T.C.
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK PERFORMANSLI NANO TANELİ BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARININ YÜKSEK BASINÇ ALTINDA BURMA PROSESİYLE GELİŞTİRİLMESİ

HASAN KÖKLÜ

YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
ÜRETİM PROGRAMI

DANIŞMAN
DR. ÖĞR. ÜYESİ HAKAN YILMAZER

İSTANBUL,2019

T.C.

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK PERFORMANSLI NANO TANELİ BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARININ YÜKSEK BASINÇ ALTINDA BURMA PROSESİYLE GELİŞTİRİLMESİ

Hasan KÖKLÜ tarafından hazırlanan tez çalışması 09.01.2019 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı

Dr. Öğr. Üyesi Hakan YILMAZER

Yıldız Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri

Dr. Öğr. Üyesi Hakan YILMAZER

Yıldız Teknik Üniversitesi



Prof. Dr. Adem BAKKALOĞLU

Yıldız Teknik Üniversitesi



Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN

İstanbul Teknik Üniversitesi



Bu çalışma, Yıldız Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü' nün 2016-07-02-YL11 numaralı YULAP projesi ile desteklenmiştir.

ÖNSÖZ

Bu çalışma, Yüksek Basınçlı Burma Prosesi uygulanmış Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi amacıyla yapılmıştır.

Çalışmamız konuyla ilgili literatür araştırmaları, mikroyapı deneyleri ve mekanik özellik deneyleri olmak üzere uygulamalı üç ana bölümden oluşmaktadır. Mikroyapı bölümünde SEM, XRD analizleri ile mikroyapı karakterizasyonu yapılmıştır. Mekanik özellikler kısmında çekme, sertlik, elektriksel özellik ve aşınma testleri uygulanmıştır. Yapılan literatür araştırmaları ve elde edilen deneysel veriler ışığında, genel bir değerlendirme yapılmıştır.

Öncelikle beni her zaman destekleyen ve arkamda olan, yüksek lisans çalışmalarım sırasında da desteklerini hiçbir zaman benden esirgemeyen babam Ramazan KÖKLÜ, annem Yeter KÖKLÜ ve ablam İlknur KÖKLÜ' ye sonsuz teşekkürlerimi ve minnetlerimi sunuyorum.

Yüksek lisans tezimin her aşamasında yanımda bulunan, beni her zaman destekleyen ve bana moral-motivasyon sağlayan dostlarım Aslıhan GÖKDUMAN, Barış ALTUN, Erdoğan YENİGÜN, Sinem AKTAŞ, Uğur BARUT ve Kadıköy Rocks ekibine çok teşekkür ederim.

Bu tezin hazırlanmasında hiçbir zaman yardımlarını esirgemeyen ve her türlü imkânı sağlayan başta tez danışman hocam Dr. Öğretim Üyesi Hakan YILMAZER'e, tez çalışmalarıma katkılarından ötürü Prof. Dr. Adem BAKKALOĞLU' na, Doç. Dr. Mustafa OKUTAN' a, Doç. Dr. Güney Güven YAPICI' ya, Prof. Shigeo SATO'ya, Prof. Dr. Nozomu ADACHİ' ye, Prof. Dr. Yoshikozu TODAKA' ya, Halil GÖKER' e, Doç. Dr. Ceren GÖDE' ye ve ER-Bakır Elektrolitik Bakır Mamulleri A.Ş. 'ye teşekkürlerimi sunuyorum.

Ayrıca Portekiz'deki 10 aylık Erasmus + Değişim Programı kapsamında tez çalışmalarımı sürdürmeme yardımcı olan başta Fatih TOPTAN, İhsan ÇAHA, Alexandra C. ALVES ve CMEMS-UMinho grubuna teşekkürlerimi sunuyorum. Bu süreç boyunca her zaman yanımda olan beni destekleyen, moral ve motivasyon kaynağı olan Guimaraes, Portekizde'ki başta Derya TAMA olmak üzere tüm Erasmus arkadaşlarıma sonsuz teşekkür ederim.

Ocak,2019

Hasan KÖKLÜ

İÇİNDEKİLER

Sayfa

SİMGE LİSTESİ.....vii

KISALTMA LİSTESİ.....viii

ŞEKİL LİSTESİ ix

ÇİZELGE LİSTESİ xii

ÖZET.....xiii

ABSTRACT xv

BÖLÜM 1

GİRİŞ 1

1.1 Literatür Özeti.....1
1.2 Tezin Amacı 4
1.3 Hipotez 4
1.4 Tezin Konusu, Özgün Değeri ve Yaygın Etkisi.....4
1.5 Bakır ve Bakır Alaşımları 6
1.5.1 Saf Bakır 8
1.5.2 Pirinçler 8
1.5.3 Kalay Pirinci 9
1.5.4 Kalay Bronzu. 9
1.5.5 Silisyum Bronzu 9
1.5.6 Bakır-Nikel Alaşımları 10
1.5.7 Seyreltik Bakır-KalayAlaşımları 10
1.5.8 Seyreltik Bakır-Magnezyum Alaşımları 11
1.6 Tane İnceltme 12
1.6.1 Tane İnceltme Tekniklerinin Etkileri.....13
1.6.2 Aşırı Plastik Deformasyon Teknikleri ve Etkileri.....15
1.6.2.1 Akümülatif Hadde Yapıştırma.....18
1.6.2.2 Yüksek Basınçlı Burma (YBB).....19
1.6.2.3 Eş Kanallı Açısal Presleme (EKAP).....20
1.6.3 Aşırı Deformasyona Uğramış Bakır ve Bakır Alaşımları ve Özellikleri.....21

1.6.2.3 Eş Kanallı Açısal Presleme (EKAP)....20
1.6.3 Aşırı Deformasyona Uğramış Bakır ve Bakır Alaşımları ve Özellikleri....21
1.7 Yüksek Basınçlı Burma Prosesi (YBB)....22

BÖLÜM 2

ULTRA İNCE/NANO TANELİ BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARININ YÜKSEK BASINÇTA BURMA PROSESİYLE GELİŞTİRİLMESİ VE MİKROYAPININ İNCELENMESİ 25

2.1 Giriş 25
2.2 Deneysel Çalışmalar 27
2.2.1 Malzeme 27
2.2.2 Yüksek Basınçlı Burma Prosesi 27
2.2.3 Optik Mikroskop Analizi 28
2.2.4 X-ışınları Difraksiyon Analizi ve X-Işınları Profil Analizi 30
2.2.5 SEM-EBSD Analizi 37
2.3 Değerlendirme ve Tartışma 41
2.4 Sonuçlar 42

BÖLÜM 3

ULTRA İNCE/NANO TANELİ BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARININ YÜKSEK BASINÇTA BURMA PROSESİYLE GELİŞTİRMESİ VE ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ 44

3.1 Giriş 44
3.2 Deneysel Çalışmalar....46
3.2.1 Malzeme 46
3.2.2 Yüksek Basınçlı Burma Prosesi 47
3.2.3 Çekme Testleri 47
3.2.4 Sertlik Ölçümü 53
3.2.5 Elektriksel Özellik Testleri 58
3.2.6 Aşınma Testleri 68
3.3 Değerlendirme Tartışma 79
3.4 Sonuçlar 82

BÖLÜM 4

SONUÇ VE ÖNERİLER 83

KAYNAKLAR 86

ÖZGEÇMİŞ 93

SİMGE LİSTESİ

cm	Santimetre
g	Gram
GPa	Gigapascal
I	Konvülasyon Profili
Kv	Kilovolt
m	Metre
mA	Mili amper
mm	Milimetre
MPa	Megapascal
µm	Mikrometre
N	Rotasyon Sayısı
nm	Nanometre
r	Yarıçap
t	Numune Kalınlığı
Y	Admittans
Y'	Kondüktans
Y''	Süseptans
Z	Empedans
^{O} C	Santigrat Derece
Ω	Ohm
ε_{eq}	Eş Değer Gerinim
γ	Kesme Gerilimi

KISALTMA LİSTESİ

Ag	Gümüş
Al	Alüminyum
AHY	Akümalatif Hadde Yapıştırma
APD	Aşırı Plastik Deformasyon
Cu	Bakır
Cd	Kadmiyum
Cr	Krom
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EKAP	Eş Kanallı Açısal Presleme
Fe	Demir
HPT	High Pressure Torsion
HV	Vickers Sertlik Brimi
KYM	Kubik Yüzey Merkezli
Mg	Magnezyum
M.Ö	Milattan Önce
NT	Nano Taneli
NG	Nano Grained
Ni	Nikel
O	Oksijen
OM	Optik Mikroskop
P	Fosfor
S	Kükürt
Si	Silisyum
Sn	Kalay
SEM	Taramalı Elektron Mikroskopu
SPD	Severe Plastic Deformation
UİT	Ultra İnce Taneli
UFG	Ultra-fine Grained
YBB	Yüksek Basınçlı Burma
Zn	Çinko
XRD	X-ışınları Difraksiyonu
XLPA	X-Ray Line Profil Analizi

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1. 1 Bakır Cevherinden Bakır Mamul Eldesi……..8
Şekil 1. 2 APD teknikleri ve APD süresince tane küçülme prosesi ve dislokasyon davranışları……16
Şekil 1. 3 AHY proses kademelerinin şematik olarak gösterimi……18
Şekil 1. 4 YBB prosesi şematik gösterimi……19
Şekil 1. 5 EKAP prosesi şematik gösterimi……20
Şekil 1. 6 YBB prosesi elemanları ve prosesin şematik gösterimi……23
Şekil 1. 7 YBB prosesinden elde edilen madeni para şeklindeki numune……23
Şekil 2. 1 YBB sırasında tane inceltme prosesinin illüstrasyonu…….. 26
Şekil 2. 2 Sürekli Döküm sonrası elde edilen malzeme şekli ve tel erozyon sonrası malzemenin nihai şekli ……27
Şekil 2. 3 Cu-Sn_{HPT}N:1 YBB uygulanmış numune optik mikroskop görüntüleri…….. 29
Şekil 2. 4 Cu-Sn_{HPT}N:10 YBB uygulanmış numune optik mikroskop görüntüleri……29
Şekil 2. 5 Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinin metalografik olarak hazırlanması……31
Şekil 2. 6 Cu-Sn,Cu-Mg YBB N:1-10 rotasyon sayılı numunelerin yüzeyinden elde edilmiş XRD profilleri……..32
Şekil 2. 7 Farklı rotasyon sayılarında (a.N:1, b.N:5, c.N:10) YBB uygulanmış Cu-Mg alaşımlılarına uygulanmış CMWP Analizi eğrileri……33
Şekil 2. 8 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Mg alaşımlılarında a.Rotasyon sayısına bağlı olarak dislokasyon yoğunluğunun değişiminin karşılaştırılması b. Rotasyon sayısına bağlı olarak dislokasyon düzeninin karşılaştırılması c. Rotasyon sayısına bağlı olarak tanecik boyutu değişiminin karşılaştırılması ……..34
Şekil 2. 9 Farklı rotasyon sayılarında (a.N:1, b.N:5, c.N:10) YBB uygulanmış Cu-Sn alaşımlılarına uygulanmış CMWP Analizi eğrileri ……..35
Şekil 2. 10 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Sn alaşımlılarında a.Rotasyon sayısına bağlı olarak dislokasyon yoğunluğunun değişiminin karşılaştırılması b. Rotasyon sayısına bağlı olarak dislokasyon düzeninin karşılaştırılması c. Rotasyon sayısına bağlı olarak tanecik boyutu değişiminin karşılaştırılması ……..36
Şekil 2. 11 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Mg numunelerinin EBSD görüntüleri, a. Cu-MgHPTN1, b. Cu-MgHPT N5, c. Cu-MgHPTN10……38

Şekil 2. 12 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Mg numunelerinin KAM görüntüleri, a. Cu-MgHPTN1, b. Cu-MgHPT N5, c. Cu-MgHPT N10……39
Şekil 2. 13 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Sn numunelerinin EBSD görüntüleri, a. Cu-SnHPTN1, b. Cu-SnHPT N5, c. Cu-SnHPT N10……..40
Şekil 2. 14 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Sn numunelerinin KAM görüntüleri, a. Cu-SnHPTN1, b. Cu-SnHPT N5, c. Cu-SnHPT N10……..41
Şekil 3. 1 a. YBB numuneleri için sertlik ölçüm noktalarının illüstrasyonu, b. YBBnumunelerinden çekme testi numunelerinin elde edilmiş nihai şeklinin illüstrasyonu……47
Şekil 3. 2 Cu-Sn YBB numunelerine ait gerilme-gerinim eğrisi ……49
Şekil 3. 3 Cu-Sn YBB çekme numunelerinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri a. N1 b. N5 c. N10……50
Şekil 3. 4 Cu-Mg YBB numunelerine ait gerilme-gerinim eğrisi……51
Şekil 3. 5 Cu-Mg YBB çekme numunelerinin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri a.N1, b.N5, c.N10 ……52
Şekil 3. 6 YBB uygulanmış Cu-Sn ve Cu-Mg alaşımlarının sertlik deneyi öncesi metal plakaya bir heater ve reçine yardımıyla yapıştırılması……54
Şekil 3. 7 Vickers Mikro-Sertlik Cihazı……56
Şekil 3. 8 Cu-Sn Başlangıç N:1, N:5 ve N: 10 sertlik grafiği……56
Şekil 3. 9 Cu-Mg Başlangıç, N:1, N:5 ve N: 10 sertlik grafiği……56
Şekil 3. 10 Cu-Sn YBB numuneleri sertlik haritaları, a. N:1, b. N:5, c. N:10……57
Şekil 3. 11 Cu-Mg YBB numuneleri sertlik haritaları, a. N:1, b. N:5, c. N:10……57
Şekil 3. 12 a. Standart Nokta Probe Elektriksel Ölçüm Cihazı, b. Empedans Analiz Yöntemi Cihazı ……59
Şekil 3. 13 Cu-Mg numuneleri için 4 Nokta Prob Yöntemi V-I grafiği……60
Şekil 3. 14 Cu-Mg YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak; a. Empedans değişim grafiği b. Admintans değişim grafiği……61
Şekil 3. 15 Cu-Mg YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak kondüktans (Y') değişimi.62
Şekil 3. 16 Cu-Mg YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak süseptans (Y'') değişimi...62
Şekil 3. 17 Y' vs Y'' cole - cole plot grafiği……63
Şekil 3. 18 Cu-Sn numuneleri için 4 Nokta Prob Yöntemi V-I grafiği……64
Şekil 3. 19 Cu-Sn YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak; a. empedans değişim grafiği, b. Admintans değişim grafiği……65
Şekil 3. 20 Cu-Sn YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak kondüktans (Y') değişimi….66
Şekil 3. 21 Cu-Sn YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak süseptans (Y'') değişimi……66
Şekil 3. 22 Cu-Sn YBB numunelerine ait Y' vs Y'' değerlerinin cole - cole plot grafiği…….67
Şekil 3. 23 Taşıtlarda Cu alaşımlarının kullanımı ve terminal konektörlerde gözlemlenen "Gerilme Gevşemesi" problemi……68
Şekil 3. 24 Kuru kayma aşınması deneyi düzeneği……70
Şekil 3. 25 Kuru kayma aşınması sonrası numune üzerinde oluşan aşınma izleri……71
Şekil 3. 26 Kuru kayma aşınması sonrası Cu-Sn YBB numunelerinin üzerinde oluşan aşınma izlerinin OM görüntüleri……72
Şekil 3. 27 Cu-Sn Başlangıç ve YBB N:1-10 numunelerinin Sürtünme Katsayısı-Zaman grafiği…… 73
Şekil 3. 28 Cu-Sn Başlangıç ve farklı rotasyon sayılarındaki YBB numunelerinin SEM (SE BSE) görüntüleri……73

Şekil 3. 29 Cu-Sn Başlangıç ve YBB numunelerinden elde edilmiş aşınma izlerinin EDS analiz sonuçları…….. 75
Şekil 3. 30 Kuru kayma aşınması sonrası Cu-Mg YBB numunelerinin üzerinde oluşan aşınma izlerinin OM görüntüleri……75
Şekil 3. 31 Cu-Mg Başlangıç ve YBB N:1-10 numunelerinin Sürtünme Katsayısı-Zaman grafiği…… 76
Şekil 3. 32 Cu-Mg Başlangıç ve farklı rotasyon sayılarındaki YBB numunelerinin SEM (SE ve BSE görüntüleri ……77
Şekil 3. 33 Cu-Mg Başlangıç ve farklı rotasyon sayılarındaki YBB numunelerinin aşınma izi EDS analizi ……78

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 1. 1 Saf bakıra ait bazı kimyasal ve fiziksel özellikler……..7

Çizelge 1. 2 EKAP, YBB ve AHY şematik gösterimi ve eş değer plastik gerinim (deformasyon) miktarı……..18

Çizelge 3. 1 Saf bakıra ait bazı kimyasal ve fiziksel özellikler……..47

Çizelge 3. 2 Cu-Sn YBB numunelerine ait çekme dayanımı, akma dayanımı ve %uzama çizelgesi……49

Çizelge 3. 3 Cu-MgYBB numunelerine ait çekme dayanımı,akma dayanımı ve %uzama çizelgesi……51

Çizelge 3. 4 Cu-Mg numuneleri için 4 Nokta Prob Yöntemi Elektriksel Direnç Değerleri ……60

Çizelge 3. 5 Cu-Sn numuneleri için 4 Nokta Prob Yöntemi Elektriksel Direnç Değerleri ……64

Çizelge 3. 6 Aşınma Deneyi Numuneleri…….. 70

Çizelge 3. 7 Cu-Sn Başlangıç ve YBB numunelerinden elde edilmiş aşınma izlerinin element içeriği çizelgesi……74

Çizelge 3. 8 Cu-Mg Başlangıç ve YBB numunelerinden elde edilmiş aşınma izlerinin Element içeriği çizelgesi……77

ÖZET

YÜKSEK PERFORMANSLI NANO TANELİ BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARININ YÜKSEK BASINÇ ALTINDA BURMA PROSESİYLE GELİŞTİRİLMESİ

Hasan KÖKLÜ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Yüksek Lisans Tezi

Tez Danışmanı: Dr. Öğr. Üyesi Hakan YILMAZER

Yüksek performanslı bakır malzemelerin günümüzde en yaygın kullanım yerlerinden birisi otomobillerde güç iletiminde kullanılan dişi ve erkek kondüktör terminallerdir. İyi bir uzun ömürlülük ve iletkenlik ilişkisi dolayısıyla yüksek mekanik mukavemet ve iyi iletkenlik aranır. Son yıllarda **"**Aşırı Plastik Deformasyon (APD)" yöntemleri**,** bulk malzemelerde olağan dışı mekanik, fiziksel ve elektrokimyasal özelliklerin geliştirebilme kabiliyetinin olmasından dolayı araştırmacıların ilgisini çekmektedir. *APD* yöntemleriyle "ultra ince taneli (UİT) (<500 nm)*"* ve/veya "nano taneli (NT) (<100 nm)*"* malzemeler elde edilebilmektedir. Yüksek Basınç altında Burma (YBB) prosesi en yaygın kullanılan APD proseslerinden birisidir.

Bu çalışmada çeşitli rotasyon sayılarında YBB işlemi uygulanmış bazı Cu-Sn ve Cu-Mg alaşımları sistematik olarak çalışılmıştır. Bu çalışmada yüksek performansta mekanik davranış (sertlik, çekme mukavemeti), iyileştirilmiş tribolojik özellikler (yüksek aşınma direnci) ve istenen seviyede elektriksel iletkenliğe sahip UİT/NT Cu-Sn ve Cu-Mg alaşımlarının üretilmesi, mikroyapı, mekanik, tribolojik ve elektriksel özelliklerinin karakterizasyonu yapılmıştır.

Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinde mikroyapı testleri olarak SEM-EBSD, XRD ve XLPA analizleri yapılmıştır. YBB prosesi sonucu Cu-Sn ve Cu-Mg numunesinin KYM olan kafes yapısında herhangi bir değişim meydana gelmez iken numune mikroyapısında tane

incelmesi meydana gelmiştir. YBB prosesinin uygulanmasıyla tane boyutu düşmüştür. YBB prosesinin uygulanması ile 55 nm tanecik boyutuna sahip NT mikroyapılar elde edilmiştir. Cu-Mg_{HPT}N10 numunesinde tane kabaşlaması meydana gelmiştir.

Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerine mekanik özellik testi olarak Vickers Mikro-sertlik, Çekme, Elektriksel Özellik ve Aşınma testleri uygulanmıştır. YBB prosesi sonucunda Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinin sertlik değerleri yaklaşık 3 katına çıkmıştır. Aynı zamanda rotasyon sayısı arttıkça numunelerin sertlik değerleri artmıştır ve daha homojen sertlik dağılımı elde edilmiştir. Numunelerin merkezinden kenarlara doğru gidildikçe de sertlik değerleri artmıştır.

Çekme testleri $1*10^{-3}$ mm/s test hızında oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. YBB prosesi sonucunda Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinin çekme dayanımları ve akma dayanımları artarken, %uzama değerleri azalmıştır. Ayrıca çekme testleri sonucunda sünek gerilme-gerinim grafikleri ve sünek karakterde kırılma yüzeyleri elde edilmiştir.

Elektriksel özellik testleri için Standart 4 Probe Yöntemi ve Empedans Analiz Tekniği uygulanmıştır. YBB prosesi sonucu numunelerin elektriksel direnci artarken, elektriksel iletkenlik değerlerinin azaldığı görülmüştür. Buna karşın yüksek frekans değerlerinde başlangıç numunelerine yakın değerlerde elektriksel iletkenlik değerleri elde edilmiştir.

Son olarak YBB uygulanmış Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerine aşınma testi olarak Kuru Kayma Aşınması oda sıcaklığında alümina top yardımıyla yapılmıştır. Aşınma deneyleri sonucu oluşan Aşınma İzleri SEM yardımıyla incelenmiştir. Aşınma deneyleri sonucu olarak numunelerin aşınma dayanımları YBB prosesi ile birlikte artmıştır. Buna karşın sürtünme katsayısı değerlerinde YBB prosesi ile birlikte herhangi bir değişim meydana gelmemiştir. Elde edilen aşınma yüzeylerinin boyutu YBB prosesi ile birlikte azalmıştır ve abrazif karakterde aşınma yüzeyleri elde edilmiştir.

Bu çalışma YBB prosesi ile olağanüstü mekanik özelliklere sahip ve aynı zamanda uygulamada kullanabilecek seviyede iyi elektrik özellikler sergileyen Cu-Sn ve Cu-Mg alaşımlarının üretimi ve karakterizasyonu için yapılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Bakır Alaşımları, Aşırı Plastik Deformasyon, Yüksek Basınçlı Burma, Ultra İnce Tane, Tane İnceltmesi

ABSTRACT

IMPROVEMENT OF HIGH PERFORMANCE NANO-GRAINED COPPER AND COPPER ALLOYS UNDER HIGH PRESSURE TORSION

Hasan KÖKLÜ

Department of Metallurgical and Materials Engineering

MSc. Thesis

Adviser: Assist. Prof. Dr. Hakan YILMAZER

High-performance copper usage in one of the most widely used in power transmission in automobiles female and male terminals are conductor. A good longevity-conductivity relation and consequently high mechanical strength and good conductivity are being sought. In recent years, "Severe Plastic Deformation (SPD)" methods, because of the lack of ability to improve the unusual mechanical, physical and electrochemical properties in bulk material, has attracted the attention of researchers. Ultra-fine grained (UFG) (<500 nm) and nano-grained (NG) (<100 nm) material is obtained by SPD methods. High-pressure torsion (HPT) is one of the common used SPD methods.

In this study, some seyreltik Cu-Sn and Cu-Mg alloys subjected to high pressure torsion (HPT) processing at various rotation numbers have been studied systematically. In this study, the production, microstructure, mechanical, tribological and electrical properties of the UFG / NG Cu-Sn and Cu-Mg alloys that have high performance mechanical behavior (hardness, tensile strength), improved tribological properties (high abrasion resistance) and the desired level of electrical conductivity have been characterized.

SEM-EBSD, XRD and XLPA analyzes were performed as microstructure tests for Cu-Sn and Cu-Mg samples. As a result of the HPT process, there was no change in the lattice structure of the Cu-Sn and Cu-Mg samples, whereas in the microstructure of the sample there was a grain refinement. The particle size decreased with the implementation of

the YBB process. By applying the YBB process, NG microstructures with a particle size of 55 nm were obtained. In the Cu-Mg_{HPT}N10 sample, grain coarsening occurred.

Cu-Sn and Cu-Mg samples were subjected to Vickers Micro-hardness, Tensile, Electrical Properties and Abrasion tests as mechanical tests. As a result of the HPT process, the hardness values of Cu-Sn and Cu-Mg samples increased approximately three times. At the same time, as the number of rotations increased, the hardness values of the samples increased, and a more homogeneous hardness distribution was obtained. The hardness values of the samples were increased from the center to the edges of samples.

Tensile tests were carried out at a test speed of 1 * 10-3 mm / s at room temperature. The tensile strengths and yield strengths of Cu-Sn and Cu-Mg samples increased as a result of the HPT process, while the% elongation values decreased. In addition, as a result of tensile tests, ductile stress-strain graphs and ductile character fracture surfaces were obtained.

Standard Four Probe Method and Impedance Analysis Technique were applied for electrical properties tests. The electrical resistance of the samples increased while the electrical conductivity values decreased. In contrast, electrical conductivity values were obtained at values close to the initial samples at high frequency values.

Finally, Dry Sliding Tests were carried out with the help of alumina balls at room temperature as abrasion test for Cu-Sn and Cu-Mg samples. Wear tracks formed as a result of wear tests were examined with the help of SEM. Wear strengths of the samples increased as a result of the wear tests. On the other hand, there was no change in friction coefficient values with the HPT process. The size of the wear surfaces obtained decreased with the YBB process and abrasive surfaces were obtained.

This study was carried out for the production and characterization of Cu-Sn and Cu-Mg alloys having good exceptional mechanical properties and desired level of electrical properties.

Keywords: Copper alloys, Severe plastic deformation, High-pressure torsion, ultra-fine grain, grain refinement

BÖLÜM 1

GİRİŞ

1.1 Literatür Özeti

Aşırı Plastik Deformasyon (APD) yöntemleri, malzemelerde şekil değişikliği olmaksızın aşırı kesme gerilimi uygulayarak proses sonrasında malzemelerin mikroyapısında önemli derecede tanelerin küçülmesini sağlayarak ultra ince taneli (UİT) ve/veya nano taneli (NT) yapıların oluşmasını sağlamaktadır. Bu yöntemlerden Eş Kanallı Açısal Presleme (EKAP) ve Yüksek Basınçlı Burma (YBB) son yıllardaki çalışmalarda araştırmacıların ilgisini çekmektedir. Daha önceki çalışmalar incelendiğinde YBB prosesi ile EKAP yöntemine göre çok daha ince taneler elde edildiği görülmüştür. Elde edilen UİT ve NT yapılar sayesinde malzemeler olağanüstü mekanik, tribolojik ve uygulamada kullanılabilecek seviyede iyi elektriksel özelliklere sahip olmaktadır[1,2]. YBB prosesi sonrası UİT ve/veya NT yapılar elde edilmesinden dolayı YBB yöntemi aynı zamanda bir tane inceltme prosesi olarak geçmektedir. Özellikle numune öncesi ve sonrası malzeme de bir şekil değişikliği olmaksızın tane inceltme işleminin gerçekleşmesinden dolayı literatürde önemli bir yere sahiptir.

Bir APD yöntemi olan YBB prosesi uygulandığı numuneler üzerinde bir taraftan aşırı kesme deformasyonu uygularken bir taraftan da malzemelerin şeklinin proses sırasında aynı kalmasını sağlayarak proses sonrası malzemelerin olağanüstü mekanik özellikler kazanmasını sağlamaktadır. Bu özelliklerden en dikkat çekenler sertlik, çekme dayanımı, aşınma direnci ve elektriksel özellikler olarak öne çıkmaktadır. Literatürde bu özelliklerden sertlik ve çekme dayanımında meydana gelen değişim birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. Fakat YBB sonrasında malzemelerin aşınma direnci ve elektriksel özelliklerinde meydana gelen değişim hakkında sınırlı sayıda makalenin

olması bu özellikleri ilgi çekici hale getirmekle birlikte, bu özelliklerin YBB sonrası nasıl değiştiğinin kesin olarak ortaya konulması ihtiyacı doğurmaktadır.

Y.Z Tian ve arkadaşları ürettikleri Cu-Ag alaşımına farklı rotasyon sayılarında YBB prosesi uygulamış ve bu elde ettikleri malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Bu mekanik özelliklerden biri de Vickers mikro sertlik ölçümü olup, sertliğin artan rotasyon sayısı ve merkezden uzaklık ile birlikte arttığı sonucuna varmışlardır[3]. Mikro sertlik ile ilgili olan bir diğer makalede de Abdulla I. Almazrouee ve arkadaşları %99,99 saflıktaki bakıra farklı rotasyon sayılarında YBB prosesi uygulamış ve elde ettikleri malzemenin mikroyapı ve mikrosertlik özelliklerini incelemişlerdir. Vickers mikrosertlik ölçümleri sonucunda YBB prosesinin sertliği önemli derecede etkilediği ve sertliğin artan rotasyon sayısı ve merkezden uzaklıkla birlikte arttığı sonucuna varmışlardır[4]. YBB prosesinin uygulandığı Cu ve Cu alaşımları üzerinde yapılan çalışmalarda benzer sonuçlar elde edilmiştir. Bu çalışmalara göre Cu alaşımları üzerinde yapılan alışmalarda sertliğin artan rotasyon sayısı ve merkezden uzaklaştıkça arttığı açıkça ortaya konulmuştur ve bu sertlik değerlerinin diğer mekanik özelliklere de olumlu yönde yansıdığı görülmüştür[3–6]. YBB prosesi ile olağanüstü mekanik özellikler elde edildiğini ortaya koymanın en etkili yollarından biri de sertlik ölçümüdür. Literatürde elde edilen önemli sonuçlar bu doğrultuda iyi bir referans oluşturmaktadır.

YBB proses sonrası malzemelerin mekanik özelliklerinde artış olup bu özelliklerin en önemlilerinden biri de YBB uygulanmış numunenin çekme dayanımıdır. YBB prosesi sonrası malzemelerin çekme dayanımında önemli derecede bir iyileşme olduğu literatürde çalışmalardan çok net bir şekilde anlaşılmaktadır. N. Lugoa ve arkadaşlarının saf Cu üzerinde YBB ve EKAP uygulayarak yapmış oldukları çalışmada, YBB ve EKAP prosesi sonrası numunelerin çekme dayanımlarında önemli derecede bir artış olduğu gözlemlenmiş YBB prosesi uygulanan numunelerin yüksek rotasyon sayısıyla birlikte en iyi çekme dayanımı gösterdikleri açık bir şekilde rapor edilmiştir[7]. Bir diğer çalışmada Y.Z. Tian ve arkadaşları Cu-Ag alaşımına farklı rotasyon sayılarında YBB uygulamıştır. Bu numunelerin çekme dayanımları incelenmiş ve artan rotasyon sayısıyla birlikte olağanüstü çekme dayanımı sergiledikleri görülmüştür[3]. K. Edalati ve arkadaşları da saf Cu üzerinde YBB prosesi uygulamış ve numunelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Elde ettikleri çekme dayanımı sonuçlarına göre malzemelerin çekme

dayanımının YBB prosesi sonrası yaklaşık olarak iki katına çıktığını rapor etmişlerdir[6]. Literatürde elde edilen bu sonuçlar YBB numunelerinin çekme dayanımlarının incelenmesi kapsamında önemli bir referans oluşturmaktadır.

APD yöntemleri sonucunda malzemelerin aşınma dayanımı hakkında çok fazla çalışma bulunmamakla beraber, bu konu hakkında net bir sonuçta elde edilememiştir. Çeşitli malzemelerin APD yöntemleri sonucunda aşınma dayanımının incelenmesi sonucunda bazı çalışmalarda aşınma dayanımının APD'nin bir sonucu olarak arttığı belirtilmiştir[8–10]. Bazı çalışmalarda ise proses sonucunda oluşan çeşitli nedenlerden dolayı düştüğü belirtilmektedir. Bunlar; düşük gerinim sertleşmesi [11–13], düşük süneklikten dolayı meydana gelen mikro çatlak oluşumu[11,14,15], tanelerin rekristalizasyonu ve büyümesi[16] ve intensive adhezyondur[17]. Bir diğer çalışmada ise APD proseslerinin malzemelerin aşınma davranışı üzerinde önemli bir etkisinin olmadığı belirtilmiştir[18]. Bu çalışmalarda elde edilen farklı sonuçlar ve literatürde bu konu hakkında yetersiz data oluşu, bu çalışmada YBB uygulanmış Cu alaşımlarının aşınma dayanımı ve tribolojik özelliklerini inceleme konusunda bize iyi bir motivasyon olmuştur.

Cu ve Cu alaşımları için elektriksel özellikler uygulamada Cu malzemelerin çok fazla tercih edilmesinin en önemli sebeplerindendir. Bu kapsamda YBB prosesi sonrası elektriksel özelliklerde meydana gelen değişimin incelenmesi daha fazla önemli hale gelmektedir. Literatürde YBB uygulanmış Cu numunelerin elektriksel özelliklerinin incelendiği çok az çalışma olup bu çalışmalarda elektriksel özelliklerinin YBB prosesi ve artan rotasyon sayısıyla değişimi konusunda farklı sonuçlar elde edilmiştir[19–21]. Bu kapsamda, YBB uygulanmış Cu alaşımlarının elektriksel özelliklerinin daha derin bir şekilde incelenmesi ve belirlenmesi araştırmacılar için iyi bir motivasyon kaynağı oluşturmaktadır.

1.2 Tezin Amacı

Son yıllarda, araştırma ve geliştirme (Ar-Ge) faaliyetleri, Cu alaşımlarının iletken olarak kullanıldığı hızlı trenlerde, rotor ve süpürme (brush) barları, armatürler ve terminal konektörler gibi uygulamalarda üstün mekanik özelliklere sahip Cu alaşımları üzerine yoğunlaşmış durumdadırlar.

Bu çalışma, *"Aşırı Plastik Deformasyon (APD)"* yoluyla mukavemet ve elektriksel iletkenlik noktasında yüksek performansta Cu alaşımların geliştirilmesi üzerine yoğunlaşmıştır. Literatürde UİT/NT malzemelerin olağan dışı mekanik, fiziksel ve elektrokimyasal davranışları eşsiz onların çok küçük tane yapıları ve tane sınırları gibi yoğun ara yüzeylerden ve özellikle dislokasyon karakterinden kaynaklandığı açıkça ortaya konmuştur. Yüksek Basınçta altında Burma (YBB) prosesi yaygın kullanılan ve NT yapı elde edilmesin de elverişli bir APD yöntemidir. Bu yöntemle elde edilen numunelerde UİT/NT yapılar elde etmek mümkündür. Böylece olağanüstü mekanik özellikler, iyileştirilmiş tribolojik özellikler ve uygulamada kullanılabilecek seviyede elektriksel özellikler elde edilir. Bu çalışmada YBB yöntemiyle üretilmiş numunelerin karakterizasyonu ve bu özelliklerin nasıl ortaya çıktığının anlaşılması amaçlanmaktadır. Mekanik deneyler, tribolojik deneyler,elektriksel deneyler ve mikroyapı deneyleri ile bu sonuçların elde edilmesi amaçlanmıştır. Bu bilgilerin ışığında bu projenin amacını özetleyecek olursak: Yüksek performansta mekanik davranış (sertlik, mukavemet, sürünme), iyileştirilmiş tribolojik özellikler (yüksek aşınma direnci) ve uygulamada kullanılabilecek seviyede elektriksel iletkenliğe sahip UİT/NT Cu alaşımlarının YBB prosesiyle üretimi, karakterizasyonu ve üretim prosesinin optimizasyonudur.

1.3 Hipotez

Bu tez çalışmasındaki hipotez, YBB prosesi ile elde edilmiş NT Cu alaşımlarının olağanüstü mekanik özellikler, geliştirilmiş tribolojik özellikler ve uygulamada kullanılabilecek seviyede iyi elektriksel özellikleri sağlayacak olmasıdır.

1.4 Tezin Konusu, Özgün Değeri ve Yaygın Etkisi

Bu çalışmanın konusu; malzeme ve metalürji bilim alanında olup, yüksek mekanik, tribolojik performans sergileyen ve aynı zamanda yüksek elektriksel iletkenlik

değerlerine sahip Cu alaşımları, aşırı plastik deformasyon teknikleri ultra ince taneli (UİT) veya nano tane (NT) yapıda üretilmesi ve mikroyapı, mekanik, tribolojik ve elektriksel özelliklerinin karakterizasyonu kapsamaktadır.

UİT/NT Cu malzemelerin özellikle sürünme, aşınma ve gerilme gevşemesi, gibi özellikleriyle ilgili sistematik çalışmaların olmayışı literatürde büyük bir eksik olarak görülmüştür. Bu çalışma bu noktada eksiği kapatmayı hedeflemektedir. Bu çalışmanın en önemli kademesi mikroyapı analizinin doğru bir şekilde yapılıp ve elde edilecek mekanik, tribolojik ve elektriksel deney sonuçlarının doğru bir şekilde mikroyapı ile bağlantılı tahlilinin yapılmasıdır.

Bunun yansıra, literatürde UİT/NT malzemelerin olağan dışı mekanik, fiziksel ve elektrokimyasal davranışları onların çok küçük tane yapıları ve tane sınırları ve dislokasyon hücre duvarları gibi yoğun ara yüzeylerden ve özellikle dislokasyonlardan kaynaklandığı belirtilse de açıkça ortaya konamamıştır. Bundan dolayı, bu çalışmada YBB uygulanmış numunelere yapılacak olan mikroyapı analizleri ile çok ilgi çekici ve özgün sonuçların elde edilebileceği tahmin edilmektedir. Bu kapsamda YBB uygulanmış Cu alaşımlarının mikroyapı özelliklerinin belirlenmesinde kullanılacak olan SEM, EBSD ve XRD analizleriyle elde edilecek sonuçların kapsamlı ve özgün sonuçlar olacağı ve bu kapsamda literatüre özgün bir etkisinin olacağı öngörülmektedir.

