

T.C.
BOLU ABANT İZZET BAYSAL ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI



SÜPERİLETKEN MALZEMELERDE ÇÖKME TESTİNE
BAĞLI ELASTİSİTE MODÜLÜNÜN TESPİTİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ESRA CİHAN

TEZ DANIŞMANI

Prof. Dr. Murat PAKDİL

İKİNCİ TEZ DANIŞMANI

Prof. Dr. Gürcan YILDIRIM

BOLU, OCAK - 2023

KABUL VE ONAY SAYFASI

Esra CİHAN tarafından hazırlanan “**SÜPERİLETKEN MALZEMELERDE ÇÖKME TESTİNE BAĞLI ELASTİSİTE MODÜLÜNÜN TESPİTİ**” adlı tez çalışması jürimiz tarafından Makine Mühendisliği Anabilim Dalı’nda Yüksek Lisans Tezi olarak oy birliği kabul edilmiştir. 9/01/2023

Jüri Üyeleri

İmza

Danışman
Prof. Dr. Murat PAKDİL
Bolu Abant İzzet Baysal Üniversitesi

.....

Üye
Doç. Dr. Fevzi Çakmak BOLAT
Kocaeli Üniversitesi

.....

Üye
Dr. Öğr. Üyesi Ali MERCAN
Bolu Abant İzzet Baysal Üniversitesi

.....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Onayı

Prof. Dr. İbrahim KÜRTÜL

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Bolu Abant İzzet Baysal Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu bildirir,

aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Teze ilişkin 24/01/2023 tarihinde Turnitin adlı intihal tespit programından enstitü müdürlüğünce belirlenen filtrelemeler uygulanarak alınmış olan benzerlik raporuna göre, tezin benzerlik oranı % 12 olarak tespit edilmiştir.

.....

ESRA CİHAN

ÖZET

SÜPERİLETKEN MALZEMELERDE ÇÖKME TESTİNE BAĞLI ELASTİSİTE MODÜLÜNÜN TESPİTİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ESRA CİHAN

BOLU ABANT İZZET BAYSAL ÜNİVERSİTESİ

LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

(TEZ DANIŞMANI: PROF. DR. MURAT PAKDİL)

(İKİNCİ DANIŞMAN: Prof. Dr. Gürcan YILDIRIM)

BOLU, OCAK - 2023

LXXIII + 73

Bu tezin amacı saf ve demir katkılı olarak üretilen Bi-2223 süperiletken malzemelerinin yük karşısındaki mekanik davranışlarını, sertlik ve elastisite modülü arasındaki ilişkiyi eğilme testi, Vickers sertlik ölçümü ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizleri yaparak deneysel olarak açıklamaktır. Elde edilen deneysel sonuçlar temel matrise demir eklenmesiyle yeni çalıştırılabilir kayma sistemlerinin oluşturulması, çatlakların, çıkıkların ve kusurların hareketine karşı direncin artması nedeniyle mekanik mukavemetin, kritik stresin, sertliğin ve dayanıklılığın güçlendiğini göstermektedir. Üretilen her iki numunede elastisite (Young) modülü, akma dayanımı, sertlik, kayma modülü, rezilyans (elastik enerjiyi geri kazanma yeteneği) değerlerinin yüke bağlı olduğu ve uygulanan yük ile azalması numunelerin tipik çentik boyutu etkisi (ÇBE) sergilediğini göstermektedir. Fakat sayısal sonuçlar bu değerlerin herhangi bir uygulanan yük altında demir katkılı numune için daha yüksek olduğunu göstermektedir. Ayrıca deneysel sonuçlar demir ilavesinin test yüküne hassasiyeti azalttığı sonucunu göstermektedir ve saf numune demir katkılı numuneye göre yükten bağımsız sertlik değeri olan doyunluk (plato) bölgesine daha küçük yükleme değerlerinde hızlıca ulaştığı görülmüştür. Numunelerin mekanik davranış özellikleri deneysel çalışmalara ek olarak 6 farklı teorik yaklaşım Meyer Kanunu (MK), Orantılı Numune Direnci Modeli (ONDM), Modifiyeli Orantılı Numune Direnci Modeli (MONDM), Elastik/Plastik Deformasyon (EPD), Hays Kendall (HK) ve Çentik-Kaynaklı Çatlak (ÇKÇ) ile incelenmiştir.

ANAHTAR KELİMELELER: Bi-2223 seramikler, Demir ilavesinin etkisi, Mekanik özellikler, Eğilme testi, Vickers sertlik, SEM

ABSTRACT

DETECTION OF ELASTICITY MODULUS IN SUPERCONDUCTING MATERIALS BASED ON BENDING TEST

MSC THESIS

ESRA CİHAN

BOLU ABANT İZZET BAYSAL UNIVERSITY

INSTITUTE OF GRADUATE STUDIES

DEPARTMENT OF MECHANICAL ENGINEERING

(SUPERVISOR: PROF. DR. MURAT PAKDİL)

(CO-SUPERVISOR: PROF. DR. Gürcan YILDIRIM)

BOLU, JANUARY 2023

LXXIII + 73

The aim of this thesis is to experimentally explain the mechanical behavior of pure and iron-doped Bi-2223 superconducting materials under load, and the relationship between hardness and modulus of elasticity by using bending test, Vickers hardness measurement and scanning electron microscope (SEM) analysis. Experimental results show that mechanical strength, critical stress, stiffness and durability are strengthened due to the creation of new operable shear systems by adding iron to the basic matrix, increasing resistance to movement of cracks, dislocations and defects. In both samples produced, the elasticity (Young) modulus, yield strength, hardness, shear modulus, resilience (the ability to recover elastic energy) values are dependent on the load, and its decrease with the applied load shows that the samples exhibit Indentation Size Effect (ISE) behavior. However, numerical results show that these values are higher for the iron-doped sample under any applied load. In addition, the experimental results show that the iron addition reduces the sensitivity to the test load, and it has been observed that the pure sample quickly reaches the saturation (plateau) region, which is the hardness value independent of the load, at smaller loading values compared to the iron-added sample. The mechanical behavior properties of the samples in addition to experimental studies were investigated with 6 different theoretical approaches as regards Meyer's Law (ML), proportional sample resistance (PSR), modified proportional sample resistance (MPSR), Elastic-Plastic Deformation (EPD), Hays-Kendall (HK) and Indentation-Induced Cracking (IIC).

KEYWORDS: Bi-2223 ceramics, Effect of iron addition, mechanical properties, bending test, Vickers hardness, SEM

İÇİNDEKİLER

Sayfa

KABUL VE ONAY SAYFASI	i
ETİK BEYAN.....	ii
ÖZET.....	v
ABSTRACT	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ŞEKİL LİSTESİ.....	ix
TABLO LİSTESİ	x
KISALTMA VE SEMBOLLER LİSTESİ	xi
TEŞEKKÜR	xiii
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Süperiletkenliğin Temel Özellikleri	2
1.1.1. Sıfır Direnç	2
1.1.2. Kritik Sıcaklık (T_c)	3
1.1.3. Kritik Manyetik Alan (H_c)	3
1.1.4. Kritik Akım (I_c) ve Kritik Akım Yoğunluğu (J_c).....	4
1.1.5. Meissner-Ochsenfeld Etkisi.....	5
1.1.6. Nüfuz Derinliği	7
1.2. I.ve II. Tip Süperiletkenler	8
2. SÜPERİLETKENLİK TEORİLERİ.....	12
2.1. London Teorisi	12
2.2. Ginzburg-Landau Teorisi	14
2.3. BCS Teorisi	16
3. SÜPERİLETKENLERE AİT KRİSTAL YAPILAR VE KATKILI	
SÜPERİLETKEN MALZEMELER İLE YAPILAN BAZI ÇALIŞMALAR	
18	
3.1. Yüksek Sıcaklık Süperiletkenlerinin (YSS) Özellikleri	18
3.2. YBCO Sisteminin Kristal Yapısı	20
3.3. Bi-Sr-Ca-Cu-O (BSCCO) Bileşiklerinin Kristal Yapıları.....	22
3.3.1. Bi-2201 Süperiletkenleri.....	23
3.3.2. Bi-2212 Süperiletkenleri.....	24
3.3.3. Bi-2223 Süperiletkenleri.....	25
3.4. $La_{2-x}Sr_xCuO_4$ (LSCO) Yapısı	26
3.5. $TlBaCaCuO$ (TBCCO) Sistemi	27
3.6. $HgBaCaCuO$ (HBCCO) Sistemi	29
3.7 Katkılı Süperiletken Malzemeler ile Yapılan Bazı Çalışmalar	30
4. DENEYSEL YÖNTEM	34
4.1 Numunelerin Hazırlanması.....	34

4.2 Deneyisel Ölçümler	35
4.2.1 Eğilme Testi.....	35
4.2.2 Vickers Sertlik Analizi	40
4.2.3 SEM (Taramalı elektron mikroskopu) Ölçümleri	41
5. BULGULAR VE TARTIŞMA	42
5.1 Eğilme Testi Sonuçları	42
5.2 Vickers Mikrosertlik Ölçümleri.....	43
5.3 SEM Ölçümleri.....	51
5.4. Gerçek Vickers Sertlik Sonuçlarının Teorik modellenmesi.....	55
5.4.1 Meyer Yasası	55
5.4.2 Orantılı Numune Direnci Modeli.....	57
5.4.3 Modifiyeli Orantılı Numune Direnci Modeli	59
5.4.4 Elastik/Plastik Deformasyon Modeli	61
5.4.5 Hays–Kendall Yaklaşımı	62
5.4.6 Çentik Kaynaklı Çatlak Model	64
6. SONUÇ VE ÖNERİLER	66
7. KAYNAKLAR.....	Hata! Yer işareti tanımlanmamış.

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1. Metal ve süperiletken malzemelerin sıcaklığa bağlı direnç değişimleri (Ertekin, 2016)	2
Şekil 1.2. Sıcaklığa bağlı kritik manyetik alan değişimi (Nefrow, 2019).....	4
Şekil 1.3. a. Mükemmel iletkenin b. Süperiletkenin manyetizasyonu (Alp, 2016)	6
Şekil 1.4. Manyetik alanının, numune yüzeyindeki mesafe ile değişimi (Kaya, 2020).....	8
Şekil 1.5. a ve b sırasıyla I. tip ve II. tip süperiletken malzemelerin manyetik alandaki davranışlarını c ve d sırasıyla I. tip ve II. tip süperiletken malzemelerin faz diyagramlarını gösterir (Eryılmaz, 2015).	10
Şekil 1.6. İkinci tip süperiletkenlerde görülen karışık hal durumu (Demir, 2014)	11
Şekil 2.1. Süperiletken içine manyetik alanın sızması (Onar, 2017).....	14
Şekil 2.2. Elektron fonon etkileşimi kaynaklı cooper çifti oluşumu (Öz, 2019).....	17
Şekil 3.1. Genel perovskite yapısının şematik gösterimi (Uçar, 2019)	18
Şekil 3.2. Kritik sıcaklığın parametrelere göre değişimi (Aydın, 2014).....	19
Şekil 3.3. YBCO süperiletkeninin kristal yapısı (Çakır, 2015)	21
Şekil 3.4. 1123 K’de Bi ₂ O ₃ -SrO-CaO-CuO sisteminin dörtyüzlü faz diyagramı (İzmirli, 2019)	23
Şekil 3.5. Bi ₂ Sr ₂ CuO ₆ bileşiğinin kristal yapısı (Coşkunyürek, 2013).....	24
Şekil 3.6. Bi ₂ Sr ₂ CaCu ₂ O ₈ bileşiğinin kristal yapısı (Coşkunyürek, 2013)	25
Şekil 3.7. Bi ₂ Sr ₂ Ca ₂ Cu ₃ O ₁₀ bileşiğinin kristal yapısı (Coşkunyürek, 2013).....	26
Şekil 3.8. LSCO bileşiğinin kristal yapısı (Aslan Aydemir, 2018)	27
Şekil 3.9. m = 1 için TlBa ₂ Can-1CunO _{2n+3} (n = 1- 5) kristal yapısı(Aytekin, 2015).....	28
Şekil 3.10. m = 2 için Tl ₂ Ba ₂ Can-1CunO _{2n+4} (n = 1- 3) kristal yapısı (Aytekin, 2015).....	29
Şekil 3.11. a. Hg-1201 b. Hg-1212 c. Hg-1223 fazlarının birim hücreleri (Gündoğmuş, 2013).....	30
Şekil 4.1. a) Agat havan b) Malzemelerin üretiminde kullanılan kimyasal tozlar.....	35
Şekil 4.2. XR 205SM-DR Precisa marka hassas terazi	35
Şekil 4.3. a) Vickers mikrosertlik ölçümlerinde kullanılan elmas piramit uç, b) Malzeme yüzeyinde meydana gelen çentik izi (Nefrow, 2019).....	40
Şekil 5.1. H _v -F grafiği.....	45
Şekil 5.2. a) Saf numune için üstten SEM görüntüsü(x20000) b) Saf numune için kırılmış yüzey SEM görüntüsü (x15000).....	53
Şekil 5.3. a) Fe katkılı numune için üstten SEM görüntüsü(x20000) b) Fe katkılı numune için kırılmış yüzey SEM görüntüsü (x15000)	53
Şekil 5.4. LnF-Lnd grafiği	56
Şekil 5.5. F/d-d grafiği	58
Şekil 5.6. F-d grafiği	60
Şekil 5.7. F ^{1/2} -d _p grafiği	61
Şekil 5.8. F-d ² değişim grafiği	63
Şekil 5.9. ln(H _v)- ln(F ^{5/3} /d ³) ^m grafiği	66

TABLO LİSTESİ

Sayfa

Tablo 1.1. Bazı bileşik ve elementlerin kritik geçiş sıcaklıkları (Kaya 2020) ...	3
Tablo 5.1. Saf numunenin uygulanan yüke bağlı çökme miktarları ve elastisite modülü.....	42
Tablo 5.2. Demir katkılı numunenin uygulanan yüke bağlı çökme miktarları ve elastisite modülü.....	42
Tablo 5.3. Saf ve Fe katkılı numuneler için ölçüm sonuçları I	46
Tablo 5.4. Saf ve Fe katkılı numuneler için ölçüm sonuçları II.....	57
Tablo 5.5. Saf ve Fe katkılı numuneler için ölçüm sonuçları III.....	58



KISALTMA VE SEMBOLLER LİSTESİ

B	: Kırılma İndeksi
$\vec{B}$	: Manyetik Akım Yoğunluğu
BCS	: Bardeen, Cooper, Shrieffer baş harfleri
C₁₁	: Elastik Sertlik Katsayısı
ÇBE	: Tipik Çentik Boyut Etkisi
ÇKÇ	: Çentik-Kaynaklı Çatlak
D	: Süneklik
E	: Elastisite modülü
e	: Elektron yükü
EPD	: Elastik/Plastik Deformasyon
F_n($\vec{r}$)	: Normal durumdaki enerji yoğunluğu
F_s($\vec{r}$)	: Serbest durumdaki enerji yoğunluğu
G	: Kayma Modülü
H	: Manyetik Alan
H_c	: Kritik Manyetik Alan
H_{c1}	: Kritik manyetik alan I
H_{c2}	: Kritik manyetik alan II
HK	: Hays Kendall
H_v	: Malzemenin mikrosertlik değeri
I	: Atalet momenti
I_c	: Kritik Akım
J_c	: Kritik Akım Yoğunluğu
J_s	: Perdeleyici akımların meydana getirdiği akım yoğunluğu
J_t	: İletim akımlarının meydana getirdiği akım yoğunluğu
k	: Malzemenin süperiletken tipi
K_{IC}	: Kırılma Tokluğu
M	: Manyetizasyon (Mıknatıslanma)
m	: Elektron kütlesi
MK	: Meyer Kanunu
MONDM	: Modifiyeli Orantılı Numune Direnci Modeli

n	: Meyer sayısı
N_ℓ	: CuO ₂ katmanlarının sayısı
n_n	: Normal elektron yoğunluğu
n_s	: Süperelektron yoğunluğu
ONDM	: Orantılı Numune Direnci Modeli
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
T_c	: Kritik geçiş sıcaklığı
TÇBE	: Ters Çentik Boyut Etkisi
Y	: Akma Dayanımı
y	: Çökme miktarı
YSS	: Yüksek Sıcaklık Süperiletkenleri
U_r	: Rezilyans
α	: Yüzey enerji parametresi
β	: Yükten bağımsız mikrosertlik sabiti
δ	: Deformasyon
ϵ_m	: Maksimum birim şekil değiştirme
ϵ_x	: x ekseninde birim şekil değiştirme
v_s	: Süperiletken Hızı
λ	: Nüfuz derinliği
λ_0	: 0 K sıcaklığındaki nüfuz derinliğini
μ_0	: Boşluğun Manyetik Geçirgenlik Katsayısı
ρ	: Eğrilik yarıçapı
σ_m	: Maksimum gerilme değeri
σ_x	: x eksenine göre gerilme değeri
δ	: Deformasyon
ξ	: Eşyuyum uzunluğuna
χ	: Manyetik alınganlık değeri

TEŞEKKÜR

Lisans ve yüksek lisans eğitim hayatım boyunca bana kattıklarıyla gelişimimi sağlayan, tez çalışmamın her aşamasında engin bilgi ve birikimleriyle desteklerini esirgemeyen, motivasyonumu yüksek tutmamda başrol olan saygıdeğer hocalarım Prof. Dr. Murat PAKDİL ve Prof. Dr. Gürcan YILDIRIM'a teşekkürü borç bilirim.

Tezim süresince bana teknik destek sağlayan ve motive eden değerli hocalarım Dr. Öğr. Üyesi Ali MERCAN ve Arş. Gör. Bahadır AKKURT'a ayrı ayrı teşekkürlerimi sunarım.

Beni yetiştirip bugünlere getiren canım babam İlhan AKBAŞ ve canım annem RABİA ÖZFİDAN'a teşekkürlerimi sunarım.

Hayat arkadaşım, eşim Canberk CİHAN'a ve kardeşlerim Eda AKBAŞ, Ayşe Gül AKBAŞ, Semanur AKBAŞ'a teşekkür ederim.

Esra CİHAN

1. GİRİŞ

Bir metalin saflığına bağlı olarak, elektrik akımı metal bir malzemenin üzerinden geçtiğinde elektronların hareketine karşı malzeme direnç gösterir. Süperiletken malzemelerde ise süperiletkenliğin oluşması için uygun şartlar sağlandığında elektronlar ölçülemeyecek kadar küçük bir dirençle karşılaşırlar. Bu sayede dirençten kaynaklı kayıplar ortadan kalkmış olur (Atilla, 2020).

Bu malzemelerin keşfi Heike Kamerlingh Onnes tarafından gerçekleştirilmiştir. Keşiften itibaren bilim insanları oda sıcaklığında süperiletken özellik gösteren bir malzeme bulmak için çalışmalar yapmaktadırlar (Atilla, 2020). Onnes malzemelerin düşük sıcaklıklarda elektriksel özelliklerini belirlemek için Hg ile yaptığı deney esnasında 4,2 K sıcaklığının altına inildiğinde direncin ortadan kalktığını gözlemlemiştir (Körpe, 2019). 1933 yılında Meissner ve Ochsenfeld yaptığı çalışmalar sonucunda belli bir değerin altında süperiletken malzemelerin manyetik alanları dışarlayarak mükemmel bir diamanyetizma özellik sergilediklerini bulmuşlardır (Gök, 2020). 1935 yılında London kardeşler tarafından Meissner etkisi ve sıfır direnç kavramları Maxwell denklemlerinden yararlanılarak başarılı bir şekilde ifade edilmiştir. 1957 yılında John Bardeen, Leon Neil Cooper ve Robert Schriffer tarafından elektron-fonon etkileşimi sonucu ortaya çıkan Cooper çiftinden yararlanılarak mikroskobik ölçekte süperiletkenliği açıklayan BCS teorisi ortaya konmuştur (Aktaş, 2019). 1986 yılına kadar keşfedilen süperiletken malzemelerden en yüksek kritik sıcaklığa sahip bileşik 23,4 K ile Nb₃Ge idi. 1986 yılında George Bednorz ve Karl Alex Müller'in buluşları ile düşük sıcaklık süperiletkenlerinden farklı bir tür olan yüksek sıcaklık süperiletkenleri bulunmuş oldu. Bu süperiletken 30 K kritik sıcaklığa sahip bakır okside dayalı La-Ba-Cu-O seramik malzemesidir. 1987 yılında Cava ve arkadaşları Ba yerine Sr koyarak kritik sıcaklığı 36 K değerine yükseltmeyi başardılar. Aynı yıl içerisinde La yerine Y konularak 93 K kritik sıcaklığa sahip YBCO bileşiği bulunmuş oldu. Bu buluş ile sıvı azotun kaynama noktası olan 77 K değerinin üzerinde bir süperiletken malzeme bulunduğu için süperiletkenlik tarihinde önemli keşiflerden biridir (Körpe, 2019). Belli bir basınçta civa tabanlı bakır oksit bileşiği için Hg_{0.8}Tl_{0.2}Ba₂Ca₂Cu₃O_{8+δ} 135 K sıcaklıkta süperiletkenlik bulundu (Nefrow, 2019).

1.1. Süperiletkenlerin Temel Özellikleri

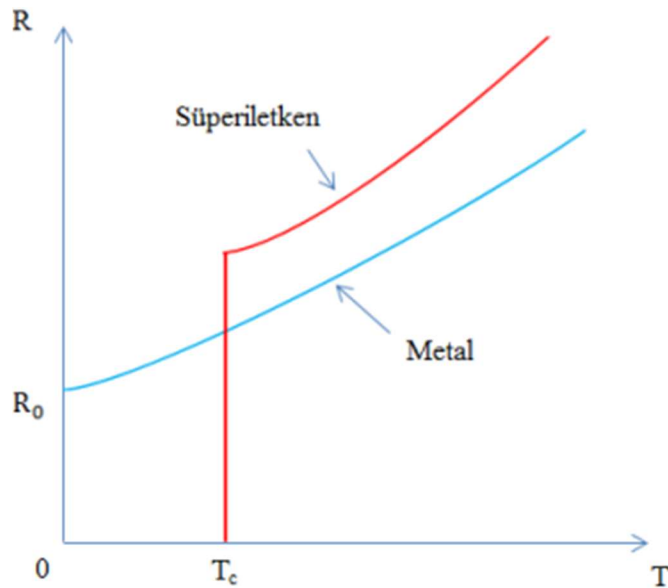
1.1.1. Sıfır Direnç

Çok iyi iletkenler olarak bilinen metal atomlarının yapı kusurları, safsızlıkları ve termal titreşimleri direncin oluşmasına neden olur. Direnç yüzünden akım iletilirken kayıplar meydana gelir. Oluşan bu direnç aşağıdaki gibi ifade edilir (Ertekin, 2016).

$$R = R_0 + R_i \quad (1.1)$$

Burada R_i iletim direncini, R_0 artık direnci ifade eder. Yüksek sıcaklıklarda R doğrusal olarak değişirken, düşük sıcaklıklarda artık direnç değerine eşit olur (Ertekin, 2016).

Süperiletken malzemelerde ise süperiletkenliğe geçmesi için uygun şartlar sağlandığında süperiletken malzemenin elektriksel direnci sıfıra düşer. Bu özellik, süperiletken fazındaki kapalı bir devreye küçük bir akım uygulandığında iki buçuk yıl geçtikten sonra kaybın belirlenemeyecek kadar küçük olmasıyla fark edilmiştir. Bu özellik sayesinde süperiletken malzemeler kendilerine birçok uygulama alanı edinmişlerdir (Atilla, 2020).



Şekil 1.1. Metal ve süperiletken malzemelerin sıcaklığa bağlı direnç değişimleri (Ertekin, 2016)

1.1.2. Kritik Sıcaklık (T_c)

Süperiletken malzemeler, sıcaklıkları belli değerin altına düştüğünde elektriksel direnç ile karşılaşmazlar ve bu sıcaklık değeri kritik sıcaklık (T_c) olarak ifade edilir. Her süperiletken malzemenin kendine özgü bir kritik sıcaklık değeri vardır (Kara, 2021).

Tablo 1.1. Bazı süperiletken malzemelerin kritik geçiş sıcaklıkları (Kaya, 2020)

Bileşik	T_c (K)	Element	T_c (K)
Nb ₃ Al	17,50	Zr	0,61
Nb ₃ Ge	23,20	Al	1,20
BSCCO(Bi-2234)	104,00	Th	1,38
MgB ₂	39,00	La	4,88
FeSe	65,00	Hg	4,15
NaFeAs	20,00	Sn	3,72
GdBCO	91,00	Be	0,03
LaB ₆	0,45	Mo	0,92
Nb ₃ Al	17,50	Cr	3,00

Yukarıdaki tablo incelendiğinde kritik sıcaklık değerinin malzemeden malzemeye farklılık gösterdiği görülmektedir. Çoğunlukla elementlerin kritik sıcaklığının bileşik halindeki süperiletken malzemelerden daha düşük olduğu söylenebilir. Süperiletken malzemelerin kritik sıcaklıkları ne kadar yüksek olursa maliyetin düşmesinden kaynaklı kullanımı daha yaygın olmaktadır.

1.1.3. Kritik Manyetik Alan (H_c)

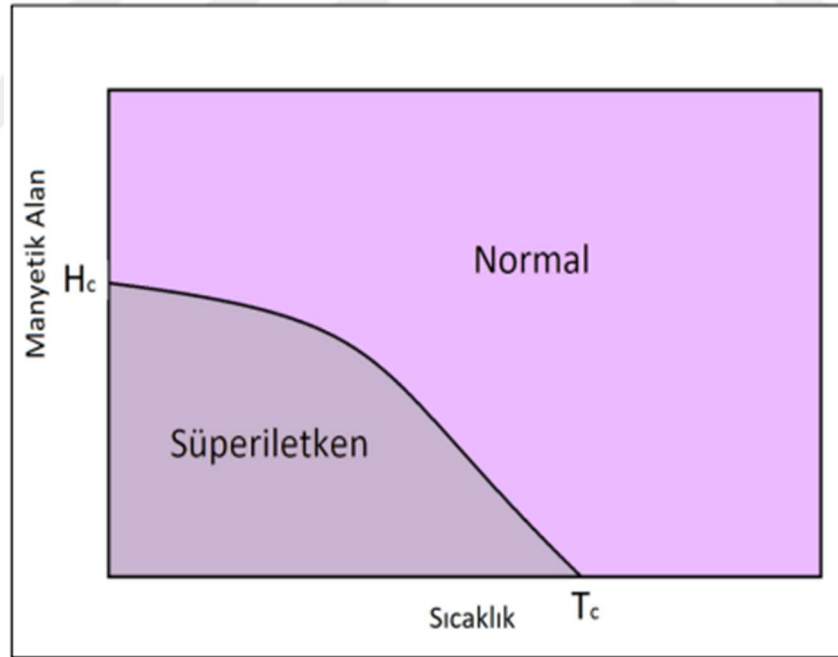
Süperiletken bir malzemenin süperiletkenliğinin devam etmesi için sıcaklığının kritik sıcaklıktan düşük olmasının yanı sıra manyetik alanın da belirli bir değerden daha düşük olması gerekmektedir. Malzemenin bu manyetik alan

değerine kritik manyetik alan denir ve H_c ile ifade edilir. Kritik manyetik alan malzemeye göre değişiklik göstermektedir (Körpe, 2019).

Bu alan sıcaklığa bağlı olarak değişir ve sıcaklıkla olan ilişkisi aşağıdaki eşitlik ile gösterilebilir.

$$H_c(T) = H_c(0) \left[1 - \left(\frac{T}{T_c} \right)^2 \right] \quad (1.2)$$

Burada $H_c(0)$ değeri mutlak sıcaklıktaki manyetik alan değerini ifade etmektedir. Denklemi inceleyecek olursak H_c değeri sıcaklığa bağlı bir fonksiyon olarak ifade edildiği söylenebilir. Sıcaklık kritik sıcaklık değerine yaklaştıkça H_c azalarak 0'a doğru yaklaştığı görülmektedir. Sıcaklık T_c değerine eşit olduğunda H_c değeri de 0'a eşit olur. Böylelikle dış manyetik alan malzemeye nüfus eder ve süperiletkenlik bozulur (Nefrow, 2019).



Şekil 1.2. Sıcaklığa bağlı kritik manyetik alan değişimi (Nefrow, 2019)

1.1.4. Kritik Akım (I_c) ve Kritik Akım Yoğunluğu (J_c)

Süperiletken malzemeler belli bir akım değerine kadar akımı kayıpsız bir şekilde taşıyabilirler. Bu akım değeri aşıldığında süperiletkenlik bozulur ve

malzemede elektriksel direnç yeniden oluşur. Kayıpsız olarak akımın taşınması için aşılması gereken kritik akım değeri I_c ile gösterilir.

Kritik akım yoğunluğu ise kritik akım değerinin birim kesit alanına oranıdır ve J_c ile gösterilir. Yarıçapı r olan silindirik bir süperiletken malzeme için J_c değeri aşağıdaki gibi ifade edilir (Gök, 2020).

$$J_c = \frac{2H_c}{\mu_0 r} \quad (1.3)$$

H_c değeri kritik manyetik alanı temsil etmektedir (Gök, 2020).

Süperiletken numune için akım yoğunluğunu (J) incelersek;

$$J = J_t + J_s \quad (1.4)$$

Burada J_t iletim akımlarının meydana getirdiği akım yoğunluğunu J_s ise perdeleyici akımların meydana getirdiği akım yoğunluğunu ifade eder. Perdeleme akımları dış manyetik alanın numunenin içine girmesini engelleyen akımlardır (Karaahmet, 2017).

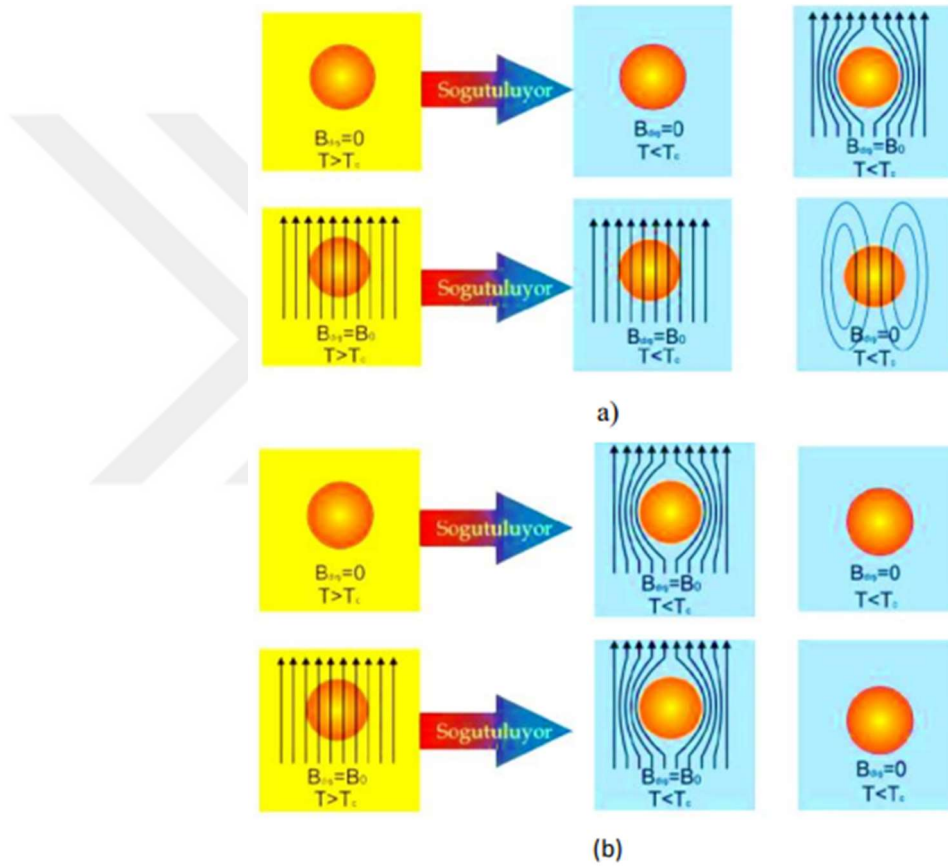
Süperiletken malzemeye etki eden akım yoğunluğu kritik akım yoğunluğuna eşit olduğunda, manyetik alan da kritik manyetik alana eşit olur. Yani bu iki terim birbirleriyle ilişkilidir. Eğer süperiletken malzeme dış manyetik alana maruz değilse yani sadece iletim akımının oluşturduğu manyetik alan varsa kritik akım değeri, kritik manyetik alanı oluşturan akım olur (Arebat vd., 2018).