Bu çalışmanın çıktısı olacak olan üstün özelliklere sahip UİT/NT Cu alaşımlarının Ar-Ge çalışmaları sonucunda üretim yeteneğinin kazanılması ile öncelikle yurtiçi firmaların bu alandaki yatırımlarının önü açılacak ve dolayısıyla yurtdışı bağımlılığı orta vadede sona erecektir.

Yine üstün özelliklere sahip UİT/NT Cu alaşımlarının Ar-Ge çalışmalarının tamamlanması ve üretilebilmesi doğal olarak Türk firmalarına uluslararası pazarda önemli bir rekabet gücü sağlayacaktır. Özellikle otomotiv ve yedek parça sektörlerimiz için çok kritik piyasa oluşturabilecek kaliteli kondüktör parçaların yurt içinde üretilebiliyor olması bu sektörler içinde önemli bir rekabet avantajı sağlayacaktır.

APD yöntemleriyle UİT/NT Cu alaşımlarının hali hazırda otomotivlerde kullanılan kondüktörlere göre uzun ömürlü ve iletim problemi oluşturmamasından dolayı sinyalizasyon ve kontak hataları gibi ciddi problemlere sebebiyet vermeyecektir. Bundan

dolayı bu çalışmamız sonucu elde edilecek üstün özelliklere sahip UİT/NT Cu alaşımlarının ticari potansiyeli olduğuna inanmaktayız.

YBB prosesi ile Türkiye'de ilk kez üretilecek olan UİT/NT Cu alaşımlarının üzerine yaptığımız bu çalışma sonucunda elde edilecek Know-How ile yeni malzeme türleri geliştirilmesi için Erbakır gibi firmalar Ar-Ge çalışmalarını yürütülecektir.

1.5 Bakır ve Bakır Alaşımları

Bakır ve bronz insan tarihinde kullanılan ilk metal malzemelerdir. Burada bakırın kolay şekil alma kabiliyeti çok etkili olmuştur. Daha sonra bronz bakırdan daha yüksek dayanıma sahip olduğu için M.Ö 2500 yıllarında bronz daha çok tercih edilmeye başlamıştır. Özellikle günlük kullanılan araç ve gereçlerin üretiminde bakır en çok kullanılan metal olmuştur. Orta Çağ'a kadar devam eden bu durum demir esaslı malzemelerin silah yapımında kullanılmaya başlamasıyla yerini demir esaslı malzemelere bırakmaya başlamıştır. 19. Yüzyılın sonlarına doğru özellikle elektrik ve elektronik alanında başlayan teknolojik gelişmeler, iletkenliği yüksek olan bakır malzemesine olan ihtiyacın artmasına neden olmuştur ve yüksek iletkenliğin gerektiği yerlerde en çok kullanılan metal olmuştur. Bakır ve bakır alaşımları, Dünya'da hemen hemen bütün bölgelerde bulunması ve geniş ölçüde üretim yapılabilmesi, yüksek plastik şekil verilebilme kabiliyeti, gümüşten sonra elektriği ileten en iyi metal olması ve endüstriyel anlamda çok önemli olan bronz, pirinç gibi alaşımlar yapabilme kabiliyeti nedeniyle insanlık tarihi için çok önemli bir yer kaplamaktadır [22].

Bakır ve bakır alaşımları, mükemmel elektrik ve ısı iletkenlik, yüksek süneklik, oldukça iyi dayanım ve yüksek korozyon dayanımı nedeniyle mühendislik uygulamalarında en çok tercih edilen malzemelerdendir. Bunun yanında bakır alaşımları çok yüksek şekil alma kabiliyetine sahip malzemelerdir. Seri üretime çok yatkın malzemeler olduğu için endüstride de çok yaygın olarak kullanılmaktadır. Özellikle elektrik, ısı üretim, elektronik, makine, inşaat, iletişim sektörlerinde çok önemli bir yere sahiptir. Ayrıca Cu çok fazla alaşıma sahip olduğu için bu alaşımları otomotiv, basınçlı sistemler, boru gibi çeşitli sektörlerde kullanılmaktadır.

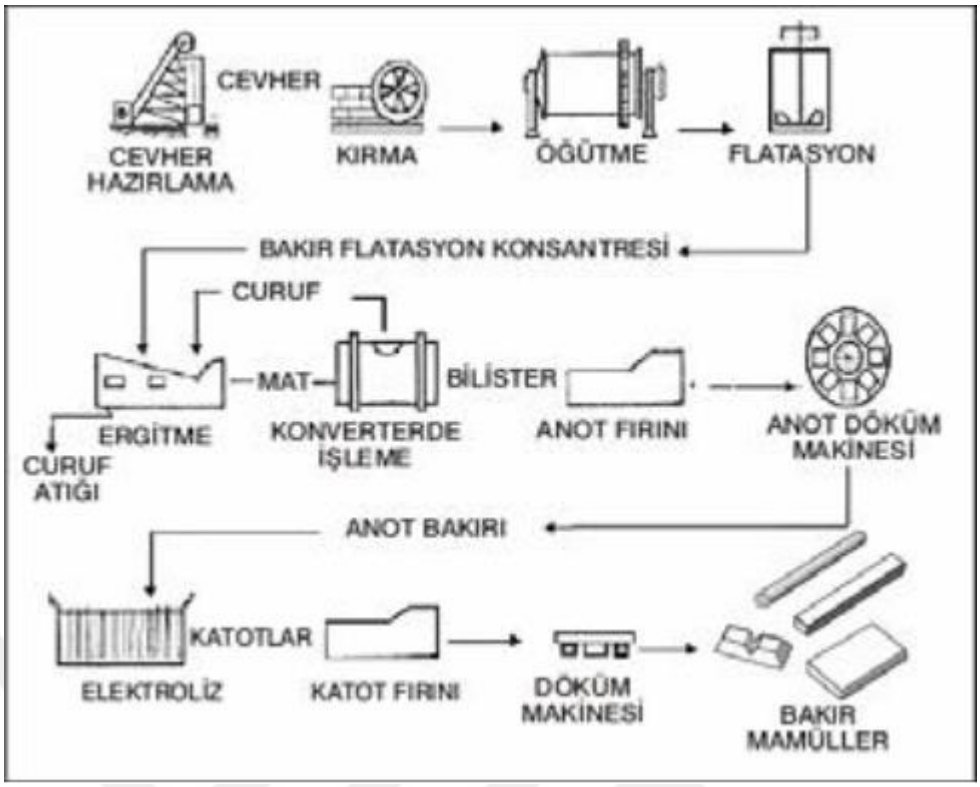
Saf bakırın uygulamada kullanılabilmesini sağlayan kimyasal ve fiziksel özellikleri ise Çizelge 1.1.'de verilmiştir.

Çizelge 1.1 Saf bakıra ait bazı kimyasal ve fiziksel özellikler [23,24]

Özellikler	Bakır (Cu)
Atom Numarası	29
Atom Ağırlığı	63.546
Yoğunluğu (g/cm³)	8.96
Erime Noktası (^{O} C)	1083.4
Kaynama Noktası (^{O} C)	2567
Atom Yarıçapı (pm)	128
Kafes Yapısı	Kubik Yüzey Merkezli
Elektrik Direnci	16,78 nΩ·m (20°C'de)
Vickers Sertliği (MPa)	369

Bakır madeni hem yeraltı madenciliği hem de açık ocak madenciliği yardımıyla çıkarılmaktadır. Daha sonra çeşitli cevher zenginleştirme tekniklerine tabi tutulduktan sonra endüstri de kullanılmak üzere küresel ekonomiye kazandırılmaktadır. Bakır cevherleri, doğal bakır cevherleri, sülfürlü bakır cevherleri ve oksitli bakır cevherleri olarak 3'e ayrılmıştır. Bunlardan en önemlileri nabit bakır, CuS(kavelin), CuS_2(kalkosin), Cu_2O(azurit)Köpüklü flotasyon, yerçekimi ile ayırma ve asit liçi yöntemleri en önemli bakır zenginleştirme yöntemleri olarak karşımıza çıkmaktadır[25].

Bakır üretiminde 3 farklı metot kullanılmaktadır. Bu metotlar pirometalurjik yöntemlerle bakır üretimi, hidrometalurjik yöntemlerle bakır üretimi ve son olarak elektrometalürjik yöntemlerle bakır üretimidir. Bu yöntemler bakır cevherinin içeriğine göre bakır üretiminde kullanılmakta olup bununla birlikte en çok kullanılan metot pirometalurjik yöntemlerle bakır üretimidir [26]. Bakır üretimini genel olarak şematize edecek olursak Şekil 1.1'deki gibi kolayca gösterebiliriz.



Şekil 1.1 Bakır Cevherinden Bakır Mamul Eldesi [5,6]

1.5.1 Saf Bakır

Alaşımsız saf Cu yumuşak bir malzemedir. Bu malzeme uygulamalarda çok iyi elektrik ve ısıl iletkenlik sağlar. Ayrıca mükemmel bir korozyon direncine sahiptir. İçerdiği impuriteler bakımından farklılık gösteren çeşitli alaşımsız Cu sınıfları vardır. Oksijensiz Cu genellikle yüksek iletkenlik ve olağanüstü süneklilik gerektiren uygulamalarda kullanılır [28].

1.5.2 Pirinçler

Pirinçler genellikle Cu ve Zn'den meydana gelen alaşımlardır. Bu alaşımlar genellikle iyi mukavemet ve iyi süneklik sergilerler. Kolaylıkla soğuk işlenebilirler. Bu alaşımların rengi içerisindeki Zn miktarına bağlı olarak kırmızı renk ile altın rengi arasında değişmektedir. Gilding Metal, Ticari Bronz, Mücevher Bronzu, Kırmızı Pirinç ve Cartridge Pirinci içerdikleri spesifik Zn miktarı ile en yaygın olarak bilinen pirinç alaşımlarıdır. %32-39 arasında Zn içeren pirinçler uygulamada çok iyi sıcak işlem kabiliyeti sağlarken, limitli seviyede soğuk işlem kabiliyetine sahiptirler. %39'dan daha fazla Zn içeren pirinçler oda

sıcaklığında daha düşük Zn içeren alaşımlardan daha yüksek mukavemet ve düşük süneklik sergilerler [28].

1.5.3 Kalay Pirinci

Kalay pirinci, Cu, Zn ve Sn'dan meydana gelen alaşımlardır. Bu alaşımlar elektrik konektörleri, korozyona dayanıklı mekanik ürünler, yüksek mukavemetli bağlantı elemanları, yaylar, pompa milleri ve korozyona dayanıklı vidalı makine parçalarında kullanılırlar. Bu alaşımlar, normal pirinçlerle karşılaştırıldıklarımda arttırılmış korozyon direnci, çinkosuzlaşma için düşük süneklik ve yüksek mukavemet sağlarlar. Bu alaşımlar iyi sıcak dövme ve iyi soğuk işlem kabiliyetine sahiptirler. Ayrıca bu malzemeler yüksek korozyon direnci, yüksek mukavemet ve mükemmel elektrik iletkenliğine sahip malzemelerdir [7].

1.5.4 Kalay Bronzu

Kalay bronzu, Fosfor Bronzu olarak da bilinen içerisinde Cu, %11 Sn ve %0.01-0.35 P içeren Cu alaşımlarıdır. Sn, malzeme içerisinde korozyon direncini ve çekme mukavemetini arttırır. P ise aşınma dayanımını ve gevrekliği arttırır [29]. Kalay bronzu harika yay kalitesi, yüksek yorulma direnci, mükemmel şekil alabilirlik, yüksek korozyon direnci ve lehimlenebilirlik özelliğine sahiptir. Bu malzemeler ilk olarak elektriksel ürünlerde kullanılır. Diğer bir kullanım alanı da korozyon dirençli körükler, diyaframlar ve yaylı rondelalardır [7]. Ayrıca gelişen yüksek teknoloji ile birlikte Cu-Sn alaşımlarına olan ilgi, bu alaşımların mükemmel elastikliği, ısı iletkenliği, aşınma direnci ve korozyon dayanımı nedeniyle her geçen gün artmaktadır [30].

1.5.5 Silisyum Bronzu

Bu alaşım yüksek mukavemetli pirinçlerin alt gruplarının bir parçasıdır. Bu alaşımlar %20'den daha Zn ve %6 Si içerirler. Silisyum kırmızı pirinçler genellikle yüksek mukavemet ve korozyon direncinin kritik olduğu supap kollarında kullanılır. Silisyum bronzu genellikle rulman ve yatak malzemesi yapımında, dişli ve karmaşık şekilli pompa ve vana malzemesi olarak kullanılır [7].

1.5.6 Bakır-Nikel Alaşımları

Bu alaşımlar genellikle %2-30 arasında Ni içeren alaşımlardır. Yüksek korozyon dayanımına ve termal stabiliteye sahiptirer. Fe, Cr, Ni ve/veya Mn ilavesi bu alaşımların korozyon direncini ve mukavemetini arttırabilir. Bu alaşımlar hemen hemen gerilmeli korozyon çatlağından etkilenmeyen ve su buharında, nemli havada yüksek oksidasyon direnci sağlayan alaşımlardır [30]. Daha yüksek oranda Ni içeren Cu alaşımlarının korozyon dirençleri deniz kirliliğine karşı dirençleri kadar iyi olduğu bilinmektedir. Bu alaşımlar elektriksel ve elektronik malzeme yapımında, gemicilik malzemelerinin yapımında kullanılır [7].

1.5.7 Seyreltik Bakır-Kalay Alaşımları

Bakırlar genellikle, %99,3 ya da daha Cu içeriğinden meydana gelen metallerdir. Seyreltik Cu alaşımları ise yaklaşık olarak min. %92 Cu ve küçük miktarlarda çeşitli alaşım elementi içeren alaşımlardır. Bu çeşitli alaşım elementlerine örnek olarak Be, Cd, Cr,Sn gibi alaşım elementleri yaklaşık olarak max. %8 içeriğe sahip olacak şekilde verilebilir. Seyreltik Cu alaşımları Kubik Yüzey Merkezli (KYM) bir yapıya sahiptir ve bu alaşımların fiziksel özellikleri saf metallerin özellikleriyle benzerlik göstermektedir. Seyreltik Cu alaşımlarında alaşımlandırma genellikle, uygulamada kullanılabilecek seviyede elverişli elektriksel özelliğin yanında, daha yüksek mukavemet, termal stabilite ve daha yüksek mekanik özellik kabiliyeti sağlamak için yapılmaktadır.

Seyreltik Cu alaşımlarına örnek olarak verilebilecek Seyreltik Cu-Sn alaşımları yaklaşık olarak max. %8 Sn içeriğine sahip alaşımlardır. Cu-Sn alaşım sistemi birçok farklı sıralı fazları ve faz ayrımlarıyla komplike bir faz diyagramına sahiptir. Sn, Cu içerisinde sınırlı bir çözünürlüğe sahiptir ve Cu ve Sn atom boyutları arasında yaklaşık %9 seviyesinde azımsanmayacak bir uyuşmazlık vardır. Seyreltik Cu-Sn alaşımları çok iyi mekanik özelliklere ve direnç özelliklerine sahiptir. Aynı zamanda bu alaşımlar iyi derecede korozyon direnci ve çok iyi lehimlenebilirlik özelliklerine sahiptirler. Seyreltik Cu-Sn alaşımları bu özellikleri sayesinde elektro-teknik uygulamalarda çok geniş kullanım alanlarına sahiptir. Bunlara örnek olarak direnç telleri, ısıtıcı uygulamaları ve yüksek mekanik özellik ve korozyon direnci gerektiren uygulamalar verilebilmektedir.

Seyreltik Cu-Sn alaşımı olarak uygulamada karşımıza çıkan en güzel örnek CuSn6 alaşımıdır. Bu alaşım yaklaşık %5,5-7 arasında Sn içeriğine sahip olup hem iyi derecede mekanik özellik hem de elektriksel özellik istenen uygulamalarda sıkça karşımıza çıkmaktadır. Bu alaşım özellikle konektörlerde, yaylı kontaklarda, yaylarda , metal hortum, kağıt endüstrisi, gemi ve aparat imalatının yanı sıra elektrik ve mekanik mühendislik uygulamalarında karşımıza çıkmaktadır. W. Kwaśny ve arkadaşları[31], CuSn6 alaşımı üzerinde bir Aşırı Plastik Deformasyon yöntemi olan Tekrarlı Oluk ve Düzleştirme (RCS) yöntemini uygulamış ve bu alaşım üzerinde meydana gelen mikroyapı ve mekanik özellik değişimlerini incelemiştir. Bu çalışma sonucunda 20 nm seviyesine kadar tanecik boyutları elde edilirken, 590 MPa çekme mukavemeti elde edilmiştir. Bu da seyreltik Cu-Sn alaşımlarına aşırı plastik deformasyon uygulanması sonucu çok iyi sonuçlar elde edildiğinin göstergesi olarak sunulmuştur ve mekanik özellik ve elektriksel özellik gerektiren uygulamalar için elverişli olduğu saptanmıştır. A. Güngör ve arkadaşlarının [32], tavlanmış seyreltik Cu alaşımları üzerinde yapmış olduğu çalışmada %2,3 oranında Sn bileşimine sahip seyreltik Cu-Sn alaşımı kullanılmıştır. Bu alaşımların elektriksel dirençleri ve tane boyutları incelenmiştir. Yapılan deneyler sonucu en düşük boyutlu tanelerin seyreltik Cu-Sn alaşımlarında elde edildiği saptanırken, bununla birlikte de en yüksek elektriksel direncin yine Cu-Sn alaşımında elde edildiği görülmüştür. Seyreltik Cu-Sn üzerinde yapılan bu çalışmalar dikkate alındığında elektriksel iletkenliğin yanında iyi mekanik özellik istenen çalışmalarda seyreltik Cu-Sn alaşımları önemli bir yer tutmaktadır. Saf Cu alaşımlarına düşük miktarlarda Sn ilavesiyle elde edilen seyreltik Cu-Sn alaşımları iyi bir elektriksel iletkenlik ve mekanik özellik ilişkisi sağlamaktadır.

1.5.8 Seyreltik Bakır-Magnezyum Alaşımları

Seyreltik Cu-Mg alaşımları %99 saflıktaki Cu alaşımlarına düşük miktarlarda Mg elementi ilave edilerek elde edilmektedir. Bu alaşımlar genellikle elektriksel iletkenlik gerektiren aynı zamanda da mukavemet ve korozyon dayanımı gibi özellikler gerektiren uygulamalarda kullanılmaktadır. Seyreltik Cu-Mg alaşımları hem elektriksel direnç ve hem korozyon direnci gerektiren uygulamalarda yüzeyde oluşan MgO filminden yararlanmak için kullanılmaktadır. Düşük miktarlarda bulunan Mg elementi seyreltik Cu-Mg alaşımından oluşan numunelerde numune yüzeyinde sert bir MgO pasif filmi oluşturarak korozyona karşı numuneyi dirençli hale getirmektedir ve numunenin

korozyon direncini arttırmaktadır. Seyreltik Cu-Mg alaşımları aynı zamanda düşük miktarlardaki Mg içeriği sayesinde saf Cu alaşımlarına göre daha yüksek sertliğe ve daha yüksek mukavemet değerlerine sahiptir.

G.J. Liu ve arkadaşlarının[33] yüksek sıcaklardaki seyreltik Cu-Mg alaşımını incelediği çalışmasında, saf Cu ve Seyreltik Cu-Al alaşımlarını da kullanmıştır. Bu çalışmada seyreltik Cu-Mg alaşımının tıpkı Cu-Al alaşımında olduğu gibi yüksek sıcaklıklarda oksijen atmosferinde Al_2O_3 koruyucu filmi gibi MgO koruyucu film tabakası oluşturarak numuneyi korozyona karşı saf Cu alaşımına göre daha dirençli hale getirdiği bildirilmiştir. Aynı zamanda elektriksel iletkenliği de ok fazla düşürmemek için mümkün olduğunca az Mg ilavesinin iyi bir elektriksel iletkenlik-korozyon direnci-mukavemet ilişkisi bakımından önemli bir yer tuttuğunu belirtmiştir. Seyreltik Cu-Mg alaşımları üzerine yapılan bir diğer çalışmada ise seyreltik Cu-Cd ve Cu-Mg alaşımlarını kullanılmıştır[34]. Bu çalışmada ise seyreltik Cu alaşımları üzerinde akma gerilimi incelenmiştir. Bunun sonucunda seyreltik Cu-Mg numunelerinin Cu-Cd numunelerine göre daha yüksek mukavemet değerleri sergilediği görülmüştür. Tüm bu çalışmalar göz önünde bulundurulduğunda saf Cu numunelerine yapılacak düşük miktarlarda Mg ilavesi iyi bir elektriksel iletkenlik ve mukavemet ilişkisi ile iyi korozyon dirençleri elde edilebildiği görülmektedir. Düşük miktarlarda Mg ilavesi ile elde edilen seyreltik Cu-Mg alaşımları özellikle elektriksel iletkenliğin istendiği fakat saf Cu alaşımlarının mukavemetinin veya korozyon direnci gibi elektriksel özelliklerinin yetersiz olduğu uygulamalarda kullanılmaktadır. Bu alaşımların elde edilirken dikkat edilmesi husus iyi bir mekanik özellik ve korozyon direnci elde ederken elektriksel iletkenlik iyi seviyelerde elde edilecek şekilde Mg ilavesidir. Gereğinden fazla yapılan Mg ilavesi iyi mukavemet ve korozyon direnci sağlamasına karşın elektriksel iletkenliği düşürebilmektedir. Bu durumda seyreltik Cu-Mg alaşımlarının uygulama alanları için istenen bir durum değildir.

1.6 Tane İnceltme

Son yıllarda araştırmacılar çeşitli şekillendirme ve üretim yöntemleri ile üretilen ürünlerin mukavemet, ağırlıkta azalma, yüksek mukavemet-ağırlık oranı ve yüzey kalitesi gibi özelliklerini geliştirmek için sürekli araştırma içerisindedirler. Bu bakımdan genellikle malzemelerin mekanik karakteristiklerini tane inceltme prosesi ile geliştirmek için üç

farklı metot kullanılmaktadır. Bunlar nadir toprak elementleriyle tane inceltme, aşırı plastik deformasyon yöntemleri (APD) ile tane inceltme ve bu iki yöntemin birleştirilmesi ile yapılan tane inceltme işlemleridir. Bu yöntemler ile yapılan tane inceltme işlemleri sonucu malzemeler ultra ince tane (UİT) yapılı veya nano taneli (NT) bir yapıya bürünmektedir. Bu UİT veya NT yapısı sayesinde malzemeler olağanüstü mekanik, fiziksel, tribolojik ve elektriksel özellikler sergilemekte ve bu durumda son yıllarda araştırmacıların ilgisini çekmektedir.

1.6.1 Tane İnceltme Tekniklerinin Etkileri

Tane inceltilmesi, dökme yapıda ince eşdeğer tanelerin geliştirilmesi için, çekirdeklenme alanlarının sayısının arttırılması ya da tane çoğaltılması ile yaygın bir endüstriyel uygulamadır[35]. Tane özelliklerinin belirlenmesinde tane inceltilmesinin önemli bir rol oynadığı iyi bilinmektedir. Bu, mukavemetin iyileştirilmesini, gözenekliliğin daha homojen dağılımını ve döküm içinde kimyasal segregasyonların daha az olasılığını içerir. Tane inceltme teknikleriyle birlikte malzemeler UİT veya NT elde edilirken özellikle mekanik özelliklerinde olağanüstü sonuçlar elde edilmektedir. Özellikle bir nadir toprak elementi ilavesi ve APD yöntemi ile bu özellikler çok rahat bir şekilde elde edilmektedir.

Tane inceltme proseslerinde prosesinin başlangıcıyla birlikte, artan eşdeğer gerilim ile dislokasyonların yeniden düzenlenmesiyle dislokasyonların birikimi ve tanecik sınırlarının oluşumu meydana gelir. Prosesinin ilerleyen safhalarında, uyumsuzluk açılarını arttırmak için tanecik sınırlarında bazı dislokasyonlar kaybolmaktadır. Bu tamamlanmamış dinamik rekristalizyon safhasında, daha yüksek gerinim enerjileri ve kararsız sınırlar olarak adlandırılan yüksek dislokasyon yoğunluklarından dolayı metalik malzemelerin tane sınırları bulanık ve dalgalı olarak görülmektedir. Son olarak denge durumunda tane sınırlarında dislokasyonların absorblanması ile dislokasyonların oluşumu arasında denge kurulmaktadır. Bu UİT/NT malzemeler, tane ve alt tane sınırları ve yüksek yoğunlukta yönlenmiş dislokasyonlardan oluşan dislokasyon hücreleriyle dolu olup termodinamik olarak çok stabil olmayan eşsiz bir mikroyapı sergilemektedirler. Tane inceltme yöntemleri sonrası malzemeler aşırı bir deformasyona maruz kalmalarına rağmen bu işlem sonrası elde edilen mikroyapı sayesinde malzemeler yüksek dayanım

ve sertlikle birlikte gelişmiş süneklik ve yorulma davranışlarıyla uygulamada olağanüstü özellikler sergileyebilmektedir [36].

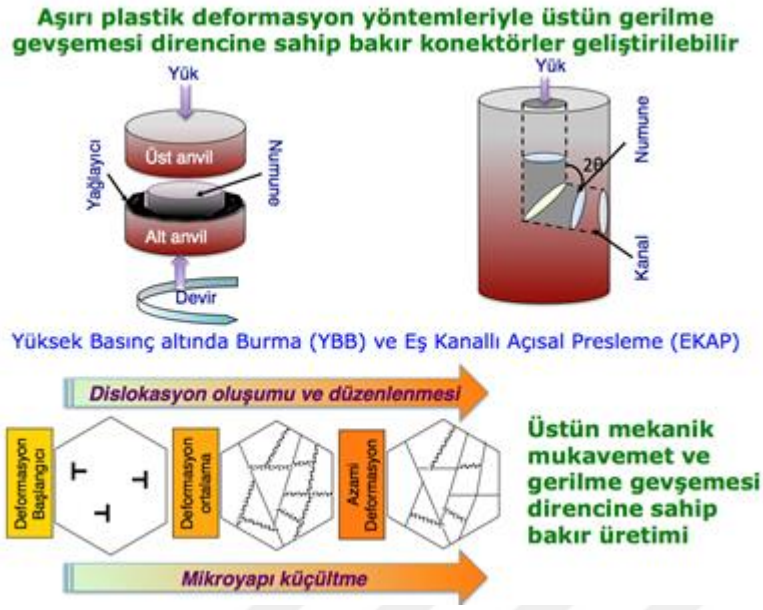
Malzemelerin tane inceltilmesi, tane büyüklüğünün birkaç kez azaltılması işlemi olup, çok ince tane boyutuna neden olan çok ince tanecik boyutuna yol açarak, bir malzemenin mekanik davranışını rafine ettiği ve yüzey kalitesinin artırılacağı iyi bilinmektedir. Buna iyi bir örnek olarak Cibola, katılaşmadan önce Al eriyiğin ağırlığının küçük bir yüzdesine Ti eklenmesinin tanecik büyüklüğünü büyük ölçüde azaltacağını ve büyük taneli büyüklükteki sütunlu yapıdan ince taneli yapıya sahip eşkenar yapıya değiştireceğini bildirdiği zaman, süreç 1950 yılına kadar uzanmaktadır[37]. Bu tarihten itibaren eşitli toprak elementleri tane inceltmede kullanılmak üzere ticarileştirilmeye başladı. Bir başka nadir element ilavesiyle tane inceltme üzerine yapılan çalışmada bir çinko-alüminyum alaşımına Ag ilavesi yapılarak gerçekleştirilmiştir[38]. Yapılan çalışmada, Zn-Al ötektik süperplastik alaşımının mekanik özellikleri üzerine gümüş ilavesinin etkisi, 230 ° C'de 2 x 10-4 ila 9 x 10-1 s-1 aralığında değişen bir gerilme hızında incelenmiştir. Çalışmalarında ve gerilme mukavemetine karşı kopma uzamasının grafiğini çizdikten sonra, bu iki alaşımın bir dizi gerilme oranı üzerinde süperplastik özellikler sergilediğini bulmuşlardır. Ayrıca gümüşün varlığı da gerinim hızını arttırmıştır. Bu çalışmalar gibi yapılan bir nadir toprak elementi ile tane inceltme işlemi malzemeler üzerindeki olağanüstü etkileri nedeniyle araştırmacıların ilgisini çekmektedir.

Tane inceltme metotlarından bir diğeri de APD yöntemleridir. Araştırmacılar her zaman çeşitli şekillendirme ve işleme yöntemleri ile üretilen üretilen parçaların üretim maliyetinin azaltılmasına ek olarak mukavemet-ağırlık oranı ve yüzey kalitesinde sürekli iyileştirme için çalışırlar. APD, farklı kaba taneli metallerden (örn. Alüminyum, demir, bakır, magnezyum, vb.) mekanik özelliklerini geliştirmek ve UİT bir yapı üretmek için kullanılan metal şekillendirme teknolojisinin yeni bir disiplindir. Ultra ince taneli malzemeler, önemli mekanik ve fiziksel özellikler, artan yorulma ömrü ve bu yöntemlerle elde edilebilecek yüksek hasar toleransları nedeniyle büyük bir bilimsel ilgiye sahiptir. Diğerlerinin yanı sıra haddeleme, ekstrüzyon veya dövme gibi APD yöntemleri, malzemelerde çok yüksek gerinimlerin elde edilmesine izin verir, ancak bu genellikle malzeme boyutlarında gözle görülür bir değişiklik ile ilişkilidir. APD mekaniğinin incelenmesi, mühendislerin süreçlerin daha iyi tahmin edilmesinin yanı sıra süreçler için

daha iyi tasarımlar üretmelerine yardımcı olur. Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon, malzemenin şeklinde ve geometrisinde değişme olmaksızın kesme mukavemeti uygulayan bir APD yöntemi olarak bilinmektedir. Aynı zamanda bu proseste malzeme birçok kez aynı işlemden geçirildiği için UİT yapı elde edilmektedir. Günümüze kadar, eş kanallı açısal presleme (EKAP), yüksek basınçlı Burulma (HPT), Akümülatif Hadde Yapıştırma gibi farklı APD yöntemleri, İndüklenmiş yüksek gerinim nedeniyle ultra ince mikro yapıyı elde etmek için kaba taneli materyallerin işlenmesiyle tane inceltme işlemi için sıka kullanılmaktadır. HPT işlemi, en küçük tane boyutuna ulaşan en yüksek gerilimi indükler ve diğer APD yöntemlerine kıyasla laboratuvar uygulamaları için tane inceltme işlemleri için en iyi seçimdir. Ultra ince taneli malzemelerin üretimi için daha fazla iyileştirme sağlamak için YBB işlemi sırasında tane inceltme mekanizmasının incelenmesi önemlidir. Bu noktada, farklı APD yöntemleriyle üretilen ultra ince taneli malzemelerin mekanik özelliklerinde ve mikroyapının evrimi ile ilgili çeşitli araştırmalar bildirilmiştir [5–8]. Özetle tane inceltme yöntemleri sonucu özellikle APD yöntemleri çok önemli etkiler ve avantajlar sağlamıştır. Sağladığı UİT veya NT homojen yapı ve olağanüstü özellikler sayesinde uygulamada sıkça kullanılmaktadır.

1.6.2 Aşırı Plastik Deformasyon Teknikleri ve Etkileri

Son yıllarda ‘Aşırı Plastik Deformasyon (APD)’ teknikleri, bulk malzemelerde olağan dışı mekanik, fiziksel ve elektrokimyasal özelliklerin geliştirilebilme kabiliyetinden dolayı araştırmacıların ilgisini çekmektedir. Geleneksel plastik deformasyon yöntemlerinden farklı olarak APD tekniklerinde proses sırasındaki deformasyon süresince malzemenin yayılması engellenerek malzemenin proses öncesi ve sonrası şeklinin aynı kalması sağlanmaktadır. Böylece malzemede boyutsal değişime izin verilmeksizin malzeme içerisinde aşırı kesme deformasyonu oluşması sağlanmaktadır [1,43,44].



Şekil 1.2 APD teknikleri ve APD süresince tane küçülme prosesi ve dislokasyon davranışları

APD yöntemleriyle 'Ultra İnce Taneli (UİT)' (<500nm) ve/veya 'Nano Taneli (NT)' (100nm) malzemeler elde etmek mümkündür. Şekil 1.2.'de görüldüğü gibi, bu UİT/NT malzemeler tane ve alt tane sınırları ve yüksek yoğunlukta yönlenmiş dislokasyonlardan oluşan dislokasyon hücreleriyle dolu olup termodinamik olarak çok stabil olmayan eşsiz bir mikroyapı sergilemektedirler[1,43]. APD sonrası malzemeler aşırı bir deformasyona maruz kalmalarına rağmen bu işlem sonrası elde edilen mikroyapı sayesinde malzemeler yüksek dayanım ve sertlikle birlikte gelişmiş süneklik ve yorulma davranışlarıyla uygulamada olağanüstü özellikler sergileyebilmektedir [36,43]. Bu özellikleri sayesinde APD teknikleri pek çok mühendislik uygulamasında kullanılmakta olup çok iyi sonuçlar elde edilmektedir [45].

APD yöntemlerinin uygulandığı malzemeler tarafından sergilenen olağanüstü performans ve özellikler bu yöntemlerin daha da ilgi çekici olmasını sağlamaktadır. Bununla birlikte tane boyutunun limitli olması, sadece bazı proseslerde seri üretime geçilmesine olanak sağlamaktadır. Cu ve Cu alaşımları üzerinde geleneksel yöntemlerin yetersizliği APD yöntemlerinin uygulanmasını gerektirmiştir. Birkaç APD tekniği mevcut olmasına rağmen, en umut verici proses yüksek basınç altında burma prosesi (YBB) gibi görünmektedir [46,47]. Deneyler, özellikle YBB prosesin diğer APD yöntemlerine göre çok küçük tane boyutları elde etmede daha etkili bir proses olduğunu göstermektedir[48–50]. YBB prosesi iki altlık arasına yerleştirilen disk veya madeni para

şeklindeki numuneye üst taraftan pres uygulanması ve aynı zamanda alt altlığın dönmesiyle numune ve altlıklar arasında oluşan sürtünme kuvvetinin etkisiyle ve de bu iki kuvvetin birleşimiyle sözde bir hidrostatik basınç altında numunenin deformasyona uğratılması işlemidir. YBB, bu prosesler sonucunda tane boyutunda azaltma meydana getirmeye hedefleyen bir APD yöntemi olarak bilinmektedir. YBB prosesi süresince bir taraftan üst altlık yardımıyla malzemeye pres uygulanırken diğer taraftan da alt altlığın dönmesi sonucu numuneyle altlık arasında sürtünme kuvveti oluşturur ve böylece numunenin eklinin proses süresince sabit kalması sağlanır. Altlıklar arasında işleme tabi tutulan numunede malzeme kaybı olmazsa ve numune kalınlığı sabit kalırsa kesme gerinimi aşağıdaki hesaplanır.

$$\gamma = \frac{2\pi N}{t} \tag{1.1}$$

Bu formülde γ kesme gerinimi, N rotasyon sayısı, r numunenin yarıçapı ve t ise numunenin kalınlığını belirtmektedir. Eğer biz iki altlık arasında bir malzeme kaybı olduğunu ve malzemenin şeklinde bir değim olduğunu düşünüyorsak, alternatif bir ilişki bulmak mümkündür. Diğer APD yöntemleriyle karşılaştırdığımızda, gerçek gerilim ε aşağıdaki gibi hesaplanır.

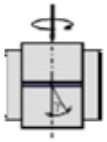
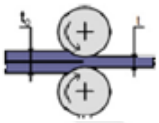
$$\varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \tag{1.2}$$

Bu bir katsayıdır ve iki farklı teoriye göre değişmektedir. Bu değer 2(Tresca teorisi) veya √3(Mises teorisi) olarak değişmektedir. APD sırasında yüksek basınç tane yapısının gelişimini önemli şekilde etkilemektedir ve bunun sonucunda ultra ince yapılı tanelerden ve nano tanelerden oluşmuş bulk malzemelerin üretimine olanak sağlamaktadır. Özellikle YBB prosesi APD prosesleri arasında çok cazip bir yönteme sahiptir. EKAP ile karşılaştırıldığında, YBB daha küçük taneler sağlamaktadır ve aynı zamanda daha yüksek oranda yüksek açılı tane sınırları sağlamaktadır [51].

APD proseslerinin ana amacı yüksek dayanım ve düşük ağırlığı çevresel bir harmoniyle üretmektir. Geleneksel metal şekillendirme proseslerinde (haddeleme, dövme ve ekstrüzyon vs.) uygulanan plastik deformasyon genellikle 2.0'dan daha düşüktür. Multi-geçişli haddeleme, tel çekme ve ektrüzyon, plastik deformasyon 2.0'dan daha büyük olacak şekilde gerçekleştirildiğinde kalınlık ve çap çok ince hale gelir ve yapısal parçalar

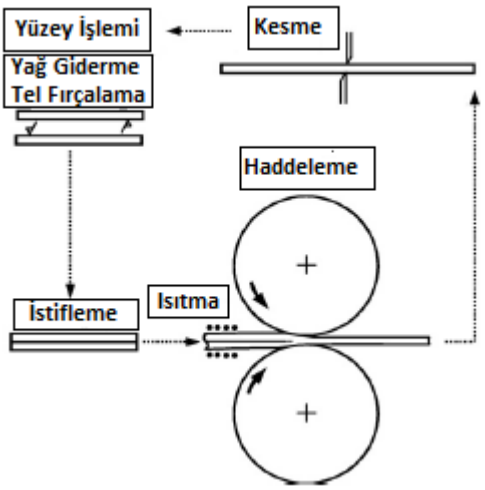
için kullanıma uygun değildir. Bulk malzemeler üzerinde şekil değişimi olmaksızın ekstrem seviyelerde gerinim uygulamak için birçok APD yöntemi geliştirilmiştir. Bu yöntemlere; Yüksek Basınçlı Burma (YBB), Eş Kanallı Açısal Presleme (EKAP), Akümalatif Hadde Yapıştırma(AHY), Tekrarlı Buruşturma ve Doğrultma, Burma Ekstrüzyonu, Devirli(Periyodik) Ekstrüzyon Sıkıştırması vs. örnek olarak verilebilir [52]. Bu yöntemlerden en çok bilinenler YBB, EKAP ve AHY prosesleridir.