1.1.5. Meissner-Ochsenfeld Etkisi

Süperiletken malzemeler maruz kaldıkları manyetik alanı dışarılayarak mükemmel bir diamanyetizma özelliği sergilerler. 1933 senesinde süperiletkenlerin sergilediği bu özellik Meissner ve Ochsenfeld'in yaptığı çalışmalar sonucu bulunmuştur ve Meissner-Ochsenfeld etkisi olarak adlandırılmıştır (Kapucu, 2014).

Kapalı halka şeklinde mükemmel bir iletken düşünersek iletkenin direnci sıfır olduğundan dolayı içerisindeki manyetik akıda bir değişim gözlemlenmez. Bu iletken soğutulup daha sonra manyetik alana maruz kaldığında, manyetik alan malzemeye etki edemez. Fakat iletken önce manyetik alana maruz kalıp daha sonra

soğutma işleminden geçtiğinde manyetik alanı dışarlayamaz ve iletkenin içerisinde bulunan bir miktar akı tuzaklanır. Kapalı halka şeklinde bir süperiletken düşünürsek ve mükemmel iletkene uyguladığımız birinci işlemi süperiletken malzemeye uygularsak yani malzemeyi önce soğutup sonra manyetik alana maruz bırakırsak süperiletken malzeme mükemmel iletken olduğu gibi manyetik alanın malzeme içerisine nüfuz etmesine izin vermez. Fakat ikinci işlemi uyguladığımızda mükemmel iletken farklı olarak içerisindeki manyetik akıyı dışarlar (Çiçek, 2014).



Şekil 1.3. a. Mükemmel iletkenin b. Süperiletkenin manyetizasyonu (Alp, 2016)

Manyetik akının dışarlanması perdeleme akımlarının (shielding currents) etkisi ile gerçekleşir. Perdeleme akımları uygulanan manyetik alana eşit ve zıt yönde alan meydana getirerek pozitif bir manyetik alanın etkisinde olan bir süperiletkenin negatif mıknatıslanma üretmesine neden olur (Kabaer, 2015).

Manyetik alan hesaplamaları aşağıdaki şekilde yapılır.

$$\vec{B} = \mu_0 (\vec{M} + \vec{H}) \quad (1.5)$$

Süperiletken malzemelerde $\vec{B} = 0$ olur.

$\mu_0 \neq 0$ olduğu için;

$$(\vec{M} + \vec{H}) = 0$$

$$\vec{M} = -\vec{H} \quad (1.6)$$

olur. Süperiletken malzemenin manyetik alınganlık değeri -1'dir.

$$\chi = \frac{dM}{dH} = -1 \quad (1.7)$$

1.1.6. Nüfuz Derinliği

Süperiletken malzeme manyetik alan içerisine bırakıldığında meissner etkisiyle manyetik alanı dışarlamaktadır. Fakat bu durum birden gerçekleşmez. Malzeme yüzeyinde oluşan vortex akımları sebebiyle manyetik akı üstel fonksiyonla azalış gösterir. Vortex akımları malzeme içerisine zamanla nüfuz ederek B alanı oluşturacak şekilde sonsuz kalınlıkta akarlar (Akkurt, 2016).

B alanı denklem 1.8 ile hesaplanabilir.

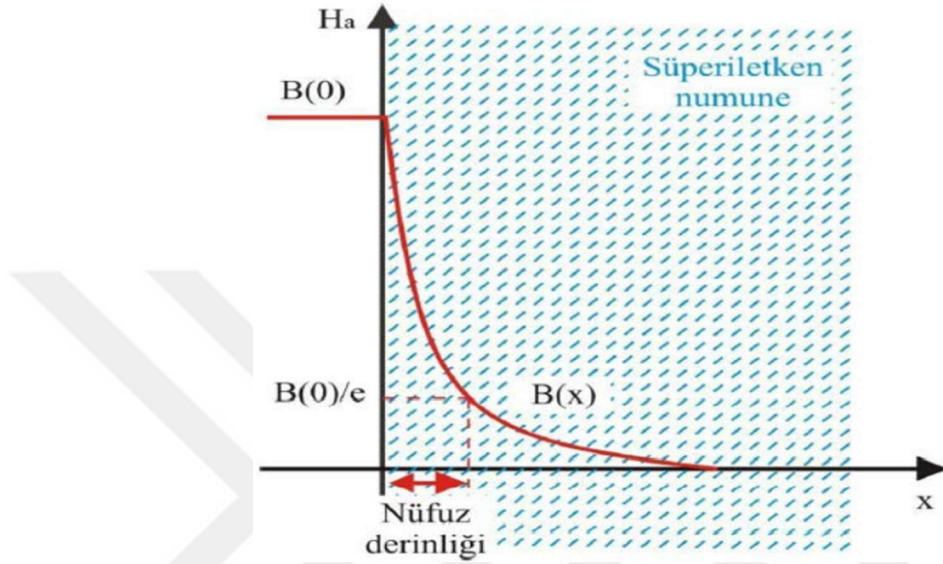
$$B(x) = B_0 e^{\frac{-x}{\lambda}} \quad (1.8)$$

B_0 tam yüzeydeki alanı x yüzeyden olan uzaklığı λ nüfuz derinliğini göstermektedir(Akkurt, 2016).

Nüfuz derinliği London kardeşler tarafından bulunmuştur ve London denklemleri ile açıklanabilmektedir. Nüfuz derinliği sıcaklığın bir fonksiyonudur ve 1.9 denklemi ile hesaplanabilir (Kaya, 2020).

$$\lambda(T) = \lambda_0 \left[1 - \left(\frac{T}{T_c} \right)^2 \right]^{\frac{-1}{2}} \quad (1.9)$$

Burada λ_0 0 K sıcaklığındaki nüfuz derinliğini, λ nüfuz derinliğini T_c kritik geçiş sıcaklığını göstermektedir (Kaya, 2020).



Şekil 1.4. Manyetik alanının, numune yüzeyindeki mesafe ile değişimi (Kaya, 2020)

Şekil incelendiğinde manyetik akının üstel bir şekilde azaldığı görülür (Kaya, 2020). Ayrıca x ekseninin sol tarafında manyetik akının B_0 değerinde sabit olduğu görülmektedir (Akkurt, 2016).

1.2. I.ve II. Tip Süperiletken Malzemeler

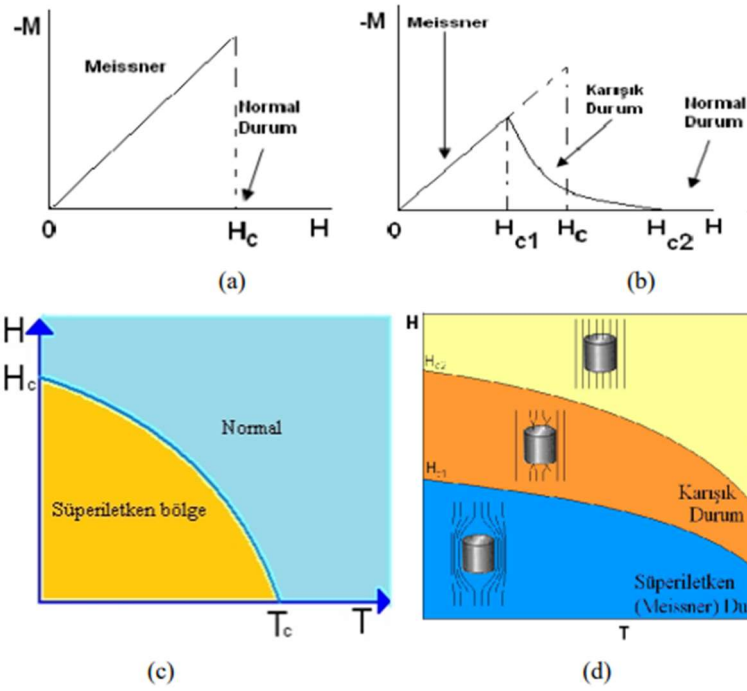
1950 yılına kadar tek çeşit olduğu düşünülen süperiletkenler Ginzburg-Landau ve Abrikosov tarafından manyetik alanda sergiledikleri davranışlara bakılarak iki kategoriye ayrılmıştır (Alp, 2016). I. tip süperiletkenler saf metaller veya elementlerden oluşurken II. tip süperiletkenler alaşım ve bileşiklerden oluşmaktadır. I. ve II. tip süperiletkenler süperiletkenlik mekanizması açısından herhangi bir fark gözlemlenmezken Meissner etkisi bakımından farklılık göstermektedirler (Eryılmaz, 2015).

I. tip süperiletkenlerin H_c değerleri düşük olduğundan dolayı kolayca normal duruma geçerler ve bu yüzden yumuşak (soft) süperiletkenler olarak da adlandırılırlar. II. tip süperiletkenler ise nispeten yüksek H_c değerine sahip olduğundan normal duruma daha yavaş geçerler ve bu yüzden sert (hard) süperiletkenler olarak da bilinirler (Yıldıran, 2017).

I. tip süperiletkenlerde H_c ile gösterilen tek bir kritik manyetik alan değeri vardır. Uygulanan manyetik alan H_c değerinin üzerine çıktığında süperiletkenlik bozulur meissner etkisi ortadan kalkar ve malzeme normal duruma geçer. I. tip süperiletkenler ilk keşfedilen süperiletkenlerdir. Daha sonra II. tip süperiletkenler keşfedilmiştir (Gök, 2020).

II. tip süperiletken malzemeler alt kritik manyetik alan (H_{c1}) ve üst kritik manyetik alan (H_{c2}) olmak üzere iki farklı kritik manyetik alan değerine sahiptirler. II. tip süperiletkenin maruz kaldığı manyetik alan H_{c1} değerinin altındaysa I. tip süperiletken gibi manyetik alanı tamamıyla dışarlar. Manyetik alan H_{c1} ile H_{c2} arasındaysa manyetik alanı kısmi olarak dışarlar. Maruz kaldığı manyetik alan tamamıyla süperiletkenin içine nüfuz etmediği için süperiletkenlik korunmuş olur. Alan H_{c2} değerine geldiğinde süperiletkenlik bozulur ve malzeme normal duruma geçer (Coşkun, 2017).

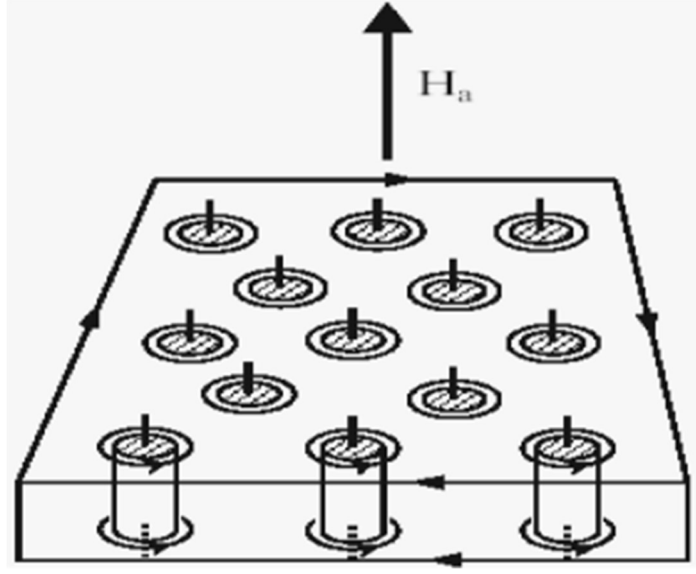
II. tip süperiletkenlerde görülen kısmi dışarlamanın nedeni süperiletkenlerin uyum uzunlukları ile cooper çifti boyutlarının oranlarının farklılık göstermesidir (Atilla, 2020).



Şekil 1.5. a ve b sırasıyla I. tip ve II. tip süperiletken malzemelerin manyetik alandaki davranışlarını c ve d sırasıyla I. tip ve II. tip süperiletken malzemelerin faz diyagramlarını gösterir (Eryılmaz, 2015).

II. tip süperiletkenlerde görülen karışık hal durumunda manyetik alan akı girdapları halinde malzemeye nüfuz eder. Girdaplar normal iletken durumunda bulunurken girdapların çevresi süperiletken yapısını korur. Akı girdapları silindirik bölgeler halindedir (Çaha, 2013).

Silindirik bölgedeki girdap akımları çevresindeki diğer silindirik bölgelerdeki girdap akımları tarafından üretilen manyetik alan ile etkileşim halinde olduğundan yerleşimleri belli bir periyodik hegzagonal (altıgen) düzen içerisinde (Demir, 2014).



Şekil 1.6. İkinci tip süperiletkenlerde görülen karışık hal durumu (Demir, 2014)

2. SÜPERİLETKENLİK TEORİLERİ

2.1. London Teorisi

1935 yılında London kardeşler tarafından Maxwell denklemleri kullanılarak süperiletkenliğin elektrodinamik özelliklerinin açıklandığı ilk teoridir. Meissner olayı ve sıfır direnç kavramları London teorisinin iki denklemi ile açıklanmıştır (Öz, 2019). Bu teori klasik yüklü bir sıvının herhangi bir engelle karşılaşmadan girdapsız olarak akmasıyla ortaya çıkmaya başlamıştır (Akkurt, 2016).

London teorisine göre n_s (süperelektron yoğunluğu) ve n_n (normal elektron yoğunluğu) olarak adlandırılan iki elektron grubu süperiletken malzemede birlikte bulunur. O halde süperiletken malzemedeki toplam elektron yoğunluğu $n = n_s + n_n$ olur. Normal elektronların olduğu grup direnç gösterirken süperelektronların olduğu grup direnç göstermez ve bu iki elektron grubunun oranı sıcaklıkla değişim gösterir. Süperiletkenin sıcaklığı kritik sıcaklığa yaklaştıkça n_s sıfıra yaklaşır, kritik sıcaklıkta n_s sıfır olur. Sıcaklık mutlak sıfıra yaklaştıkça da tersi gözlemlenir. Kritik sıcaklığın altındaki sıcaklık değerinde herhangi bir dirençle karşılaşılmadığından dolayı bütün akım süperelektronlar aracılığıyla iletilmektedir (Ekizer (Erkuş), 2013).

Süperiletken malzemenin hareket denklemi;

$$m \frac{d\vec{v}_s}{dt} = -e\vec{E} \quad (2.1)$$

m elektron kütlesi e elektron yükü v_s süperiletken hızıdır.

Elektronların meydana getirdiği akımın yoğunluğu;

$$\vec{J}_s = -n_s e \vec{v}_s \quad (2.2)$$

Bu iki denklemin birlikte çözümüyle I. London denklemi elde edilir.

I. London denklemi;

$$\vec{E} = \frac{m}{n_s e^2} \frac{d\vec{J}_s}{dt} \quad (2.3)$$

Denklem 2.3 'e Maxwell ($\vec{\nabla} \times \vec{E} = -\frac{1}{c} \frac{\delta \vec{B}}{\delta t}$) denklemi uygulanıp düzenlendiğinde

$$\frac{\partial}{\partial t} \left[\vec{\nabla} \times \vec{J}_s + \frac{n_s e^2}{m} \vec{B} \right] = 0 \quad (2.4)$$

Denklemi elde edilir. Denklem 2.4'ten de II. London denklemi elde edilir.

II. London denklemi;

$$\vec{\nabla} \times \vec{J}_s = \frac{n_s e^2}{m} \vec{B} \quad (2.5)$$

London teorisinden aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

Süperiletken malzemedeki manyetik akının bir kısmı malzemenin dışarısına çıkabilirken diğer kısmı malzeme yüzeyine yakın alanda London nüfus derinliği olarak tarif edilen bölgede bulunur.

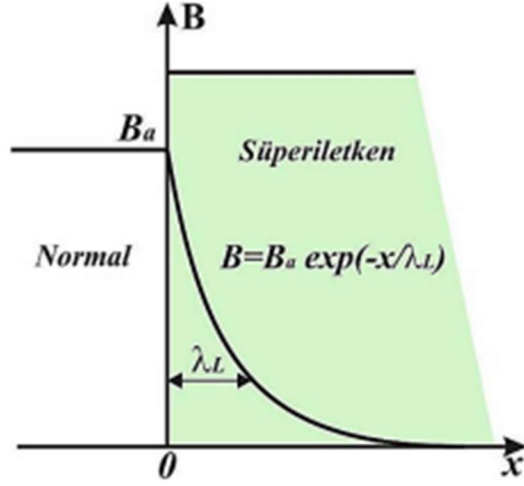
Nüfus derinliği λ sıcaklığa bağlı bir ifadedir (Akkurt, 2016).

$$\lambda(T) = \lambda_0 \left[1 - \left(\frac{T}{T_c} \right)^2 \right]^{-\frac{1}{2}} \quad (2.6)$$

$$\lambda_0 = \sqrt{\frac{m}{\mu_0 n_s e^2}} \quad (2.7)$$

Bu teoriden ortaya çıkan diğer önemli sonuç süperiletken malzemedeki manyetik akıyı ortadan kaldıran yüzey akımlarıdır (Akkurt, 2016).

Bu teori süperiletkenlerin normal ve süperiletken durumları arasında kalan kısmında ara yüzey enerjisini pozitif olarak ifade ettiğinden dolayı I. Tip süperiletkenlerin davranışlarını açıklayabilirken II. Tip süperiletkenlerinin davranışını açıklamada başarısız olur (Akkurt, 2016).



Şekil 2.1. Süperiletken içine manyetik alanın sızması (Onar, 2017)

2.2. Ginzburg-Landau Teorisi

II. tip süperiletkenler H_{c1} ile H_{c2} arasında bir manyetik alana maruz kaldığında süperiletken ve normal bölgenin bir arada bulunduğu ara bir durum oluşur. London teorisi oluşan bu ara durum için geçerli değildir (Güler, 2021). İlaveten, süperiletkenlik dış manyetik alanlardan kaynaklı ortadan kalktığına da London teorisi geçerliliğini yitirmektedir (Kouachi, 2020). London teorisinin alternatifi olan Ginzburg-Landau teorisi 1950 yılında bulunmuş ilk kuantum mekaniksel yaklaşımdır (Akkurt, 2016). Ginzburg ve Landau teorilerinde süperiletkenliği düzen değişkeniyle ifade etmeye çalışmışlardır. Süperelektron yoğunluğu n_s ve etkin dalga fonksiyonu $\Psi(r)$ olmak üzere enerji yoğunluğu denklemi;

$$|\Psi(r)|^2 = \frac{n_s}{2} \quad (2.8)$$

şeklinde gösterilir. Manyetik alana maruz kalan homojen süperiletkenin serbest enerjisinin $|\Psi|^2$ cinsinden ifadesi;

$$F_s(\vec{r}) = F_n(\vec{r}) - \alpha|\Psi|^2 + \frac{\beta}{2}|\Psi|^4 + \frac{1}{2m}\left(-i\hbar\vec{\nabla} - \frac{q\vec{A}}{c}\right)\Psi^2 - \int_0^{B_a} \vec{M}d\vec{B}_a \quad (2.9)$$

şeklinde gösterilir. Bu denklemde $F_s(\vec{r})$ serbest durumdaki enerji yoğunluğunu $F_n(\vec{r})$ normal durumdaki enerji yoğunluğunu ifade eder. G-L denklemi serbest enerji Ψ düzen parametresine göre sadeleştirildiğinde;

$$-\alpha\Psi + \beta|\Psi|^2\Psi + \frac{1}{2m}\left(-i\hbar\vec{\nabla} - \frac{q\vec{A}}{c}\right)^2\Psi = 0 \quad (2.10)$$

ifadesine ulaşılır. Ginzburg-Landau'nun ikinci denklemi, A vektör potansiyeline sadeleştirildiğinde;

$$J_s(\vec{r}) = -\frac{iq\hbar}{2m}(\Psi^*\nabla\Psi - \Psi\nabla\Psi^*) - \frac{q^2}{mc}\Psi^*\Psi\vec{A} \quad (2.11)$$

ifadesine ulaşılır. Birinci denklemde $\beta|\Psi|^2 \ll \alpha$ ve $\vec{A} = 0$ kabulleri yapıp çözüm gerçekleştirildiğinde;

$$\exp\left(ix/\sqrt{\hbar^2/2m\alpha}\right) \text{ ifadesine ulaşılır (Öz, 2019).}$$

Süperiletken malzeme bir manyetik alan içerisinden geçerken belli bir referans noktasına göre meydana gelen manyetik alanda elektron yoğunluğunun değişmeden ilerlediği uzunluk eşuyum uzunluğu (koherans) olarak tarif edilir (Akkurt, 2016).

Süperiletken malzemenin hangi tip süperiletken grubuna dahil olduğu G-L teorisinde nüfuz derinliği(λ) eşuyum uzunluğuna(ξ) oranlanarak bulunur.

G-L nüfuz derinliği denklemi;

$$\lambda = \sqrt{\frac{m}{4\mu_0 e^2 \Psi_0^2}} \quad (2.12)$$

G-L eşuyum uzunluğu denklemi;

$$\xi = \sqrt{\frac{\hbar^2}{2m|\alpha|}} \quad (2.13)$$

G-L parametresi nüfuz derinliğinin eşuyum uzunluğuna bölünmesiyle bulunur ve κ sembolüyle gösterilir.

$$\kappa = \frac{\lambda}{\xi} \quad (2.14)$$

κ değeri malzemenin hangi tip süperiletken olduğunu belirtir. $\kappa < \frac{1}{\sqrt{2}}$ I. tip $\kappa > \frac{1}{\sqrt{2}}$ II. Tip süperiletken grubuna dahildir (Öz, 2019).

G-L teorisi süperiletken malzemenin faz geçişine dayanmasından dolayı sıcaklık kritik sıcaklığa yakın olduğunda geçerlidir. Ancak kritik sıcaklığa çok yakın olduğunda geçerliliğini kaybeder (Akkurt, 2016).

2.3. BCS Teorisi

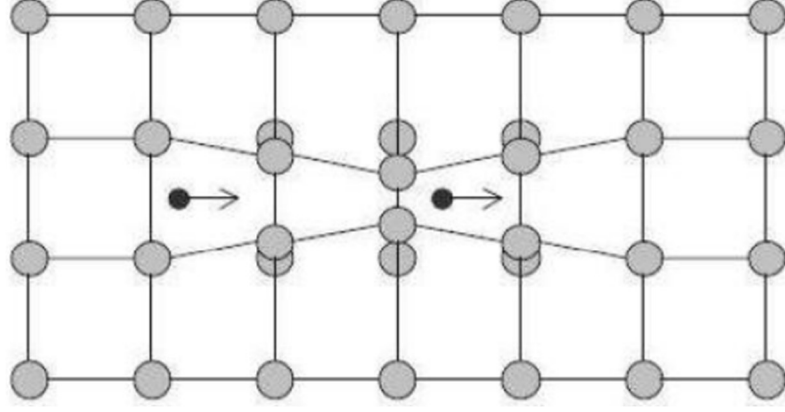
1957 yılında John Bardeen, Leon Cooper ve John Robert Schrieffer tarafından ortaya konan bu teori süperiletken malzemeler için ilk mikroskobik teoridir(Öz, 2019). BCS teorisinde elektron fonon elektron etkileşimleri ve örgüde meydana gelen deformasyonlar incelenmektedir (Aytekin, 2015).

Elektron örgü içerisinde hareket ederken pozitif yüklü iyonları kendine doğru çeker ve bölgede büzülme meydana gelir. Büzülmeden kaynaklı etrafı pozitif yüklenmiş elektron, elektron fonon elektron etkileşimleri ile başka bir elektronu kendine doğru çeker. Böylelikle iki elektron birbirini çekmiş olur. Bu iki elektron cooper çifti olarak isimlendirilir ve zıt yönde spin ve momentuma sahiptirler (Aytekin, 2020).

Cooper çiftini oluşturan elektronlar birbirlerine yaklaştığında enerjilerini en düşük seviyede tutabilmek için birbirlerini iterler ve belli bir uzunlukta birlikte kalabilirler. I. tip süperiletkenler için eşuyum (koherens) uzunluğu Cooper çiftindeki elektronların birlikte kalabildiği uzunluk olarak tarif edilir. Ancak eşuyum uzunluğu I. tip süperiletkenlerde sıcaklık mutlak sıcaklığa eşit olduğunda Cooper çiftindeki elektronların arasındaki mesafeye eşit olur. II. tip süperiletkenlerde eşuyum uzunluğu vorteksin yarıçapı olarak tanımlanır (Güler, 2021).

Cooper çiftini oluşturan elektronlara termal enerji veya manyetik enerji uygulayarak birbirlerinden ayırmak mümkündür. Termal enerji uygulayarak sıcaklık kritik sıcaklığın üzerine çıkarılırsa veya manyetik enerji uygulayarak manyetik alan kritik manyetik alanın üzerine çıkarılırsa süperiletkenlik bozulur ve malzeme normal duruma geçer (Güler, 2021).

BCS teorisi I. tip süperiletkenleri açıklamada başarılı olurken II. tip süperiletkenleri açıklamada başarısız olur (Akkurt, 2016)



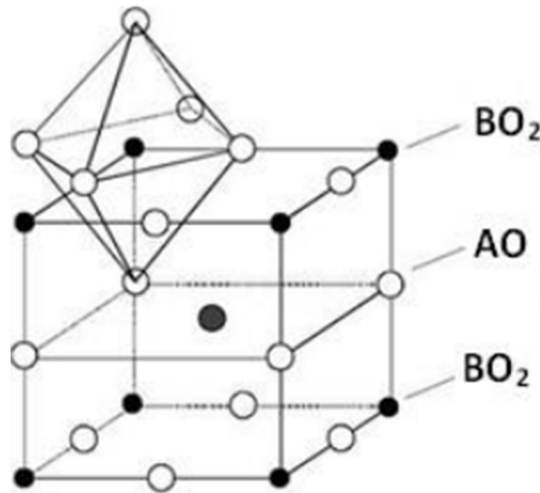
Şekil 2.2. Elektron fonon etkileşimi kaynaklı cooper çifti oluşumu (Öz, 2019)

3. SÜPERİLETKENLERE AİT KRİSTAL YAPILAR VE KATKILI SÜPERİLETKEN MALZEMELER İLE YAPILAN BAZI ÇALIŞMALAR

3.1. Yüksek Sıcaklık Süperiletkenlerinin (YSS) Özellikleri

1986 senesinde, Alex Müller ve George Bednorz, 30 K kritik geçiş sıcaklığına sahip La tabanlı süperiletken seramik bileşimini keşfederek II. tip süperiletkenleri bilim dünyasına tanıtmışlardır. Bir sene sonra C.W.Chu, M.K.Wu ve çalışma arkadaşları Lantanayım yerine Yttriyum koyarak sıvı azotun kaynama sıcaklığının (77 K) üzerinde kritik sıcaklığa sahip (~92K) YBCO bileşimini buldular (Geçer, 2017). 1988 senesinde sırasıyla 110 K ve 125 K T_c değerine sahip Bi ve Tl tabanlı süperiletkenler keşfedilmiştir. 1993 senesinde ise 135 K kritik geçiş sıcaklığına sahip Hg tabanlı süperiletken bileşik keşfedilmiştir. Hg tabanlı bu bileşik yüksek basınç altında bırakılarak kritik sıcaklık 164 K'e kadar çıkarılması sağlanmıştır (Bilgili, 2013).

Yüksek sıcaklık süperiletkenleri (YSS) ABO_3 genel formülüne sahip perovskite kristal yapı sergilerler. Formülde bulunan A metal atomu birim hücrenin merkezinde B metal atomu ise köşelerinde bulunur. Birim hücrenin yapısına ve örgü parametresine bakılarak perovskite yapı üç grupta incelenir. Birinci grupta kübik ($a = b = c$) ikinci grupta tetragonal ($a = b \neq c$) üçüncü grupta ise ortorombik yapıya sahip ($a \neq b \neq c$) perovskiteler bulunur (Şener, 2013).



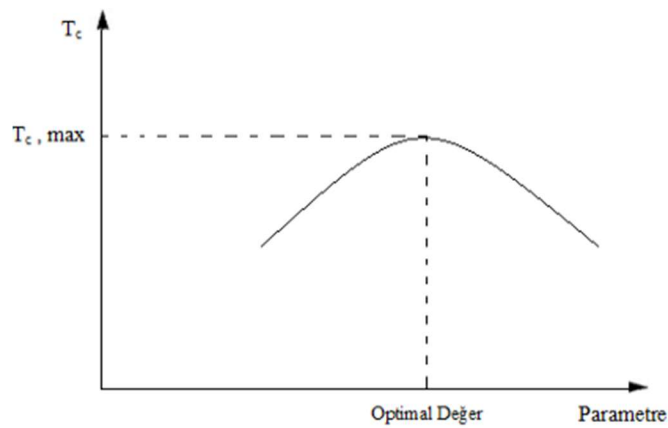
Şekil 3.1. Genel perovskite yapısının şematik gösterimi (Uçar, 2019)

II. tip süperiletkenlerin herhangi bir katkı yapılmadığı haline antiferromanyetik Mott yalıtkanı denir. Bu haline elektron veya boşluklarla katkı yapıp daha sonra soğutulursa Mott yalıtkanlığından süperiletkenliğe geçiş yapar (Özabacı, 2013).

YSS genellikle bir veya daha fazla CuO_2 katmanlarından oluşurlar ve bu katmanlar ab düzleminde yer alırlar. CuO_2 katmanları süperiletkenliğin sağlandığı iletim katmanları olup yük depoları olarakta bilinen kendisine sürekli yük taşıyan yalıtkan katmanlarla birbirlerinden ayrılırlar (Aydın, 2014).

YSS tabakalı kristal yapıya sahip olduğundan ötürü anizotropik özellik sergilerler. Bu özellik onların akım taşıma kapasitelerinin yöne bağımlı olmasına neden olur. CuO_2 tabakalarındaki iletkenlik direncin a-b tabakalarında küçük olmasından kaynaklı çok iyidir. Fakat c-ekseni doğrultusunda iletkenlik direncin yüksek olmasından kaynaklı kötüdür (Bilgili, 2013).

Değişik yöntemlerle üretilmiş kupratlarda CuO_2 katmanlarının sayısı (N_ℓ) farklılık gösterebilmektedir. Genellikle CuO_2 katmanlarının sayısı (N_ℓ) ile kritik geçiş sıcaklığı (T_c) birbirleriyle orantılıdır. Aralarındaki ilişkiyi daha iyi anlamak için diğer değişkenleri sabit tutmak gerekir. Katkılama oranını sabit tutarak N_ℓ sayısını 3 değerine kadar arttırdığımızda T_c 'de artış gözlemleriz. Bu değerden sonra N_ℓ sayısındaki artış T_c 'de azalışa neden olur. YSS malzemelerde kritik sıcaklığı etkileyen diğer parametrelerde de benzer bir sonuç gözlemlenir. Parametrelerin belli bir değere kadar artışıyla T_c değeri artarken bu değerden sonraki artışlar T_c 'de azalışa neden olur (Aydın, 2014).