Çizelge 1.2 EKAP [53], YBB [54] ve AHY [55] şematik gösterimi ve eş değer plastik gerinim(deformasyon) miktarı[52]

APD Yöntemi Çeşidi	Prosesin Şematik Gösterimi	Eşdeğer Plastic Gerinim
Eş Kanallı Açısal Presleme (EKAP)		$\varepsilon = n\frac{2}{\sqrt{3}}\cot(\phi)$
Yüksek Basınçlı Burma (YBB)		$\varepsilon = \frac{2\pi r N}{t\sqrt{3}}$
Akümülatif Hadde Yapıştırma		$\varepsilon = n\frac{2}{\sqrt{3}}to/t$

1.6.2.1 Akümülatif Hadde Yapıştırma

Bu proses ilk olarak Saito [55] tarafından geliştirilmiştir. AHY prosesinin şematik olarak gösterimi Şekil 1.3.'de verilmiştir.

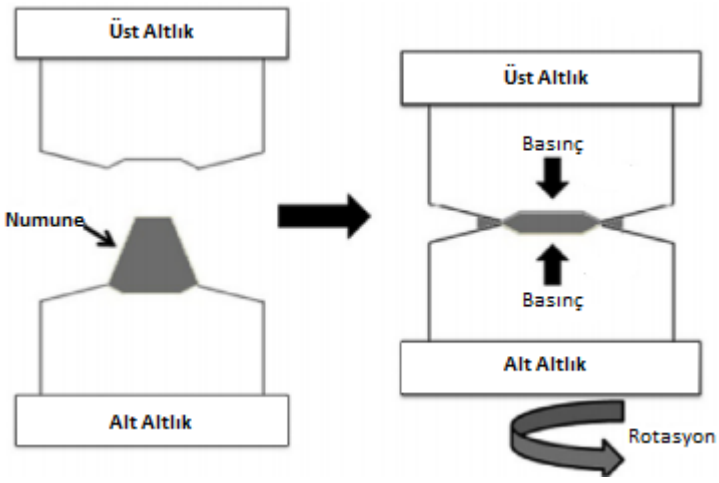


Şekil 1.3 AHY proses kademelerinin şematik olarak gösterimi [56]

Levhaların istiflenmesi ve konvensiyonel haddeleme işlemi bu proses sürecince tekrarlanır. İlk olarak bir şerit ya da çubuk bir diğerinin üzerine düzgün bir şekilde yerleştirilir. İki levhanın ara yüzeyine bağlanma kuvvetini arttırmak için bir yüzey işlemi uygulanır. Bu iki tabaka konvensiyonel haddelemede olduğu gibi haddeleme işlemi ile birbirine birleştirilir. Daha sonra bu haddelenmiş malzemenin uzunluğu iki yarıya ayrılır. Bu ayrılmış levhalar veya tabakalar tekrar yüzey işlemi, istifleme ve haddeleme işlemine tabi tutulur. Prensip olarak bu işlem prosedürü sınırsız olarak tekrarlanabilir ve böylece malzeme çok geniş plastik gerinim uygulanmış olur. Diğer taraftan EKAP ve HPT yönteminin iki ana dezavantajı vardır. Bunlardan ilki bu proseste kullanılan üretim makineleri çok yüksek kapasitede yüklemeye ve pahalı kalıplara ihtiyaç duymaktadır. İkinci bir zorluk ise, bu iki yöntemde verimlilik nispeten daha düşüktür. Bu zorlukların üstesinden gelmek için Saito bu yöntemi geliştirmiştir [55].

1.6.2.2 Yüksek Basınçlı Burma (YBB)

Yüksek Basınçlı Burma prosesi en çok kullanılan APD yöntemlerinden biridir. Bu yöntem ilk olarak 1935 yılında Bridgman tarafından dönel bir altlık kullanılarak yapılmıştır [2]. Bu proses, aynı zamanda bir tane inceltme prosesi olup bu proses sonucunda olağanüstü mekanik özellikler, iyi elektriksel özellikler ve UİT ve NT yapılar elde edilebilmektedir. Deneylere bakıldığında YBB prosesinin tane inceltme işleminde diğer APD yöntemlerine göre daha üstün olduğu performans gösterdiği açıkça görülmektedir [48–50]. EKAP ile karşılaştırıldığında, YBB daha küçük taneler sağlamaktadır ve aynı zamanda daha yüksek oranda yüksek açılı tane sınırları sağlamaktadır [51].

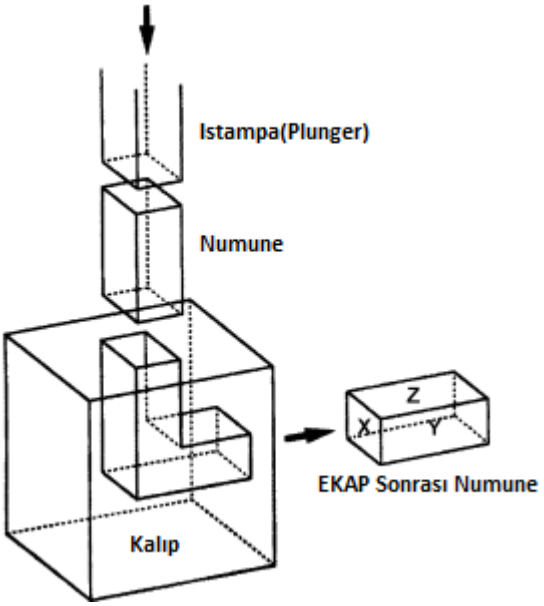


Şekil 1.4 YBB prosesi şematik gösterimi[57]

YBB prosesi genel itibariyle iki altlık arasına konumlandırılmış olan numuneye üstten ve alttan çift taraflı pres uygulanması, aynı zamanda alt altlığın dönmesiyle altlık ve numune arasında oluşan sürtünme kuvvetinin etkisiyle ve de bu iki kuvvetin birleşimiyle sözde bir hidrostatik basınç altında numunenin deformasyona uğratılması işlemidir. Bu proses sonucunda numunenin şeklinde herhangi bir değişme meydana gelmez.

1.6.2.3 Eş Kanallı Açısal Presleme (EKAP)

Başlangıçta, EKAP prensibi, Segal ve arkadaşları tarafından Eski Sovyetler Birliği'nde geliştirilmiştir. Bir APD yöntemi olan bu proses, çok ince taneli malzemeleri sentezlemede diğer yöntemlere göre bazı avantajlara sahiptir. İlk olarak, yüksek açılı tane sınırlarına sahip ultra ince taneli malzemeler sentezlenebilmektedir. İkinci olarak, EKAP uygulanan malzemeler, tozların bir araya getirilmesiyle üretilmediği için porozite yoktur ve bu malzemeler dense malzemelerdir. Üçüncü olarak tane boyutu yapı boyunca oldukça uniform olarak dağılmaktadır. Son olarak bu teknik döküm alaşımlarına direk olarak uygulanabilmektedir. Ancak bu proses bazı sınırlamalara da sahiptir. Örneğin; bu proses için minimal tane boyutu çok küçük değildir ve amorf malzemeler ya da diğer meta stabil malzemeler bu yöntemle üretilemez. Bunun yanında bu proses toplu ultra-ince taneli bulk malzeme üretimi için çok kullanışlıdır [58].



Şekil 1.5 EKAP prosesi şematik gösterimi [58].

Şekil 1.5.'de görüleceği gibi EKAP proses, numunenin kalıba doğru itilmesini sağlayan ıstampa, numune ve kalıptan oluşmaktadır. Genelde bu proses 90^{o} ′lik ani bir açıyla bükülen bir kanalın bulunduğu kalıptan meydana gelir ve numune bu kalıp içerisinden geçirilerek numuneye olağanüstü özellikler kazandırılabilmektedir. Sadece bu bileşenleri barındıran bu proses son derece basit bir proses olarak karşımıza çıkmaktadır. EKAP prosesinde ilk olarak kalıba uygun bir numune hazırlanır. Daha sonra kalıba uygun olarak hazırlanan numune kalıbın içerisinde bulunan kanala sürülür. EKAP numunesi kanala ıstampa yardımıyla itilir. Kanal içerisinde presleme tabi tutulan malzeme işlem sonunda kesitinde herhangi bir değişme olmadan çıkar. Şekil 1.5.'dan de anlaşılacağı gibi numunenin kesit boyutunda bir değişme meydana gelmediği için proses tekrarlı presleme işlemine imkân sağlamaktadır. Ayrıca EKAP prosesi sonrasında malzemenin süneklik ve süper plastiklik özelliklerinde çok iyi sonuçlar elde edilebilmektedir [59].

1.6.3 Aşırı Deformasyona Uğramış Bakır ve Bakır Alaşımları ve Özellikleri

Cu ve Cu alaşımları çok iyi elektriksel ve termal iletkenliğe sahip, kolay şekillendirebilen malzemelerdir. Fakat bu özelliklerinin yanında uygulamada kullanımda sertlik, mukavemet gibi bazı mekanik özellikleri yetersiz kalmaktadır. Bu kapsamda uygulamada kullanılabilecek seviyede elektriksel iletkenlik ve iyi derecede mukavemet ilişkisini sağlamak için APD yöntemleri önemli bir çözüm olarak görülmektedir. Özellikle EKAP ve YBB prosesleri bu özellikleri sağlamak için Cu ve Cu alaşımlarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu prosesler sonucu Cu ve Cu alaşımlarında UİT/NT yapılar elde edilirken bu sayede yüksek sertlik, çekme mukavemeti, aşınma direnci gibi olağanüstü mekanik özellikler kazandırılmaktadır.

Meshal Y. Alawadhia ve arkadaşlarının[60] %99,95 saflıktaki EKAP uygulanmış Cu alaşımının mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Bunun sonucunda EKAP uygulanmış Cu alaşımının mikroyapısı UİT olarak elde edilmiştir. Aynı zamanda numune mikroyapısı homojen olarak tane içerisinde dağılmaktadır. APD sonucu Cu numunelerinin sertlik değerleri ve çekme değerleri yaklaşık 2 katına çıkmıştır. Böylece olağanüstü mekanik özellikler elde edilmiştir. Bir başka çalışmada ise saf Cu alaşımına YBB prosesi uygulanmış ve bu uygulanan saf Cu numunesinin mikroyapısı ve mekanik özellikleri incelenmiştir. YBB prosesi sonucu numune de şekil değişikliği olmaksızın aşırı

bir deformasyon uygulandığı için sertlik ve çekme değerleri yaklaşık 3 katına çıkmıştır. Aynı zamanda numune mikro yapısında YBB numunesinin etkisiyle tane incelmesi meydana gelmiştir. UİT taneli mikroyapı elde edilmiştir. Böylece bu çalışmada da olağanüstü mekanik özellikler ve UİT bir mikro yapı elde edilmiştir[6].

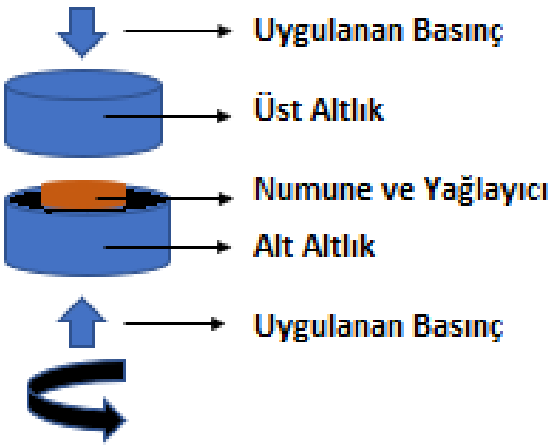
APD yöntemleri sonucunda malzemelerin aşınma dayanımı hakkında çok fazla çalışma bulunmamakla beraber, bu konu hakkında net bir sonuçta elde edilememiştir. Bu kapsamda eş kanallı açısal ektrüzyon ile bir APD yöntemi sonucu elde Cu-Al-Fe alaşımı aşınma testine tabi tutulmuştur ve aşınma dayanımının APD'nin bir sonucu olarak arttığı belirtilmiştir[10]. Fakat APD uygulanmış Cu ve Cu alaşımlarının aşınma dayanımı gibi tribolojik özellikleri hakkında çok fazla çalışma bulunmadığı için bu konu literatürde bir eksiklik olarak karşımıza çıkmaktadır[9].

Cu ve Cu alaşımları için elektriksel özellikler uygulamada Cu malzemelerin çok fazla tercih edilmesinin en önemli sebeplerindendir. Bu kapsamda YBB prosesi sonrası elektriksel özelliklerde meydana gelen değişimin incelenmesi daha fazla önemli hale gelmektedir. Literatürde YBB uygulanmış Cu numunelerin elektriksel özelliklerinin incelendiği çok az çalışma olup bu çalışmalarda elektriksel özelliklerinin YBB prosesi ve artan rotasyon sayısıyla değişimi konusunda farklı sonuçlar elde edilmiştir[19,20,60].

1.7 Yüksek Basınçlı Burma Prosesi (YBB)

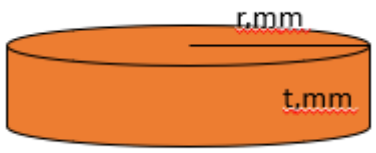
YBB Prosesi ilk kez 1935 yılında Bridgman[2] tarafından keşfedilen ve kullanılmaya başlanan yöntemdir. Bu yöntemin amacı diğer APD yöntemlerinde olduğu gibi malzemenin mikroyapısını değiştirerek malzemeye olağanüstü mekanik özellikler, uygulamada kullanılabilecek seviyede iyi elektrik özellik ve iyileştirilmiş tribolojik özellikler kazandırmaktır. YBB prosesi uygulanmış malzemelerde ultra ince taneler veya nano taneler elde edilerek yukarıdaki bahsedilen özelliklerin kazanılması sağlanır. Bu proses sonucu UİT ve NT'lerin elde edilmesi sonucu daha üstün özelliklerin ortaya çıkması bu yöntemi diğer APD yöntemlerine göre daha cazip kılmaktadır. Son zamanlarda EKAP ile birlikte en çok kullanılan APD yöntemi olması ve yukarıda bahsedilen nedenlerden dolayı bu yöntem, araştırmacılar ilgisini çekmesini sağlamıştır [1,21,61–64]. Bunun yanında YBB prosesi bazı dezavantajları vardır. Bunlardan en önemlileri bu yöntemde kullanılan numuneler için boyut ve şekil sınırlaması vardır.

Genellikle test numunelerin çapı 10 mm kalınlığı 1 mm olmaktadır. Bu boyut sınırlaması YBB yönteminin en büyük dezavantajı olarak görülmektedir [65].



Şekil 1.6 YBB prosesi elemanları ve prosesin şematik gösterimi

YBB prosesi elemanları ve proses kademesi Şekil 1.6.'te basit olarak gösterilmiştir. Bu proseste alt ve üst altlık olmak üzere iki altlık arasına numune yerleştirilir. Altlıkları ile numune arasına proses kolaylığı sağlamak için bir yağlayıcı kullanılır. Üst altlık sabittir, alt altlık proses sırasında kendi ekseni etrafında dönmektedir. Alt altlık ve üst altlık üzerinden numuneye pres yapmak suretiyle çift taraflı basınç uygulanmaktadır. Ayrıca alt altlığın dönmesinden empoze olan numune ile altlık arasında bir sürtünme kuvveti meydana gelmektedir. Bu iki kuvvetin birleşmesiyle oluşan sözde bir hidrostatik basıncın etkisiyle malzeme deformasyona uğratılır. Bu işlem sonrasında malzemenin şeklinde herhangi bir değişiklik meydana gelmez. Bu proseste malzeme şekli değişmeksizin UİT veya NT yapılı elde edilir. Böylece YBB uygulanmış malzemeye olağanüstü mekanik özellikler, iyileştirilmiş tribolojik özellikler ve uygulamada kullanılabilecek seviyede iyi elektriksel özellik kazandırılmış olur.



$$\varepsilon_{eq} = \frac{2\pi r N}{t\sqrt{3}}$$

ε_{eq}: Eşdeğer Gerinim
t: Kalınlık
r: Yarıçap
N: Rotasyon Sayısı

Şekil 1.7 YBB prosesinden elde edilen madeni para şeklindeki numune

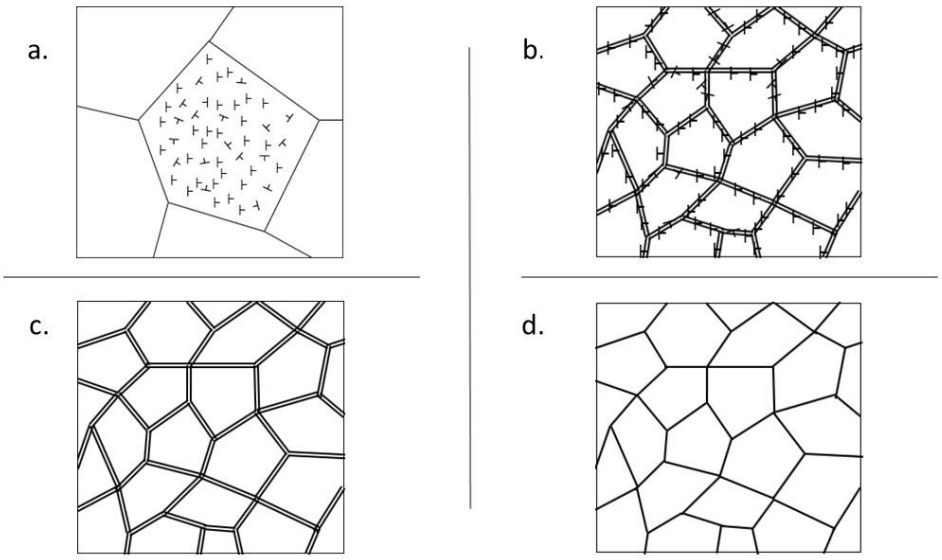
Şekil 1.7, YBB prosesinde empoze olan gerinimi veren parametreleri vermektedir. Şekil 1.7.'de bulunan denklemden yola çıkarak çok küçük bir rotasyon dθ olursa ve yer değiştirmede dl olarak seçilirse dl=r.dθ şeklinde elde edilir. Burada r, madeni para şeklindeki numunenin merkezinden kenarına olan uzaklığı yani yarıçapı temsil etmektedir. Θ=2πN olduğu zaman ve rotasyon sayısı da N olarak seçildiğinde kayma gerinimi γ, Eşitlik (1.1)'de olduğu gibi elde edilir [1,66]. Eşitlik (1.1)'den yola çıkıldığında ε_{eq} aşağıdaki Eşitlik (1.2) ile elde edilir[1].

BÖLÜM 2

ULTRA İNCE/NANO TANELİ BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARININ YÜKSEK BASINÇTA BURMA PROSESİYLE GELİŞTİRİLMESİ VE MİKROYAPININ İNCELENMESİ

2.1 Giriş

APD yöntemleri,malzemelerde şekil değişikliği olmaksızın aşırı kesme gerilimi uygulayarak proses sonrasında malzemelerin mikroyapısında önemli derecede tanelerin küçülmesini sağlayarak UİT ve/veya NT yapıların oluşmasını sağlamaktadır. Bu yöntemlerden EKAP ve YBB son yıllardaki çalışmalarda araştırmacıların ilgisini çekmektedir. Daha önceki çalışmalar incelendiğinde YBB prosesi ile EKAP yöntemine göre çok daha ince taneler elde edildiği görülmüştür. Elde edilen UİT ve NT yapılar sayesinde malzemeler olağanüstü mekanik, tribolojik ve uygulamada kullanılabilecek seviyede iyi elektriksel özelliklere sahip olmaktadır[1,2]. YBB prosesi sonrası UİT ve/veya NT yapılar elde edilmesinden dolayı YBB yöntemi aynı zamanda bir tane inceltme prosesi olarak geçmektedir. Özellikle numune öncesi ve sonrası malzeme de bir şekil değişikliği olmaksızın tane inceltme işleminin gerçekleşmesinden dolayı literatürde önemli bir yere sahiptir.



Şekil 2.1 YBB sırasında tane inceltme prosesinin illüstrasyonu

Şekil 2.1.'de YBB prosesi sonrası oluşan yüksek açılı tane sınırlarıyla çevrelenmiş ultra ince tanelerin oluşumu gösterilmektedir. YBB prosesinin başlangıcıyla birlikte, artan eşdeğer gerilim ile dislokasyonların yeniden düzenlenmesiyle dislokasyonların birikimi ve tanecik sınırlarının oluşumu meydana gelir. YBB prosesinin ilerleyen safhalarında, uyumsuzluk açılarını arttırmak için tanecik sınırlarında bazı dislokasyonlar kaybolmaktadır. Bu tamamlanmamış dinamik rekristalizyon safhasında, daha yüksek gerinim enerjileri ve kararsız sınırlar olarak adlandırılan yüksek dislokasyon yoğunluklarından dolayı metalik malzemelerin tane sınırları bulanık ve dalgalı olarak görülmektedir. Son olarak denge durumunda tane sınırlarında dislokasyonların absorblanması ile dislokasyonların oluşumu arasında denge kurulmaktadır. Şekil 2.1.'de nasıl oluştuğu görülen bu UİT/NT malzemeler, tane ve alt tane sınırları ve yüksek yoğunlukta yönlenmiş dislokasyonlardan oluşan dislokasyon hücreleriyle dolu olup termodinamik olarak çok stabil olmayan eşsiz bir mikroyapı sergilemektedirler. Daha öncede belirtildiği gibi APD yöntemleri sonrası malzemeler aşırı bir deformasyona maruz kalmalarına rağmen bu işlem sonrası elde edilen mikroyapı sayesinde malzemeler yüksek dayanım ve sertlikle birlikte gelişmiş süneklik ve yorulma davranışlarıyla uygulamada olağanüstü özellikler sergileyebilmektedir [36].

Yukarıda anlatılan açıklamlardan da anlaşılacağı üzere YBB prosesinde mikroyapı çok önemli bir öneme sahiptir. YBB prosesi elde edilen malzemelerin özelliklerini belirleyen en önemli faktör mikroyapıdır. Bu kapsamda mikroyapının detaylı olarak incelenmesi ve

anlaşılması için sırasıyla optik mikroskop (OM), XRD analizi, taramalı elektron mikroskobu analizleri (SEM ve EBSD) analizleri yapılmış ve malzeme özelliklerini nasıl etkilediği incelenmiştir.

2.2 Deneysel Çalışmalar

2.2.1 Malzeme

Bu çalışmada kullanılan Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numuneleri Er-Bakır Elektrolitik Bakır Mamulleri A.Ş Denizli işletmelerinde grafit potalı ergitme ocağında sürekli döküm (Rautomead^{TM}) yöntemiyle 20 mm çaplı rotlar halinde üretilmiştir. Daha sonra Ultra İnce Taneli (UİT) ya da Nano Taneli (NT) Cu-Sn ve Cu-Mg alaşımlarının üretilmesi için 20 mm çaplı bu döküm rotlarından 10 mm çaplı ve 1 mm kalınlıklı diskler halinde numuneler tel erozyon yöntemi ile mekanik etki oluşturmadan kesilmiştir. Şekil 2.2.'de olduğu gibi malzemelerin üretim süreci şematize edilmiştir.



Şekil 2.2 Sürekli Döküm sonrası elde edilen malzeme şekli ve tel erozyon sonrası malzemenin nihai şekli

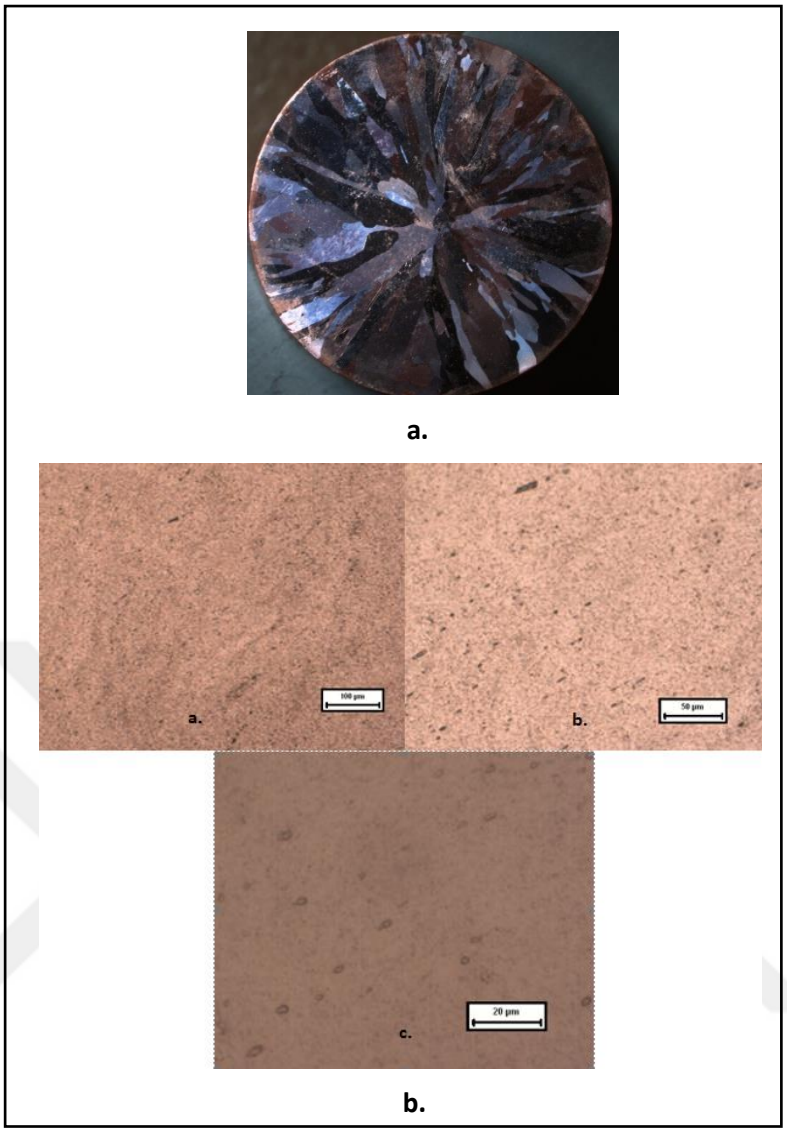
2.2.2 Yüksek Basınçlı Burma Prosesi

YBB prosesi, Cu-Sn ve Cu-Mg numuneleri için yapılan mikroyapı analizinde 4'er farklı frup halinde incelenmiştir. Bu kapsamda Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerine 5 GPa basınç, 0,2 rpm rotasyon hızı, 1,5 ve 10 olmak üzere 3 farklı rotasyon oda sıcaklığında MoS_2 lubrikant kullanılarak uygulanmıştır. Testlerde kullanılan numuneler uygulanan YBB prosesine ve uygulanan rotasyon numaralarına bağlı olarak Cu-Sn numuneleri; Cu-$Sn_{Başlangıç}$, Cu-Sn_{HPT} N:1, Cu-Sn_{HPT} N:5 ve Cu-Sn_{HPT} N:10 şeklinde, Cu-Mg numuneleri ise; Cu-Mg numuneleri de Cu-$Mg_{Başlangıç}$, Cu-Mg_{HPT} N:1, Cu-Mg_{HPT} N:5 ve Cu-Mg_{HPT} N:10 şeklinde isimlendirilmiştir.

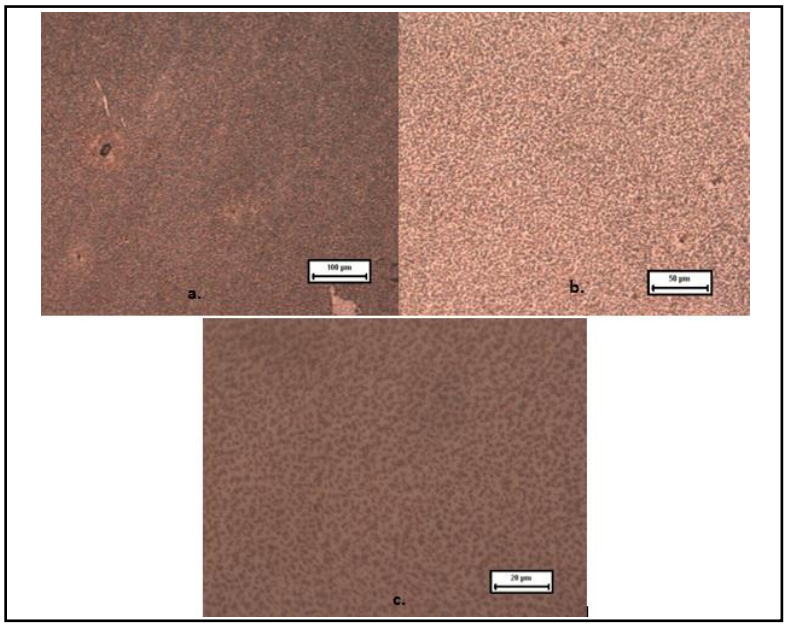
2.2.3 Optik Mikroskop Analizi

YBB prosesi, UİT ve NT elde etmek için kullanılan en bilindik APD yöntemlerinden biridir. Bu yöntemle malzeme üzerinde şekil değişimi olmaksızın deformasyon uygulanır ve bunun sonucunda UİT ve/veya NT'li malzemeler elde edilir. Ayrıca bu ince tane yapısından dolayı malzeme üstün mekanik, tribolojik özellikler ve uygulamada kullanılabilecek seviyede iyi elektriksel özellikler kazandırılır. APD yöntemleri arasında UİT'ler elde etmek için en yaygın olarak kullanılan metotlar HPT ve EKAP olduğu görülmektedir. Fakat HPT ile diğer yöntemlere göre çok daha ince taneler elde etmek mümkündür [5]. Bu iki metotta yüksek açılı tane sınırları ve UİT/NT ile tane inceltmesini neden olarak üstün özelliklerin elde edilmesini sağlamıştır [43,67].Literatürde YBB prosesi uygulanmış numunelerde mikroyapı analizi genellikle SEM, EBSD,TEM ve XRD analizleri ile yapılmıştır[3–6,68]. Bu çalışmada da YBB uygulanmış Cu-Sn ve Cu-Mg alaşımlarının mikroyapı analizleri XRD, EBSD ve SEM analizleri ile ortaya konulacaktır. Ayrıca bu çalışmada mikroyapı diğer mekanik,tribolojik ve elektriksel özellikleri etkilediği için ilk olarak mikroyapı kontrolü yapmak üzere Optik Mikroskop(OM) Analizi yapılmıştır. Cu-Sn_{HPT}N:1 ve Cu-Sn_{HPT}N:10 numuneleri üzerinde tane küçülme prosesini görmek için OM analizi uygulanmıştır.

OM analizi için olarak malzemeler zımparalama işlemine tabi tutulmuştur. Bu işlem için sırasıyla 320,600,800,1200 ve 2400'lük zımpara kağıtları kullanılmıştır. Her zımparalama kademesinde bir önceki zımpara kademesinden kalan zımpara izlerini yok etmek için numune 90^o döndürülerek zımpara işlemine devam edilmiştir. Her kademeden sonra numune etil alkol ve saf su ile temizlenmiştir. Son zımpara kademesinden sonra numuneler ultrasonik olarak temizlenmiştir ve kurutulmuştur. Daha sonra 3µm ve 1µm çuhalar ve elmas pasta yardımıyla kaba ve ince parlatma işlemleri yapılmıştır. Böylece zımpara kademesinden kalan izler yok edilmiş olup ayna parlaklığında yüzeyler elde edilmiştir. Daha sonra daha önceden hazırlanmış bakır dağlayıcısı kullanılarak numune yüzeyi dağlanmıştır. Bu numuneler daha sonra optik mikroskop analizine tabi tutulmuştur, sonuç olarak Şekil 2.3. ve Şekil 2.4.'deki OM görüntüleri elde edilmiştir.



Şekil 2.3 a. Cu-$Sn_{Başlangıç}$ b. Cu-Sn_{HPT}N:1 YBB uygulanmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri.



Şekil 2.4 Cu-Sn_{HPT}N:10 YBB uygulanmış numune optik mikroskop görüntüleri.

Şekil 2.3. ve Şekil 2.4.'de elde edilen Cu-Sn YBB numuneleri mikroyapı görüntüleri YBB işleminin meydana getirdiği tane inceltme prosesini kontrol etmek için en basit yöntem olarak ilk aşamada yapılmıştır. Fakat bu yöntem bu ince tane yapısını görmek konusunda çok detaylı bir sonuç vermeyeceği için OM analizinden sonra SEM, EBSD ve XRD analizleri ile numune mikroyapıları detaylı olarak ortaya konulacaktır.

Elde edilen mikroyapı görüntüleri incelendiğinde N:1 ve N:10 arasında meydana gelen tane incelmesi açıkça görülmektedir. Cu-Sn YBB N:1 numunesinin Şekil 2.3.'deki mikroyapı görüntüleri incelendiğinde tanelerin daha büyük N:10'daki mikroyapıya göre daha büyük olduğu görülebilmektedir. Şekil 2.4. incelendiğinde ise tanelerin küçüldüğü ve bu tanelerin mikroyapı içinde homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Buradan da anlaşılacağı üzere rotasyon sayısı arttıkça YBB işleminin numune üzerinde daha etkili olduğu ve UİT/NT elde etmenin daha kolay olacağı anlaşılmaktadır. Ayrıca Şekil 2.4.'deki bir diğer önemli noktada mikroyapının homojen olarak tane içerisinde dağılmasıdır. Bu homojen dağılımlı mikroyapı malzemenin rotasyon sayısı arttıkça mekanik özelliklerini olumlu yönde etkileyecektir. Bu durum malzemenin süneklik-dayanım ilişkisini, mukavemetini, çekme dayanımını, sertliğini ve tribolojik özelliklerini geliştirecektir. Böylece bu malzemenin uygulamada yüksek performans göstermesini sağlayacaktır. Bu mekanik ve tribolojik özelliklerde meydana gelen değişimler ayrıntılı olarak incelenecek olup UİT/NT Cu ve Cu Alaşımlarının YBB Geliştirilmesi-Özellikler bölümünde detaylı bir şekilde ortaya konulacaktır. OM analizi numune de tane inceltme mekanizmasını kontrol etmek amaçlı yapılmış ve tane inceltme prosesi gözle görülmüştür. Fakat bu sonuçlar bize mikroyapı hakkında ayrıntılı ve irdeleyici sonuçlar vermemiş olup, mikroyapı ile ilgili ayrıntılı sonuçlar ve incelemeler Mikroyapı bölümünde SEM, EBSD ve XRD analizlerinde ortaya konulacaktır.

2.2.4 X-ışınları Difraksiyon (XRD) Analizi ve X-Işınları Profil Analizi (XLPA)

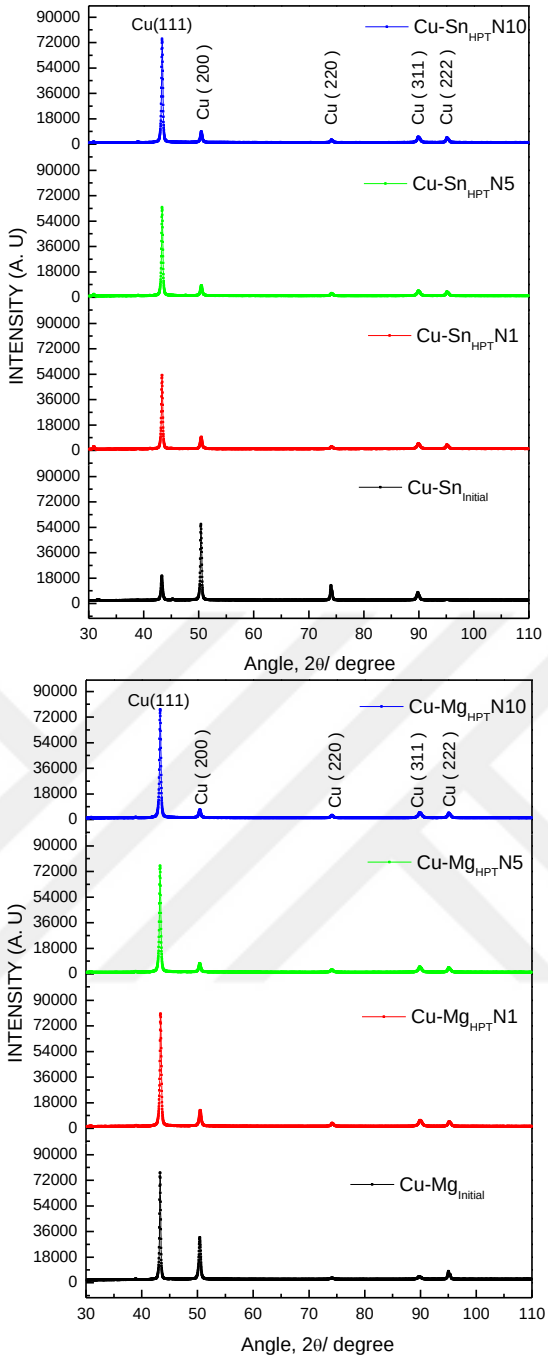
Her numunenin faz yapısını ortaya koymak için XRD analizi yapıldı. Bu deney için her numune ilk olarak metalografik olarak hazırlandı. Sırasıyla 320, 600, 800, 1200 ve 2400'lük zımpara kademeleri uygulandı. Her zımpara kademesinde malzeme yüzeyinde kalan kirlilikler saf su ve etil alkol ile temizlendi ve kurutuldu. Daha sonra ayna parlaklığı elde etmek için malzemeler 1 µm'lik elmas pasta ile parlatıldı. Daha sonra ayna parlaklığı

elde edildikten sonra malzeme yüzeyi saf su ve etil alkol ile düzgün bir şekilde temizlendi ve kurutuldu.



Şekil 2.5 Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinin metalografik olarak hazırlanması.