Şekil 3.2. Kritik sıcaklığın parametrelere göre değişimi (Aydın, 2014)

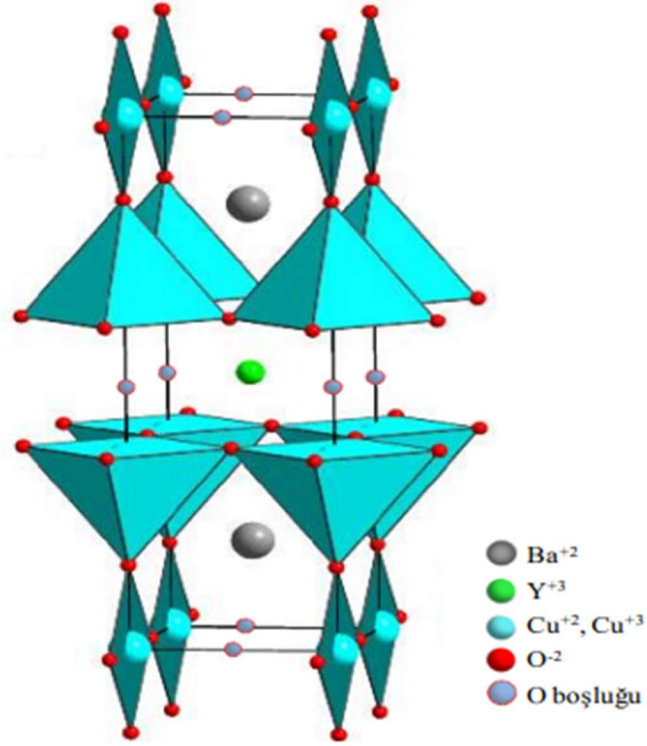
YSS malzemelerde, geleneksel süperiletken malzemelerin aksine eşyuum uzunluğu nüfuz derinliğinden çok küçük olduğu için neredeyse hepsi II. tip süperiletken grubuna girerler. Tanecikli ve seramik yapıda bulunurlar (Çördük, 2016). Bu malzemelerin sentezlenme şekli kritik akım yoğunluğunu (J_c) etkilemektedir. Külçe (Bulk) olarak üretilmiş YSS'lerde J_c değeri düşükken tek kristal ve ince film olarak üretilmiş YSS'lerde J_c değeri yüksektir. Tanecik sınırı ile J_c arasında ters orantı vardır (Uçar, 2019).

CuO_2 katmanı yerine FeAs gibi farklı katmanlara sahip YSS de mevcuttur. Fakat FeAs katmanlı süperiletkenlerin normal basınç altında kritik geçiş sıcaklığı düşük olduğundan dolayı sınırlı uygulama alanlarına sahiptirler (Uçar, 2019).

3.2. YBCO Sisteminin Kristal Yapısı

1987 yılında Wu ve ekip arkadaşlarının yaptığı çalışmalar neticesinde sıvı azotun kaynama sıcaklığı üzerinde (77K) kritik geçiş sıcaklığına sahip YBCO bileşiğinin bulunmasıyla YSS ile ilgili çalışmalar ivmelenmiştir. YBCO bileşiği La-oksit ailesinden Lantanyum ile Yitriyum 'un yer değiştirmesi ile keşfedilmiştir (Salış Başaran, 2019).

YBCO süperiletkeninin kristal düzeni 3 katlı perovskite yapı sergilemektedir. Y ile Ba atomlarının yarıçapları büyük olduğu için perovskite yapının A konumlarına Cu atomları ise B konumlarına yerleşmişken O atomları için kesin bir konum belirlemek güçtür. 3 katlı perovskite birim hücresinin orta katında Y atomu, alt ve üst katında ise Ba atomu bulunmaktadır. ABX_3 ideal perovskite yapıdaki X, oksijen atomunu temsil etmektedir. YBCO süperiletken sistemi 3 katlı birim hücreye sahip olduğundan 9 tane oksijen atomunun varlığı gerekmektedir. $YBa_2Cu_3O_{7-8}$ bileşiği formülden de görüldüğu üzere ideal perovskite ile kıyaslandığında oksijen eksikliği olan bir yapıdır (Çakan, 2013).



Şekil 3.3. YBCO süperiletkeninin kristal yapısı (Çakır, 2015)

$\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ bileşiği yapının içindeki oksijen miktarına bağlı olarak iki fazda bulunur. Süperiletkenlik özelliği göstermeyen tetragonal fazda bulunması için $\delta > 0,6$ olmalı yani yapıdaki oksijen miktarı nispeten az olmalıdır. Süperiletkenlik özelliği gösteren ortorombik fazda bulunması için ise $\delta < 0,6$ olmalıdır. YBCO bileşiğindeki oksijen miktarı yapının sadece faz durumunu değil aynı zamanda kritik sıcaklık değerini de önemli ölçüde etkilemektedir (Güner, 2017). Örnek olarak $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6,7}$ bileşiği için T_c değeri 55-60 K aralığında değişirken, $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ bileşiği için ise 90 K üzerinde kritik geçiş sıcaklığı elde ederiz (Çakır, 2015).

Tetragonal faz için örgü sabitleri $a=b=3,88 \text{ Å}$, $c=11,79 \text{ Å}$ değerlerine sahiplerken ortorombik faz için örgü sabitleri $a=3,82 \text{ Å}$, $b=3,89 \text{ Å}$, $c=11,68 \text{ Å}$ değerlerine sahiptirler (Geçer, 2017). Ortorombik fazda a yönünde oksijen eksikliği bulunmasından kaynaklı bu doğrultuda hafif bir sıkışma meydana gelir. Bu durum a değerinin b değerinden küçük olmasına neden olur (Uçar, 2019).

Üç katmanlı YBCO bileşiğinin orta katmanı $\text{CuO}_2\text{-Y-CuO}_2$ şeklindedir. Orta katmanın dışı ise CuO_2 düzlemlerini ikiye bölen BaO düzlemleri ile CuO zincirlerinden oluşmaktadır (Akkurt, 2016). Bu sistemde Cu atomu iki farklı

konfigürasyonda bulunur. Bunlardan biri a-b doğrultusunda bulunan süperiletkenlikten sorumlu CuO_2 düzlemleridir. Diğeri ise CuO_2 düzlemlerindeki yük miktarını dolayısıyla T_c değerini belirleyen Cu-O zincirleridir (Çakan, 2013).

YBCO bileşiğindeki Y atomu La, Nd, Sm, Eu gibi Lantanit serisinden +3 değerlikli bir element ile yer değiştirirse kafes parametrelerinde çok küçük farklılıklar görülürken kafesin yapısı korunur (Güner, 2017).

3.3. Bi-Sr-Ca-Cu-O (BSCCO) Bileşiklerinin Kristal Yapıları

Bi (bizmut), Sr (stronsiyum), Cu (bakır) ve O (oksijen)' den meydana gelen 22K kirik geçiş sıcaklığına sahip bizmut tabanlı süperiletken ailesi ilk olarak 1987 senesinde Micheal ve çalışma arkadaşları tarafından keşfedilmiştir. Meada ve arkadaşları 1988 senesinde bizmut tabanlı bu yapıya Ca ilave ederek sistemin kritik geçiş sıcaklığını 105K'e çıkarmayı başarmışlardır (Doğru, 2013).

Yapı $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_{2n+4}$ genel formülü ile ifade edilmektedir. Formüldeki n indisi Bakır-oksit (Cu-O) tabaka sayısını gösterir. n indisinin 1,2,3 değerleri için üç farklı süperiletken faz mevcuttur (Coşkunyürek, 2013).

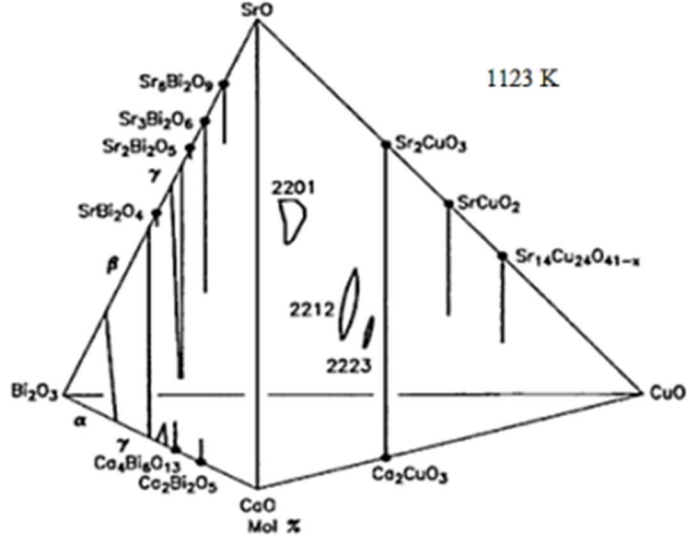
n değerlerine bağlı olarak üç temel faz, onların formülleri ve kritik geçiş sıcaklıkları;

n=1 için $T_c=20\text{K}$ $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Cu}_1\text{O}_6$ Bi-2201 fazı

n=2 için $T_c=85\text{K}$ $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_2\text{O}_8$ Bi-2212 fazı

n=3 için $T_c=110\text{K}$ $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$ Bi-2223 fazı

olarak ifade edilir. Yukarıda da görüldüğü gibi n değeri arttıkça T_c değeri de artmaktadır. Fakat 3 değerinden sonra süperiletkenlik ortadan kalkmaktadır (İzmirli, 2019).



Şekil 3.4. 1123 K’de Bi₂O₃-SrO-CaO-CuO sisteminin dörtyüzlü faz diyagramı (İzmirli, 2019)

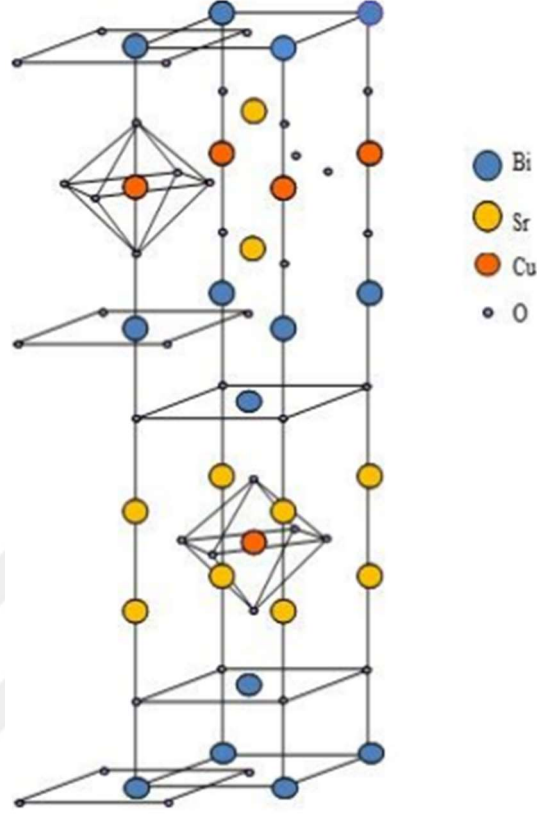
BSCCO süperiletkeninin üretimi esnasında temel bileşiklerin yanısıra yan ürünler de ortaya çıkmaktadır. Şekildeki faz diyagramından üç faz arasında Bi-2223 fazının üretiminin en zor Bi-2201 fazının ise en kolay olduğu görülmektedir (İzmirli, 2019). Tek fazlı bir ürünün elde edilmesi kalite açısından önemli olmasına rağmen üretilmesi zordur. Bilim insanları bu zorluğun üzerinden gelebilmek için Pb, Sb, Al, Ni, Rb ve Tl gibi elementlerle katkılama çalışmaları yapmışlardır. Bu çalışmalarda en iyi sonuç Pb elementi ile elde edilmiştir (Enis, 2018). Pb elementi numune içindeki yüksek T_c fazının hacimsel olarak artmasını ve sistemin bu faz yönünde kararlı hale gelmesini sağlamıştır (Salış Başaran, 2019).

3.3.1. Bi-2201 Süperiletkenleri

Bi-2201 fazı, yaklaşık 20K kritik geçiş sıcaklığına sahip Ca içermeyen tek fazdır. Birim hücrenin kenarlarında BiO düzlemi, ortasında CuO düzlemi ve bu iki düzlemin arasında ise SrO düzlemi bulunmaktadır. Birim hücreler orjin referans alındığında istiflenmesi $(1/2 \ 1/2 \ z)$ kayma şeklindedir. Birim hücrenin istiflenmesi $[(BiO)_2- SrO \ CuO_2- SrO- (BiO)_2]$ şeklinde olmaktadır (Coşkunyürek, 2013).

Bi-2201 fazı genellikle tetragonal bazen de ortorombik kristal yapı sergiler. Hacim merkezli tetragonal yapı için birim hücredeki örgü sabitleri $a \approx b = 5,4 \text{ Å}$

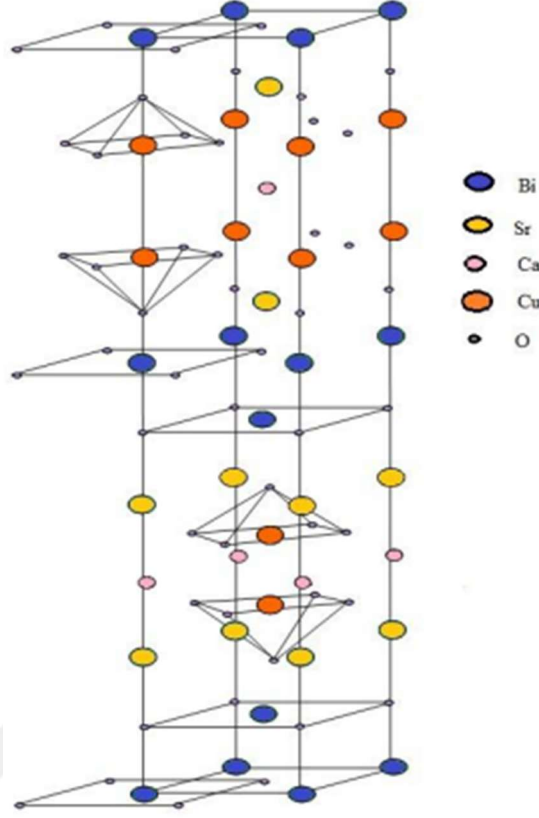
ve $c = 24,4 \text{ \AA}$, ortorombik yapı için $a \approx b = 3,9 \text{ \AA}$ ve $c = 24,4 \text{ \AA}$ değerlerine sahiptirler(Doğru, 2013).



Şekil 3.5. $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CuO}_6$ bileşiğinin kristal yapısı (Coşkunyürek, 2013)

3.3.2. Bi-2212 Süperiletkenleri

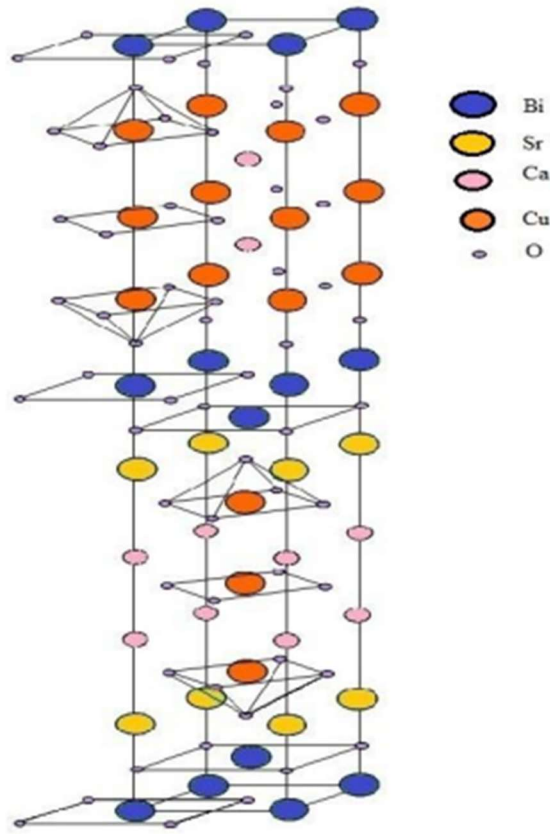
Bi-2212 fazı Maeda ve arkadaşlarının yaptığı çalışmalar sonucunda 2201 fazına Ca ilavesiyle keşfedilmiştir. Kritik geçiş sıcaklığı $80\text{-}90\text{K}$ arasında değişmektedir. Birim hücrenin kristal yapısında dışta BiO düzlemi, ortada Ca atomu bulunur. Ca atomu c eksenine yönünde her iki uçtan CuO düzlemlerine bağlıdır. SrO düzlemi ise BiO ve CuO düzlemleri arasında bulunur (Gürsul, 2013). Birim hücrenin istiflenmesi $[(\text{BiO})_2 - \text{SrO} - \text{CuO}_2 - \text{Ca} - \text{CuO}_2 - \text{SrO} - (\text{BiO})_2]$ şeklinde olmaktadır. Bu bileşikte Cu atomları çevresindeki beş O atomuyla bağ yaparak kare tabanlı piramit şeklini oluştururlar. Tetragonal kristal yapısına sahip bu fazın örgü sabitleri $a \approx b = 5,4 \text{ \AA}$ ve $c \approx 30,89 \text{ \AA}$ değerlerine sahiptirler. Bu yapıdaki BiO düzlemleri yarı iletken SrO düzlemleri ise yalıtkandırlar (Akkurt, 2016).



Şekil 3.6. $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_8$ bileşiğinin kristal yapısı (Coşkunyürek, 2013)

3.3.3. Bi-2223 Süperiletkenleri

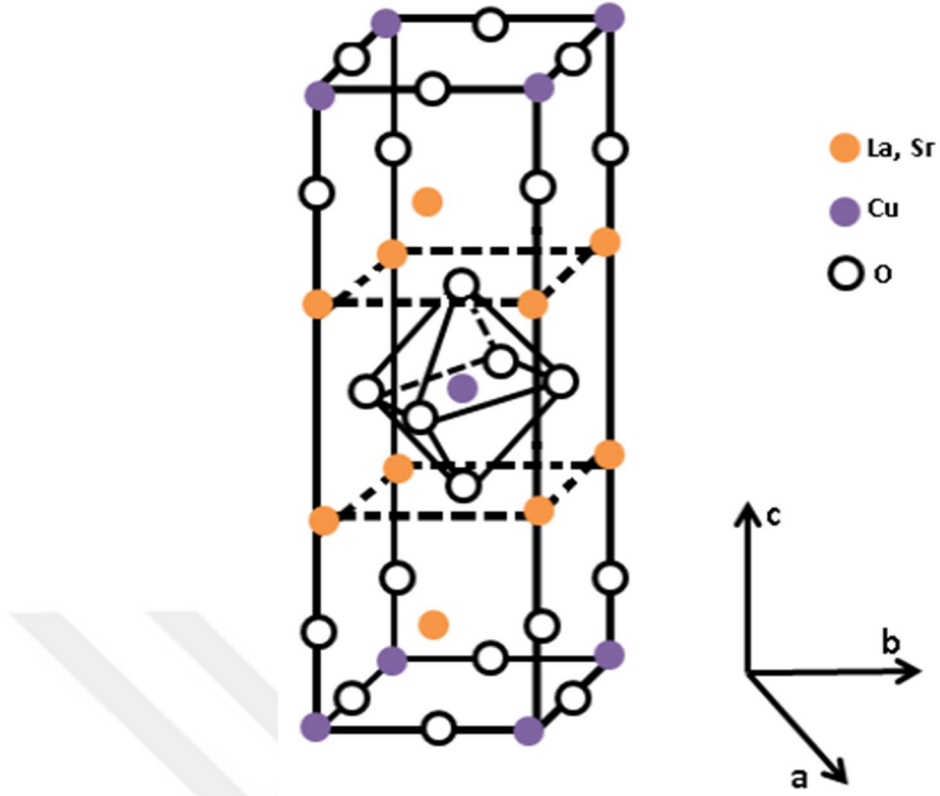
BSCCO ailesinin yüksek sıcaklık fazı olarak bilinen 2223 fazı 110 K kritik geçiş sıcaklığına sahiptir. Kristal yapısının 2212 fazından farkı bir yerine iki Ca atomunun varlığı ve bu iki Ca atomunun arasında CuO düzleminin bulunmasıdır. Bileşikte bulunan üç CuO düzleminin her biri Ca atomunun bulunduğu düzlemler ile birbirlerinden ayrılırlar. Birim hücrenin istiflenmesi $[(\text{BiO})_2 - \text{SrO} - \text{CuO}_2 - \text{Ca} - \text{CuO}_2 - \text{Ca} - \text{CuO}_2 - \text{SrO} - (\text{BiO})_2]$ şeklinde olmaktadır. 2223 fazında iki Ca düzlemleri arasında bulunan Cu atomunun örgüsü, çevresindeki dört O atomu ile bağ oluşturarak iki boyutlu kare şeklini almaktadır. Ca ve SrO düzlemleri arasında bulunan Cu atomunun örgüsü, çevresindeki beş O atomu ile bağ kurarak üç boyutlu kare tabanlı piramit şeklini almaktadır. Tetragonal kristal yapısına sahip bu fazın örgü sabitleri $a \cong b = 5,4 \text{ Å}$ ve $c = 37,2 \text{ Å}$ değerlerine sahiptirler (Battal, 2015).



Şekil 3.7. Bi₂Sr₂Ca₂Cu₃O₁₀ bileşiğinin kristal yapısı (Coşkunyürek, 2013)

3.4. La_{2-x}Sr_xCuO₄ (LSCO) Yapısı

1986 yılında J.G. Bednorz ve K.A. Müller'in yaptığı çalışmalar neticesinde bulunan ilk yüksek sıcaklık süperiletkenidir. Bu sistemin orijinali La_{2-x}Ba_xCuO₄ şeklindedir. Fakat yapılan çalışmalar Ba atomu yerine Sr atomu konulduğunda daha yüksek kritik geçiş sıcaklığı elde edildiğini göstermiştir. Birim hücrenin örgü sabitleri $a = b = 3,787 \text{ Å}$ ve $c = 13,288 \text{ Å}$ değerlerindedir. (Gürsul, 2013). Tek kristal yapıda rahatlıkla üretilebilen bu sistem yaklaşık 30 K kritik geçiş sıcaklığına sahiptir. Oksit bazlı süperiletkenler arasında mekanik olarak bakıldığında en sert süperiletkenidir (Aslan Aydemir, 2018).



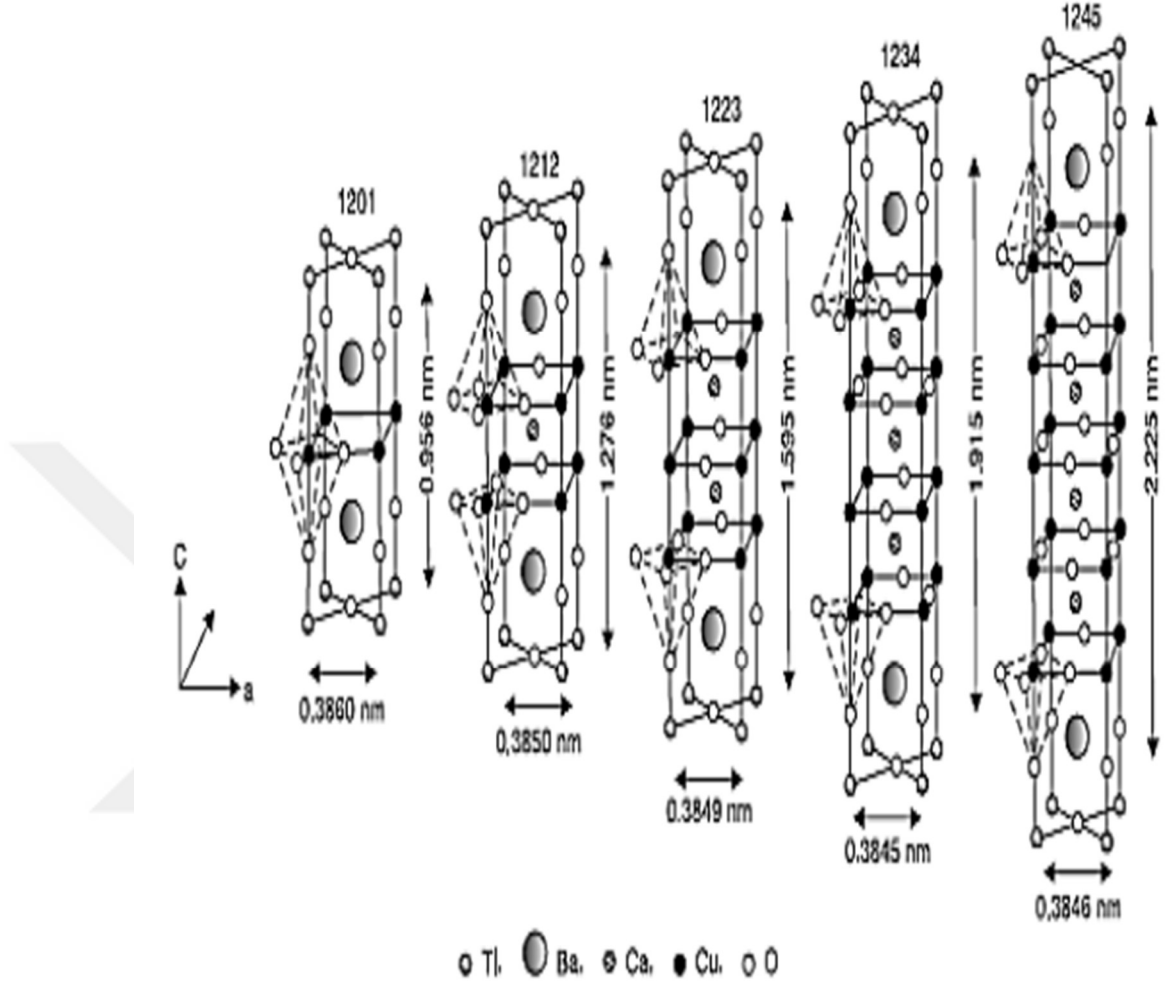
Şekil 3.8. LSCO bileşiğinin kristal yapısı (Aslan Aydemir, 2018)

3.5. TlBaCaCuO (TBCCO) Sistemi

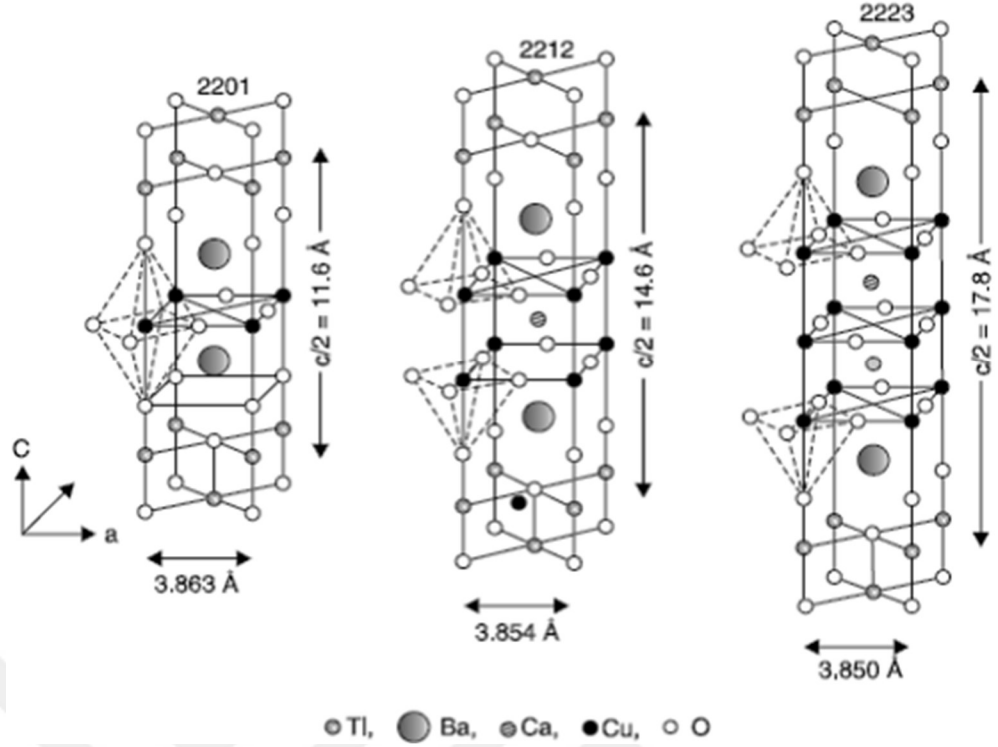
Tl-Ba-Cu-O sistemi ilk kez 80 K kritik geçiş sıcaklığına sahip Ca içermeyen bir bileşik olarak sentezlendi. Daha sonra bu bileşiğe Ca eklenerek bu süperiletken ailesinin kritik geçiş sıcaklığı 100 K üzerine çıkarılması sağlandı. Parkin ve çalışma arkadaşları $Tl_2Ba_2Ca_2Cu_3O_{10}$ fazını üreterek 125 K kritik geçiş sıcaklığına sahip süperiletken malzeme elde etmeyi başardılar (Aytekin, 2015).

Tl tabanlı süperiletken ailesi iki farklı gruptan oluşmaktadır. İlk grupta Baryum yerine Stronsiyum kullanılır ve $TlSr_2Ca_{n-1}Cu_nO_{2n+3}$ ($n= 1,2,3$) genel formülü ile ifade edilir. İkinci grup $Tl_mBa_2Ca_{n-1}Cu_nO_{2n+m+2}$ genel formülü ile ifade edilir. Bu grup $m=1$ için $n=1,2,3,4,5$ ve $m=2$ için $n=1,2,3,4$ olmak üzere m değerlerine bağlı iki farklı Tl-O düzlem sayısına sahiptir. Böylelikle ikinci grup kendi içerisinde iki gruba ayrılmaktadır. $m=1$ için birim hücre $a=b=3,8 \text{ Å}$ ve $c=5,4+3,4n \text{ Å}$ örgü parametrelerine sahip tetragonal bir yapı sergiler. $m=2$ için a ve b örgü parametreleri n değerlerinden bağımsız $3,9 \text{ Å}$ değerinde iken, c parametresi;

$n=1$ için $c= 23,2 \text{ \AA}$, $n=2$ için $29,4 \text{ \AA}$, $n=3$ için $36,0 \text{ \AA}$ değerlerindedir ve malzeme tetragonal bir yapı sergiler (Gün, 2017).