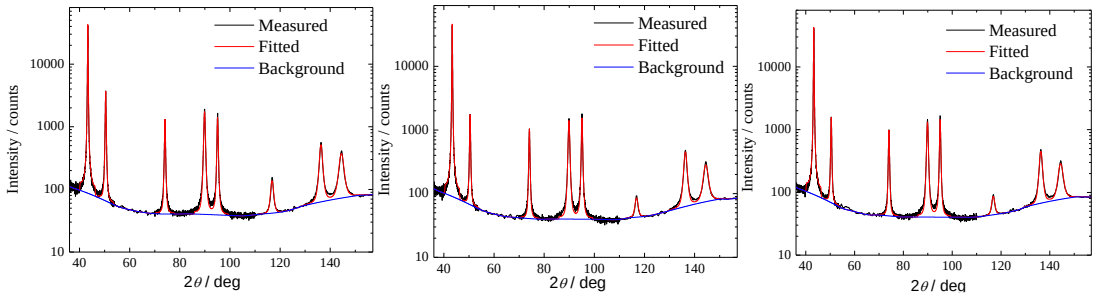
Numune hazırlama işlemleri tamamlandıktan sonra XRD analizi, her numune için 40Kv'luk voltaj ve 15 mA'lik akım altında gerçekleştirildi. Fazların hacim fraksiyonları, her pikin mutlak yoğunluğunun en yoğun pikin mutlak yoğunluğuna bölünmesi ve daha sonra bir yüzdesine dönüşmesi şeklinde hesaplanan rölatif yoğunluk oranının çizilmesi ile cihaz üzerinde tahmin edildi. Yukarıda anlatılan yöntemle her numunenin yüzeyinden elde edilen XRD profilleri diğer mikroyapı testlerinden elde edilecek verilerle yorumlanacaktır. Böylece numune mikroyapısının YBB işlemi sonucunda nasıl etkilendiği ortaya konulacaktır. YBB işlemine tabi tutulmuş Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerine uygulanan XRD analizi yardımıyla alaşım içerisindeki fazlar hakkında detaylar Şekil 2.6.'de ortaya konulmuştur.



Şekil 2.6 Cu-Sn,Cu-Mg YBB N:1-10 rotasyon sayılı numunelerin yüzeyinden elde edilmiş XRD profilleri.

Şekil 2.6.'de Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerine ait fazların oluşturduğu pikler grafik üzerinde ortaya konulmuştur. Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinde tipik yüzey merkezli kübik (YMK) pik vermiş olup Sn ve Mg oranı bu alaşım içerisinde çok düşük oranda bulunduğu için herhangi bir faz değişimi oluşturmamıştır. YBB prosesi sonrasında da bu faz yapısında değişim olmamıştır. Ancak YBB numune XRD pikleri YBB prosesi sonrası genişleme

sergilediği anlaşılmaktadır. Numunelerin sahip olduğu bu pik genişlemenin nedenleri Convolution Multiple Whole Profile (CMWP) analiz programı ile incelenmiştir.



Şekil 2.7 Farklı rotasyon sayılarında (a.N:1, b.N:5, c.N:10) YBB uygulanmış Cu-Mg alaşımlılarına uygulanmış CMWP Analizi eğrileri.

Şekil 2.7.'de Cu-Mg numunesinin XRD analizine ait gerçek XRD patern eğrisi (measured), bu eğri üzerine CMWP ile oturtulmuş eğri (fitted) ve arka plan eğrisi (background) verilmiştir. Şekil 2.7.'teki XLPA analizi ile Cu-Mg numunesine ait mikroyapı ve dislokasyon yapısı hesaplanmış ve elde edilmiştir. Cu-Mg numunelerine ait XRD profilleri bir konvülasyon profili '*I*' kullanılarak hesaplanmıştır.

$$I = I_s + I_m + I_i \tag{2.1.}$$

I_s, bu formülde en küçük kristal agregasyon ünitesinin boyutunun fonksiyonunu temsil etmektedir, I_m mikro gerinimlerin fonksiyonunu ve son olarak I_i ise yardımcı efekti temsil etmektedir. Ungar ve arkadaşları [69], XLPA tarafından verilen tanecik çapının, küçük açılı tane sınırları veya dipolar duvarlarla sınırlanan tanecik veya hücre çapını sağlandığını rapor etmişlerdir. Buradaki tanecik çapı $\langle\chi\rangle_{area}$ CMWP fitting yönteminden aşağıdaki hesaplanmaktadır[70].

$$\langle\chi\rangle_{area} = m\exp(2{:}5\sigma^2) \tag{2.2}$$

Buradaki *m* medyan, σ ise boyut dağılımının fonksiyonunu temsil etmektedir.

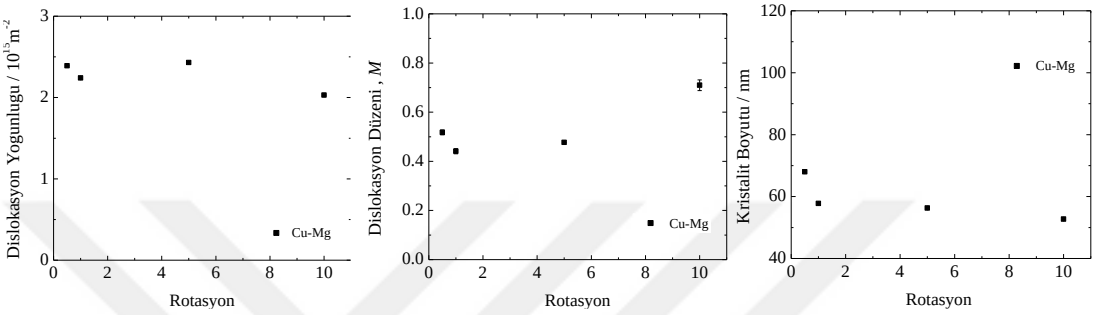
CMWP fittingde kullanılan bir başka fonksiyon olan I_m Fourier dönüşümüyle aşağıdaki formüldeki gibi elde edilmektedir [71,72]

$$I_m = \exp(-2\pi^2 g^2 L^2 \langle\varepsilon^2_{g,L}\rangle) \tag{2.3}$$

Buradaki formülde '*g*' difraksiyon vektörünün kesin değerini temsil etmektedir. '*L*' ise Fourier değişkenidir. Bu formüldeki $\langle \varepsilon^2_{g,L} \rangle$ ortalama karesel gerinimi vermektedir.

$$\langle \varepsilon^2_{g,L} \rangle = (\rho C b^2/4\pi) f(L/R_e) \quad (2.4)$$

Burada sırasıyla ρ dislokasyon yoğunluğu, C dislokasyonların kontrast faktörü, b Burgers vektörünün kesin değeri, R_e Wilkens fonksiyonu, f dislokasyonların etkili dış kesme yarıçapını temsil etmektedir[71–73].



a. **b.** **c.**

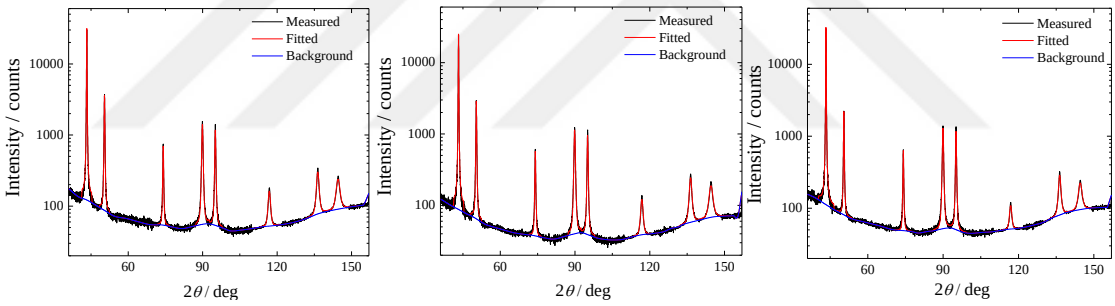
Şekil 2.8 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Mg alaşımlılarında a. Rotasyon sayısına bağlı olarak dislokasyon yoğunluğunun değişiminin karşılaştırılması, b. Rotasyon sayısına bağlı olarak dislokasyon düzeninin karşılaştırılması, c. Rotasyon sayısına bağlı olarak tanecik boyutu değişiminin karşılaştırılması

Şekil 2.8.'da CMWP fitting analiz yöntemi kullanılarak hesaplanmış olan dislokasyon yoğunluğu, dislokasyon düzeni ve kristal boyutu değişimi rotasyon sayısına bağlı olarak verilmiştir. Şekil 2.8.a.' da dislokasyon yoğunluğunun rotasyon sayısına bağlı değişimi verilmiştir. Şekil 2.8.a.'da en yüksek dislokasyon yoğunluğu değerine Cu-Mg_{HPT}N5 numunesinde ulaşılmıştır. Burada $2{,}41*10^{15} m^{-2}$ değeriyle max. dislokasyon değerine ulaşılmıştır. Cu-Mg_{HPT}N10 numunesinde ise $2{,}02*10^{15} m^{-2}$ dislokasyon yoğunluğu en düşük dislokasyon yoğunluğu değerine ulaşılmıştır.

Şekil 2.8.b.'de dislokasyon düzeni parametresi (M) rotasyon sayısına bağlı değişimi verilmiştir. Buradaki M değeri dislokasyon dağılım düzeni hakkında bilgi vermektedir. M>1'den büyük olması güçlü rastgele dislokasyon dağılımını ifade etmektedir. M<1'den küçük olması ise rastgele olmayan düzenlenmiş dislokasyon bölgelerini ifade etmektedir. Rastgele olmayan düzenlenmiş dislokasyon bölgeleri ise alt tanelerin ilk evreleri olan dislokasyon hücrelerinin varlığını ifade etmektedir. Şekil 2.8.b.'de M değeri N1 rotasyon sayısından itibaren rotasyon sayısı arttıkça artmaktadır. Cu-Mg_{HPT}N1 numunesinde M

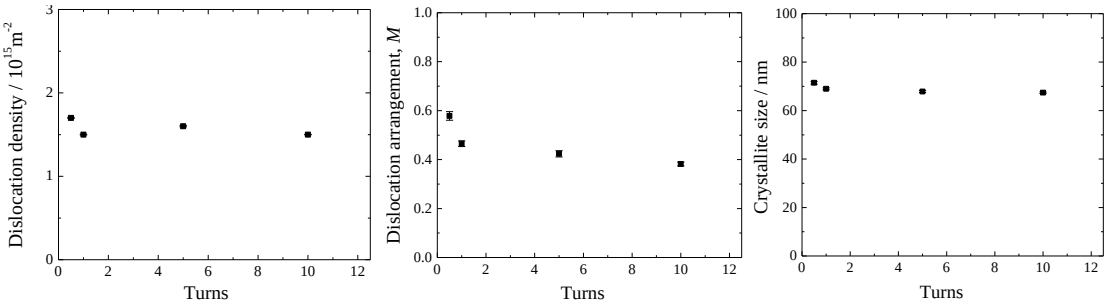
değeri 0,44 olarak min. olarak ortaya çıkmaktadır. Cu-Mg_{HPT}N10 numunesinde ise M değeri 0,71 max. değer olarak ortaya çıkmaktadır. Cu-Mg YBB numunelerinde dislokasyon düzeni, M değeri 1'den küçük olduğu için dislokasyon dağılımı dislokasyon hücreleri ve alt tane oluşumları için düzenlenmiş olduğu anlaşılmaktadır. Bununla birlikte artan rotasyon değerine bağlı olarak M değerindeki artış dislokasyon rejenerasyonunun dislokasyon sönümlenmesine oranla daha dominantlaştığını ifade etmektedir.

Şekil 2.8.c.'de Cu-Mg YBB numunelerine ait tanecik boyutu değerinin rotasyon sayısına bağlı değişimi verilmiştir. Şekil 2.8.c.'deki Cu-Mg numunelerine ait tanecik boyutu değerleri karşılaştırıldığında Cu-Mg_{HPT}N1 numunesinde 57 nm, Cu-Mg_{HPT}N5 numunesinde 56 nm ve Cu-Mg_{HPT}N10 numunesinde 54 nm tanecik boyutu değerleri elde edilmiştir. Bu da N1 rotasyon sayısından sonra tanecik boyutu yaklaşık 55 nm değerlerinde sabitlenmiştir. N1 rotasyon sayısından sonra tanecik boyutunda önemli bir değişim olmamıştır.



Şekil 2.9 Farklı rotasyon sayılarında (a.N:1, b.N:5, c.N:10) YBB uygulanmış Cu-Sn alaşımlılarına uygulanmış CMWP Analizi eğrileri.

Şekil 2.9.'de Cu-Mg numunesinin XRD analizine ait gerçek XRD patern eğrisi (measured), bu eğri üzerine CMWP ile oturtulmuş eğri (fitted) ve arka plan eğrisi (background) verilmiştir. Şekil 2.9.'teki XLPA analizi ile Cu-Sn numunesine ait mikroyapı ve dislokasyon yapısı hesaplanmış ve elde edilmiştir. Cu-Sn numunelerine ait XRD profilleri Cu-Mg numunelerinde olduğu gibi bir konvülasyon profili '*I*' kullanılarak hesaplanmıştır.



Şekil 2.10 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Sn alaşımlılarında a. Rotasyon sayısına bağlı olarak dislokasyon yoğunluğunun değişiminin karşılaştırılması, b. Rotasyon sayısına bağlı olarak dislokasyon düzeninin karşılaştırılması, c. Rotasyon sayısına bağlı olarak tanecik boyutu değişiminin karşılaştırılması

Şekil 2.10.'da CMWP fitting analiz yöntemi kullanılarak hesaplanmış olan dislokasyon yoğunluğu, dislokasyon düzeni ve kristal boyutu değişimi rotasyon sayısına bağlı olarak verilmiştir. Şekil 2.10.a.' da dislokasyon yoğunluğunun rotasyon sayısına bağlı değişimi verilmiştir. Şekil 2.10.a.'da en yüksek dislokasyon yoğunluğu değerine Cu-Sn_{HPT}N5 numunesinde ulaşılmıştır. Burada $1.61*10^{15}m^{-2}$ değeriyle max. dislokasyon değerine ulaşılmıştır. Cu-Sn_{HPT}N10 numunesinde ise $1.49*10^{15}m^{-2}$ dislokasyon yoğunluğu en düşük dislokasyon yoğunluğu değerine ulaşılmıştır.

Şekil 2.10.b.'de dislokasyon düzeni parametresi (M) rotasyon sayısına bağlı değişimi verilmiştir. Buradaki M değeri dislokasyon dağılım düzeni hakkında bilgi vermektedir. M>1'den büyük olması güçlü rastgele dislokasyon dağılımını ifade etmektedir. M<1'den küçük olması ise rastgele olmayan düzenlenmiş dislokasyon bölgelerini ifade etmektedir. Rastgele olmayan düzenlenmiş dislokasyon bölgeleri ise alt tanelerin ilk evreleri olan dislokasyon hücrelerinin varlığını ifade etmektedir. Şekil 2.10.b.'de M değeri N1 rotasyon sayısından itibaren rotasyon sayısı arttıkça artmaktadır. Cu-Sn_{HPT}N10 numunesinde M değeri 0,39 olarak min. olarak ortaya çıkmaktadır. Cu-Sn_{HPT}N1 numunesinde ise M değeri 0,47 max. değer olarak ortaya çıkmaktadır. Cu-Mg YBB numunelerinde dislokasyon düzeni, M değeri 1'den küçük olduğu için dislokasyon dağılımı dislokasyon hücreleri ve alt tane oluşumları için düzenlenmiş olduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 2.10.c.'de Cu-Sn YBB numunelerine ait tanecik boyutu değerinin rotasyon sayısına bağlı değişimi verilmiştir. Şekil 2.10.c.'deki Cu-Sn numunelerine ait tanecik boyutu değerleri karşılaştırıldığında Cu-Mg_{HPT}N1 numunesinde 68 nm, Cu-Mg_{HPT}N5

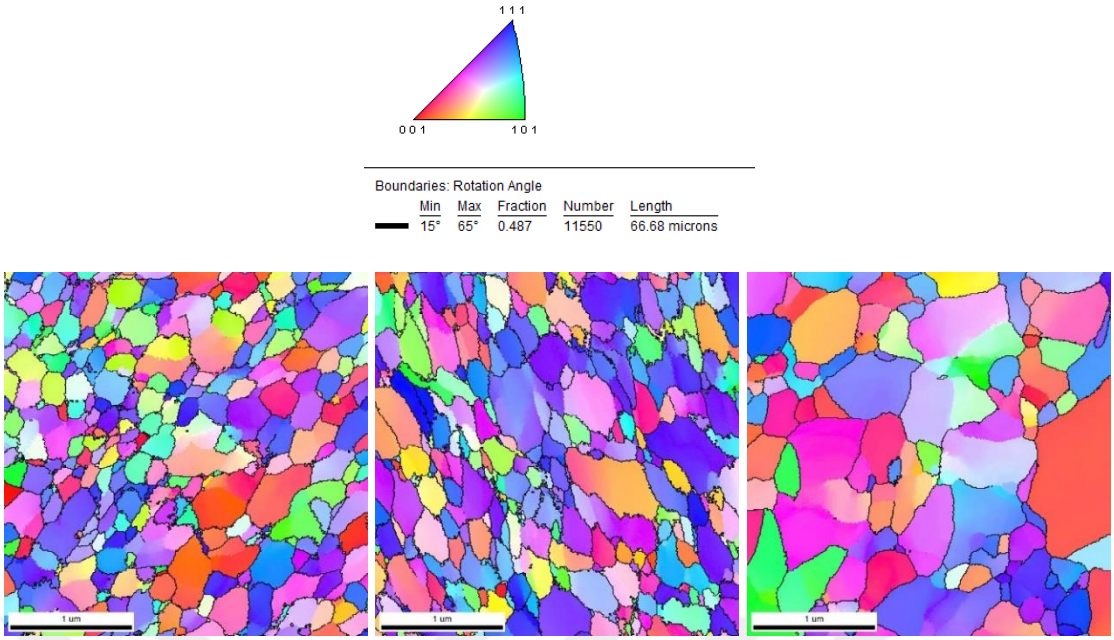
numunesinde 67 nm ve Cu-Mg_{HPT}N10 numunesinde 67 nm tanecik boyutu değerleri elde edilmiştir. Bu da N1 rotasyon sayısından sonra tanecik boyutu yaklaşık 67 nm değerlerinde sabitlenmiştir. N1 rotasyon sayısından sonra tanecik boyutunda önemli bir değişim olmamıştır.

2.2.5 SEM-EBSD Analizi

SEM-EBSD analizi için Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinden elde edilen Cu-Sn_{HPT} N1, Cu-Sn_{HPT} N5, Cu-Sn_{HPT}N10 numuneleri ve Cu-Mg_{HPT}N1, Cu-Mg_{HPT}N5, Cu-Mg_{HPT}N10 numuneleri kullanılmıştır. Bu numuneler ilk olarak 320, 600 ,800 ,1200 ve 2500'lük zımpara kademelerinden geçirilerek numune hazırlanma işlemine başlanmıştır. Her kademe zımpara işlemi sırasında numune 90^o döndürülerek bir önceki zımpara kademesinden kalan zımpara izlerinin giderilmesi sağlanmıştır. Daha sonra elmas pasta kullanılarak 3µm ve 1µmlik çuhalar üzerinde kaba ver ince parlatma işlemi yapılmıştır. Bu işlemlerden sonra ayna parlaklığı kazandırılan numuneye SEM-EBSD analizleri yapılmıştır. Sonuç olarak EBSD VE KAM görüntüleri elde edilmiştir.

SEM-EBSD analizleri JOEL JSM-7001F Field Emission SEM cihazında Oxford Instruments HKL Channel 5 Software sistemi ve 15 keV kullanılarak gerçekleştirilmiştir. EBSD ile elde edilen görüntüler, tane yönlenmeleri için $\Delta \geq 15^\circ$ ile analiz edildi. İncelenen her bir örnek XZ işaretli kısımda analiz edildi. X ekseninin, son sıkıştırma yönüne ve kanalın dibine dik olan Z eksenine paralel olduğu yerdedir. SEM-EBSD analizlerinde Tel erozyon ile numune yarıçapının tam ortasından numunenin merkezi ve kenarına eşit uzaklıktan alınan örnek üzerinde gerçekleştirilmiştir. Daha sonra bu inceleme işlemi sonrası EBSD ve KAM görüntüleri elde edilmiştir.

YBB prosesi uygulanan Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerine mikroyapı incelemesi için ilk olarak OM analizi yapılmış ve ince taneli yapıların elde edildiği anlaşılmıştır. Daha sonra bu numunelere detaylı bir mikroyapı analizi yapılabilmesi için SEM-EBSD analizi yapılmıştır.

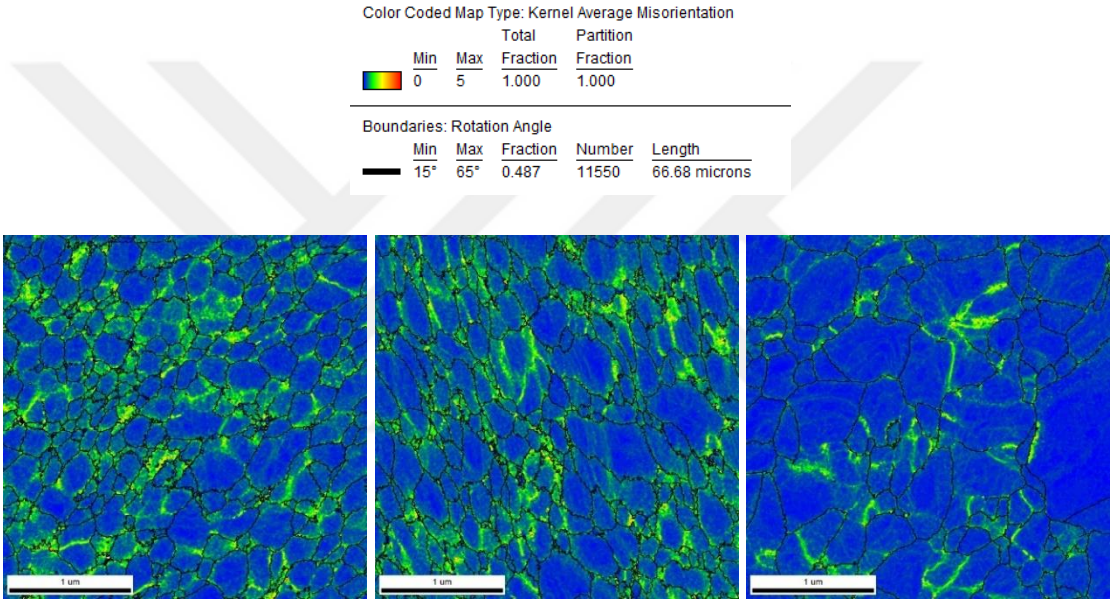


a. b. c.

Şekil 2.11 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Mg numunelerinin EBSD görüntüleri, a. Cu-Mg_{HPT} N1, b. Cu-Mg_{HPT} N5, c. Cu-Mg_{HPT} N10.

Şekil 2.11.'de YBB uygulanmış Cu-Mg numunelerine ait EBSD görüntüleri verilmiştir. Şekil 2.11.'deki görüntüler incelendiğinde YBB prosesi sonrası nano taneli yapıların elde dildiği açık bir şekilde görülmüştür. YBB prosesinin etkisiyle oluşan aşırı deformasyonla birlikte nanotaneli ve homojen bir yapı elde edilmiştir. Pole figür görüntülerine baktığımızda ise numunelerin bariz bir yönlenme göstermediği saptanmıştır. Tane sınırlarının 15° büyük geniş açılı olarak elde edildiği görülmüştür. N1 rotasyon sayılı numunede en küçük tane boyutlarına ulaşılmış olup yapı homojen olarak karşımıza çıkmaktadır. YBB prosesinin etkisiyle oluşan aşırı deformasyonla birlikte nanotaneli ve homojen bir yapı elde edilmiştir. N5 rotasyon sayılı numuneden itibaren tane kabalaşmasının başladığı görülmektedir. N10 rotasyon sayılı numunede ise tüm numune boyunca aşırı deformasyondan dolayı tane kabalaşması meydana geldiği açıkça görülmektedir. Tane kabalaşmasının etkisiyle N1 rotasyon sayılı numunedeki homojen yapı N10 rotasyon sayısında kendini heterojen bir yapıya bırakmıştır. EBSD görüntülerinden elde tane görüntüleri taneciklerin yani subgrainlerin birleşmesiyle meydana gelmektedir. Elde edilen tane görüntüleri Image J Photo Analiz programı ile incelendiğinde Cu-Mg_{HPT} N1 numunesinde yaklaşık olarak 220 nm boyutunda taneler elde edilmiştir. Cu-Mg_{HPT} N5 numunesinde ise bu tane boyutu 300 nm olarak karşımıza çıkmaktadır. Cu-Mg_{HPT}N10 numunesinde ise 650 nm olarak elde edilmiştir. YBB prosesi öncesi yaklaşık 2-3 mm

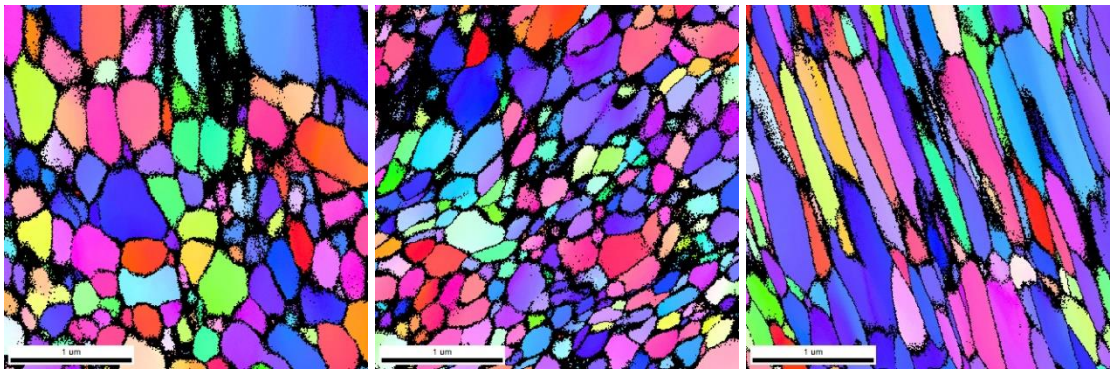
seviyelerinde olan tane boyutlarından nano seviyelere inilmiştir. Bu da YBB prosesinin ne kadar önemli bir tane inceltme prosesi olduğunu göstermektedir. Cu-Mg YBB numuneleri için bakıldığında ise hem tane boyutu hem de homojenlik açısından N1 rotasyon sayısında en iyi tane boyutları elde edilmiştir. N5'ten itibaren yavaş yavaş tane kabalaşma görülmeye başlanış olup homojen yapı da bozulmaya başlamıştır. N10 rotasyon sayılı numune de ise tane kabalaşma prosesi gözle görülür bir şekilde ortaya çıkmıştır ve heterojen bir yapı elde edilmiştir. N1 rotasyon sayısından sonra rotasyon sayısı arttıkça tane kabalaşmasından dolayı tane boyutu büyümekte ve numune homojenliğini kaybetmektedir.



a. b. c.

Şekil 2.12 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Mg numunelerinin KAM görüntüleri, a. Cu-Mg_{HPT} N1, b. Cu-Mg_{HPT} N5, c. Cu-Mg_{HPT} N10.

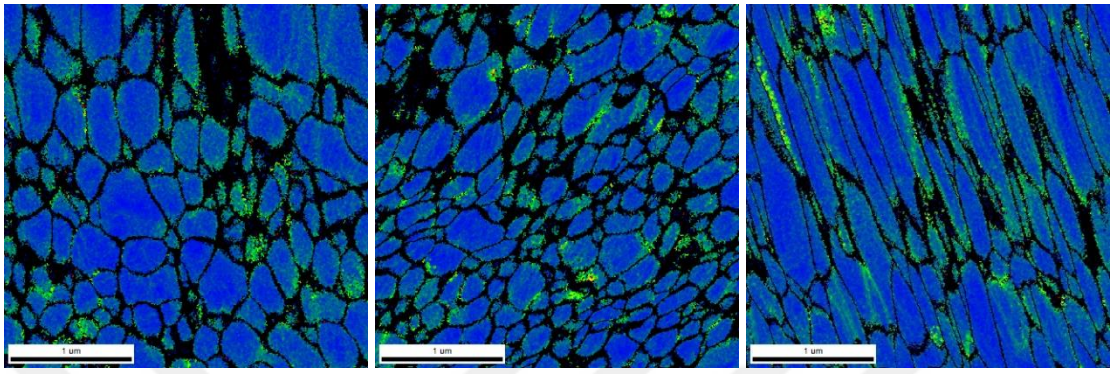
Şekil 2.12. YBB uygulanmış Cu-Mg numunelerine ait EBSD görüntülerinden elde edilmiş KAM analizi verilmiştir. Şekil 2.12. deki görüntüler incelendiğinde YBB prosesi sonrası N1 rotasyon sayısından itibaren gerinimin N5' te biraz azaldığı, daha sonra N10 rotasyon sayılı numune de gözle görülür derecede gerinimin azaldığı gözlenmektedir. Elde edilen KAM analizine en yüksek gerinim değerlerine N1 rotasyon sayısında Cu-Mg_{HPT} N1 numunesinde ulaşılmıştır.



Şekil 2.13 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Mg numunelerinin EBSD görüntüleri, a. Cu-Sn_{HPT} N1, b. Cu-Sn_{HPT} N5, c. Cu-Sn_{HPT} N10.

Şekil 2.13.'de YBB uygulanmış Cu-Sn numunelerine ait EBSD görüntüleri verilmiştir. Şekil 2.13.'deki görüntüler incelendiğinde YBB prosesi sonrası nano taneli yapıların elde dildiği açık bir şekilde görülmüştür. YBB prosesinin etkisiyle oluşan aşırı deformasyonla birlikte nanotaneli ve homojen bir yapı elde edilmiştir. Pole figür görüntülerine baktığımızda ise Cu-Sn_{HPT}N10 numunesi haricinde numunelerin bariz bir yönlenme göstermediği saptanmıştır. Tane sınırlarının 15° büyük geniş açılı olarak elde edildiği görülmüştür. N5 rotasyon sayılı numunede en küçük tane boyutlarına ulaşılmış olup yapı homojen olarak karşımıza çıkmaktadır. YBB prosesinin etkisiyle oluşan aşırı deformasyonla birlikte nanotaneli ve homojen bir yapı elde edilmiştir. N10 rotasyon sayılı numuneden itibaren tane kabalaşmasının başladığı görülmektedir. N10 rotasyon sayılı numunede ise tüm numune boyunca aşırı deformasyondan dolayı tane kabalaşması meydana geldiği açıkça görülmektedir. Tane kabalaşmasının etkisiyle N5 rotasyon sayılı numunedeki homojen yapı N10 rotasyon sayısında kendini heterojen bir yapıya bırakmıştır. EBSD görüntülerinden elde tane görüntüleri taneciklerin yani subgrainlerin birleşmesiyle meydana gelmektedir. Elde edilen tane görüntüleri Image J Photo Analiz programı ile incelendiğinde Cu-Sn_{HPT} N1 numunesinde yaklaşık olarak 295 nm boyutunda taneler elde edilmiştir. Cu-Sn_{HPT} N5 numunesinde ise bu tane boyutu 220nm olarak karşımıza çıkmaktadır. Cu-Sn_{HPT}N10 numunesinde ise 950 nm olarak elde edilmiştir. YBB prosesi öncesi yaklaşık 2-3 mm seviyelerinde olan tane boyutlarından nano seviyelere inilmiştir. Bu da YBB prosesinin ne kadar önemli bir tane inceltme prosesi olduğunu göstermektedir. Cu-Sn YBB numuneleri için bakıldığında ise hem tane boyutu hem de homojenlik açısından N5 rotasyon sayısında en iyi tane boyutları elde edilmiştir. N10'ten itibaren yavaş yavaş tane kabalaşma görülmeye başlanış olup homojen yapı da

bozulmaya başlamıştır. N10 rotasyon sayılı numune de ise tane kabalaşma prosesi gözle görülür bir şekilde ortaya çıkmıştır ve heterojen bir yapı elde edilmiştir. N5 rotasyon sayısından sonra rotasyon sayısı arttıkça tane kabalaşmasından dolayı tane boyutu büyümekte ve numune homojenliğini kaybetmektedir.



Şekil 2.14 Farklı rotasyon sayılarında YBB uygulanmış Cu-Mg numunelerinin KAM görüntüleri, a. Cu-Sn_{HPT} N1, b. Cu-Sn_{HPT} N5, c. Cu-Sn_{HPT} N10.

Şekil 2.14. YBB uygulanmış Cu-Sn numunelerine ait EBSD görüntülerinden elde edilmiş KAM analizi verilmiştir. Şekil 2.14. deki görüntüler incelendiğinde YBB prosesi sonrası N5 rotasyon sayısına kadar arttığı, daha sonra N10 rotasyon sayılı numune de gözle görülür derecede gerinimin azaldığı gözlenmektedir. Elde edilen KAM analizine göre en yüksek gerinim değerlerine N5 rotasyon sayısında Cu-Sn_{HPT} N1 numunesinde ulaşılmıştır.

2.3 Değerlendirme ve Tartışma

YBB prosesi ile EKAP yöntemine göre çok daha ince taneler elde edildiği görülmüştür. Elde edilen UİT ve NT yapılar sayesinde malzemeler olağanüstü mekanik, tribolojik ve uygulamada kullanılabilecek seviyede iyi elektriksel özelliklere sahip olmaktadır[1,2]. Bu çalışmada bu UİT ve NT yapılı elde etmek ve bu sayede olağanüstü mekanik, elektriksel ve tribolojik özellikler elde etme düşüncesi önemli bir motivasyon kaynağı olarak kullanılmıştır. Bu kapsamda tamamlanan mikroyapı kapsamında SEM-EBSD ve XRD analizleri yapılmıştır. Diğer taraftan Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinin mekanik özelliklerini ortaya koymak için Çekme testleri, Sertlik Testleri, Elektriksel Özellikler Testleri ve Aşınma Testleri yapılmıştır. Tüm bu deneylerden elde edilen sonuçlara YBB sonrası numunenin tane boyutu nano seviyelere inmiş tanecik boyutu ise 55 nm seviyelerine kadar düşmüştür. N=1 rotasyon sayısından sonra tanecik boyutunun sabitlendiği görülmüştür. A. Y. Khereddine ve arkadaşlarının YBB uygulanmış Cu-Ni-Si

alaşımı üzerinde yaptıkları çalışmada da benzer sonuçlar elde edilmiştir. Bu çalışmada da tanecik boyutu 40 nm civarında sabitlenmiştir [74]. Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerine yapılan testler sonucu KHM merkezli olan numunelerin faz yapısında YBB öncesi ve sonrası rotasyon sayısıyla birlikte herhangi bir değişim meydana gelmediği görülmüştür. Bu durum Cu YBB numuneleri üzerinde daha önceden yapılmış olan çeşitli çalışmalarda da aynı şekilde ortaya konulmuş ve YBB öncesi ve sonrası faz yapısının aynı kaldığı net bir şekilde XRD analizleri yardımıyla ortaya konulmuştur [75,76]. Cu-Mg YBB numuneleri üzerinde yapılan EBSD analizlerinde ise N=10 rotasyon sayısında EBSD haritasında tane büyümesi gözlemlenmiştir. XRD piklerine yapılan XLPA analizinde ise tanecik boyutunun 56 nm'den 54 nm'ye düştüğü gözlemlenmiştir. Buradaki tane büyümesi mekanik özelliklere herhangi bir olumsuz etki yapmamıştır. Cu-Sn YBB numunelerinde de benzer bir durum görülmüştür ve tane büyümesi mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilememiştir. Sadece dislokasyon yoğunluğunun düşmesine neden olmuştur. Tanecik boyutu tane büyümesinden etkilenmemiş olup mekanik özelliklerin olumsuz etkilenmesini engellemiştir.

2.4 Sonuçlar

- YBB numunelerine yapılan OM analizi sonucu daha ince taneli ve homojen bir yapının elde edildiği görülmüştür ve daha detaylı mikroyapı incelemesi için SEM analizinin gerekli olduğu anlaşılmıştır.

- YBB numunelerine yapılan XRD analizi sonucunda numunelerin faz yapısında herhangi bir değişim olmadığı saptanmıştır. YBB prosesiyle birlikte sadece numunelerin vermiş olduğu XRD piklerinin büyüklüğünün değişimi gözlemlemiştir.

- XRD piklerindeki değişim sonucu yapılan XLPA analizi sonucunda Cu-Mg YBB numunelerinin tanecik boyutlarının yaklaşık 55 nm civarına kadar küçüldüğü, Cu-Sn numunelerinin ise 67 nm civarına kadar küçüldüğü gözlemlenmiştir. N1-N10 rotasyon sayıları arasında tanecik boyutunda önemli bir değişim meydana gelmemiştir. En yüksek dislokasyon yoğunluğu Cu-Mg_{HPT}N5 ve Cu-Sn_{HPT}N5 numunelerinde elde edilmiştir.

- Yapılan SEM-EBSD analizleri sonucunda en ince taneli yapı ve homojen mikroyapı 220nm tane boyutlarıyla Cu-Mg_{HPT}N1 ve Cu-Sn_{HPT}N5 numunelerinde elde edilmiştir.

Rotasyon sayısı arttıkça tane boyutu artmıştır ve Cu-Mg_{HPT}N10 numunesinde tane kabalaşması meydana gelmiştir.

- EBSD analizi sonucu elde edilen KAM haritasında en yüksek gerinim Cu-Mg_{HPT}N1 ve Cu-Sn_{HPT}N5 numunelerinde elde edilmiştir.

BÖLÜM 3

ULTRA İNCE/NANO TANELİ BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARININ YÜKSEK BASINÇTA BURMA PROSESİYLE GELİŞTİRME-ÖZELLİKLER

3.1 Giriş

Bir APD yöntemi olan YBB prosesi uygulandığı numuneler üzerinde bir taraftan aşırı kesme deformasyonu uygularken bir taraftan da malzemelerin şeklinin proses sırasında aynı kalmasını sağlayarak proses sonrası malzemelerin olağanüstü mekanik özellikler kazanmasını sağlamaktadır. Bu özelliklerden en dikkat çekenler sertlik, çekme dayanımı, aşınma direnci ve elektriksel özellikler olarak öne çıkmaktadır. Literatürde bu özelliklerden sertlik ve çekme dayanımında meydana gelen değişim birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. Fakat YBB sonrasında malzemelerin aşınma direnci ve elektriksel özelliklerinde meydana gelen değişim hakkında sınırlı sayıda makalenin olması bu özellikleri ilgi çekici hale getirmekle birlikte, bu özelliklerin YBB sonrası nasıl değiştiğinin kesin olarak ortaya konulması ihtiyacı doğurmaktadır.