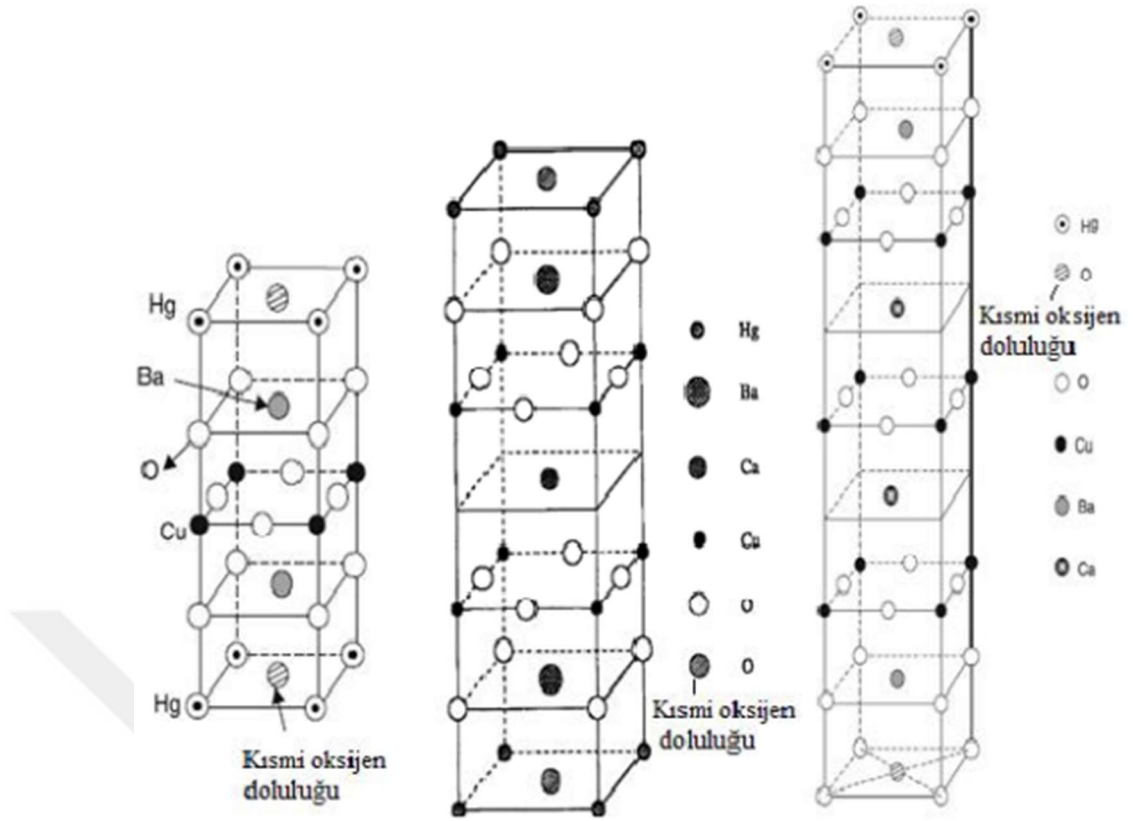
Şekil 3.9. $m = 1$ için $\text{TlBa}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_{2n+3}$ ($n = 1-5$) kristal yapısı (Aytekin, 2015)



Şekil 3.10. $m = 2$ için $\text{Tl}_2\text{Ba}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_{2n+4}$ ($n = 1-3$) kristal yapısı (Aytekin, 2015)

3.6. HgBaCaCuO (HBCCO) Sistemi

Hg tabanlı süperiletken ailesi $\text{Hg}_m\text{Ba}_2\text{Ca}_n\text{Cu}_{n+1}\text{O}_{2n+4}$ genel formülü ile ifade edilirler. $m = 1$ için altı faz değeri vardır. Bunlar 1201, 1212, 1223, 1234, 1245 ve 1256 fazları olup kritik geçiş sıcaklığı 97 K – 133 K aralığında değişmektedir. $m = 2$ için üç faz değeri vardır. Bunlar 2212, 2223 ve 2234 fazları olup kritik geçiş sıcaklığı 44 K – 114 K aralığında değişmektedir. Hg tabanlı süperiletken ailesi yüksek basınca maruz kaldığında 164 K gibi yüksek kritik sıcaklığı elde edilmesine rağmen; toksik olması, insanlara ve çevreye zararlı olmasından dolayı kısıtlı kullanım alanına sahiptirler (Yücel, 2014).



Şekil 3.11. a. Hg-1201 b. Hg-1212 c. Hg-1223 fazlarının birim hücreleri (Gündoğmuş, 2013)

3.7 Katkılı Süperiletken Malzemeler ile Yapılan Bazı Çalışmalar

$\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ süperiletken malzemesi $500\text{--}945\text{ }^\circ\text{C}$ farklı tavlama sıcaklıklarında Zr difüzyon edilerek, iki farklı çalışma yapılmıştır. İlk olarak tavlama sıcaklığına bağlı olarak yapıdaki difüzyon katsayısının ve aktivasyon enerjisinin nasıl değiştiği incelenmiştir. İkinci çalışmalarında malzeme farklı çentik yüklerine maruz bırakılarak yapının mekanik özelliklerinin Zr difüzyonu ile olan etkileşimi incelenmiştir. Zr difüzyonu ile yapıdaki difüzyon katsayısı ve aktivasyon enerjisi değerleri, enerji dağılımlı X-ışını floresan (EDXRF) tekniğinden yararlanılarak bulunmuştur. Yapının mekanik özelliklerinin değişimi $0,245\text{N--}2,940\text{N}$ değişken yük altında Vickers mikrosertlik (Hv) ölçümleri kullanılarak hesaplanmıştır. İlk çalışmada difüzyon sıcaklığına bağlı yavaş ve hızlı olmak üzere iki farklı difüzyon katsayısı gözlemlenmiştir. Difüzyon tavlama sıcaklığının artması, difüzyon hızının artmasına neden olmuştur. İkinci çalışmada difüzyon tavlama sıcaklığının artması yapıdaki taneler arasındaki bağların güçlenmesine

dolayısıyla Vickers mikrosertlik, elastik modül ve akma mukavemeti değerlerinde artışa sebep olmuştur. Zr difüzyonu uygulanmayan numunede girinti yükü arttıkça mukavemet değerleri artarken, Zr difüzyonunun gerçekleştiği numunelerde tersi gözlemlenmiştir (Dogruer vd., 2013).

Akkurt ve Yildirim $\text{Bi}_{2.1}\text{Sr}_{2.0}\text{Ca}_{1.1-x}\text{Gd}_x\text{Cu}_{2.0}\text{O}_y$ sisteminde Gd nanoparçacığının Ca ile yer değiştirmesi sonucu sistemde meydana gelen mekanik özellik ve karakterizasyon değişimini incelemişlerdir (Akkurt ve Yildirim, 2016). Yapılan çalışmada x'in mol değeri 0-0,30 aralığında değiştirilerek ve sisteme 0,245-2,940 N. aralığında statik sıkıştırma yükleri uygulanarak sistemdeki mekanik özellik değişimleri gözlemlenmiştir. Gd içeriği arttıkça mekanik performansta düzenli bir şekilde kötüleşme gözlemlenmiştir (Akkurt ve Yildirim, 2016).

$\text{Bi}_{2.1-x}\text{Ga}_x\text{Sr}_{2.0}\text{Ca}_{1.1}\text{Cu}_{2.0}\text{O}_y$ süperiletken malzemede Ga elementinin Bi ile yer değiştirmesinin yapıdaki kusurların, çıkıkların ve çatlakların ilerlemesine etkisi incelenmiştir. $x = 0,00, 0,01, 0,03, 0,05, 0,07, 0,10$ ve $0,30$ olmak üzere farklı numuneler incelenmiştir. Bu numuneler 0,245 N.-2,940 N. aralığında yüklere maruz bırakılarak Vickers sertlik testleri yapılmıştır. $x=0,05$ değerine kadar Ga safsızlığındaki her artışta malzemenin mekanik mukavemeti, kritik gerilimi, plastik deformasyona karşı direnci, sertliği ve dayanıklılığı artmıştır. Optimum $x=0,05$ değerinde yapıdaki kusurların, çıkıkların ve çatlakların yayılmasının, taneler arası alan yerine tane içi alanda yayılması sonucu ilerleyişleri güçleşmiştir. $x=0,05$ değerinden sonraki Ga safsızlığındaki her bir artış yukarıda bahsedilen özellikleri olumsuz şekilde etkilemiştir (Turkoz vd., 2019).

$(\text{Cu}_{0.5}\text{Tl}_{0.5})\text{-1223}$ süperiletken malzemesine Nano- SnO_2 eklenmesinin mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Ağırlıkça %0,0-1,0 nano- SnO_2 eklenerek sentezlenen $(\text{Cu}_{0.5}\text{Tl}_{0.5})\text{-1223}$ süperiletken malzemesi 0,49-2,94N aralığında farklı girinti yüklerine maruz bırakılarak mekanik özellikleri incelenmiştir. Üretilen malzemelere faz analizi, X-ışını toz kırınımı (XRD), taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve elektron dağılım spektroskopisi (EDS) uygulanmasının yanısıra deneysel sonuçlar farklı modellerden yararlanılarak incelenmiştir. Nano- SnO_2 katkısı mikroyapı yoğunluğunu arttırıp taneler arası gözenekliliği azalttığı SEM incelemeleri ile gözlemlenmiştir. Nano- SnO_2 miktarı ile fazın mikrosertliğinin doğru orantılı olduğu bulunmuştur. Yani nano- SnO_2 katkısı mikrosertliği iyileştirmiştir. Fazın elastik modülü, yoğunluk ve nano- SnO_2 katkısının artmasıyla artarken girinti yükünün artmasıyla azaldığı bulunmuştur (Mohammed vd., 2009).

Awad ve arkadaşları $\text{Cu}_{0.5}\text{Tl}_{0.5}\text{Ba}_2\text{Ca}_{2-x}\text{Pr}_x\text{Cu}_3\text{O}_{10-\delta}$ süperiletken malzemesine Pr katkılamanın malzemenin mekanik özelliklerine etkisini incelenmişlerdir (Awad vd., 2011). Saf ve 0-0,15 değerleri aralığında Pr katkılı üretilen numuneler 0,25-3N aralığında farklı girinti yüküne maruz bırakılmışlardır. $(\text{Cu}_{0.5}\text{Tl}_{0.5})\text{-1223}$ numunesinde Pr katkısı arttıkça Vickers mikrosertliğinde ve elastisite modülünde azalma gözlemlenmiştir (Awad vd., 2011).

$\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_{2-x}\text{Na}_x\text{O}_y$ süperiletken numunesine Na katkısının mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. $x = 0,0, 0,05, 0,1$ ve $0,25$ olmak üzere farklı numuneler sentezlenmiştir. Numunelerin Vickers mikrosertlik ölçümleri 7 farklı girinti yükü kullanılarak (0,245, 0,49, 0,981, 1,962, 2,943, 4,905 ve 9,81 N) hesaplanmıştır. Yükler 20 kez tekrarlanmış ve elde edilen sonuçların ortalamaları alınmıştır. Yapılan çalışmada $x=0,25$ değerinde mekanik özelliklerin en iyi olduğu bulunmuştur (Özkurt, 2014).

$\text{Bi}_{1.8}\text{Sr}_{2.0}\text{Cr}_x\text{Ca}_{1.1}\text{Cu}_{2.1}\text{O}_y$ (Bi-2212) süperiletken malzemesine Cr ilavesinin yapının mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Saf ve farklı oranlarda ($x = 0, 0,1, 0,3, 0,5, 0,7$ ve 1) Cr katkılanması yapılarak sentezlenen numuneler 0,245-2,940N aralığında farklı yüklere maruz bırakılarak mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Bi-2212 süperiletken numunesi için hem uygulanan yükün hem de Cr katkısının artması malzemenin elastik modül ve akma dayanımı değerlerinde azalmaya neden olmuştur (Dogruer vd., 2013).

$\text{Y}_3\text{Ba}_5\text{Cu}_{8-x}\text{Co}_x\text{O}_{18-\delta}$ süperiletkenine Co katkısının sistemin mekanik özelliklerine etkisi değerlendirilmiştir. Bunun için katkısız ve farklı oranlarda ($x=0, 0,05, 0,1, 0,15, 0,2$ ve $0,5$) Co katkılı numuneler sentezlenmiştir. Vicker mikrosertlik ölçümünden yararlanılarak malzemenin elastisite modülü ve akma dayanımı değerleri hesaplanmıştır. Elde edilen sonuçlar yapı içerisindeki Co katkısındaki artışın, elastisite modülü ve akma dayanımında olumlu etki sergilediğinin göstermiştir (Ozturk vd., 2019).

Bi-2212 süperiletken malzemesine Ag katkılamanın malzemenin mekanik özelliklerine etkisi araştırılmıştır. $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{Ag}_x\text{O}_y$ sistemine farklı oranlarda ($x = 0,05, 0,1$ ve $0,2$) Ag katkılanarak numuneler sentezlenmiştir. Vickers mikrosertlik değeri klasik tanımına uygun olarak teoriksel hesaplanmıştır. Elde edilen sonuca göre Ag içeriğinden bağımsız olarak malzemenin mekanik özelliklerinde kayda değer bir değişim gözlemlenmemiştir (Özkurt vd., 2013).

(Bi-Pb)-2223 süperiletken malzemesine Fe katkılamının malzemenin mekanik ve süperiletkenlik özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Numune üzerine demir buharlaştırılarak difüze edildi ve 10, 30 ve 60 saat 830 C'de tavlama işlemine tabii tutuldu. Vickers sertliği, dc elektrik direnci, X-ışını kırınımı ve taramalı elektron mikroskobu kullanılarak numune incelendi. Fe difüzyon miktarındaki artışın mikrosertlik ve tane boyutunu iyileştirdiği gözlemlendi (Ozturk vd., 2011).



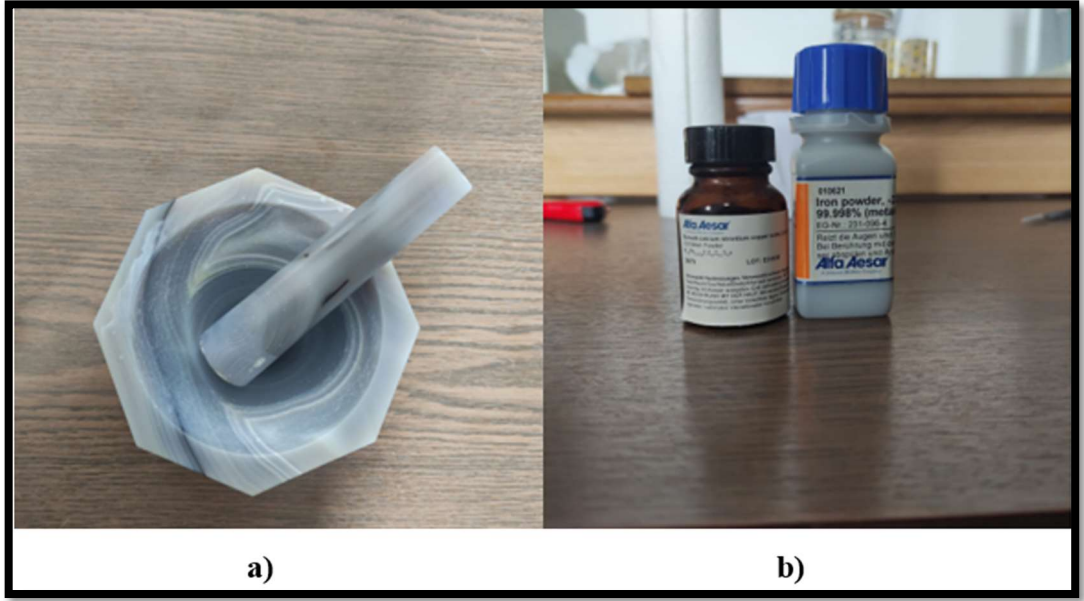
4. DENEYSEL YÖNTEM

4.1 Numunelerin Hazırlanması

Bi-2223 süperiletken numuneler saf ve Fe katkılı olmak üzere geleneksel katıhal yöntemi ile oda sıcaklığında atmosferik basınç altında üretilmiştir. Numunelerin üretiminde %99,998 saflıkta $\text{Bi}_{1.8}\text{Pb}_{0.4}\text{Ca}_{2.2}\text{Sr}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ ve Fe tozları kullanılmıştır. Katkısız numunenin üretiminde toz halinde bulunan Bi-2223 malzemesi hassas terazide ölçüldükten sonra agata konulup 1 saat karıştırılmıştır. Daha sonra yabancı malzemelerden arındırılması için numuneye 5dk. ısıtma ve soğutma hızı ile 800 °C 36saat kalsinasyon işlemi uygulanmıştır. Kalsinasyon işleminden çıkan numune 45 dakika agatta tekrar karıştırıldıktan sonra 627,84 MPa basınca maruz kalmıştır (bırakılıp peletlenmiştir). Peletlenmiş numune 840 °C’de 36 saat tavlamanın ardından saf numune elde edilmiştir.