Y.Z Tian ve arkadaşları ürettikleri Cu-Ag alaşımına farklı rotasyon sayılarında YBB prosesi uygulamış ve bu elde ettikleri malzemenin mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Bu mekanik özelliklerden biri de Vickers mikro sertlik ölçümü olup, sertliğin artan rotasyon sayısı ve merkezden uzaklık ile birlikte arttığı sonucuna varmışlardır[3]. Mikro sertlik ile ilgili olan bir diğer makalede de Abdulla I. Almazrouee ve arkadaşları %99,99 saflıktaki bakıra farklı rotasyon sayılarında YBB prosesi uygulamış ve elde ettikleri malzemenin mikroyapı ve mikrosertlik özelliklerini incelemişlerdir.

Vickers mikrosertlik ölçümleri sonucunda YBB prosesinin sertliği önemli derecede etkilediği ve sertliğin artan rotasyon sayısı ve merkezden uzaklıkla birlikte arttığı sonucuna varmışlardır[4]. YBB prosesinin uygulandığı Cu ve Cu alaşımları üzerinde yapılan çalışmalarda benzer sonuçlar elde edilmiştir. Bu çalışmalara göre Cu alaşımları üzerinde yapılan alışmalarda sertliğin artan rotasyon sayısı ve merkezden uzaklaştıkça arttığı açıkça ortaya konulmuştur ve bu sertlik değerlerinin diğer mekanik özelliklere de olumlu yönde yansıdığı görülmüştür[3–6]. YBB prosesi ile olağanüstü mekanik özellikler elde edildiğini ortaya koymanın en etkili yollarından biri de sertlik ölçümüdür. Literatürde elde edilen önemli sonuçlar bu doğrultuda iyi bir referans oluşturmaktadır.

YBB proses sonrası malzemelerin mekanik özelliklerinde artış olup bu özelliklerin en önemlilerinden biri de YBB uygulanmış numunenin çekme dayanımıdır. YBB prosesi sonrası malzemelerin çekme dayanımında önemli derecede bir iyileşme olduğu literatürde çalışmalardan çok net bir şekilde anlaşılmaktadır. N. Lugoa ve arkadaşlarının saf Cu üzerinde YBB ve EKAP uygulayarak yapmış oldukları çalışmada, YBB ve EKAP prosesi sonrası numunelerin çekme dayanımlarında önemli derecede bir artış olduğu gözlemlenmiş YBB prosesi uygulanan numunelerin yüksek rotasyon sayısıyla birlikte en iyi çekme dayanımı gösterdikleri açık bir şekilde rapor edilmiştir[7]. Bir diğer çalışmada Y.Z. Tian ve arkadaşları Cu-Ag alaşımına farklı rotasyon sayılarında YBB uygulamıştır. Bu numunelerin çekme dayanımları incelenmiş ve artan rotasyon sayısıyla birlikte olağanüstü çekme dayanımı sergiledikleri görülmüştür[3]. : K. Edalati ve arkadaşları da saf Cu üzerinde YBB prosesi uygulamış ve numunelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Elde ettikleri çekme dayanımı sonuçlarına göre malzemelerin çekme dayanımının YBB prosesi sonrası yaklaşık olarak iki katına çıktığını rapor etmişlerdir[6]. Literatürde elde edilen bu sonuçlar YBB numunelerinin çekme dayanımlarının incelenmesi kapsamında önemli bir referans oluşturmaktadır.

APD yöntemleri sonucunda malzemelerin aşınma dayanımı hakkında çok fazla çalışma bulunmamakla beraber, bu konu hakkında net bir sonuçta elde edilememiştir. Çeşitli malzemelerin APD yöntemleri sonucunda aşınma dayanımının incelenmesi sonucunda bazı çalışmalarda aşınma dayanımının APD'nin bir sonucu olarak arttığı belirtilmiştir[8–10]. Bazı çalışmalarda ise proses sonucunda oluşan çeşitli nedenlerden dolayı düştüğü belirtilmektedir. Bunlar; düşük gerinim sertleşmesi [11–13], düşük süneklikten dolayı

meydana gelen mikro çatlak oluşumu[11,14,15], tanelerin rekristalizasyonu ve büyümesi[16] ve intensive adhezyondur[17]. Bir diğer çalışmada ise APD proseslerinin malzemelerin aşınma davranışı üzerinde önemli bir etkisinin olmadığı belirtilmiştir[18]. Bu çalışmalarda elde edilen farklı sonuçlar ve literatürde bu konu hakkında yetersiz data oluşu, bu çalışmada YBB uygulanmış Cu alaşımlarının aşınma dayanımı ve tribolojik özelliklerini inceleme konusunda bize iyi bir motivasyon olmuştur.

Cu ve Cu alaşımları için elektriksel özellikler uygulamada Cu malzemelerin çok fazla tercih edilmesinin en önemli sebeplerindendir. Bu kapsamda YBB prosesi sonrası elektriksel özelliklerde meydana gelen değişimin incelenmesi daha fazla önemli hale gelmektedir. Literatürde YBB uygulanmış Cu numunelerin elektriksel özelliklerinin incelendiği çok az çalışma olup bu çalışmalarda elektriksel özelliklerinin YBB prosesi ve artan rotasyon sayısıyla değişimi konusunda farklı sonuçlar elde edilmiştir[19–21]. Bu kapsamda, YBB uygulanmış Cu alaşımlarının elektriksel özelliklerinin daha derin bir şekilde incelenmesi ve belirlenmesi araştırmacılar için iyi bir motivasyon kaynağı oluşturmaktadır.

3.2 Deneysel Çalışmalar

3.2.1 Malzeme

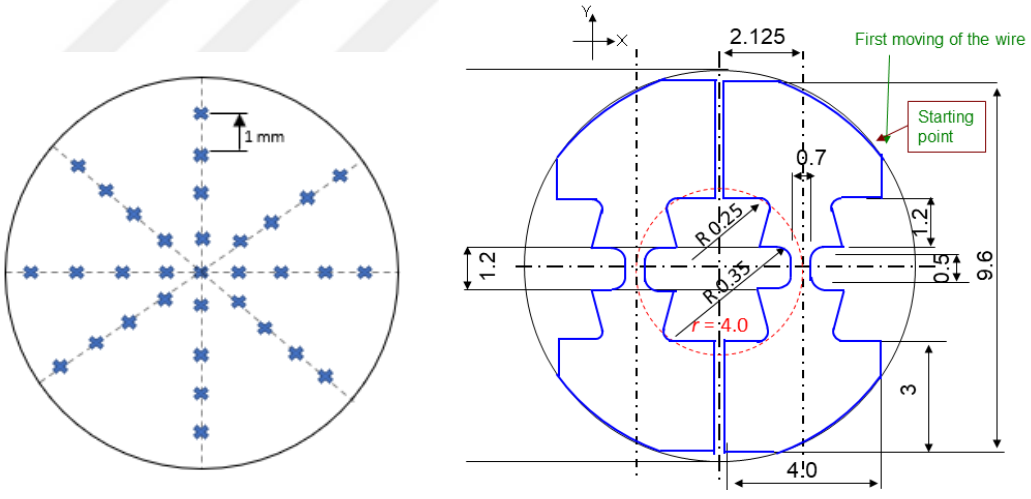
Bu çalışmada Cu-Sn ve Cu-Mg alaşımlarının mekanik özelliklerinin araştırılması kapsamında numuneler ilk olarak grafit potada sürekli yöntemi ile üretilmiş daha sonra tel erozyon yöntemi ile 10 mm çap, 1 mm kalınlığa sahip olacak şekilde parçalara kesilmiştir. Daha sonra bu numunelere uygulanan HPT işlemi ile nihai şekline ulaşmıştır. Mekanik özelliklerin araştırılması kapsamında Cu-Sn ve Cu-Mg numuneleri $Cu\text{-}Sn_{Başlangıç}$, $Cu\text{-}Sn_{HPT}$ N:1, $Cu\text{-}Sn_{HPT}$ N:5 $Cu\text{-}Sn_{HPT}$ N:10, $Cu\text{-}Mg_{Başlangıç}$, $Cu\text{-}Mg_{HPT}$ N:1, $Cu\text{-}Mg_{HPT}$ N:5 ve $Cu\text{-}Mg_{HPT}$ N:10 şeklinde 4'er farklı grup olmak üzere toplam da 8 farklı deney grubu şeklinde incelenmiştir.

Çizelge 3.1 Cu-Sn ve Cu-Mg numune grupları

Numuneler	Cu-Sn Başlangıç	Cu-Mg Başlangıç
	$Cu\text{-}Sn_{HPT}$ N:1	$Cu\text{-}Mg_{HPT}$ N:1
	$Cu\text{-}Sn_{HPT}$ N:5	$Cu\text{-}Mg_{HPT}$ N:5
	$Cu\text{-}Sn_{HPT}$ N:10	$Cu\text{-}Mg_{HPT}$ N:10

3.2.2 Yüksek Basınçlı Burma Prosesi

Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinin mekanik özelliklerinin araştırılması kapsamında YBB prosesi 5 GPa basınç, 0,2 rpm rotasyon hızı, MoS_2 lubrikant ile oda sıcaklığında 1,5 ve 10 olmak üzere üç farklı rotasyonda uygulanmıştır. Daha sonra bu numuneler mekanik özellik testleri için çeşitli metalografik numune hazırlama işlemlerinden geçirildikten sonra deneylere hazır hale getirilmiştir. Sertlik deneylerinde ve çekme deneylerinde kullanılan numunelerin nihai şekilleri Şekil 3.1. 'de detaylı olarak gösterilmiştir.



a. b.

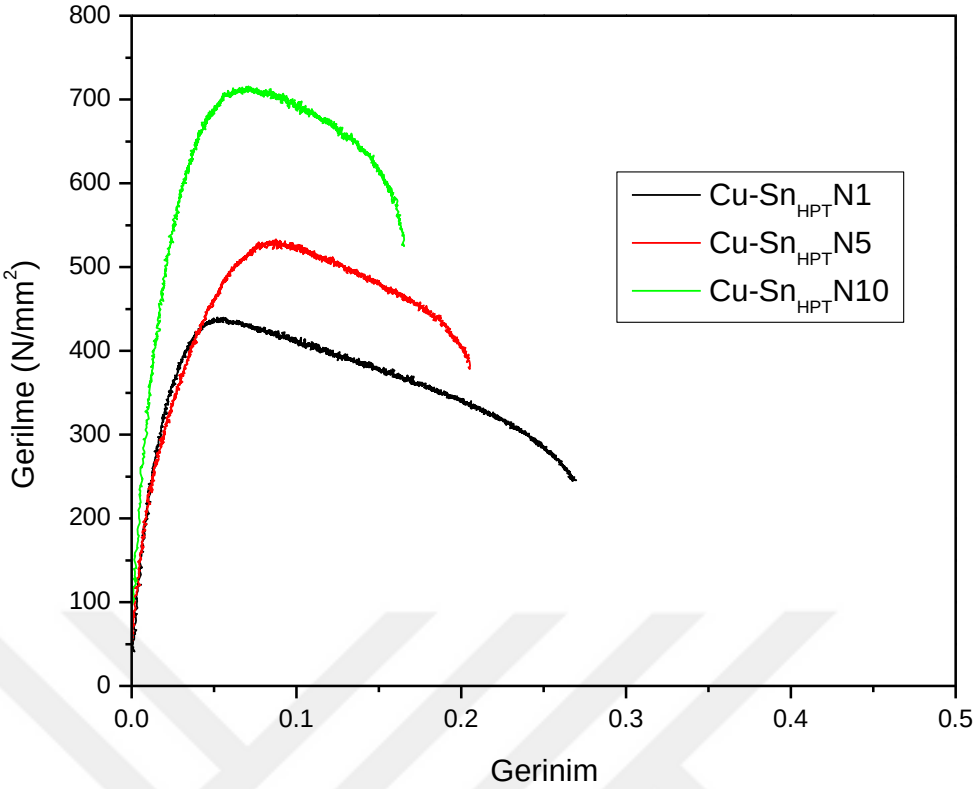
Şekil 3.1 a. YBB numuneleri için sertlik ölçüm noktalarının illüstrasyonu, b. YBB numunelerinden çekme testi numunelerinin elde edilmiş nihai şeklinin illüstrasyonu.

3.2.3 Çekme Testleri

YBB prosesi ile bulk malzemelere olağanüstü mekanik özellikler kazandırılmaktadır. Bu özelliklerden biri de malzemenin çekme mukavemetidir. Bu yüzden bu projede çekme testi ve numune hazırlanma kısmı büyük bir özenle yapılmıştır. Çekme numunesi

hazırlama işleminde ilk olarak 10 mm yarıçaplı numuneden 2 tane çekme numunesi elde edilmesine karar verilmiştir. Bu doğrultuda ilk olarak numunenin her iki yarısından bir çekme numunesi çıkacak şekilde bir teknik çizim işlemi Şekil 3.1.'de gösterilmiştir. Bu çizim daha sonra Solid Works programı yardımıyla bir software üzerinden çekme numunesinin kesim işlemine yapacak Tel Erozyon Cihazına aktarılmıştır. Şekil 3.1.'de görüldüğü gibi başlangıç noktası belirtilen yerden Tel Erozyon Yöntemi ile kesim işlemine başlanıp her bir numuneden 2 tane çekme numunesi elde edilmiştir. Daha sonra bu elde edilen çekme numuneleri çekme testinden önce bir zımparalama işlemine tabi tutulması gereklidir. Bu işlemde ilk olarak çekme numuneleri sırasıyla 600, 800, 1200 ve 2400'lük zımpara kademesinden geçirilmiştir. Her bir kademede numuneler 90 derecede döndürülerek bir önceki testten kalan zımpara izleri yok edilmiştir. Son zımpara kademesinden sonra etil alkol ve saf su ile temizlenen numuneler daha sonra ultrasonik temizleme işlemine tabi tutulmuş ve zımpara kademesinden kalan safsızlıkların çekme numunesi üzerinden giderilerek çekme testini olumsuz etkilemesinin önüne geçilmiştir. Özetle çekme numuneleri hazırlanmasında ilk olarak numuneler teknik bir çizim ile dizayn edilmiş, daha sonra Solid Works programı ile Tel Erozyon Cihazına aktarılmış ve bu cihaz yardımıyla numunelerin kesim işlemi yapılmış ve son olarak da zımparalama işlemiyle tel erozyondan kalan çapak, çizik vs. bütün safsızlıklardan giderilen çekme numuneleri çekme testi için hazır hale getirilmiştir.

Çekme testleri $1*10^{-3}$ mm/s test hızında oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerine uygulanmıştır. Çekme testinden sonrası numunede oluşan % uzama oranını hesaplamak için numunelerde oluşan boyut değişimi hesaplanmıştır. Ayrıca kırılma yüzeyleri SEM cihazında incelenerek kırılma yüzeylerinin morfolojisi incelenmiştir.



Şekil 3.2 Cu-Sn YBB numunelerine ait gerilme-gerinim eğrisi

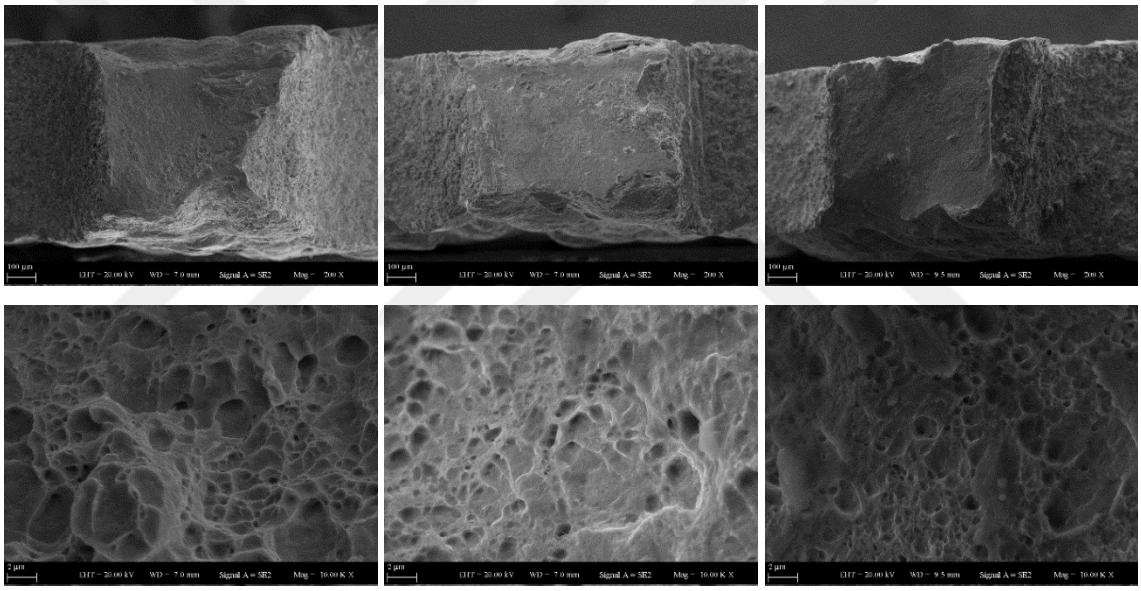
Şekil 3.2.'de Cu-Sn YBB numunelerine ait gerilme-gerinim eğrisi bulunmaktadır. Bu eğri numunenin çekme mukavemeti hakkında bize bilgi vermektedir. Şekil 3.2.'deki eğri detaylı olarak incelendiğine en iyi çekme dayancına ait numunenin Cu-Sn_{HPT}N10 olduğu görülmektedir. Diğer taraftan en düşük çekme dayancı ise Cu-Sn_{HPT}N1 numunesinde görülmektedir. Yani rotasyon sayısı arttıkça numunelerin çekme mukavemeti artmaktadır. Diğer bir taraftan eğrinin karakteristiği incelendiğinde tipik sünek bir malzemeye ait bir eğri karakteristiği sergilemektedir. Bu durum ayrıca SEM analiziyle kırılma yüzeyinde ayrıntılı olarak incelenmiştir.

Çizelge 3.2 Cu-Sn YBB numunelerine ait çekme dayanımı,akma dayanımı ve %uzama çizelgesi

	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	% Uzama
Cu-$Sn_{Başlangıç}$	187	-	52,3
Cu-Sn_{HPT}N1	435	421	22
Cu-Sn_{HPT}N5	530	425	13,67
Cu-Sn_{HPT}N10	710	676	9,33

Çizelge 3.2.'de Cu-Sn YBB numuneleri için çekme testi sonrası elde edilen çekme dayanımı, akma dayanımı ve %uzama değerleri verilmiştir. Bu değerler gerilme gerinim eğrisi üzerinden elde edilmiştir. Bazı malzemelerde belirli bir akma noktası bulunmaz. Bu

malzemelerde akma noktasını bulmak için gerilme-gerinim eğrisinin elastik kısmına bir paralel çizilir. Bu paralelin gerilme-gerinim eğrisini kestiği noktadaki gerilme değeri o malzemenin akma noktası olarak alınır. Çizelge 1 ayrıntılı olarak incelendiğinde Cu-Sn numunelerinde başlangıç numunesinden sonra uygulanan YBB prosesiyle birlikte çekme ve akma mukavemeti yaklaşık 2-3 kat artmaktadır. Yine aynı numunelerde YBB prosesi uygulanan numunelerde çekme ve akma mukavemeti artan rotasyon sayısıyla birlikte artış göstermektedir. Buna karşılık olarak YBB prosesi ve artan rotasyon sayısının etkisiyle de %uzama değerleri azalmaktadır. Sonuç olarak en iyi çekme değerlerine sahip numune 710 MPa çekme mukavemeti ve 676 MPa akma dayanımı ile Cu-Sn_{HPT}N10 numunesi olarak elde edilmiştir ve YBB prosesinin uygulanmasıyla Cu-Sn numunelerinin çekme değerleri yaklaşık 2-3 katına çıkmıştır.

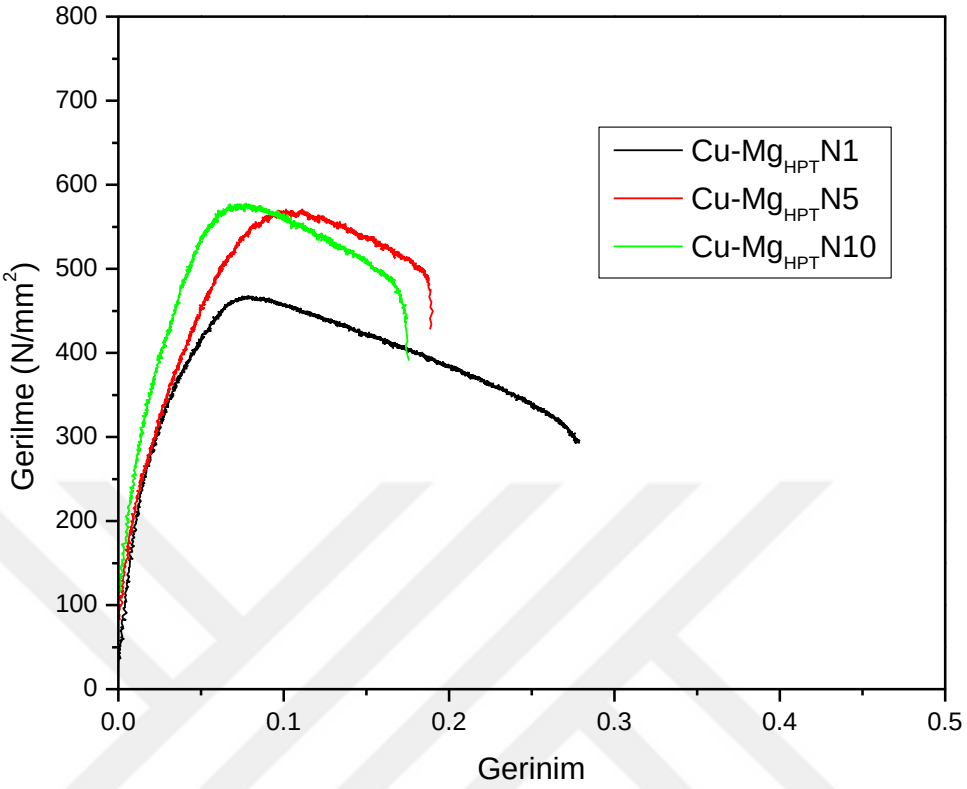


a. b. c.

Şekil 3.3 Cu-Sn YBB çekme numunelerinin çekme testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüleri a. N1 b. N5 c. N10

Şekil 3.3'de Cu-Sn YBB numunelerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri verilmiştir. Bütün Cu-Sn numunelerinde açık bir şekilde sünek kırılma oluştuğu Şekil 3 üzerinden görülebilmektedir. Uygulanan aşırı deformasyon sonucu kırılma yüzeyi lifli ve mikro boşluklardan oluşan bir yapıya sahiptir. Ayrıca kırılma yüzeyinde deformasyon oluşmuştur. Bu tür kırılmalarda Cu-Sn YBB numunelerinde olduğu gibi oluşan plastik deformasyon etkisiyle yapı lifli ve mikro oyuklardan oluşan bir morfolojiye sahiptir.

Sonuç olarak Cu-Sn YBB numuneleri plastik şekil değişimine uğramıştır ve çekme testi sonrası oluşan kırılma yüzeyleri sünek davranış göstermişlerdir.



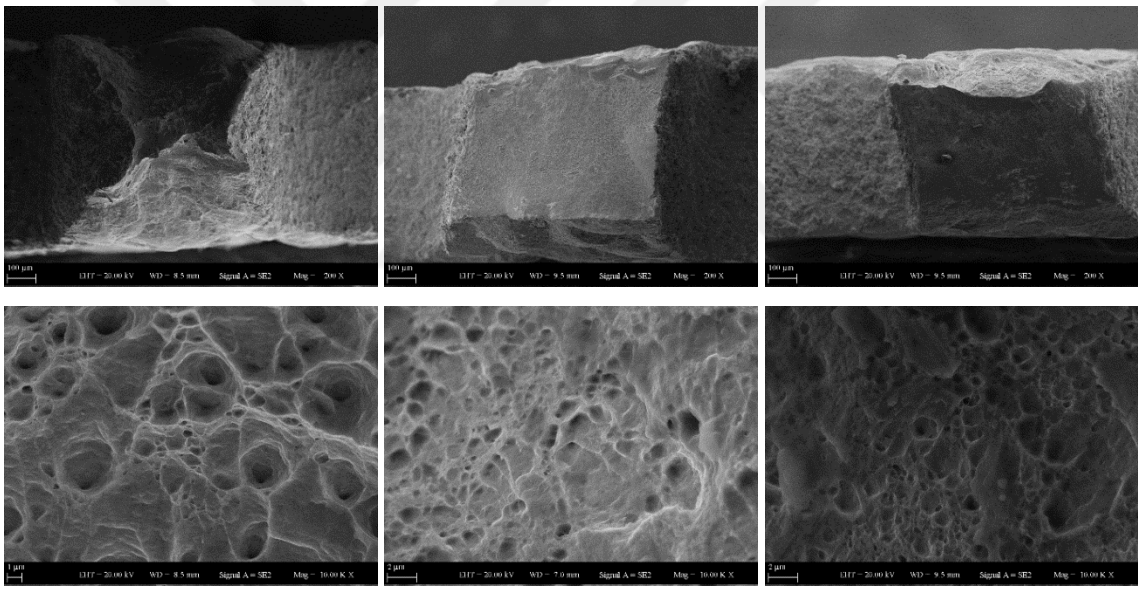
Şekil 3.4 Cu-Mg YBB numunelerine ait gerilme-gerinim eğrisi

Şekil 3.4'de Cu-Mg YBB numunelerine ait gerilme-gerinim eğrisi bulunmaktadır. Şekil 3.4'deki eğri detaylı olarak incelendiğine en iyi çekme dayancına ait numunenin Cu-Mg$_{HPT}$N10 olduğu görülmektedir. Diğer taraftan en düşük çekme dayancı ise Cu-Mg$_{HPT}$N1 numunesinde görülmektedir. Yani rotasyon sayısı arttıkça numunelerin çekme mukavemeti artmaktadır. Diğer bir taraftan eğrinin karakteristiği incelendiğinde tipik sünek bir malzemeye ait bir eğri karakteristiği sergilemektedir. Bu durum ayrıca SEM analiziyle kırılma yüzeyinde ayrıntılı olarak incelenmiştir.

Çizelge 3.3 Cu-MgYBB numunelerine ait çekme dayanımı,akma dayanımı ve %uzama çizelgesi

	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	% Uzama
Cu-Mg$_{Başlangıç}$	197	-	50,2
Cu-Mg$_{HPT}$N1	465	385	18,92
Cu-Mg$_{HPT}$N5	565	480	14,17
Cu-Mg$_{HPT}$N10	575	525	13,08

Çizelge 3.3.'de Cu-Mg YBB numuneleri için çekme testi sonrası elde edilen çekme dayanımı, akma dayanımı ve %uzama değerleri verilmiştir. Çizelge 3.3. incelendiğinde Cu-Mg numunelerinde Cu-Sn numunelerinde olduğu gibi başlangıç numunesinden sonra uygulanan YBB prosesiyle birlikte çekme ve akma mukavemeti yaklaşık 2-3 kat artmaktadır. Yine aynı numunelerde YBB prosesi uygulanan numunelerde çekme ve akma mukavemeti artan rotasyon sayısıyla birlikte artış göstermektedir. Buna karşılık olarak YBB prosesi ve artan rotasyon sayısının etkisiyle de %uzama değerleri azalmaktadır. Sonuç olarak en iyi çekme değerlerine sahip numune 575 MPa çekme mukavemeti ve 525 MPa akma dayanımı ile Cu-Mg_{HPT}N10 numunesi olarak elde edilmiştir ve YBB prosesinin uygulanmasıyla Cu-Mg numunelerinin çekme değerleri yaklaşık 2-3 katına çıkmıştır. Cu-Sn numunelerinden farklı olarak N5 ve N10 rotasyon sayılı numunelerin çekme dayanımı birbirine çok yakın değerler olarak elde dilmiştir.



a. b. c.

Şekil 3.5 Cu-Mg YBB çekme numunelerinin kırılma yüzeyi SEM görüntüleri a.N1,b.N5,c.N10

Şekil 3.5.'de Cu-Mg YBB numunelerine ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyleri verilmiştir. Cu-Mg numunelerinde de Cu-Sn YBB numunelerinde olduğu gibi benzer kırılma yüzeyleri elde edilmiştir. Bütün Cu-Mg numunelerinde açık bir şekilde sünek kırılma oluştuğu Şekil 3.5. üzerinden görülebilmektedir. Uygulanan aşırı deformasyon sonucu kırılma yüzeyi lifli ve mikro boşluklardan oluşan bir yapıya sahiptir. Ayrıca kırılma yüzeyinde deformasyon oluşmuştur. Bu tür kırılmalarda Cu-Mg YBB numunelerinde

olduğu gibi oluşan plastik deformasyon etkisiyle yapı lifli ve mikro oyuklardan oluşan bir morfolojiye sahiptir. Sonuç olarak Cu-Mg YBB numuneleri plastik şekil değişimine uğramıştır ve çekme testi sonrası oluşan kırılma yüzeyleri sünek davranış göstermişlerdir.

3.2.4 Sertlik Ölçümü

YBB uygulanmış numunelerde olağanüstü mekanik özellikler elde edilir. Bu özelliklerden biri de malzeme sertliğidir. YBB prosesinden sonra malzeme sertliğinin önemli derecede arttığı gözlemlenmiştir. Bu değişimi Shangina ve arkadaşları Cu-Cr-Zr alaşımları üzerinde yaptığı çalışmada açık bir şekilde ortaya koymuştur. Cu-Cr-Zr alaşımı üzerinde yapılan çalışmada YBB uygulanmış numunelerde 100 g yük ve 10 s süreyle yapılan sertlik ölçümlerinde mikro-sertlik değerlerinin yaklaşık olarak 2 kat arttığı açık bir şekilde görülmektedir [20]. Bir başka çalışmada ise Lugo ve arkadaşları saf Cu üzerinde YBB ve EKAP prosesini karşılaştırmıştır. Bu çalışmada uygulanan mikro sertlik deneylerinde ise yine benzer sonuçlar elde edilmiştir. Saf Cu üzerine 500g yük ve 15s süreyle yükleme yapılmış ve sertlik değerleri ölçülmüştür. Elde edilen sonuçlara göre sertlik değerlerinin YBB prosesinden sonra başlangıç numunesine göre rotasyon sayısına bağlı olarak yaklaşık olarak 2-3 kat arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca YBB prosesi sonrası elde edilen sertlik değerlerinin EKAP prosesine göre çok daha üstün sertlik değerleri ortaya koyduğu açıkça görülmektedir [7]. Yılmazer ve arkadaşları ise YBB uygulanmış β-type titanyum alaşımları üzerinde yaptığı çalışmada 500g yük ve 15 sn yükleme süresi kullanmıştır. Bu çalışmanın sonucunda da sertlik değerlerinin YBB prosesi sonucu ciddi derecede arttığı gözlemlenmiştir.[51] Cu ve Cu alaşımları ve diğer metallerde yapılan YBB çalışmaları sonucu görüldüğü gibi YBB prosesinin sertlik değerlerini yaklaşık 2-3 kat arttırdığı açıkça ortaya konulmaktadır. Literatürde yapılan benzer çalışmalar sonucunda Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerine uygulanması en uygun mikro sertlik koşullarının Vickers Mikro Sertlik cihazıyla 500g yük ve 15s yükleme süresi ile oda sıcaklığında deneyin uygulanması koşulu olması uygun görülmüştür[7,20,51,60,65,77].

YBB prosesi sonrası olağanüstü mekanik özellikler elde edilmesi sebebiyle sertlik ölçümü bu çalışmaya önemli katkı sağlayacaktır. Bu çalışmada kullanılan Cu-Sn ve Cu-Mg alaşımlarının sertlik ölçümleri Vickers Mikro-Sertlik deneyi ile yapılmıştır. Deneyde YTÜ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan Vickers Mikro-Sertlik Cihazı kullanılmıştır. Sertlik ölçümü için Cu-Sn ve Cu-Mg numuneleri seçilmiştir. Bu kapsamda ilk olarak numunelere düzgün bir deney yüzeyi elde etmek için zımparalama işlemi uygulanmıştır. Bu numunelere sırasıyla 320,600,1200 ve 2500'lük zımpara kağıtları yardımıyla zımpara işlemi yapılıştır. Her zımpara kademesinde bir önceki zımpara kademesinde oluşan çizgilerin giderilmesi için numune 90 derece döndürülerek zımpara işlemine devam edilmiştir. Her zımpara kademesinden sonra numune yüzeyi saf su ve etil alkol kullanılarak temizlenmiş ve daha sonra kurutulmuştur. Böylece numune yüzeyinde zımpara sırasında oluşan kalıntılar giderilmiştir. Zımparalama işlemi bittikten sonra numunelerin kalınlığı yaklaşık 0.6 mm'ye kadar düşürülmüştür. Sertlik ölçümü için düzgün bir yüzey elde edildikten sonra numune yüzeyinin paralelliğinin sağlanması için numune bir reçine yardımıyla Şekil 3.6.'deki gibi metal bir plakaya yapıştırılmıştır. Böylece YBB prosesi sırasında numune yüzeyinde oluşan tırtıkların arası reçine ile doldurulmuş ve numune yüzeyinin paralel olması sağlanarak sertlik işleminin düzgün bir şekilde yapılması sağlanmıştır. Daha sonra metal plaka üzerine yerleştirilmiş numuneler sertlik cihazına konulmuştur.

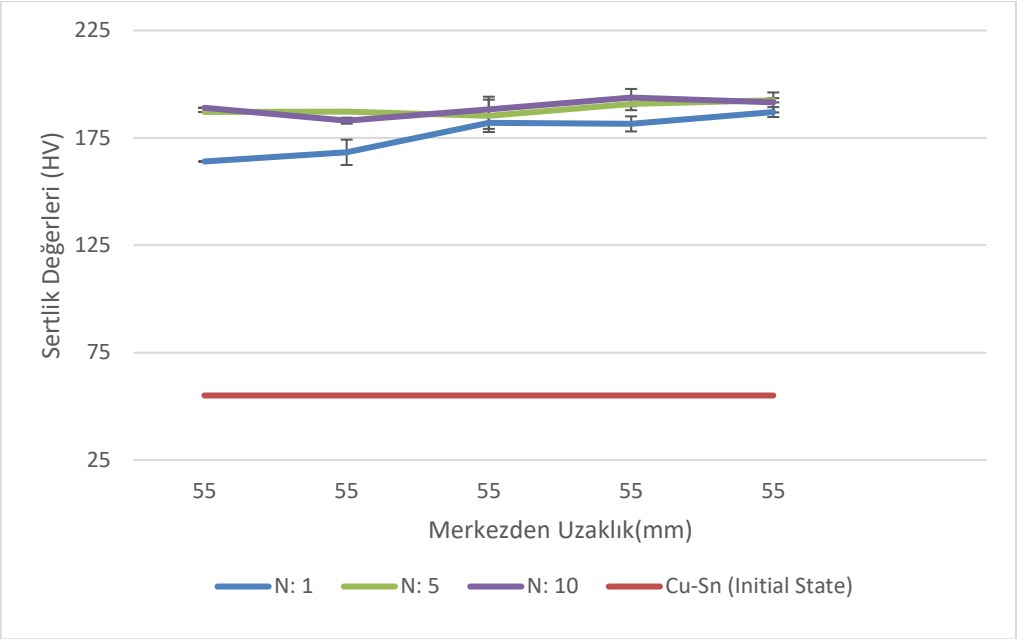


Şekil 3.6 YBB uygulanmış Cu-Sn ve Cu-Mg alaşımlarının sertlik deneyi öncesi metal plakaya bir heater ve reçine yardımıyla yapıştırılması

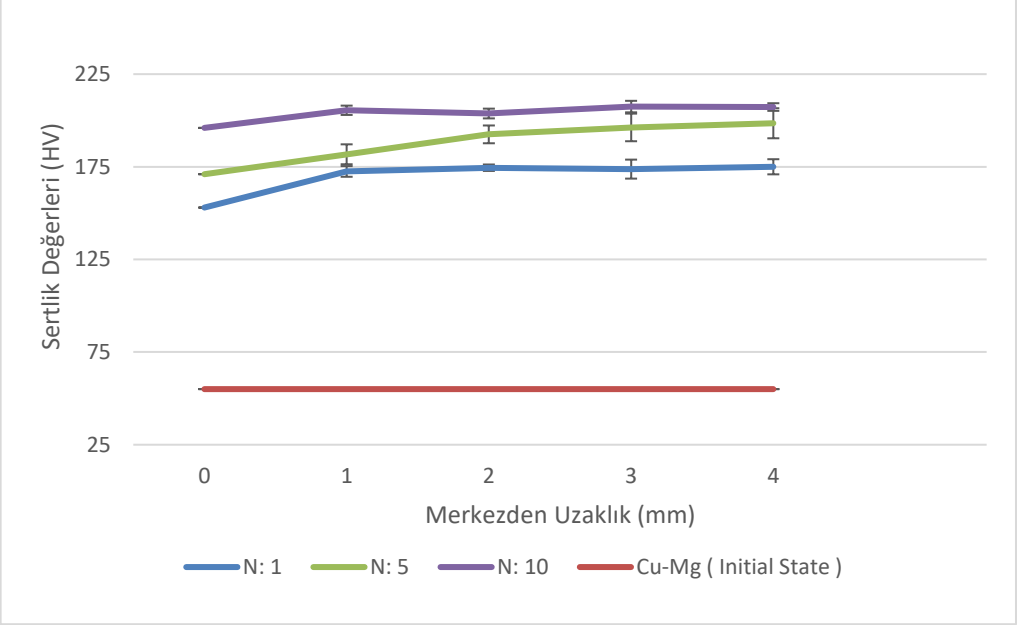


Şekil 3.7 Vickers Mikro-Sertlik Cihazı

Bu deney için 500 g yük 136°'lik elmas piramit uç ile 15 sn uygulanacak şekilde deney parametreleri seçilmiştir. Elmas piramit ucun numune yüzeyinde oluşturduğu izin köşegenleri arasındaki mesafe ölçülerek malzemeleri sertliği bulunmuştur. Şekil 3.1.a.'da gösterildiği gibi malzemeler üzerinde 1mm aralıklarla seçilen noktalar üzerinden sertlik ölçümü yapılmıştır. Bu sertlik sonuçlarından yola çıkılarak Cu-Sn ve Cu-Mg numuneleri için sertlik grafikleri oluşturulmuştur. Daha sonra elde edilen bu deneyler Origin Lab. Pro8.5 programına aktarılmış ve bu değerlerin numune üzerindeki koordinatları bu program yardımıyla numune üzerine yerleştirilmiştir ve bu noktalardaki sertlik değerleri numune üzerinde gösterilmiştir. Belli bir değer aralığı belli bir rengi temsil edecek şekilde değer aralıkları saptanmış ve böylece numunenin sertlik haritası kolayca ortaya konulmuştur. Vickers Mikro-Sertlik değerlerinden yararlanılarak sertlik haritaları ve sertlik grafikleri ayrı ayrı Cu-Sn ve Cu-Mg için oluşturulmuştur. Bu sertlik grafikleri ve sertlik haritalarından yararlanılarak numunelerin sertliklerinin YBB prosesiyle nasıl değiştiği ve bu prosesten nasıl etkilendiği açıkça ortaya konulmuştur.



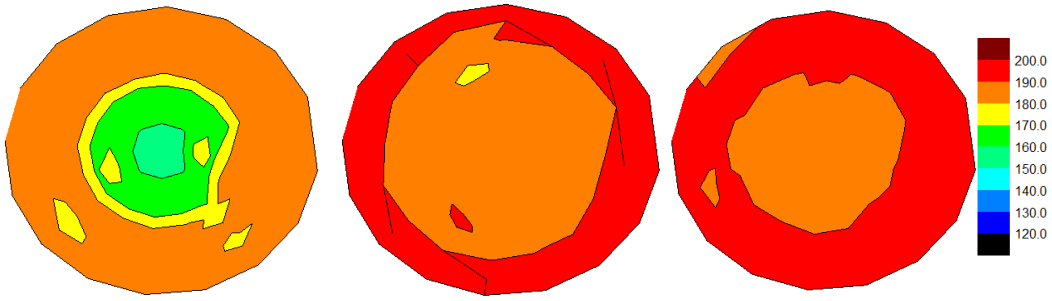
Şekil 3.8 Cu-Sn Başlangıç, N:1, N:5 ve N: 10 sertlik grafiği



Şekil 3.9 Cu-Mg Başlangıç, N:1, N:5 ve N: 10 sertlik grafiği

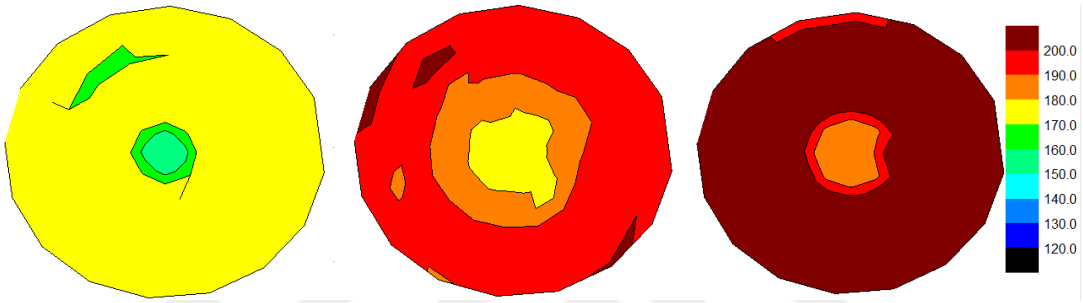
Şekil 3.8. ve Şekil 3.9.'deki grafikler incelendiğinde benzer sonuçların elde edildiği görülmektedir. Bu grafiğe göre Cu-Sn ve Cu-Mg alaşımlarında N:1'den N:10'a doğru gidildikçe sertlik değerlerinin arttığı görülmektedir. Cu-Mg YBB numunelerinin YBB prosesinden sertlik açısından daha çok etkilendiği görülmektedir ve bu numunelerde sertlik artışı daha çok olmuştur. Cu-Mg üzerinden başlangıç numunesi ve YBB uygulanmış numuneler karşılaştırıldığında sertlik değeri 55-60 HV seviyelerinden 175-210 HV

seviyelerine çıkmıştır. Yani YBB uygulanmış Cu-Mg numunelerinin sertlik değerleri, YBB prosesi sonrası başlangıç numunelerine göre yaklaşık 3 kat artmıştır.



a. **b.** **c.**

Şekil 3.10 Cu-Sn YBB numuneleri sertlik haritaları, a. N:1, b. N:5, c. N:10



a. **b.** **c.**

Şekil 3.11 Cu-Mg YBB numuneleri sertlik haritaları, a. N:1, b. N:5, c. N:10

Şekil 3.10. ve Şekil 3.11.'deki sertlik haritaları numune üzerinden alınan sertlik sonuçlarından elde edilmiştir. Bu sonuçlara göre ilk olarak rotasyon sayısı arttıkça sertlik haritasında daha sertlik değerlerini temsil eden renklerin haritada daha fazla yer almaya başladığı açıkça görülmektedir. Bu renk haritası da bize rotasyon sayısı arttıkça sertlik değerlerinin giderek arttığını açık bir şekilde göstermektedir. Bu sonuçlar literatürdeki sonuçlarla örtüşmekte olup, YBB prosesin malzeme sertliğine önemli ölçüde etki ettiği açıkça görülmüştür.

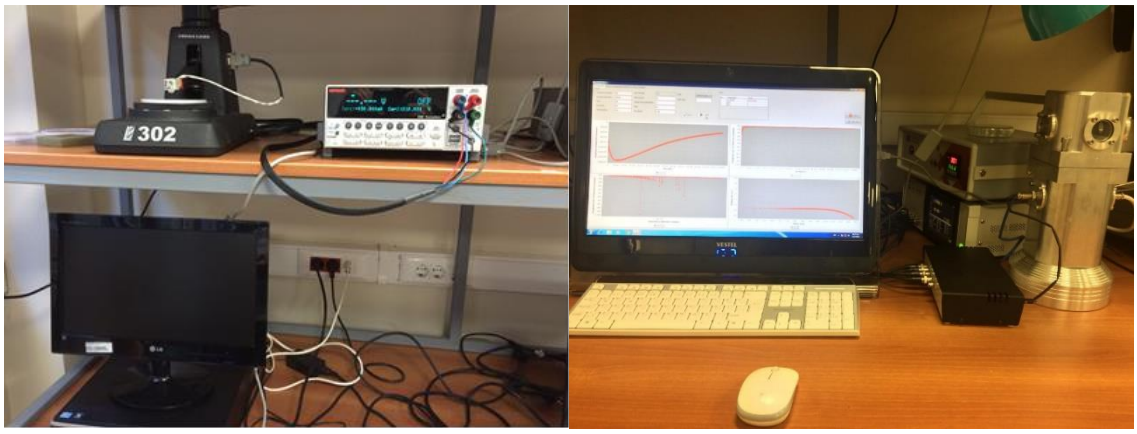
Bu sertlik haritalarından elde edilebilecek bir diğer sonuç numunenin merkezinden numunenin köşelerine doğru sertlik değerlerinin artmasıdır. Şekil 3.11.b.'daki Cu-Mg N:5 numunesini inceleyecek olursak numunenin merkezinde sertlik değerlerinin 170-175 HV civarında olduğu gözlenirken, numunenin köşelerinde bu sertlik değerlerinin 190-200 HV değerlerine ulaştığını açıkça görebiliriz. Bu da bize YBB işlemiyle birlikte madeni para şeklindeki numunenin merkezinden köşelere doğru gidildikçe sertlik değerlerinin arttığını göstermektedir. Bu numune içerisindeki sertlik değişiminin nedeni

olarak YBB işlemi sırasında alt altlığın meydana getirdiği rotasyonu söyleyebiliriz. Bu rotasyon işlemi numunenin köşesinde merkez kaç kuvvetinin etkisiyle numunenin merkezine göre daha fazla etki göstermektedir. Böylece YBB işlemi, numunenin köşesinde merkeze göre daha fazla etki etmekte ve bu durum numune içerisinde sertlik değerlerinin değişmesine neden olmaktadır.

Diğer taraftan numune içerisinde sertlik değerleri merkezden köşelere doğru değişim gösterdiği için numune içerisinde YBB prosesinin homojen bir etki göstermediği açıkça görülmektedir. Bu durum mikro yapı testleriyle açık bir şekilde ortaya konulacak olup, tartışma kısmında numune içerisindeki homojen olmayan sertlik dağılımı mikro yapıyla birlikte tartışma kısmında değerlendirilecektir.

3.2.5 Elektriksel Özellik Testleri

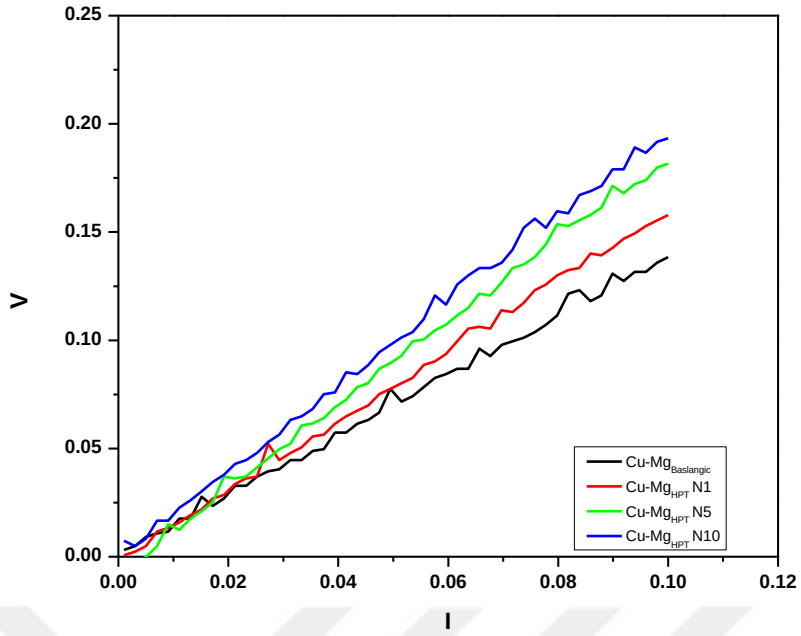
Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinde elektriksel özelliklerin tayini YBB sonrası mukavemet kazanmış malzemenin aynı zamanda uygulamada kullanmak için iyi seviyede elektriksel direnç ve iletkenliğe sahip olup olmadığını anlamak için çok önemli bir yer tutmaktadır. Bu kapsamda numunelerin elektriksel özelliklerini tayin etmek için Standart Dört Nokta Probe Yöntemi ve Empedans Analiz Yöntemi kullanılmıştır. Bu kapsamda ilk olarak numuneler soğuk monte işlemine tabi tutuldu ve zımpara kademeleri için uygun hale getirildi. Soğuk monte işlemi toz reçine ve katılaştırıcı 10/1 oranında kullanılarak monte karışımı hazırlandı. Daha sonra numune bir kalıbın içerisine yerleştirildi ve monte karışımı üzerine döküldü. Daha sonra 1 saat süreyle monte karışımının katılaşması beklendi. Daha sonra numune kalıptan çıkarılarak zımpara işlemi için hazır hale getirildi. Zımpara işleminde 600, 800, 1200 ve 2400'lük zımpara kağıtları kullanıldı. Numune kalınlığı 0,6 mm olacak şekilde zımpara işlemi uygulandı. Her zımpara kademesinde numune 90^{o} döndürülerek bir sonraki zımpara kademesine devam edildi. Zımpara işlemi tamamlandıktan sonra her numune monteden çıkarılarak ultrasonik temizleme işlemine tabi tutuldu. 10 dk. propanol ve daha sonra 5 dk. saf su içerisinde numuneye ultrasonik temizleme işlemi uygulandı ve böylece zımpara kademesinden kalan kalıntıların ve safsızlıkların numune üzerinden temizlenmesi sağlandı.



a. **b.**

Şekil 3.12 a. Standart Nokta Probe Elektriksel Ölçüm Cihazı, b. Empedans Analiz Yöntemi Cihazı

Elektriksel özelliklerin ölçümü Cu-Sn ve Cu-Mg başlangıç ve N:1,5 ve 10 rotasyon sayılı YBB numunelerine uygulanmıştır. Elektriksel özelliklerin ölçümü için 4 Nokta Probe yöntemi ve Empedans Analiz Tekniği kullanılmaktadır. Bu deneyler için hazırlanan numuneler Dört Nokta Probe yönteminde Şekil 3.12.a.'daki cihaz üzerinde 1 mm aralıklarla bulunan ölçüm noktaları aracılığıyla akım ve voltaj olarak elde edilmektedir. Daha sonra bu I ve V değerlerinden direnç elde edilmektedir. Şekil 3.13. ve Şekil 3.18.'daki grafikler ve Çizelge 3.4. ve Çizelge 3.5.'deki direnç değerleri elde edilmektedir. Empedans Analiz Tekniğinde ise Şekil 3.12.b.'deki HP 4194 A Impedance Analyzer elektriksel ölçüm cihazı ile 100Hz-2 MHz aralığında ölçüm yapılmış ve Şekil 3.14.- 3.17. ve Şekil 3.19.- 3.22.'daki grafiklerde elektriksel direnç ve iletkenlik sonuçları elde edilmiştir.

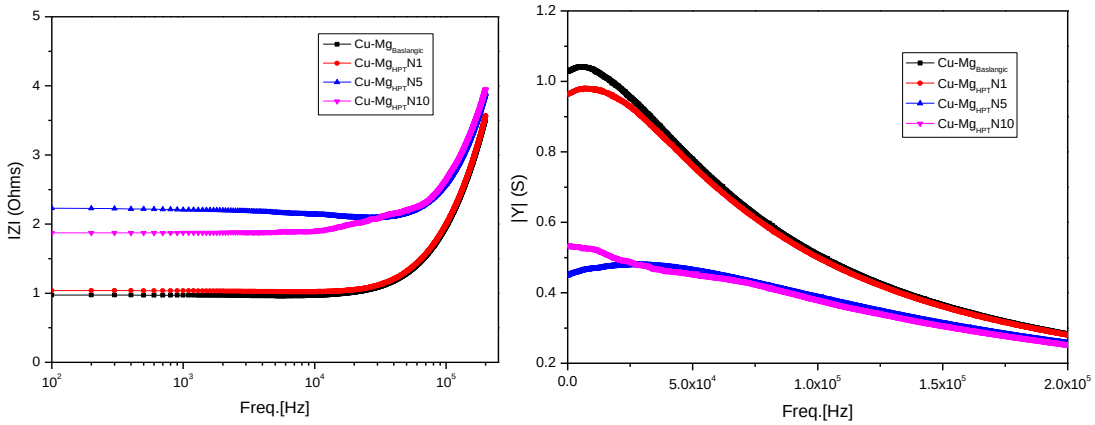


Şekil 3.13 Cu-Mg numuneleri için 4 Nokta Prob Yöntemi V-I grafiği

Çizelge 3.4 Cu-Mg numuneleri için 4 Nokta Prob Yöntemi Elektriksel Direnç Değerleri

	$Cu\text{-}Mg_{Başlangıç}$	$Cu\text{-}Mg_{HPT}$ N=1	$Cu\text{-}Mg_{HPT}$N=5	$Cu\text{-}Mg_{HPT}$ N=10
Direnç (R)	6,281	7,331	8,725	8,933

Şekil 3.13'de Cu-Mg YBB numuneleri için Dört Nokta Probe Yöntemi kullanılarak elde edilen V-I grafiğine yer verilmiştir. Daha sonra R=4,352*V/I eşitliğinden yola çıkılarak Çizelge 1'deki direnç değerleri elde edilmiştir. Şekil 3.13 ve Çizelge 3.4'e bakıldığında Cu-Mg YBB numunelerinde elektriksel direncin YBB prosesi ve YBB prosesindeki rotasyon sayısına bağlı olarak arttığı gözlemleniştir. En yüksek direnç değerlerine $Cu\text{-}Mg_{HPT}$N10 numunesinde ulaşılmıştır. En düşük direnç değerlerine ise $Cu\text{-}Mg_{Başlangıç}$ numunesinde ulaşılmıştır. Şekil 3.13.'de V değerlerinin I arttıkça arttığı net bir şekilde görülmektedir. Ayrıca YBB prosesine ve rotasyon sayısına bağlı olarak V değerinde artışlar olduğu gözlemlenmektedir. Bu durumun YBB prosesi sırasında oluşan gerinim ve aşırı deformasyon kaynaklandığı ve bunun sonucunda numunede bir elektriksel direnç oluşturulduğu düşünülmektedir.

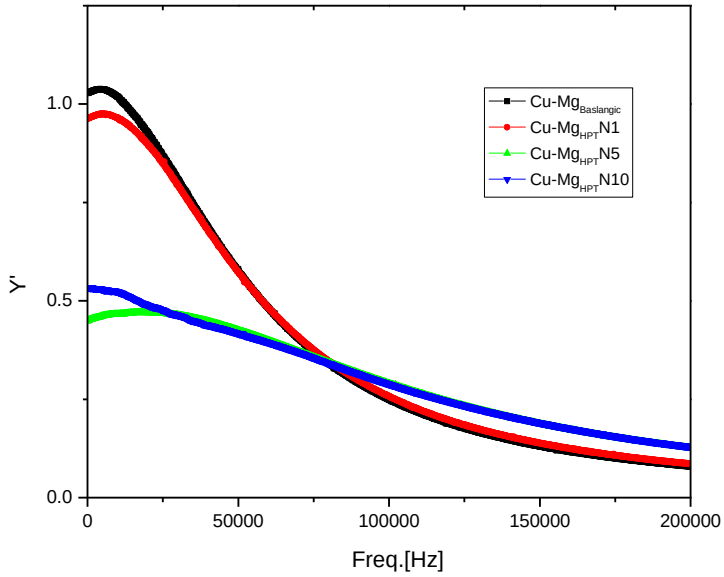


a. b.

Şekil 3.14 Cu-Mg YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak; a. Empedans değişim grafiği, b. Admintans değişim grafiği

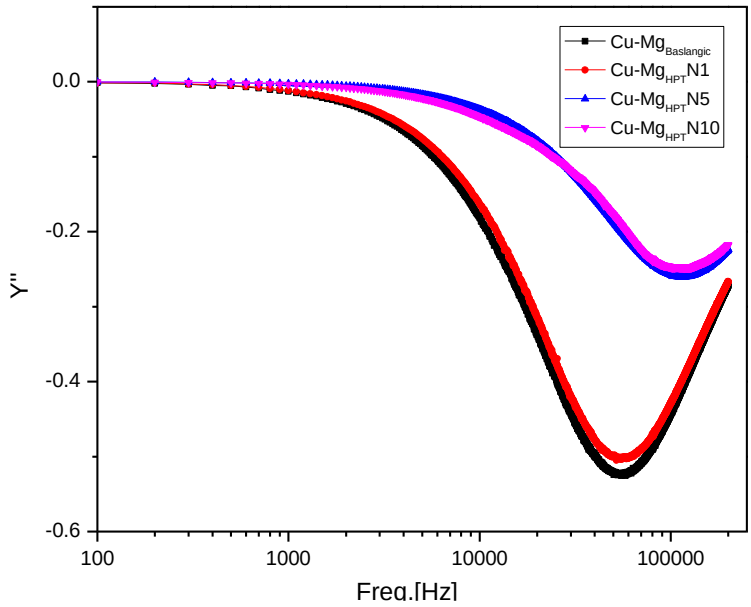
Cu-Mg Numunelerine ait elektriksel ölçümler HP4194A Impedance Analyzer cihazında 100 Hz-20kHz arasında oda sıcaklığında yapılmıştır. Şekil 3.14.' de bu ölçümde kullanılan Cu-Mg YBB numunelerine ait empedans ve admittans değerlerinin frekans ile değişim grafiği yer almaktadır. İlk olarak Şekil 3.14.a.'daki empedans grafiği incelenecek olursa burada numune metal ve iletken bir malzeme olduğu için frekansla birlikte empedans değerlerinin arttığı gözlemlenmektedir. Aynı grafikte empedans değerlerinin N=5 rotasyon sayısından sonra azaldığı görülmektedir. Bu da numunenin elektriksel direncinin arttığını göstermektedir. En yüksek empedans değerlerine yüksek frekanslarda Cu-Mg_{HPT}N10 numunesinde, düşük frekanslarda ise Cu-Mg_{HPT}N5 numunesinde ulaşılmaktadır. En düşük empedans değerlerine ise Cu-$Mg_{Başlangıç}$ numunesinde rastlanılmaktadır. Bu da YBB prosesi sonucu artan rotasyon sayısıyla numuneye uygulanan deformasyon artması sonucu elektriksel direnci arttırmaktadır. Elektriksel direncin artması sonucu da empedans değeri artmaktadır. Şekil 3.14.b.'de admittans değerleri de elektriksel direncin azalması sonucu azalan bir değer olduğundan empedans tam tersi bir davranış sergilemektedir. Admittans iletkenliği temsil eden bir değerdir ve burada en yüksek iletkinliğe sahip malzemenin Cu-$Mg_{Başlangıç}$ numunesi olduğu görülmektedir.

Admittans değeri (Y), kondüktans (G) ve süseptansın (B) Y=G+jB eşitliğinden doğru elde edilmektedir. Burada G, admittansın real kısmını, B ise imajiner kısmını temsil etmektedir. Böylece admittansın real ve imajiner kısmından yararlanılarak malzemenin iletkenliği hakkında yorum yapılmaktadır.



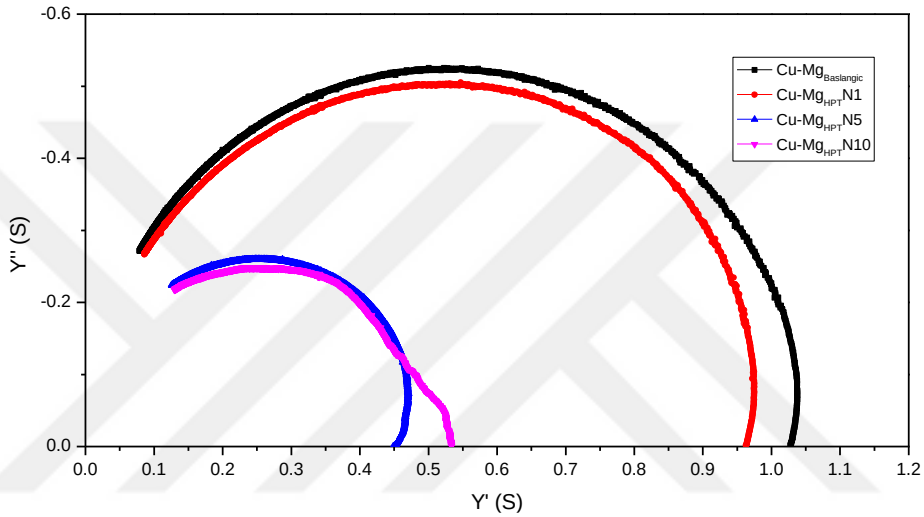
Şekil 3.15 Cu-Mg YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak kondüktans (Y') değişimi.

Şekil 3.15.'de Cu-Mg YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak kondüktans değişimleri verilmiştir. Burada kondüktans admittans değerinin real kısmını temsil etmektedir ve bunun sonucu olarak Şekil 3.15.b.'deki admittans grafiği ile hemen hemen aynı grafiğin elde edilmesini sağlamıştır. Cu-Mg alaşımı iletken bir malzeme olduğundan iletkenlikle ilgili değerler incelenmiştir. Şekil 3.15.b.'deki sonuçlarA göre düşük frekanslarda Cu-$Mg_{Başlangıç}$ ve Cu-Mg_{HPT}N1 numunelerinin daha yüksek kondüktans değerlerine sahip olduğu fakat yüksek frekanslara doğru gidildikçe Cu-Mg_{HPT}N5 ve Cu-Mg_{HPT}N10 numunelerinin daha yüksek kondüktans değerleri sergilediğini göstermektedir.



Şekil 3.16 Cu-Mg YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak süseptans (Y'') değişimi.

Şekil 3.16.'de Cu-Mg YBB numunelerine ait süseptansın frekansa bağlı olarak değişim grafiği verilmiştir. Burada Y'' değerinin belli bir eşik frekansına kadar düştüğü, bu frekanstan sonra arttığı gözlemlenmiştir. Bu eşik değeri Cu-$Mg_{Başlangıç}$ ve Cu-Mg_{HPT}N1 numuneleri için yaklaşık $5,5*10^4$ iken, Cu-Mg_{HPT}N5 ve Cu-Mg_{HPT}N10 numuneleri için $11,6*10^{4'}$tür. Buradan da yine Cu-Mg YBB numunelerinin yüksek frekanslarda daha iletken malzemeler olduğunu göstermektedir. Bir diğer sonuç olarak Cu-$Mg_{Başlangıç}$ ve Cu-Mg_{HPT}N1 numunelerinin elektriksel dirençlerinin daha düşük olduğundan dolayı frekans değişimlerinden daha çok etkilendiği yönünde yapılabilir.

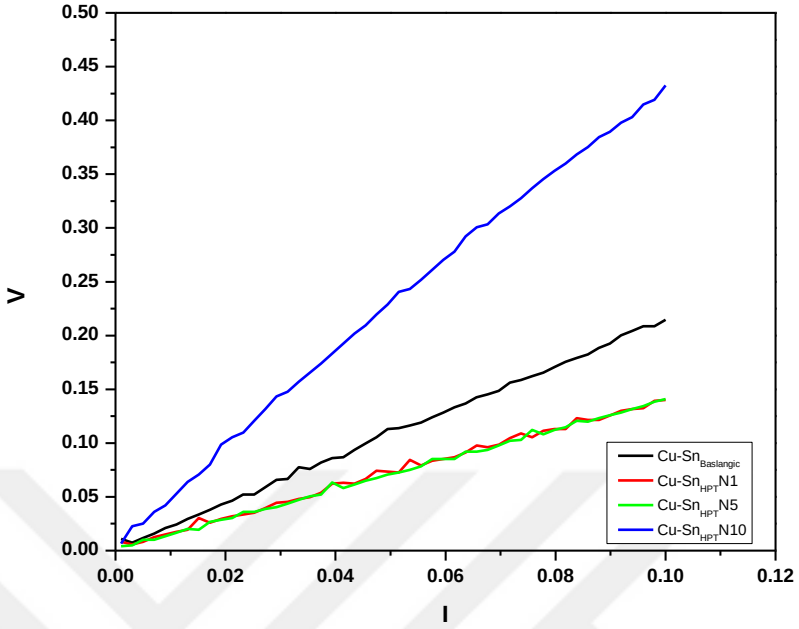


Şekil 3.17 Y' vs Y'' cole - cole plot grafiği

Şekil 3.17.'te admittans değerlerinin real ve imaginer kısmından yararlanılarak Cu-Mg numunelerine ait cole-cole plot grafiği elde edilmiştir. Burada cole-cole plot grafiğinde elde edilen yarım daire şeklindeki grafiklerin çapı ne kadar büyükse bu malzemelerin o kadar saf veya daha az işlem gördüğünü göstermektedir. Diğer taraftan daha küçük çapa sahip numuneler ile daha kolay R-L devrelerinin elde edileceği görülmektedir. Böylece daha az bir enerjiyle bir R-L devresi oluşturulmasını sağlar. Grafikte oluşan yarım dairenin çapının küçük olması daha az bir enerjiyle R-L devresi oluşturmamızı sağlar. Şekil 3.17.'teki grafik incelendiğinde YBB prosesinin rotasyon sayısı ile oluşturduğu direnç daha küçük çaplı yarı dairelerin oluşmasına neden olmuştur.

Sonuç olarak bütün Cu-Mg numuneleri karşılaştırıldıklarında düşük frekanslarda rotasyon sayısı yüksek olan malzemelerin elektriksel dirençlerinin yüksek olduğu için iletkenliklerinin düşük olduğu ve Cu-$Mg_{Başlangıç}$ ve Cu-Mg_{HPT}N1 numunelerinin daha iletken malzemeler olduğu saptanmıştır. Yüksek frekanslara doğru gidildikçe Cu-

$Mg_{HPT}N5$ ve Cu-$Mg_{HPT}N10$ numunelerinin diğer numunelere yaklaşık bir elektriksel direnç ve iletkenlik değeri sergilediği görülmektedir.

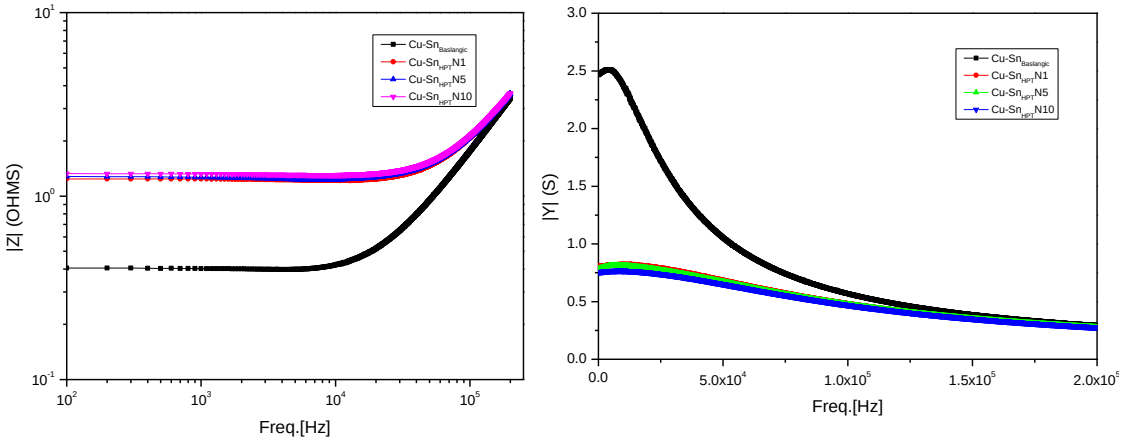


Şekil 3.18 Cu-Sn numuneleri için 4 Nokta Prob Yöntemi V-I grafiği

Çizelge 3.5 Cu-Sn numuneleri için 4 Nokta Prob Yöntemi Elektriksel Direnç Değerleri

	$Cu\text{-}Sn_{Başlangıç}$	$Cu\text{-}Sn_{HPT}N=1$	$Cu\text{-}Sn_{HPT}N=5$	$Cu\text{-}Sn_{HPT}N=10$
Direnç (R)	9,362	6,243	6,308	19,306

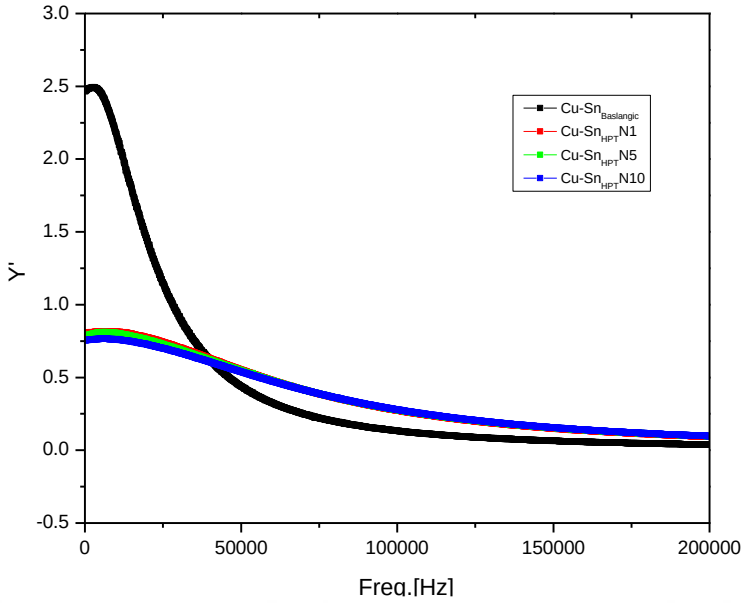
Şekil 3.18.'de Cu-Sn YBB numuneleri için Dört Nokta Probe Yöntemi kullanılarak elde edilen V-I grafiğine yer verilmiştir. Daha sonra R=4,352*V/I eşitliğinden yola çıkılarak Çizelge 3.5.'deki direnç değerleri elde edilmiştir. Şekil 3.18. ve Çizelge 3.5.'e bakıldığında Cu-Sn YBB numunelerinde elektriksel direncin YBB prosesi ve YBB prosesindeki rotasyon sayısına bağlı olarak arttığı gözlemleniştir. En yüksek direnç değerlerine $Cu\text{-}Sn_{HPT}N10$ numunesinde ulaşılmıştır. En düşük direnç değerlerine ise $Cu\text{-}Sn_{HPT}N1$ ve $Cu\text{-}Sn_{HPT}N5$ numunelerinde ulaşılmıştır. Şekil 3.18.'de V değerlerinin I arttıkça arttığı net bir şekilde görülmektedir. Ayrıca rotasyon sayısına bağlı olarak V değerinde artışlar olduğu gözlemlenmektedir. Fakat başlangıç numunesine uygulanan YBB prosesi N=5 rotasyon sayısına kadar elektriksel direnci düşürdüğü görülmektedir. N=10 rotasyon sayısına ulaşıldığında ise elektriksel direncin arttığı gözlemlenmiştir. Bu durum Empedans Analiz Yöntemi sonuçları ve mikroyapı sonuçlarıyla tartışma bölümünde detaylı olarak tartışılacaktır.



a. b.

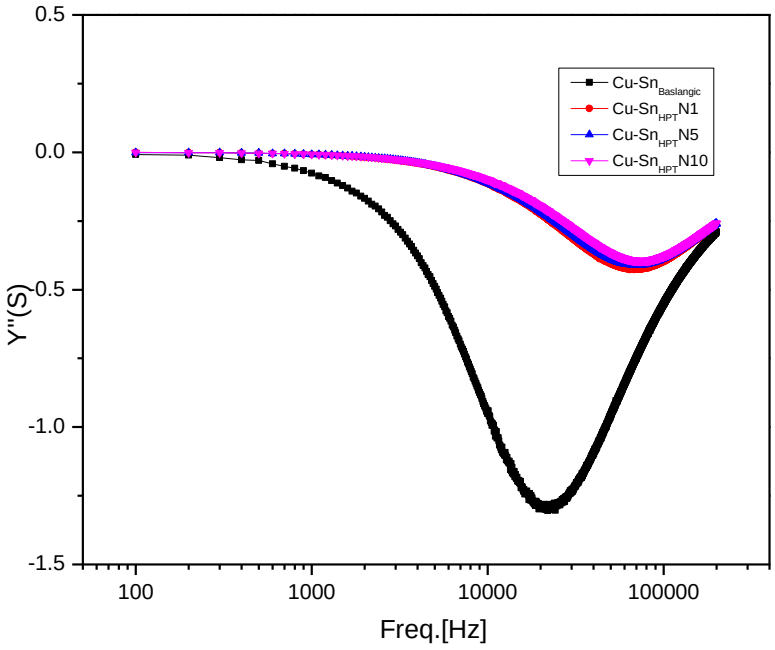
Şekil 3.19 Cu-Sn YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak; a. empedans değişim grafiği, b. Admintans değişim grafiği

Cu-Sn Numunelerine ait elektriksel ölçümler HP4194A Impedance Analyzer cihazında 100 Hz-20kHz arasında oda sıcaklığında yapılmıştır. Şekil 3.19.' de bu ölçümde kullanılan Cu-Mg YBB numunelerine ait empedans ve admittans değerlerinin frekans ile değişim grafiği yer almaktadır. İlk olarak Şekil 3.19.a.'daki empedans grafiği incelenecek olursa burada numune metal ve iletken bir malzeme olduğu için frekansla birlikte empedans değerlerinin arttığı gözlemlenmektedir. Aynı grafikte empedans değerlerinin YBB prosesi ile azaldığı görülmektedir. Bu da numunenin elektriksel direncinin arttığını YBB prosesi ile arttığını göstermektedir. En yüksek empedans değerlerine Cu-Sn YBB numunelerinde ulaşılmaktadır. En düşük empedans değerlerine ise $Cu\text{-}Sn_{Başlangıç}$ numunesinde rastlanılmaktadır. Burada YBB prosesi sonucu numuneye uygulanan deformasyonun artması sonucu elektriksel direnci arttırmaktadır. Elektriksel direncin artması sonucu da empedans değeri artmaktadır. Şekil 3.19.b.'de admittans değerleri de elektriksel direncin azalması sonucu azalan bir değer olduğundan empedans tam tersi bir davranış sergilemektedir. Admittans iletkenliği temsil eden bir değerdir ve burada en yüksek iletkenliğe sahip malzeme düşük frekanslarda $Cu\text{-}Sn_{Başlangıç}$ numunesi olduğu görülmektedir. Fakat yaklaşık 100 kHz frekans değerinden sonra bütün numunelerin admittans değerlerinin eşitlendiği görülmektedir. Yüksek frekanslarda $Cu\text{-}Sn_{Başlangıç}$ numunesi ve Cu-Sn YBB numuneleri benzer admittans değerleri göstermektedir.



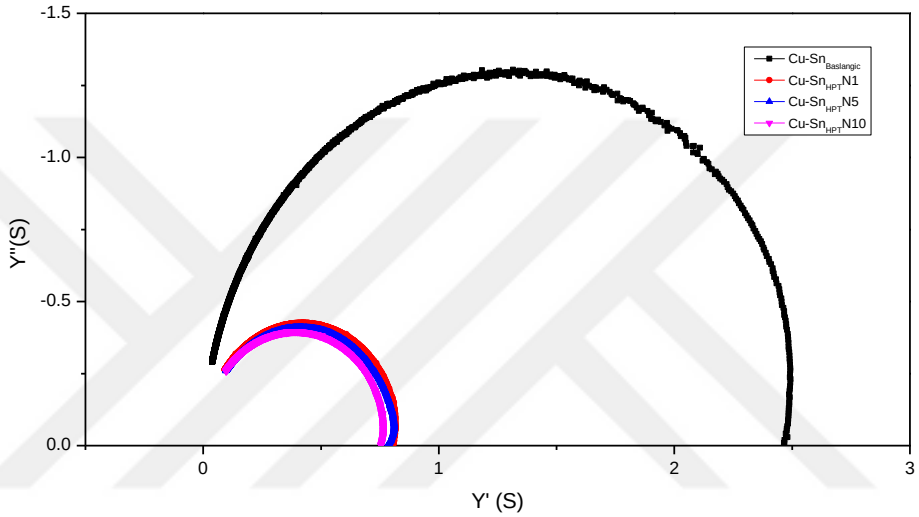
Şekil 3.20 Cu-Sn YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak kondüktans (Y') değişimi.

Şekil 3.20.'da Cu-Sn YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak kondüktans değişimleri verilmiştir. Burada kondüktans admittans değerinin real kısmını temsil etmektedir ve bunun sonucu olarak Şekil 3.20.'deki admittans grafiği ile benzer bir grafiğin elde edilmesini sağlamıştır. Düşük frekanslarda $Cu\text{-}Sn_{Başlangıç}$ numunesi daha yüksek kondüktans değerleri sergilerken 50 kHz frekans değerinden sonra daha düşük değerler göstermeye başlamıştır. Yaklaşık 20 kHz frekans değerine doğru ise yaklaşık değerler sergilemeye başladığı görülmektedir.



Şekil 3.21 Cu-Sn YBB numunelerinin frekansa bağlı olarak süseptans (Y'') değişimi.

Şekil 3.21.'da Cu-Mg YBB numunelerine ait süseptansın frekansa bağlı olarak değişim grafiği verilmiştir. Burada Y'' değerinin belli bir eşik frekansına kadar düştüğü, bu frekanstan sonra arttığı gözlemlenmiştir. Bu eşik değeri Cu-$Sn_{Başlangıç}$ numunesi için yaklaşık $2,2*10^4$ iken, Cu-Sn YBB numuneleri için $7,3*10^{4'}$tür. Buradan da yine Cu-Sn YBB numunelerinin yüksek frekanslarda daha iletken malzemeler olduğunu göstermektedir. Bir diğer sonuç olarak Cu-$Sn_{Başlangıç}$ numunesinin elektriksel direncinin diğer numunelere göre daha düşük olmasından dolayı frekans değişimlerinden daha çok etkilendiği yönünde yapılabilir.



Şekil 3.22 Cu-Sn YBB numunelerine ait Y' vs Y'' değerlerinin cole - cole plot grafiği

Şekil 3.22.'te admittans değerlerinin real ve imaginer kısmından yararlanılarak Cu-Sn numunelerine ait cole-cole plot grafiği elde edilmiştir. Burada cole-cole plot grafiğinde elde edilen yarım daire şeklindeki grafiklerin çapı ne kadar büyükse bu malzemelerin o kadar saf veya daha az işlem gördüğünü göstermektedir. Diğer taraftan daha küçük çapa sahip numuneler ile daha kolay R-L devrelerinin elde edileceği görülmektedir. Böylece daha az bir enerjiyle bir R-L devresi oluşturulmasını sağlar. Grafikte oluşan yarım dairenin çapının küçük olması daha az bir enerjiyle R-L devresi oluşturmamızı sağlar. Şekil 3.22.'deki grafik incelendiğinde YBB prosesinin gerinim ve aşırı deformasyon ile oluşturduğu direnç daha küçük çaplı yarı dairelerin oluşmasına neden olmuştur. Bu da YBB prosesi uygulanan Cu-Sn numunelerin yarım daire şeklindeki grafik çaplarının küçük olmasına ve daha az enerjiyle R-L Devresi oluşturabilmesini sağlamaktadır.

3.2.6 Aşınma Testleri

Yüksek performanslı UİT VE NT Cu ve Cu alaşımları olağanüstü mekanik özellikleri sayesinde özellikle sürekli sürtünmeye ve aşınmaya maruz bırakılan malzemelerde kullanılmaktadır. Burada sürekli mekanik aşınmaya ve sürtünme kuvvetine maruz kalan malzemelerden, özellikle yüksek aşınma dayanımı, iyi derecede elektriksel iletkenlik ve yüksek mekanik özellik istenmektedir. Bakır konektörlerde Şekil 3.23.' de görüldüğü gerilme gevşeme problemi meydana gelmektedir. Şekil 3.23.'de erkek ve dişi konektörlerde yayın elastik deformasyonu sonucu dişi konektör zerrinde basınç oluşur ve bağlantı sağlanır. Yüksek sıcaklık ortamında kullanım sonrası eğer malzeme düşük gerilme gevşeme direncine sahipse ve yeterli aşınma dayanımı ve mekanik özelliklere sahip değilse Şekil 3.23.'de görüldüğü gibi bir bağlantı problemi oluşur. Bu problemlerden dolayı bu iki uygulamada da YBB prosesi ile elde edilen yüksek performanslı Cu ve Cu alaşımı kullanımı uygun görülmektedir.



Şekil 3.23 Taşıtlarda Cu alaşımlarının kullanımı ve terminal konektörlerde gözlemlenen "Gerilme Gevşemesi" problemi

Bu doğrultuda APD yöntemlerinin üretilen malzemeler üzerinde uygulanan aşınma testleri çeşitli sonuçlar vermiştir. Literatürdeki bazı çalışmalar APD yöntemlerinin aşınma davranışlarını olumlu yönde etkilediğini belirtirmiştir. Bazı çalışmalar ise APD yöntemlerinin aşınma davranışına önemli bir etkisinin olmadığını göstermiştir. Diğer yandan birkaç çalışmada ise bu yöntemler sonrasında uygulanan aşınma testleri sonucu oluşan düşük gerinim sertliği kabiliyeti, düşük süneklikten dolayı oluşan mikro çatlak

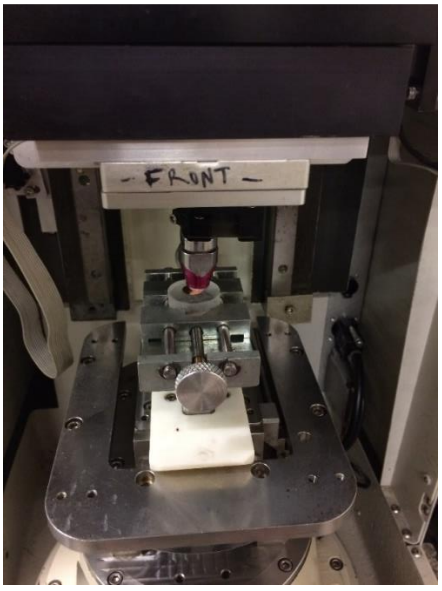
oluşumu, tane büyümesi gibi nedenlerden dolayı aşınma davranışlarının kötü etkilendiği görülmüştür[78,79].APD yöntemiyle elde edilen UİT Ti malzeme üzerinde AISI52100 çelik bilya kullanılarak yapılan çalışmada APD yönteminin aşınma dayanımını arttırdığı gözlemlenmiş, sürtünme katsayısı üzerinde önemli bir değişme olmadığı anlaşılmıştır[8]. Zhilyaev ve arkadaşlarının YBB prosesiyle elde ettiği UİT Cu üzerinde Cr6 çelik bilya kullanılarak yapılan çalışmada aşınma dayanımının arttığı ve aşınma oranın azaldığı gözlemleniştir. Sonuç olarak da YBB prosesinin aşınma dayanımı ve elektriksel iletkenlik üzerinde olumlu etkisi olduğu vurgulanmıştır[19]. Zhilyaev ve arkadaşlarının bir başka çalışmasında YBB ve EKAP kombinasyonu kullanarak elde ettiği UİT taneli saf Cu üzerinde Cr6 çeliği aşındırıcı malzeme kullanarak yaptığı çalışmada aşınma dayanımının daha düşük, aşınma oranının daha yüksek olduğunu görmüşlerdir. UİT tane elde etmenin aşınma dayanımı için bir avantaj olmadığını iddia etmişlerdir[15]. Wang ve arkadaşlarının YBB uygulanmış 10 mm çaplı Al1050 alaşımı üzerinde 316 kalite paslanmaz çelik aşındırıcı malzeme kullanarak yaptığı aşınma çalışmasında YBB prosesiyle birlikte aşınma dayanımında düşüş meydana geldiğini iddia etmişlerdir. Bu durumun YBB prosesinden sonra oluşan deformasyon sertleşmesi kabiliyeti kaybından meydana geldiği iddia edilmiştir [80]. Bir diğer çalışmada ise Eş Kanallı Açısal Ekstrüzyon (EKAE) kullanılarak elde UİT saf Ti aşındırıcı malzeme olarak AISI 1045 kalite çelik disk kullanılarak teste tabi tutulmuş ve bunun sonucunda aşınma dayanımında önemli bir değişme olmadığı ne sürülmüştür. Bir diğer taratan bu çalışmada mukavemetin EKAE prosesiyle önemli derece arttığı gözlemlenmiştir. Bu duruma rağmen aşınma direncinin önemli bir değişme olmaması yüzeyde oluşan TiO2 filmine bağlanmıştır. Titanyum oksit filminin yüzey özelliklerinde dominant rol oynadığı belirtilmiş ve bu yüzden EKAE'nin mukavemet üzerinde gösterdiği etkinin aşınma dayanımı üzerinde göstermesi engellenmiştir. Sonuç olarak da aşınma dayanımında EKAE sonucunda önemli bir değişme meydana gelmemiştir[18].

Yukarıda bahsedilen sebeplerden dolayı aşınma dayanımı bu çalışma için çok önemli yere sahiptir. Bu malzemelerin aşınma dayanımını anlamak için kuru kayma aşınması (Dry Sliding) uygulanmıştır. Böylece bu malzemelerin uygulamada aşınmaya ve sürtünmeye maruz bırakıldığında nasıl bir davranış sergileyeceği anlaşılmaya çalışılmıştır.

Çizelge 3.6 Aşınma Deneyi Numuneleri

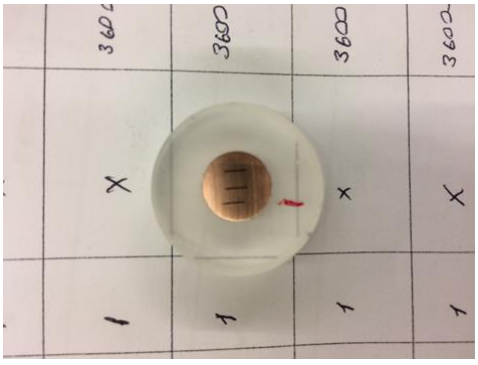
Numuneler	$Cu\text{-}Sn_{Başlangıç}$	$Cu\text{-}Mg_{Başlangıç}$
	$Cu\text{-}Sn_{HPT}N{:}1$	$Cu\text{-}Mg_{HPT}N{:}1$
	$Cu\text{-}Sn_{HPT}N{:}5$	$Cu\text{-}Mg_{HPT}N{:}5$
	$Cu\text{-}Sn_{HPT}N{:}10$	$Cu\text{-}Mg_{HPT}N{:}10$

İlk olarak aşınma deneyi için toplam 8 farklı koşulda malzeme seçilmiştir. Bu malzemeler Çizelge 3.6.'de görülmektedir. Bu malzemelerin her biri ilk olarak soğuk monte uygulanarak monteye alınmıştır. Soğuk monte işleminde uygun oranlarda monte karışımı hazırlanmıştır. Daha sonra monte kalıplarına malzeme yerleştirilmiştir ve monte karışımı kalıba dökülmüştür. Monte karışımı katılaşıncaya kadar beklenilmiştir ve daha malzeme monteden çıkarılmıştır. Montelenmiş şekilde elde edilen malzemeler daha sonra zımparalama işlemine tabi tutulmuştur. Bu kapsamda malzemeler çok ince ve küçük olduğu için ilk 800'lük zımpara kademesiyle zımpara işlemine başlanılmıştır. Daha sonra 1200 ve 2400'lük zımparalar uygulanmıştır. Sırasıyla 800,1200 ve 2400'lük SiC zımpara kademeleriyle uygulanan zımparalama işleminden sonra malzemeler ultrasonik temizleme işlemine tabi tutulmuştur. İlk olarak 10 dk propanal çözeltisinde ultrasonik temizlenen malzemeler daha sonra 5 dk saf suda ultrasonik temizlemeye tabi tutulmuştur. Böylece zımpara kademesinden kalabilecek bütün safsızlıklar elemine edilmiştir. Aşınma deneyi için hazır olan malzemeler deney düzeneğine Şekil 3.6.'deki gibi yerleştirilmiştir.

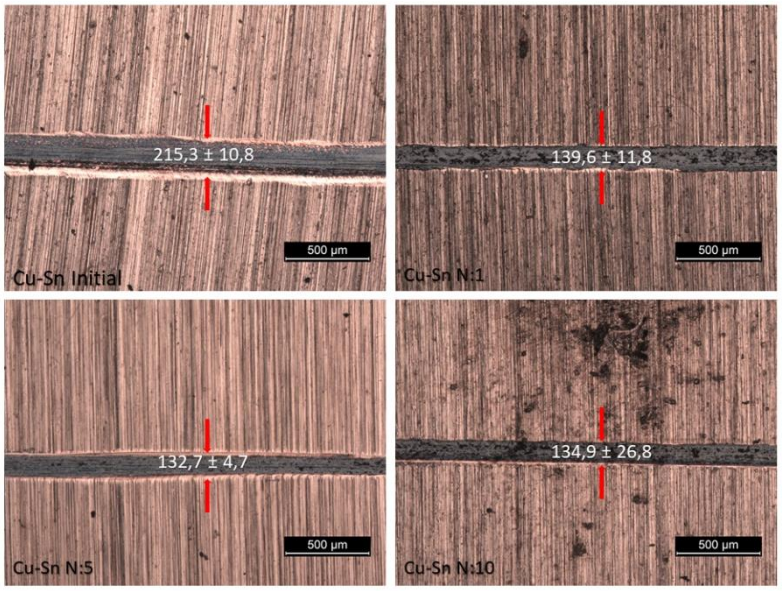


Şekil 3.24 Kuru kayma aşınması deneyi düzeneği

Kuru kayma aşınmasında deney koşulu olarak 3.15 amplitüt, 1N yük, 3600 s süre ve oda sıcaklığı seçilmiştir. Aşındırıcı malzeme olarak Al bilya kullanılmıştır. Deney koşulları cihaz üzerinde ayarlandıktan sonra deneye başlamadan önce cihaz kalibrasyonu için 30 dk cihaz bekletilmiştir. Daha sonra deney numuneleri ve aşındırıcı Al bilya Şekil 3.24'de görüldüğü gibi yerleştirilmiştir. Şekil 3.24.'deki konumlandırılan numuneler, aşındırıcı bilya ile 1 saat aşınma deneyine tabi tutulmuştur. Cu-Sn, Cu-Mg N:1, N:5 ve N:10 olmak üzere 3 farklı rotasyon sayısında YBB uygulanmış ve YBB uygulanmamış numunelerden oluşan test gruplarının her birine 3 kez test uygulanmıştır. Böylece sonuçların tekrar edilebilirliğine bakılmıştır ve daha güvenilir sonuçlar elde edilmiştir. Her deneyden sonra numuneler aşınma kalıntılarının giderilmesi için 10 dk propanol ve 5 dk saf suda ultrasonik temizleme işlemine tabi tutulmuştur. Daha sonra Şekil 3.25.'deki gibi aşınma izleri elde edilmiştir. Bu aşınma izlerinin her biri Optik Mikroskop (OM) yardımıyla incelenmiştir. Her bir aşınma izinin OM görüntüleri alınmıştır. Bu OM görüntülerinden yararlanılarak her bir aşınma izinin boyutu ölçülmüştür ve YBB prosesi ile aşınma izi boyutunun nasıl değiştiği tespit edilmiştir. Daha sonra her aşınma izi için Profilometre yardımıyla aşınma izinin derinliği hesaplanmaya çalışılmış fakat aşınma üzerinde oluşan tribolayerdan dolayı 'negatif wear rate' dediğimiz durum gerçekleşmiş ve bu profilometre analizinden herhangi bir sonuç alınamamıştır. Son olarak bu aşınma izlerine SEM analizi yapılmıştır. Bu analizler sonucu her aşınma izinin ikincil elektron (SE) ve geri saçılan elektron (BSE) görüntüleri alınmıştır ve bu sonuçlar üzerinden iz karakteristikleri OM görüntüleri ile birlikte yorumlanmıştır. Ayrıca SEM cihazından EDS analizi yapılmış aşınma izi üzerindeki elementler belirlenmiştir. Buradan ayrıntılı olarak element içeriği çizelgesu hazırlanmıştır.

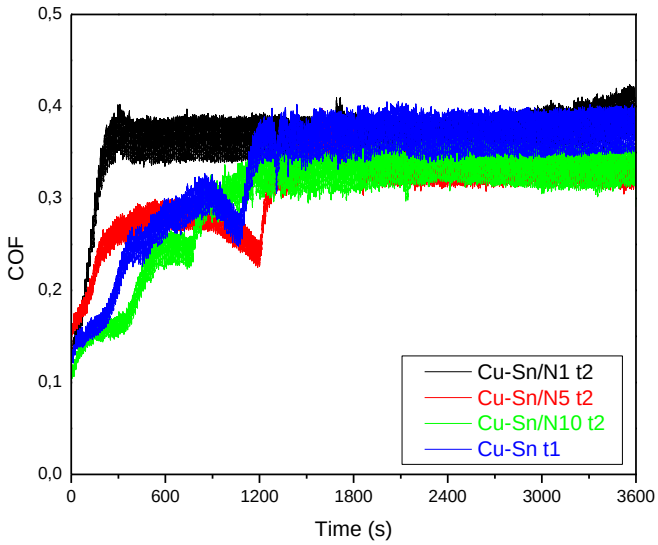


Şekil 3.25 Kuru kayma aşınması sonrası numune üzerinde oluşan aşınma izleri.



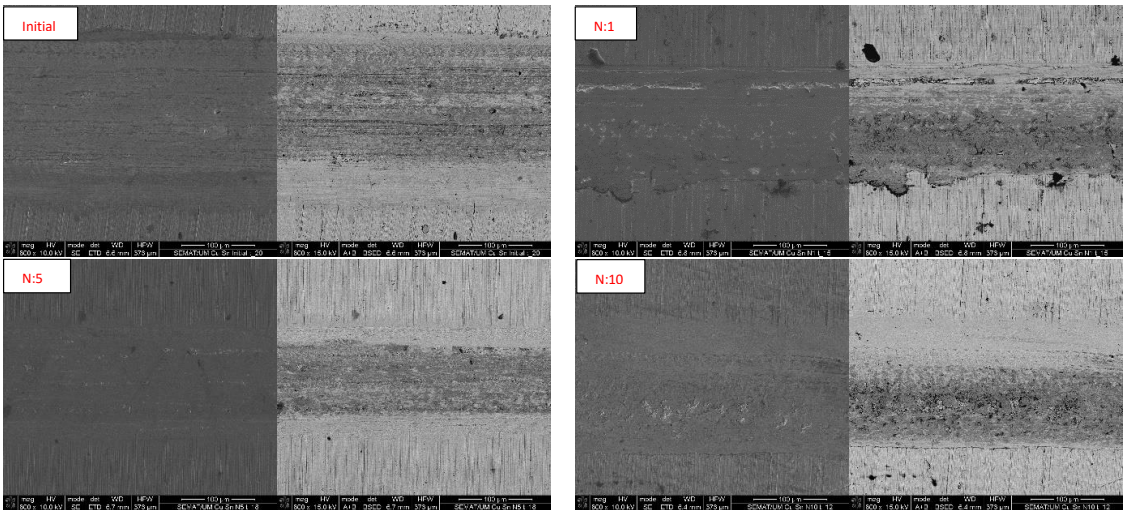
Şekil 3.26 Kuru kayma aşınması sonrası Cu-Sn YBB numunelerinin üzerinde oluşan aşınma izlerinin OM görüntüleri.

Şekil 3.26.'da Kuru Kayma Aşınması (Dry Sliding) sonrası OM yardımıyla elde edilen başlangıç numuneleri ve YBB uygulanmış Cu-Sn alaşımına ait aşınma izleri bulunmaktadır. Bu izler incelendiğinde başlangıç numunesinden elde edilen izlerin ortalaması sonucu elde edilen değerler YBB uygulanmış alaşım değerlerine göre çok daha yüksektir. Gözle görülebilir şekilde belli olan bu aşınma izi boyut farkının nedeni YBB prosesi sonucu elde edilen yüksek sertlik değerleri, ultra ince taneli mikroyapı ve üstün mekanik özelliklerdir. Özellikle sertlik değerlerinin direk olarak etkilediği aşınma deneylerinde bu sonuçlar bu hipotezi doğrular niteliktedir. YBB numunelerinden elde edilen aşınma izlerini incelediğimizde ise Şekil 3.26.'daki değerler rotasyon sayısı ile çok önemli bir değişikliğe uğramamıştır. Değerler birbirine çok yakın olup rotasyon sayısı ile birlikte aşınma izi boyutunda önemli bir değişiklik olmadığı görülmüştür. Bir diğer taraftan aşınma izleri karakteri incelendiğinde abrazif aşınma görülmektedir. Ayrıca aşınma izleri üzerinde zamanla oluşan oksitlenmeden dolayı tribolayer oluşumu meydana gelmiş ve bu da aşınma izini doldurarak negatif wear rate oluşumuna neden olmuş ve profilometre ile aşınma izi derinliği ve profil analizine engel olmuştur. Sonuç olarak Şekil 3.26.'dan elde edilen en önemli sonuç Cu-Sn alaşımında YBB prosesi ile aşınma izinde başlangıç numunesine göre çok önemli derecede bir değişim meydana gelmiş YBB prosesi ile daha küçük boyutlu aşınma izleri elde edilmiştir.



Şekil 3.27 Cu-Sn Başlangıç ve YBB N:1-10 numunelerinin Sürtünme Katsayısı-Zaman grafiği.

Cu-Sn Başlangıç ve YBB numunelerine uygulanan kuru kayma aşınmasından elde edilen sürtünme katsayısı değerlerinden Şekil 3.27.'deki gibi grafik elde edilmiştir. Bu grafik incelendiğinde sürtünme katsayısı değerlerinin birbirine çok yakın olduğu görülmüş ve YBB prosesi ile sürtünme katsayısı değerlerinde önemli bir değişiklik olmadığı açıkça görülebilmektedir. Ayrıca rotasyon sayısının artması ile veya azalması ile sürtünme katsayısı arasında herhangi bir kesin ilişki de elde edilememiştir. Bu grafikten çıkarılabilecek en önemli sonuç Cu-Sn alaşımı için kuru kayma aşınması sonucunda elde edilen sürtünme katsayısı değerlerinde herhangi bir değişiklik meydana gelmemiş olmasıdır.

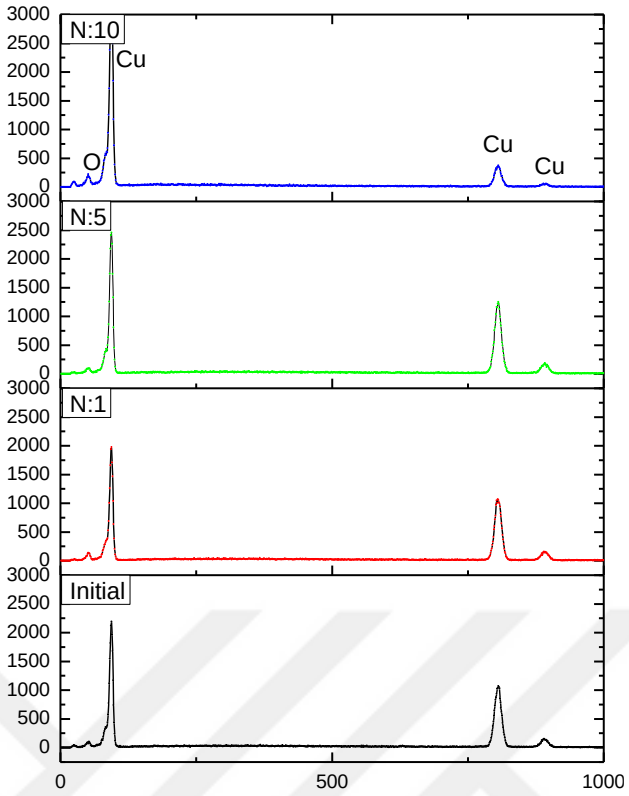


Şekil 3.28 Cu-Sn Başlangıç ve farklı rotasyon sayılarındaki YBB numunelerinin SEM (SE ve BSE) görüntüleri

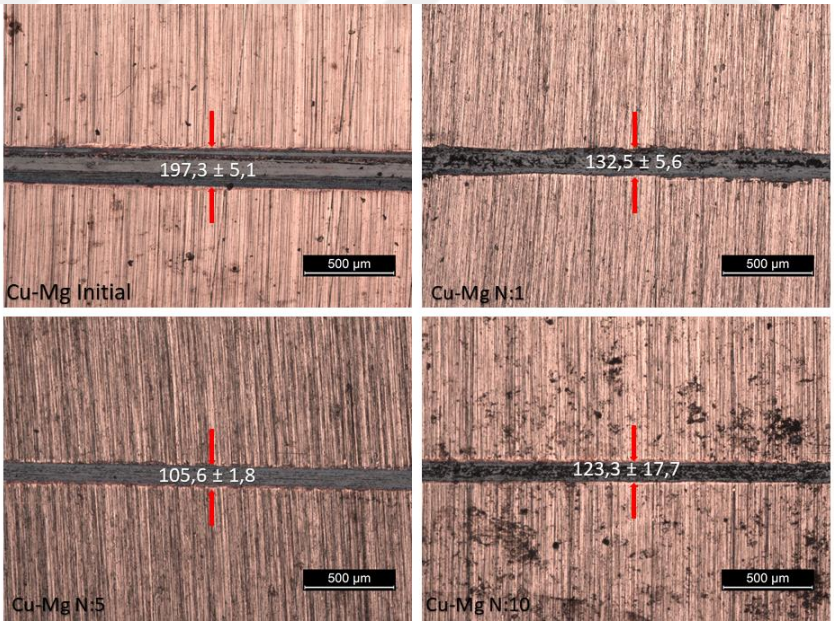
Çizelge 3.7 Cu-Sn Başlangıç ve YBB numunelerinden elde edilmiş aşınma izlerinin element içeriği çizelgesi

Cu-Sn HPT Samples	**% Cu**	**% O**
Cu-Sn $_{\text{Başlangıç}}$	93.98	6.02
Cu-Sn$_{HPT}$N:1	92.56	7.44
Cu-Sn$_{HPT}$N:5	94.43	5.57
Cu-Sn$_{HPT}$N:10	94.35	5.65

Cu-Sn başlangıç numuneleri ve YBB numuneleri üzerinde yapılan kuru kayma aşınması deneylerinden sonra aşınma izlerin karakterizasyonu için yapılan SEM analizi sonuçları Şekil 3.28.- 3.29. ve Çizelge 3.7.'de açık bir şekilde verilmiştir. Bu sonuçlar incelendiğinde ilk olarak Şekil 3.28.'da SE ve BSE ile elde edilmiş aşınma izi görüntüleri verilmiştir. Bu görüntüler incelendiğinde abrazif aşınma türü aşınma üzerinde hâkim olup yoğun bir tribolayer oluşumu aşınma izinin üzerini kaplamıştır. Bu da SEM analizinde açık bir şekilde görülmektedir. Aşınma deneyi sırasında belirli bir süre sonra oluşan oksitlenme sonucu meydana tribolayerler net bir SEM görüntüsü oluşumuna engel olmuştur. Şekil 3.29. ve Çizelge 3.7. beraber incelendiğinde EDS analizi sonucu elde edilen bu sonuçlar aşınma sırasında oluşan oksijen miktarını açık bir şekilde ortaya koymaktadır. Buradan da anlaşılacağı üzere aşınma izi üzerindeki oksijen varlığı oksitlenme ve tribolayeri doğrular niteliktedir. Aşınma deneyleri sonrasında uygulanan SEM analizi sonucunda aşınma izlerinin abrazif karakterde olduğu görülmüş ve yoğun bir tribolayer oluşumunun meydana geldiği gözlemlenmiştir.



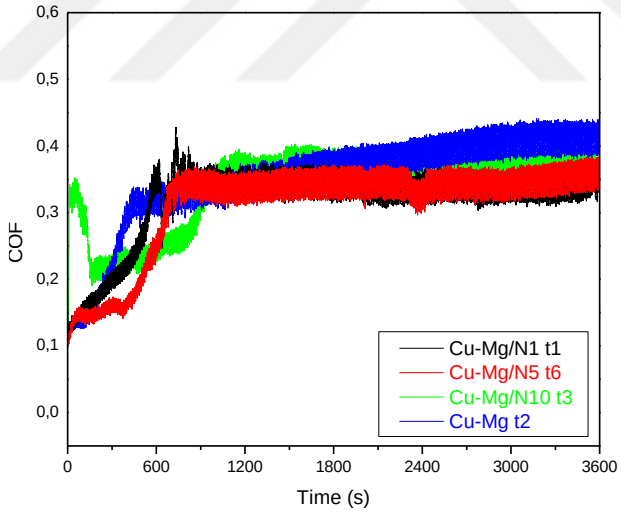
Şekil 3.29. Cu-Sn Başlangıç ve YBB numunelerinden elde edilmiş aşınma izlerinin EDS analizi sonuçları



Şekil 3.30 Kuru kayma aşınması sonrası Cu-Mg YBB numunelerinin üzerinde oluşan aşınma izlerinin OM görüntüleri.

Cu-Mg numunelerine uygulanan aşınma deneyleri sonucunda aşınma izlerini karakterize etmek için uygulanan ilk yöntem olan OM analizi sonucunda Şekil 3.30.'deki sonuçlar elde edilmiştir. Bu sonuçlar incelendiğinde Cu-Sn alaşımında olduğu gibi yine başlangıç numunesinin aşınma izi boyutu YBB numunesine göre daha büyük olmuştur. YBB

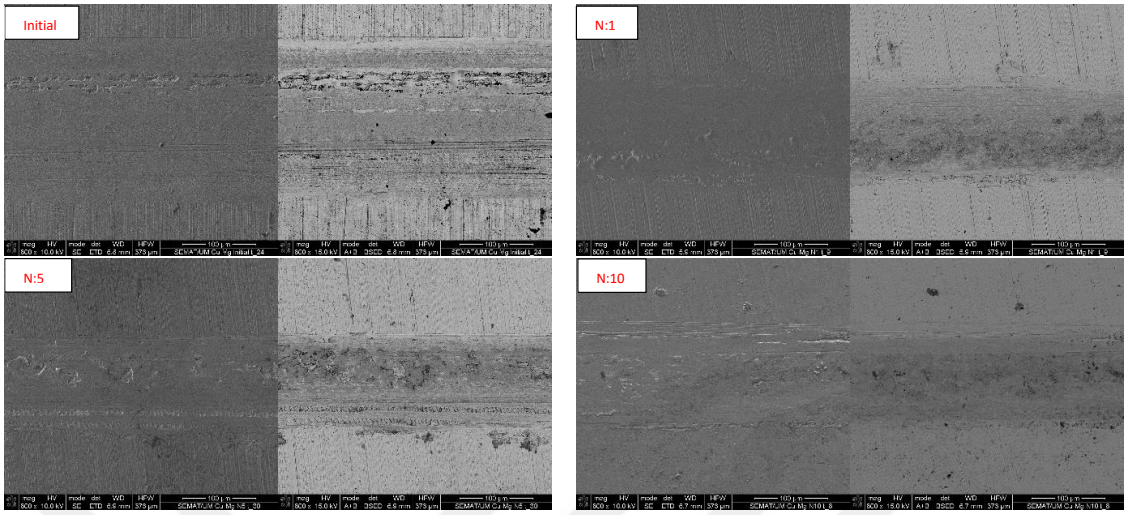
numunelerinde ise rotasyon sayıları ile birlikte artan veya azalan bir değişiklik paralel olarak meydana gelmemiştir. YBB numunelerinin aşınma izleri incelendiğinde N:1 rotasyon sayısında başlangıç numunesinin izine göre bir azalma olmuştur. N: 5 rotasyon sayısında bu azalma devam etmiş fakat N:10'daki izin boyutu N:5'e göre artmıştır. Bu da rotasyon sayısı ve aşınma izi boyutu hakkında kesin bir yorum yapmamızı engelleyen bir durumdur. Fakat burada Cu-Sn alaşımında da olduğu gibi başlangıç numunesi ve YBB numunelerinin aşınma izlerinin boyutunda önemli bir değişim elde edilmiştir. YBB prosesi sonucunda numunelerde meydana gelen sertlik artışıyla ile birlikte aşınmaya karşı YBB numunelerinin direnci artmış ve aşındırıcı bilya YBB numunelerini başlangıç numunesine göre daha az aşındırabilmiştir ve bunun sonucunda da daha küçük boyutlu izler meydana gelmiştir. Yine aynı şekilde Cu-Sn numunelerinin OM görüntülerine benzer şekilde oksitlenme sonucu meydana gelen tribolayer oluşumu açıkça görülmektedir. Cu-Sn ve Cu-Mg OM görüntüleri karşılaştırılacak olursa aşınma izlerinin boyutunun Cu-Mg da kısmen daha küçük olduğu görülmüş bu da Cu-Mg numunelerinin daha sert olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 3.31 Cu-Mg Başlangıç ve YBB N:1-10 numunelerinin Sürtünme Katsayısı-Zaman grafiği.

Şekil 3.31.'teki Cu-Mg alaşımına ait sürtünme katsayısı-zaman grafiği incelendiğinde YBB prosesiyle ve artan rotasyon sayısıyla birlikte tıpkı Cu-Sn alaşımının sürtünme katsayısı-zaman grafiğinde olduğu gibi sürtünme katsayısında herhangi bir değişme meydana gelmemiştir. Burada elde edilen sonuç Cu-Sn alaşımının sürtünme katsayısı-zaman grafiğinde olduğu gibi sürtünme katsayısının aynı olduğu ve YBB prosesiyle herhangi

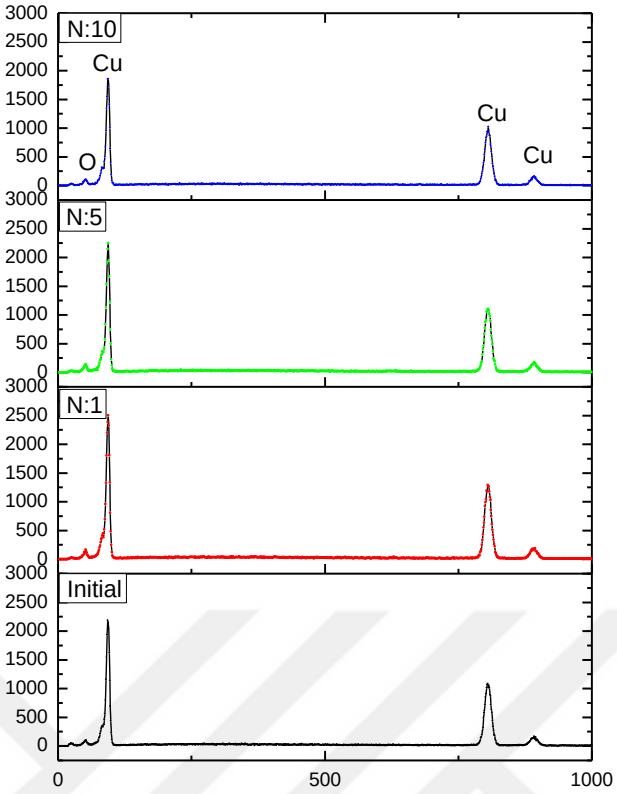
önemli bir değişimin meydana gelmediğidir ve aynı zamanda üç kere tekrar edilen aşınma deneyleri sonucu tekrar edilebilir değerlerin elde edilmesidir.



Şekil 3.32 Cu-Mg Başlangıç ve farklı rotasyon sayılarındaki YBB numunelerinin SEM (SE ve BSE) görüntüleri

Çizelge 3.8 Cu-Mg Başlangıç ve YBB numunelerinden elde edilmiş aşınma izlerinin element içeriği çizelgesi

Cu-Mg HPT Samples	% Cu	% O
Cu-Mg $_{\text{Başlangıç}}$	94.48	5.52
Cu-Mg$_{\text{HPT}}$N:1	93.14	6.86
Cu-Mg$_{\text{HPT}}$N:5	93.23	6.77
Cu-Mg$_{\text{HPT}}$N:10	93.46	6.54



Şekil 3.33 Cu-Mg Başlangıç ve farklı rotasyon sayılarındaki YBB numunelerinin aşınma izi EDS Analizi

Cu-Mg başlangıç numuneleri ve YBB numuneleri üzerinde yapılan kuru kayma aşınması deneylerinden sonra aşınma izlerin karakterizasyonu için yapılan SEM analizi sonuçları Şekil 3.32- 3.33. ve Çizelge 3.8.'de açık bir şekilde verilmiştir. Şekil 3.32'de SEM SE ve BSE ile elde edilmiş aşınma izi görüntüleri verilmiştir. SE ve BSE'den elde edilen görüntüler incelendiğinde yine tribolayer oluşumu ve abrazif karakterde aşınma açıkça görülmektedir. Oksitlenme sonucu oluşan tribolayer oluşumu net bir şekilde görülmekte olup aşınma izini neredeyse tamamen kaplamıştır ve SEM analizini önemli derecede etkileyerek daha iyi bir görüntü oluşumuna engel olan bir durum teşkil etmiştir. Aşınma izlerinden alınan EDS analizi sonuçları incelendiğinde Şekil 3.33.'da yine oksijen varlığı verdiği pik ile açık bir şekilde görülmektedir. Yine aynı şekilde Çizelge 3.8.'de de söz konusu durum net bir şekilde ortaya konulmuştur. Cu-Mg alaşımında başlangıç numunesinden alınan izin oksijen içeriği çok az da olsa YBB numunelerine göre daha düşük çıkmıştır. YBB numunelerinin oksijen içeriğinin ise birbirine çok yakın olduğu gözlemlenmiştir. Burada yine oksijen içeriğinin varlığı tribolayer oluşumunu ve oksitlenmeyi kanıtlar niteliktedir. Sonuç olarak Cu-Mg Başlangıç ve YBB uygulanmış Cu-Mg alaşımlarından elde edilen SEM analizi sonuçları bizlere izlerin abrazif karakterde

olduğunu ve oksitlenme sonucu izlerin üzerinde yoğun bir tribolayer tabakasının meydana geldiğini açık bir şekilde göstermiştir.

3.3 Değerlendirme ve Tartışma

Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinin mekanik özellik sonuçlarına bakacak olursak literatürde elde edilen sonuçlarla uyuştuğunu görebilmekteyiz. Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerine uygulanan sertlik ölçümleri sonucu YBB öncesi yaklaşık 55 HV olan sertlik değerleri YBB sonrası yaklaşık 3 katına çıkmıştır. Rotasyon sayısının artmasıyla birlikte de sertlik değerleri artmıştır ve N10 rotasyon seviyesinde yaklaşık 195 HV sertlik değerlerine ulaşılarak en yüksek sertlik değerleri burada elde edilmiştir. Bir diğer sonuç olarak Şekil 3.10. ve Şekil 3.11. 'deki sertlik haritalarında görüldüğü gibi numunenin merkezinden numunenin kenarlarına gidildikçe sertlik değerlerinin artmasıdır ve sertlik değerlerindeki homojenliğin rotasyon sayısı arttıkça artmasıdır[81,82]. Bu durum YBB prosesi sırasında oluşan rotasyon işlemindeki merkez kaç kuvvetini etkisiyle gerçekleşmektedir. YBB prosesi sonrası oluşan bu sertlik artışı YBB prosesi sırasında oluşan aşırı deformasyon ve tane inceltme prosesi sonucu oluştuğu düşünülmektedir. Bu da YBB prosesi sonrası oluşan olağanüstü mekanik özelliklerden birisi olarak gözükmektedir. YBB numunelerinde elde edilen bir diğer önemli özellik ise çekme testi sonucu elde edilen çekme mukavemeti ve uzama değerlerindeki iyileşmedir. Çekme testleri sonucu incelendiğinde çekme mukavemetinin yaklaşık 2-3 katına çıktığı görülmektedir. YBB prosesi öncesi çekme değerleri Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinde sırasıyla 187,197 MPa olarak elde edilmişken bu değerler YBB prosesi sonrası yaklaşık 450-600 MPa değerlerine çıkmıştır. Çekme testi sonucu elde edilen eğrilerde tipik bir sünek malzemede elde edilen gerilme-gerinim eğrilerini ifade etmektedir. M. Eskandarzade ve arkadaşlarının EKAP ve YBB uygulanmış saf Cu üzerinde yapmış olduğu çalışmada en yüksek çekme mukavemeti değerlerine yaklaşık 450 MPa değeriyle N5 rotasyon sayılı numunede elde etmişlerdir [83]. Bu çalışmada da ayrıca tipik sünek malzemeye ait gerilme-gerinim diyagramlarını elde etmişlerdir. YBB uygulanmış Cu-Sn ve Cu-Mg çekme numunelerine ait kırılma yüzeyleri SEM analizle incelenmiştir. Burada Şekil 3.3. ve Şekil 3.5.' deki gibi elde edilen kırılma yüzeyleri lifli ve mikro boşluklardan oluştuğu görülmektedir. Bu kırılma yüzeyi de tipik sünek bir malzemeye ait kırılma yüzeyini temsil etmektedir. Bu lifli ve mikro

boşluklardan oluşan yapı YBB prosesinde uygulanan aşırı plastik deformasyon sonucu meydana gelmektedir.

APD yöntemleri sonucu numunelere olağanüstü mekanik özellikler kazandırılırken uygulamada kullanılabilecek seviyede elektriksel özelliklerde edilir. Bu kapsamda elektriksel özellikleri incelemek için yapılan testlerde elektriksel YBB prosesiyle birlikte numunenin elektriksel direncinin arttığı görülmektedir. Düşük frekanslarda bu elektriksel direnç farkının numuneler arasında YBB ve rotasyon sayısına bağlı olarak değiştiği görülmektedir. Cu-Mg numunesinde Cu-$Mg_{Başlangıç}$ ve Cu-Mg_{HPT}N1 numunesinde empedans değerleri Cu-Mg_{HPT}N5 ve Cu-Mg_{HPT}N10 değerleri daha düşük olarak elde edilmiştir. Diğer taraftan ise admittans değerleri bunun tam tersi şekilde elde edilmiştir. Cu-Sn numunelerinde ise sadece Cu-$Sn_{Başlangıç}$ numunesinin empedans değerleri diğer numunelerden daha düşük olarak elde edilmiştir. Diğer YBB numunelerinde ise rotasyon sayısıyla önemli bir değişim olmamıştır. Yüksek frekanslara doğru çıkıldıkça numunelerin empedans değerleri ve admittans değerleri birbirine yakın olarak elde edilmiştir. Cole-cole plot grafiğinde ise Cu-Mg numuneleri içerisinde Cu-Mg_{HPT}N5 ve Cu-Mg_{HPT}N10, Cu-Sn numunelerinde ise, Cu-Sn_{HPT}N1, Cu-Sn_{HPT}N5 ve Cu-Sn_{HPT}N10 küçük çaplı yarım daireler elde edilmiştir. Bu da bize bu numunelerde daha düşük enerjiyle daha R-L devresi elde edilebileceği anlamına gelmektedir. Tüm bu grafikler toplu bir şekilde değerlendirildiğinde ise şu şekilde bir sonuca varılabilir; Cu-$Sn_{Başlangıç}$, Cu-$Mg_{Başlangıç}$ ve Cu-Mg_{HPT}N1 numunelerinin empedans elektriksel direnci, admittans ise elektriksel iletkenliği ifade ettiğinden dolayı bu numunelerin elektriksel direnci daha düşük ve elektriksel iletkenliği daha yüksektir. Yani genel olarak YBB prosesiyle oluşan deformasyon elektriksel iletkenlik değerlerinde belli bir miktarda azalmaya neden olmuştur. Fakat yüksek frekanslarda kullanımda bu empedans ve admittans değerleri birbirine çok yakın olarak elde edilmektedir. Yüksek frekans seviyelerinde kullanımda YBB numunelerinin elektriksel iletkenlik değerleri başlangıç numunelerine çok yakın seviyeye geldiklerinden kullanım için çok ideal olmaktadır. Yüksek frekanslarda hem iyi elektrik iletkenlik hem de yüksek mekanik özellik değerleri sağlandığından olağanüstü özelliklerin eldesi sağlanmış olacaktır. Literatürde YBB numuneleri üzerinde bu yöntemle herhangi bir elektriksel ölçüm yapılmamış olması bu sonuçları ilgi çekici hale getirebilecektir. D.V. Shangina YBB uygulanmış Cu-Cr-Zr alaşımı

üzerinde yapmış olduğu çalışmada YBB sonucu elektriksel iletkenlik değerlerinin azaldığını öne sürmüştür[20]. Bu sonuçlarda bizim çalışmamızı destekler niteliktedir. Fakat yüksek frekanslarda elde edilen farklı iletkenlik değerlerinin incelenmesi gerekmektedir.

Cu ve Cu alaşımları için bir başka önemli özellik ise tribolojik özelliklerdir. Numuneler çeşitli uygulamalarda aşınmaya maruz kalabilmektedir. Bu kapsamda YBB prosesi Cu ve Cu alaşımlarının tribolojik özelliklerinin artırılmasında önemli bir yer tutmaktadır. Bu motivasyonla elde edilen aşınma testi sonuçları YBB prosesiyle birlikte numunenin aşınma direncinin arttığını, sürtünme katsayısı değerlerinde ise nemli bir değişime neden olmadığını ortaya koymuştur. Aşınma direnci izleri incelendiğinde artan çekme mukavemeti ve sertlik değerleri YBB prosesi sonrası aşınma izlerinin daha küçük olarak elde edildiğini göstermektedir. Rotasyon sayısı ile birlikte ise Cu-Sn numunelerinde aşınma direncinde önemli bir değişim meydana gelmezken Cu-Mg numunelerinde ise en iyi aşınma direnci sırasıyla Cu-Mg_{HPT}N5 ve Cu-Mg_{HPT}N10 numunelerinde elde edilmiştir. Burada aşınma direncinin YBB prosesiyle artışının temel nedeni mikroyapıdaki tane küçülmesi, nano tanelerin elde eldesi ve buna bağlı olarak çekme mukavemeti ve sertlik değerlerinin artışı olarak yorumlanabilmektedir. Literatürde de aşınma testlerinin girişinde anlatıldığı gibi çeşitli sonuçlar elde edilmiştir. Ti malzeme üzerinde AISI52100 çelik bilya kullanılarak yapılan çalışmada APD yönteminin aşınma dayanımını arttırdığı gözlemlenmiş, sürtünme katsayısı üzerinde önemli bir değişme olmadığı anlaşılmıştır [8]. Bu sonuç da bizim elde ettiğimiz sonuçları destekler niteliktedir. Bir diğer çalışmada da Zhilyaev ve arkadaşlarının YBB prosesiyle elde ettiği UİT Cu üzerinde Cr6 çelik bilya kullanılarak yapılan çalışmada aşınma dayanımının arttığı ve aşınma oranın azaldığı gözlemlenmiştir[19]. Bunun gibi literatürdeki çalışmalar elde ettiğimiz sonuçları destekler nitelikte olmuştur.

Sonuç olarak tüm bu sonuçlar değerlendirildiğinde Cu-Sn ve Cu-Mg numuneleri YBB sonrası NT bir mikroyapıya sahip olmuştur. Ayrıca mekanik ve tribolojik özellikler bakımından da olağanüstü sonuçlara ulaştığı açıkça görülmektedir. Elektriksel özellikler bakımından değerlendirildiğinde ise YBB prosesi sonrası elektriksel iletkenlik değerlerinde belli oranda bir düşüş olsa da yüksek frekans gerektiren uygulamalarda iyi elektriksel iletkenlik göstermektedir. Bu çalışmanın sonucu olarak Cu-Sn ve Cu-Mg YBB

numuneleri N=5 rotasyon sayısından sonra olağanüstü mekanik özelliklere sahiptir ve yüksek frekanslarda mekanik özellik ve aşınma dayanımı gibi tribolojik özellik gösteren uygulama alanları için çözüm olarak sunulabilecek malzemelerdir.

3.4 Sonuçlar

- Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerine uygulanan çekme testleri sonucunda, YBB prosesi ve artan rotasyon sayısı ile birlikte çekme mukavemeti artarken, % uzama değerleri azalma göstermiştir.

- Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinin gerilme-gerinim diyagramları ve kırılma yüzeyleri incelendiğinde sünek karakterde kırılma gösterdiği gözlemlenmiştir.

- Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerine uygulanan YBB prosesi ile birlikte sertlik değerleri 55 HV'den 195 HV' seviyelerine kadar çıkarılmıştır. Artan rotasyon sayısı ile birlikte de numunelerin sertlik değerlerinde artış sağlanmıştır.

- Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinde sertlik ölçümleri sonucunda sertlik değerlerinin artan rotasyon sayısıyla ve merkezden kenarlara doğru gidildikçe arttığı aynı zamanda daha homojen bir sertlik dağılımının oluştuğu gözlemlenmiştir.

- Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinde YBB prosesiyle elektriksel direncin arttığı, elektriksel iletkenliğinde azaldığı gözlemlenmiştir.

- Yüksek frekanslarda Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numuneleri ile başlangıç numuneleri yaklaşık elektriksel iletkenlik ve elektriksel direnç değerlerini göstermektedir.

- Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinn YBB prosesi ile aşınma dirençleri artarken, sürtünme katsayısı değerlerinde herhangi bir değişim meydana gelmemiştir.

-Aşınma testi sonucu elde edilen aşınma izleri abrasif karakter sergilemişlerdir.

BÖLÜM 4

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada Cu-Sn ve Cu-Mg numuneleri N:1,5 ve 10 olmak üzere 3 farklı rotasyon sayısı ile YBB prosesi uygulanarak ile üretildi. Daha sonra bu numuneler mikroyapı karakterizasyonu için OM, SEM ve XRD analizlerinden geçirildi. Mekanik özelliklerin belirlenmesi için de Çekme, Sertlik, Elektriksel Özellik ve Aşınma Testleri uygulandı. Bunun sonucunda YBB prosesi ile Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinin mikroyapılarında tane incelmesi meydana geldiği NT yapılı tanelerin elde edildiği görüldü. YBB prosesi sonucu Cu-Mg ve Cu-Sn numunelerinin sertlik, çekme ve aşınma dayanımlarının arttığı, elektriksel özelliklerinin ise düştüğü gözlemlendi. Uygulanan mikroyapı ve mekanik özellik testleri sonucunda sırasıyla şu sonuçlar elde edildi;

1. YBB numunelerine yapılan OM analizi sonucu daha ince taneli ve homojen bir yapının elde edildiği görüldü ve daha detaylı mikroyapı incelemesi için SEM analizinin gerekli olduğu anlaşıldı.

2. YBB numunelerine yapılan XRD analizi sonucunda numunelerin faz yapısında herhangi bir değişim olmadığı saptandı. YBB prosesiyle birlikte sadece numunelerin vermiş olduğu XRD piklerinin büyüklüğünün değişimi gözlemlendi.

3. XRD piklerindeki değişim sonucu yapılan XLPA analizi sonucunda Cu-Mg YBB numunelerinin tanecik boyutlarının yaklaşık 55 nm civarına kadar küçüldüğü, Cu-Sn YBB numunelerinin ise 67 nm civarına kadar küçüldüğü gözlemlendi. N1-N10 rotasyon

sayıları arasında tanecik boyutunda önemli bir değişim meydana gelmedi. En yüksek dislokasyon yoğunluğu Cu-Mg_{HPT}N5 ve Cu-Sn_{HPT}N5 numunelerinde elde edildi.

4. Yapılan SEM-EBSD analizleri sonucunda en ince taneli yapı ve homojen mikroyapı 220nm tane boyutlarıyla Cu-Mg_{HPT}N1 ve Cu-Sn_{HPT}N5 numunelerinde elde edildi. Rotasyon sayısı arttıkça tane boyutu arttı ve Cu-Mg_{HPT}N10 ve Cu-Sn_{HPT}N10 numunelerinde tane kabalaşması meydana geldi.

5. EBSD analizi sonucu elde edilen KAM haritasında en yüksek gerinim Cu-Mg_{HPT}N1 ve Cu-Sn_{HPT}N5 numunelerinde elde edildi.

6. Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerine uygulanan çekme testleri sonucunda, YBB prosesi ve artan rotasyon sayısı ile birlikte çekme mukavemeti artarken, % uzama değerleri azalma gösterdi. En yüksek çekme mukavemeti değerlerine N10 rotasyon sayılı Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinde ulaşıldı.

7. Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinin gerilme-gerinim diyagramları ve kırılma yüzeyleri incelendiğinde sünek karakterde kırılma gösterdiği gözlemlendi.

8. Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerine uygulanan YBB prosesi ile birlikte sertlik değerleri 55 HV'den 195 HV' seviyelerine kadar çıkarıldı. Artan rotasyon sayısı ile birlikte de numunelerin sertlik değerlerinde artış sağlandı. En yüksek sertlik değerlerine N10 rotasyon sayılı Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinde ulaşıldı.

9. Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numunelerinde sertlik ölçümleri sonucunda sertlik değerlerinin artan rotasyon sayısıyla ve merkezden kenarlara doğru gidildikçe arttığı aynı zamanda daha homojen bir sertlik dağılımının oluştuğu gözlemlendi.

10. Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerinde YBB prosesiyle elektriksel direncin arttığı, elektriksel iletkenliğinde azaldığı gözlemlendi.

11. Yüksek frekanslarda Cu-Sn ve Cu-Mg YBB numuneleri ile başlangıç numuneleri yaklaşık elektriksel iletkenlik ve elektriksel direnç değerlerini gösterdi.

12. Cu-Sn ve Cu-Mg numunelerin YBB prosesi ile aşınma dirençleri artarken, sürtünme katsayısı değerlerinde herhangi bir değişim meydana gelmedi.

13. Aşınma testi sonucu elde edilen aşınma izleri abrasif karakter sergiledi.

14. Cu-Sn_{HPT}N5 ve Cu-Sn_{HPT}N10 numuneleri, Cu-Mg_{HPT}N5 ve Cu-Sn_{HPT}N10 numuneleri uygulamada olağanüstü mekanik özellikler, tribolojik özellikler sergileyecek deney sonuçlarına sahiptir.

15. Yüksek frekanslardaki uygulamalarda hem olağanüstü mekanik özellikler sergilerken hem de YBB uygulanmamış numunelere çok yakın elektrik iletkenliği gösterebilmektedir. Yüksek frekanslarda dayanım gerektiren uygulamalar için çözüm yöntemi olarak kullanılabilecek bir malzeme olarak kullanılabilecek seviyede test sonuçlarına sahiptir.

KAYNAKLAR

[1] Zhilyaev, A.P. ve Langdon, T.G., (2008). "Using High-Pressure Torsion For Metal Processing: Fundamentals and Applications", Prog. Mater. Sci., 53:893–979.

[2] Edalati, K. ve Horita, Z., (2016). "A Review On High-Pressure Torsion (HPT) From 1935 To 1988", Mater. Sci. Eng. A., 652:325–352.

[3] Tian, Y.Z., Wu, S.D., Zhang, Z.F., Figueiredo, R.B., Gao, N. ve Langdon, T.G., (2011). "Microstructural Evolution and Mechanical Properties Of A Two-Phase Cu-Ag Alloy Processed By High-Pressure Torsion To Ultrahigh Strains", Acta Mater., 59:2783–2796.

[4] Almazrouee, A.I., Al-Fadhalah, K.J., Alhajeri, S.N. ve Langdon, T.G., (2015). "Microstructure and microhardness of OFHC copper processed by high-pressure torsion", Mater. Sci. Eng. A., 641:21–28.

[5] Horita, Z. ve Langdon, T.G., (2005). "Microstructures And Microhardness Of An Aluminum Alloy And Pure Copper After Processing By High-Pressure Torsion", Mater. Sci. Eng. A., 410–425.

[6] Edalati, K., Fujioka, T. ve Horita, Z., (2008). "Microstructure and Mechanical Properties Of Pure Cu Processed By High-Pressure Torsion", Mater. Sci. Eng. A., 497:168–173.

[7] Lugo, N., Llorca, N., Cabrera, J.M. ve Horita, Z., (2008). "Microstructures and Mechanical Properties Of Pure Copper Deformed Severely By Equal-Channel Angular Pressing And High Pressure Torsion", Mater. Sci. Eng. A., 477:366–371.

[8] La, P., Ma, J., Zhu, Y.T., Yang, J., Liu, W., Xue, Q. ve Valiev, R.Z., (2005). "Dry-sliding tribological properties of ultrafine-grained Ti prepared by severe plastic deformation", Acta Mater., 53:5167–5173.

[9] Gao, L.L. ve Cheng X.H., (2008). "Microstructure, Phase Transformation And Wear Behavior Of Cu-10%Al-4%Fe Alloy Processed By ECAE", Mater. Sci. Eng. A., 473:259–265.

[10] Zhang, Z., Hosoda, S., Kim, I.S., ve Watanabe, Y., (2006). "Grain Refining Performance For Al And Al-Si Alloy Casts By Addition Of Equal-Channel Angular Pressed Al-5 Mass% Ti Alloy", Mater. Sci. Eng. A., 425:55–63.

[11] Kima, Y.S., Yua, H.S. ve Shin, D.H., (2009). "Low Sliding-Wear Resistance Of Ultrafine-Grained Al Alloys and Steel Having Undergone Severe Plastic Deformation", Int. J. Mater. Res., 100:871–874.

[12] Kim, Y.S., Lee, T.O. ve Shin, D.H., (2004). "Microstructural Evolution and Mechanical Properties Of Ultrafine Grained Commercially Pure 1100 Aluminum Alloy Processed By Accumulative Roll-Bonding (ARB)", Des. Process. Prop. Adv. Eng. Mater. Proc. 3rd Int. Symp. Des. Process. Prop. Adv. Eng. Mater., 449–452 625–628.

[13] Wang, C.T., Gao, N., Wood, R.J.K. ve Langdon, T.G., (2011). "Wear Behavior Of An Aluminum Alloy Processed By Equal-Channel Angular Pressing", J. Mater. Sci., 46:123-130

[14] Korshunov, L.G., Noskova, N.I., Korznikov, A. V., Chernenko, N.L. ve Vil'danova, N.F., (2009). "Effect Of Severe Plastic Deformation On The Microstructure And Tribological Properties Of A Babbit B83", Phys. Met. Metallogr., 108:519–526.

[15] Zhilyaev, A.P., Shakhova, I., Belyakov, A., Kaibyshev, R., ve Langdon, T.G., (2013). "Wear Resistance and Electroconductivity İn Copper Processed By Severe Plastic Deformation", Wear, 305:89–99.

[16] Talachi, A.K., Eizadjou, M., Manesh, H.D. ve Janghorban, K., (2011). "Wear Characteristics of Severely Deformed Aluminum Sheets By Accumulative Roll Bonding (ARB) Process", Mater. Charact., 62:12–21.

[17] Kato, H., Todaka, Y., Umemoto, M., Morisako, K., Hashimoto, M. ve Hagal, M., (2012). "Dry Sliding Wear Properties Of Sub-Microcrystalline Ultra-Low Carbon Steel Produced By High-Pressure Torsion Straining", Mater. Trans., 53:128–132.

[18] Purcek, G., Saray, O., Kul, O., Karaman, I., ve Yapici, G.G., Haouaoui, M. ve Maier, H.J., (2009). "Mechanical and Wear Properties Of Ultrafine-Grained Pure Ti Produced By Multi-Pass Equal-Channel Angular Extrusion", Mater. Sci. Eng. A. 517:97–104.

[19] Zhilyaev, A.P., Shakhova, I., Belyakov, A. , Kaibyshev, R. ve Langdon, T.G., (2014). "Effect of Annealing On Wear Resistance And Electroconductivity Of Copper Processed By High-Pressure Torsion", J. Mater. Sci., 49:2270–2278.

[20] Shangina, D. V., Bochvar, N.R., Morozova, A.I., Belyakov, A.N. , Kaibyshev, R.O. ve Dobatkin, S. V., (2017). "Effect Of Chromium And Zirconium Content On Structure, Strength and Electrical Conductivity of Cu-Cr-Zr Alloys After High Pressure Torsion", Mater. Lett., 199:46–49.

[21] Dobatkin, S. V., Shangina, D. V., Bochvar, N.R., Janeček ve M., (2014). "Effect Of Deformation Schedules And İnitial States On Structure and Properties of Cu-0.18% Zr Alloy After High-Pressure Torsion And Heating", Mater. Sci. Eng. A., 598:288–292.

[22] Caron, R.N., (2001). "Copper Alloys : Properties and Applications", Sci. Technol. 1–4.

[23] Lide, D.R., (1995). CRC Handbook of Chemistry and Physics, 76. Edition, CRC Press., Boca Raton, Florida

[24] Lange, N.A., (1944). Handbook of Chemistry, Fifth Edition., McGraw-Hill Book Co., USA.

[25] Kiraz, E., (2014). Recovery of Copper From Oxide Copper Ore By Flotation and Leaching, Yüksek Lisans Tezi, ODTÜ Maden Mühendisliği Bölümü, Ankara.

[26] Habashi, F., (1997). "Handbook Of Extractive Metallurgy", Handb. Extr. Metall. 2:737–752.

[27] Kökeş H. (2013). Oksitli Bakır Cevherlerinden Hidrometalurjik Yöntemle Bakır Sülfat Kristalleri Üretimi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

[28] Amruthaluri, J., (2007). "The Copper Advantage A Guide To Working With Copper And Copper Alloys", 5-28.

[29] ASM International Handbook Committee, (1990), Properties And Selection: Nonferrous Alloys And Special-Purpose Materials, ASM Met. Handb. 2, The Materials International Company.

[30] Lıu, X., Luo, J. ve Wang, X., (2015). "Surface Quality, Microstructure and Mechanical Properties of Cu–Sn Alloy Plate Prepared By Two-Phase Zone Continuous Casting", Trans. Nonferrous Met. Soc. China., 25:1901–1910.

[31] Kwaśny, W., Nuckowski, P. ve Rdzawski, Z., (2013). "Influence of RCS Process On The Structure and Mechanical Properties of Cusn6 Alloy", Materials Science and Engineering, 62 60–66.

[32] Gungor, J. A., Barmak, K., Rollett, A. D., Cabral, C. ve Harper, J.M.E., (2002). "Cu And Dilute Binary Cu(Ti), Cu(Sn) And Cu(Al) Thin Films: Texture, Grain Growth And Resistivity", MRS Online Proceedings Library, 1–6.

[33] Liu, G.J., Jia, S.S., Hong, S.H., Lim, J.W., Zhu, Y.F., Mimura, K. ve Isshiki, M., (2009) "Corrosion resistance of dilute CuMg alloys at elevated temperature", Corros. Sci., 51:463–468.

[34] Evans, N.B. ve J.T., (1982). "The Yield and Flow Stress of Dilute Cu-Cd and Cu-Mg Alloys", Material Science and Engineering 55:263–274.

[35] Mohamad, A.M., (2011). "Effectiveness of Naphthalene in Grain Refinement of Commercially Pure Aluminum and Zinc Ingot Castings", 29:1545–1553.

[36] Valiev, R.Z., Alexandrov, I. V., Zhu, Y.T. ve Lowe, T.C., (2002). "Paradox of Strength and Ductility in Metals Processed Bysevere Plastic Deformation", J. Mater. Res., 17:5–8.

[37] Al-qawabah, S.M.A. ve Zaid, A.I.O., (2016). "Different Methods for Grain Refinement of Materials", International Journal Of Scientific & Engineering Research, 7:1133–1140.

[38] Casolco, S.R., (2003). "Influence Of Silver On The Mechanical Properties Of Zn-Al Eutectoid Superplastic Alloy", Materials Characterization, 51:63–67.

[39] Yamanaka, K., Mori, M. ve Chiba, A., (2013). "Nanoarchitectured Co – Cr – Mo Orthopedic İmplant Alloys : Nitrogen- Enhanced Nanostructural Evolution and İts Effect On Phase Stability", Acta Biomater, 9:6259–6267.

[40] Valiev, R.Z. ve Langdon, T.G., (2006). "Principles Of Equal-Channel Angular Pressing As A Processing Tool For Grain Refinement", Prog. Mater. Sci, 51:881–981.

[41] Cho, T., Lee, H., Ahn, B. ve Kawasaki, M., (2014). "Microstructural Evolution And Mechanical Properties İn A Zn – Al Eutectoid Alloy Processed By High-Pressure Torsion", Acta Mater., 72:67–79.

[42] Henrique, P., Pereira, R., Figueiredo, R.B., Cetlin, P.R. ve Langdon, T.G., (2015). "An Examination Of The Elastic Distortions Of Anvils İn High-Pressure Torsion", Mater. Sci. Eng. A., 631:201–208.

[43] Valiev, R.Z., Islamgaliev, R.K. ve Alexandrov, I. V., (2000). "Bulk Nanostructured Materials From Severe Plastic Deformation", Prog. Mater. Sci., 45:103–189.

[44] Lee, S.H., Saito, Y., Tsuji, N., Utsunomiya, H. ve Sakai, T., (2002). "Role Of Shear Strain İn Ultragrain Refinement By Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process", Scr. Mater., 46:281–285.

[45] Valiev, R.Z., (2007). "The New Trends İn Fabrication Of Bulk Nanostructured Materials By SPD Processing", J. Mater. Sci., 42:1483–1490.

[46] Smirnova, N.A., Levit, V.I., Pilyugin, V.I., Kuznetsov, R.I., Davydova, L.S. ve Sazonova, V.A., (1986). "Evolutıon Of Structure Of F. C. C. Sıngle Crystals Durıng Strong Plastıc Deformatıon", Phys. Met. Metallogr., 61:127–134.

[47] Hebesberger, T., Stüwe, H.P., Vorhauer, A., Wetscher, F. ve Pippan, R., (2005). "Structure Of Cu Deformed By High Pressure Torsion", Acta Mater., 53:393–402.

[48] Horita, Z., Smith, D.J., Furukawa, M., Nemoto, M. ve Valiev, R.Z. ve Langdon, T.G., (1996). "An İnvestigation Of Grain Boundaries İn Submicrometer-Grained Al-Mg Solid Solution Alloys Using High-Resolution Electron Microscopy", J. Mater. Res., 11.

[49] Stolyarov, V. ve Valiev R., (2002). "Metastable Nanostructured Alloys Processed By Severe Plastic Deformation", Ultrafine Grained Mater. II. Seattle, W 209–218.

[50] Rentenberger, C., Waitz, T. ve Karnthaler, H.P., (2004). "HRTEM Analysis Of Nanostructured Alloys Processed By Severe Plastic Deformation", Scr. Mater., 51:789–794.

[51] Yilmazer, H., Niinomi, M., Nakai, M., Cho, K., Hieda, J., Todaka, Y. ve Miyazaki, T., (2013). "Mechanical Properties Of A Medical B-Type Titanium Alloy With Specific Microstructural Evolution Through High-Pressure Torsion, Mater. Sci. Eng. C, 33:2499–2507.

[52] Azushima, A., Kopp, R., Korhonen, A., Yang, D.Y., Micari, F., Lahoti, G.D., Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N., Rosochowski, A. ve Yanagida, A., (2008). "Severe Plastic Deformation (SPD) Processes For Metals", CIRP Ann. - Manuf. Technol., 57:716–735.

[53] Segal, V.M., (2002). "Severe plastic deformation: Simple Shear Versus Pure Shear", Mater. Sci. Eng. A., 338:331–344.

[54] R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, Y. Zhu, Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation: Ten Years Later, JOM. 68 (2016) 1216–1226.

[55] Saito, Y., Utsunomiya, H., Tsuji, N. ve Sakai, T., (1999). "Novel Ultra-High Straining Process For Bulk Materials—Development Of The Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process", Acta Mater., 47579–583.

[56] Tsuji, N., Saito, Y., Utsunomiya, H. ve Tanigawa, S., (1999). "Ultra-Fine Grained Bulk Steel Produced By Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process", Scr. Mater., 40:795–800.

[57] Khobragade, N., Sikdar, K., Kumar, B., Bera, S. ve Roy, D., (2019) "Mechanical And Electrical Properties Of Copper-Graphene Nanocomposite Fabricated By High Pressure Torsion, J. Alloys Compd. 776:123–132.

[58] Suryanarayana, C., (2001). "Mechanical alloying and milling", Prog. Mater. Sci., 46:1–184.

[59] Langdon, T.G., (2007). "The Principles Of Grain Refinement İn Equal-Channel Angular Pressing", Mater. Sci. Eng. A, 462:3–11.

[60] Alawadhi, M.Y., Sabbaghianrad, S., Huang, Y. ve Langdon, T.G. (2017). "Direct İnfluence Of Recovery Behaviour On Mechanical Properties İn Oxygen-Free Copper Processed Using Different SPD Techniques: HPT and ECAP", J. Mater. Res. Technol., 6(4):369–377

[61] Ivanisenko, Y., Lojkowski, W., Valiev, R.Z. ve Fecht, H.J. (2003). "The Mechanism Of Formation Of Nanostructure And Dissolution Of Cementite İn A Pearlitic Steel During High Pressure Torsion", Acta Mater., 51:5555–5570.

[62] Faleschini, M., Kreuzer, H., Kiener, D. ve Pippan, R., (2007). "Fracture Toughness Investigations Of Tungsten Alloys And SPD Tungsten Alloys", J. Nucl. Mater., 367–370A:800–805.

[63] Edalati, K., Akama, D., Nishio, A., Lee, S., Yonenaga, Y., Cubero-Sesin, J.M. ve Horita, Z., (2014). "Influence Of Dislocation-Solute Atom İnteractions And Stacking Fault Energy On Grain Size Of Single-Phase Alloys After Severe Plastic Deformation Using High-Pressure Torsion", Acta Mater., 69:68–77.

[64] Lee, D.J., Yoon, E.Y., Ahn, D.H., Park, B.H., Park, H.W., Park, L.J., Estrin, Y. ve Kim, H.S., (2014). "Dislocation Density-Based Finite Element Analysis Of Large Strain Deformation Behavior Of Copper Under High-Pressure Torsion, Acta Mater., 76:281–293.

[65] Ivanisenko, Y., Kulagin, R., Fedorov, V., Mazilkin, A., Scherer, T., Baretzky, B. ve Hahn, H. (2016). "High Pressure Torsion Extrusion As A New Severe Plastic Deformation Process", Mater. Sci. Eng. A, 664:247–256.

[66] Zhilyaev, A.P., Nurislamova, G. V., Kim, B.K., Bar, M.D., Szpunar, J.A. ve Langdon, T.G., (2003). "Experimental Parameters İnfluencing Grain Refinement And Microstructural Evolution During High-Pressure Torsion", Acta Mater., 51:753–765.

[67] Das, M., Das, G., Ghosh, M., Wegner, M., Rajnikant, V., GhoshChowdhury, S. ve Pal, T.K., (2012). "Microstructures and mechanical properties of HPT processed 6063 Al alloy", Mater. Sci. Eng. A., 558:525–532.

[68] Huang, Y., Sabbaghianrad, S., Almazrouee, A.I., Al-Fadhalah, K.J., Alhajeri, S.N., Zhang, N.X. ve Langdon, T.G., (2017). "Comparisons of self-annealing behaviour of HPT-processed high purity Cu and a Pb-Sn alloy", J. Mater. Res. Technol., 6(4):390–395.

[69] Ungár, T., Tichy, G., Gubicza, J. ve Hellmig, R.J. (2005). "Correlation between subgrains and coherently scattering domains", Powder Diffr., 20:366–375.

[70] Ungár, T., Gubicza, J., Ribárik, G. ve Borbély, A., (2001). "Crystallite Size Distribution And Dislocation Structure Determined By Diffraction Profile Analysis: Principles and Practical Application To Cubic And Hexagonal Crystals", J. Appl. Crystallogr., 34:298–310.

[71] Ungár, T. ve Tichy, G., (1999). "The Effect Of Dislocation Contrast On X-Ray Line Profiles İn Untextured Polycrystals", Phys. Status Solidi Appl. Res., 171:425–434.

[72] Yilmazer, H., Niinomi M., Nakai M., Cho K., Hieda J., Todaka Y., et al. (2013). "Mechanical Properties Of A Medical Beta-Type Titanium Alloy With Specific Microstructural Evolution Through High-Pressure Torsion", Materıals Scıence & Engıneerıng C-Materıals For Bıologıcal Applıcatıons, 33:2499-2507.

[73] Ribárik, G., Ungár, T. ve Gubicza, J., (2001). "MWP-Fit: A Program For Multiple Whole-Profile Fitting Of Diffraction Peak Profiles By Ab İnitio Theoretical Functions", J. Appl. Crystallogr., 34:669–676.

[74] Yazid, A., Hadj, F., Kawasaki, M., Baudin, T., Bradai, D. ve Langdon, T.G., (2013). "An Examination Of Microstructural Evolution İn A Cu – Ni – Si Alloy Processed By HPT And ECAP", Materials Science & Engineering A, 576:149–155.

[75] Jiang, H., Zhu, Y.T., Butt, D.P, Alexandrov, I. V. ve Lowe, T.C., (2000). "Microstructural Evolution , Microhardness and Thermal Stability Of HPT-Processed Cu",Material Science and Engineering, 290:128–138.

[76] Zhilyaev, A.P., Sergeev, S.N. ve Langdon, T.G., (2014). "Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Microstructure Evolution İn HPT Copper Annealed At A Low Temperature &", Integr. Med. Res., 3:338–343.

[77] Čížek, J., Melikhova, O., Janeček, M., Srba, O., Barnovská, Z., Procházka, I. ve Dobatkin, S., (2011). "Homogeneity Of Ultrafine-Grained Copper Deformed By High-Pressure Torsion Characterized By Positron Annihilation And Microhardness", Scr. Mater.,65:171–174.

[78] Kato, H., Todaka, Y., Umemoto, M., Haga, M. ve Sentoku, E., (2015)." Sliding Wear Behavior Of Sub-Microcrystalline Pure İron Produced By High-Pressure Torsion Straining", Wear., 336–337:58–68.

[79] Gao, N., Wang, C.T., Wood, R.J.K., ve Langdon, T.G., (2012). "Tribological Properties Of Ultrafine-Grained Materials Processed By Severe Plastic Deformation", J. Mater. Sci., 47:4779–4797.

[80] Wang, C.T., Gao, N., Wood, R.J.K. ve Langdon, T.G., (2010). "Wear Behaviour Of Al-1050 Alloy Processed By Severe Plastic Deformation", Materials Science Forum, 667-669:1101-1106.

[81] An, X.H., Wu, S.D., Zhang, Z.F, Figueiredo, R.B., Gao, N. ve Langdon, T.G., (2010). "Evolution Of Microstructural Homogeneity İn Copper Processed By High-Pressure Torsion", Scripta Materialia, 63:560–563.

[82] Tian, Y.Z., Wu, S.D., Zhang, Z.F., Figueiredo, R.B., Gao, N. ve Langdon, T.G., (2011) "Strain Hardening Behavior Of A Two-Phase Cu – Ag Alloy Processed By High-Pressure Torsion", Scripta Materialia, 65 477–480.

[83] Eskandarzade, M., Masoumi, A., Faraji, G., Mohammadpour, M. ve Yan, X.S., (2017). "A New Designed İncremental High Pressure Torsion Process For Producing Long Nanostructured Rod Samples", J. Alloys Compd., 695:1539–1546.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Hasan KÖKLÜ

Doğum Tarihi ve Yeri : 24.09.1993/Karabük

Yabancı Dili : İngilizce

E-posta : kokluhasan@gmail.com

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	**Alan**	**Okul/Üniversite**	**Mezuniyet Yılı**
Y. Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	YTÜ	2019
Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	YTÜ	2015
Lise	Fen Bilimleri	V. Zübeyde Hanım Anadolu Lisesi	2011

İŞ TECRÜBESİ

Yıl	**Firma/Kurum**	**Görevi**
2014	ERDEMİR T.A. Ş	Stayjer Mühendis
2014	KARDEMİR A. Ş	Stayjer Mühendis

YAYINLARI

Bildiri

1. Köklü H., Yilmazer H., Gode C., Dikici B., Todaka Y. ve Göker H., (2017). "High Pressure Torsion Applications on Dilute Copper Alloys", The Third International Iron and Steel Symposium (IISS'17), Karabük, 83-86.

Proje

1. Yüksek Performanslı Nano Taneli Bakır ve Bakır Alaşımlarının Yüksek Basınç Altında Burma Prosesiyle Geliştirilmesi, YÜLAP Araştırma Projesi, 2016-07-02-YL11, Araştırmacı