Fe katkılı numune için $\text{Bi}_{1.8}\text{Pb}_{0.4}\text{Ca}_{2.2}\text{Sr}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ malzemesine %99,998 saflıkta molar olarak %7 Fe ilave edilmiştir. Toz halindeki Fe katkılı numune hassas terazide ölçüldükten sonra agata konulup 1 saat karıştırılmıştır. Daha sonra saf numune ile aynı işlemlerden geçerek üretimi tamamlanmıştır.

İlk uygulamamızda malzemeler kalın üretilmiş olmasından kaynaklı sağlıklı sonuçlar alınamamıştır. Bu yüzden malzemeler tekrar üretilmiştir. Ayrı ayrı 30 dakika agatta karıştırılıp toz halindeki malzemeler hassas terazide tartılmıştır. Daha sonra 5 dakika boyunca 627,6 MPa basınç altında peletlenen numuneler 840 °C’de 48 saat tavlammıştır. Bu şekilde ilk başta üretilen bir saf numuneden daha ince ve uzun iki saf numune aynı şekilde bir demir katkılı numuneden iki tane demir katkılı numune üretilmiş oldu. Saf numune 19,36mm × 4,22mm × 1,77mm Fe katkılı numune 18,52mm × 4,43mm × 1,91mm boyutlarında üretilmiştir.



Şekil 4.1. a) Agat havan b) Malzemelerin üretiminde kullanılan kimyasal tozlar



Şekil 4.2. XR 205SM-DR Precisa marka hassas terazi

4.2 Deneysel Ölçümler

4.2.1 Eğilme Testi

Numunelere eğilme testi uygulanarak malzemelerin elastisite modülünün hesaplanması amaçlandı. Elastisite Modülü malzemelerin gerilme-birim şekil değiştirme grafiklerinde elastik bölgedeki doğrusal çizginin eğiminden hesaplanır.

Buradan da anlaşılacağı üzere kuvvet uygulanan malzemelerdeki elastik şekil değişiminin bir ölçütüdür.

Üretilen numuneler dikdörtgen kesit alanına sahiptir. Bu nedenle dikdörtgen kesitli L uzunluğundaki bir kiriş basit eğilmeye maruz kaldığında oluşacak çökme miktarının hesabı ilerleyen kısımda yer verildi. Hesaplamayı yaparken basit eğilme sonucu kirişin içe doğru büküldüğünü yani kesitin üst kısımları basma gerilmelerine maruz kalırken alt kısımlarının çekme gerilmelerine maruz kaldığı kabul edildi. İçe doğru bükülen kiriş yay şeklini alır ve yayın iki kenarının birleştiği yay merkezinde oluşan açı θ kadardır. Kirişin üst kısmı basma gerilmelerine alt kısmı çekme gerilmelerine maruz kalırken tarafsız ekseninde basma ve çekme gerilmeleri oluşmaz bundan dolayı tarafsız eksenin kesit uzunluğu, başlangıç kesit uzunluğuna eşittir. Tarafsız eksenle eğrilik merkezini (yayın merkezi) birleştiren çizgi eğrilik yarıçapını verir ve ρ ile gösterilir (Beer, 2015).

Tarafsız eksenden y uzaklığındaki bir ekseni incelersek ve bu ekseni AB olarak adlandıırırsak AB yayının uzunluğu $(\rho - y)\theta$ olur. AB ekseninin başlangıçtaki uzunluğu L kadardır ve L değeri tarafsız eksen uzunluğuna eşittir (Beer, 2015). Tarafsız eksenin yay uzunluğu $\rho \theta$ değerindedir. O halde AB’de meydana gelen deformasyon miktarı

$$\delta = (\rho - y)\theta - \rho \theta = -y\theta \quad (4.1)$$

olur. Birim şekil değiştirme

$$\varepsilon_x = \frac{\delta}{L} = \frac{-y\theta}{\rho \theta} = \frac{-y}{\rho} \quad (4.2)$$

olur. y tarafsız eksene uzaklık olduğu için birim şekil değiştirme formülünden de anlaşılacağı üzere tarafsız eksenden uzaklaştıkça birim şekil değiştirme artar. O halde maksimum birim şekil değiştirme

$$\varepsilon_m = \frac{c}{\rho} \quad (4.3)$$

olur. Buradaki c ifadesi tarafsız eksenden yüzeyin alt veya üst yüzeyine olan maksimum mesafedir.

(4.2) ve (4.3) eşitliklerden yararlanarak ε_x ve ε_m arasında

$$\varepsilon_x = \frac{-y}{c} \varepsilon_m \quad (4.4)$$

eşitlik oluşur.

Hooke kanunundan yararlanarak kirişin herhangi bir bölgesindeki gerilme miktarı

$$\sigma_x = E \varepsilon_x = \frac{-y}{c} \varepsilon_m E = \frac{-y}{c} \sigma_m \quad (4.5)$$

olur. Kirişteki maksimum gerilme miktarı statik hesaplamalar sonucu elde edilen denge denklemleri kullanılarak hesaplanabilir (Beer, 2015).

Denge denklemleri;

- 1) x yönünde toplam kuvvet 0 olmalıdır. ($\sum F_x = 0$)

$$\int \sigma_x dA = 0$$

- 2) y yönündeki toplam moment 0'a eşittir. ($\sum M_y = 0$)

$$\int z \sigma_x dA = 0$$

- 3) z yönündeki toplam moment dış moment değerine eşittir.

$$\int -y \sigma_x dA = M$$

1. sınır şartında değişken bir değer olan σ_x gerilme değeri eşitlik (4.5)'ten yararlanarak sabit bir değer olan σ_m cinsinden yazılırsa,

$$\int \sigma_x dA = \int \left(\frac{-y}{c} \sigma_m \right) dA = \frac{-\sigma_m}{c} \int y dA = 0 \quad (4.6)$$

$\frac{-\sigma_m}{c}$ ifadesinde σ_m maksimum gerilme değeri c de tarafsız eksenden maksimum uzaklığı ifade eden sabitlerdir ve sıfırdan farklı değerlere sahiptirler ($\frac{-\sigma_m}{c} \neq 0$). Bu nedenden dolayı $\int y dA = 0$ olur. $\int y dA$ ifadesi tarafsız eksene göre kesit alanının

birinci momenti değeri ifade etmektedir. Bu momentin sıfır olması tarafsız eksenin kesit alanının merkezinden geçmesiyle açıklanabilir (Beer, 2015).

2. sınır şartında σ_x gerilme değeri eşitlik (4.5)'ten yararlanarak σ_m cinsinden yazılırsa,

$$\int -y\sigma_x dA = \int (-y) \left(\frac{-y}{c} \sigma_m \right) dA = \frac{\sigma_m}{c} \int y^2 dA = M \quad (4.7)$$

olur. $\int y^2 dA$ ifadesi atalet momentine eşittir. O halde $\int y^2 dA$ ifadesi yerine I yazarsak,

$$\frac{\sigma_m}{c} I = M \quad (4.8)$$

Eşitliği maksimum gerilme cinsinden ifade edersek,

$$\sigma_m = \frac{Mc}{I} \quad (4.9)$$

olur. Eşitliğine Hooke kanunu uygularsak,

$$\sigma_m = E\epsilon_m \quad (4.10)$$

$$\frac{Mc}{I} = E \frac{c}{\rho} \quad (4.11)$$

$$\frac{M}{EI} = \frac{1}{\rho} \quad (4.12)$$

ifadesini alır. Burada $\frac{1}{\rho}$ eğriliği ifade etmektedir. Matematiksel eşitliklerden yararlanılarak eğrilik ifadesi,

$$\frac{1}{\rho} = \frac{\frac{d^2y}{dx^2}}{\left[1 + \left(\frac{dy}{dx}\right)^2\right]^{\frac{3}{2}}} \quad (4.13)$$

şeklinde ifade edilir. $\left(\frac{dy}{dx}\right)^2$ ifadesi 1 ile kıyaslandığında çok küçük bir değere sahiptir bu nedenle ihmal edilebilir. $\left(\frac{dy}{dx}\right)^2$ ifadesi ihmal edildiğinde eğrilik,

$$\frac{1}{\rho} = \frac{d^2y}{dx^2} \quad (4.14)$$

ifadesine dönüşür. Bundan dolayı ancak küçük çekme miktarlarında kullanılır. Eşitlik (4.12) ile (4.14) birlikte değerlendirilip ve $M = Fx$ eşitliği kullanılarak,

$$\frac{M}{EI} = \frac{d^2y}{dx^2} \quad (4.15)$$

olur. Numunelere eğilme testi uygularken malzemeler bir uçtan mengene yardımı ile sabitlenirken diğer uçtan yükleme yapıldı. Yani ankastre kiriş düzeneğinde malzemeler yüklemeye maruz kaldılar. O halde (4.14) denkleminde integral alarak ankastre kiriş düzeneğine göre çökme miktarını hesaplamak gerekir (Beer, 2015).

1. İntegral alınarak,

$$EI \frac{dy}{dx} = -\frac{Fx^2}{2} + C_1 \quad (4.16)$$

denklemini elde edilir. Ankastre kirişte $x = L$ için $\frac{dy}{dx} = 0$ sınır şartını uygularsak C_1 integral sabiti $\frac{FL^2}{2}$ olarak bulunur.

2. İntegral alınarak,

$$EIy = -\frac{Fx^3}{6} + C_1x + C_2 \quad (4.17)$$

denklemini elde edilir. Ankastre kirişte $x = L$ için $y = 0$ sınır şartı uygularsak C_2 integral sabiti $-\frac{FL^3}{3}$ olarak bulunur. $x=0$ için çökme miktarı

$$y = \frac{FL^3}{3EI} \quad (4.18)$$

olur.

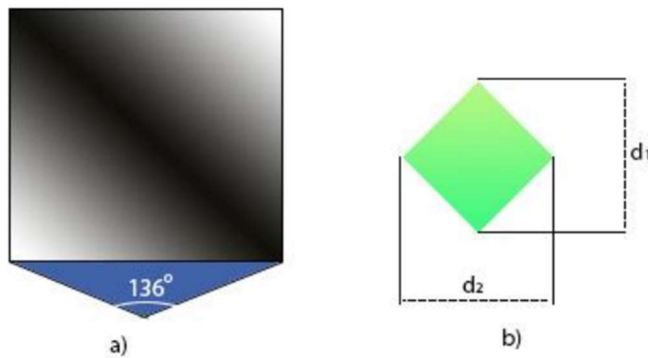
4.2.2 Vickers Sertlik Analizi

Mikrosertlik ölçümleri, malzemelerin mekanik özellikleri hakkında bilgi edinebildiğimiz bir yöntem çeşididir. Brinell, Vickers, Knoop, Berkovich gibi farklı testler uygulanarak mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilebilir (Nefrow, 2019).

Vickers mikrosertlik ölçümlerinde elmas piramit ucun malzemeye batırılması sonucu yüzeyde oluşan izden yola çıkarak malzemelerin mikrosertlik değerleri hesaplanır. Malzemeye batırılan piramit uç kare tabanlıdır ve 136° tepe açısına sahiptir. Malzemelerin mikrosertlik değeri,

$$H_v = \frac{1,8544F}{d^2} \quad (4.19)$$

formülüne göre hesaplanır. F uygulanan çentik yükü, d ortalama köşegen uzunluğunu ifade etmektedir.



Şekil 4.3. a) Vickers mikrosertlik ölçümlerinde kullanılan elmas piramit uç, b) Malzeme yüzeyinde meydana gelen çentik izi (Nefrow, 2019)

Ortalama köşegen uzunluğu şekil 4.3'te görüldüğü gibi malzeme yüzeyinde oluşan d_1 ve d_2 köşegen uzunluklarının aritmetik ortalamasıdır.

$$d = \left(\frac{d_1 + d_2}{2} \right) \quad (4.20)$$

4.2.3 SEM (Taramalı elektron mikroskobu) Ölçümleri

Mevcut çalışmada, kristal örgüsüne demir safsızlığının yüzey morfolojisi, kristal yapı kalitesi, mikrokristal birleşme yönelimleri, granüler yapı, tane hizalama dağılımları ve yönelimlerinin görünümünün değişmesi üzerindeki rolünü belirlemek için taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemesi kullanılmıştır. Saf ve kristal örgüsüne demir katkılı Bi-2223 seramik materyallerin parçacık büyüme dağılımları, yapısal değişiklikleri, iç kusurları, gözenekliliği, mikro boşlukları, tane içi ve taneler arası sınır eşleşmeleri ve kurtarılamayan mikroskobik sorunları ayrıntılı olarak incelenmiştir. SEM incelemeleri Jeol JSM 5600 SEM cihazı ile 20 kV dış gerilim altında x15000-20000 büyütmede yapılmıştır.

5. BULGULAR VE TARTIŞMA

5.1 Eğilme Testi Sonuçları

Eğilme testinde numuneler 70 gr, 80 gr ve 100 gr yüklemelere maruz bırakılarak çökme miktarları hesaplandı. Çökme miktarları yüzey pürüzlülük ölçüm cihazı kullanılarak hesaplandı. Numunelerin şekil değişimi elastik bölgede kaldı. Yani yük kaldırıldığında numune eski haline döndü, tersinir şekil değişimi gözlemlendi. Malzemenin elastisite modülünü hesaplamak için,

$$E = \frac{FL^3}{3yI} \quad (5.1)$$

formülü kullanıldı. Formüldeki F uygulanan yükün Newton cinsinden değeri, L numunenin uzunluğu, y çökme miktarı ve I atalet momentini göstermektedir.

Tablo 5.1. Saf numunenin uygulanan yüke bağlı çökme miktarları ve elastisite modülü

Uygulanan Yük (gr)	Uygulanan Kuvvet (N)	Çökme (mm)	Elastisite Modülü (GPa)
70	0,687	0,0183	46,48
80	0,789	0,0283	34,20
100	0,981	0,0358	33,92

Tablo 5.2. Demir katkılı numunenin uygulanan yüke bağlı çökme miktarları ve elastisite modülü

Uygulanan Yük (gr)	Uygulanan Kuvvet (N)	Çökme (mm)	Elastisite Modülü (GPa)
70	0,687	0,0118	47,94
80	0,789	0,0178	36,25
100	0,981	0,0224	36,07

Hesaplamalar yapılırken gram cinsinden yükler Newton'a çevrildi. Saf numune için uygulanan yük, numunenin uzunluğu ve malzeme üzerinde oluşan çökme miktarları sırası ile $L=19,36$ mm, $g=4,22$ mm, $h=1,77$ mm olarak ölçülmüştür. Buna karşın demir katkılı numunelerde bu değerler sırası ile $L=18,52$ mm, $g=4,43$ mm, $h=1,91$ mm olarak bulunmuştur. Ölçümlerden elde edilen sonuçlara göre, uygulanan yük 70 gr iken saf numune üzerinde oluşan çökme 0,0183 mm olarak bulunmuş ve Denklem 5.1 kullanılarak numunenin bu uygulanan yükte elastisite modülü 46,48 GPa olarak bulunmuştur. Numune üzerine uygulanan yükün artması ile elastisite modülü ters orantılı olarak hızlı bir şekilde (kuvvete çok duyarlı olarak) azaldığı gözlemlenmiştir. Numerik olarak, 80 gr yük uygulanması durumunda elastisite modül değeri 34,20 GPa ve 100 gr yük altında bu değer 33,92 GPa (deneyler arasında minimum değer) olarak bulunmuştur. Kristal örgüye demir katkılanması ile çalışılan materyalin uygulanan yüke cevabı safaya göre daha fazla azalmıştır. Yani demir katkısı numunenin uygulanan yüke duyarlılığı azaltmıştır. Bu bağlamda elde edilen deney sonuçlarına göre, 70gr, 80gr ve 100 gr uygulanan yükte materyalde oluşan çökme değerleri sırası ile 0,0118mm, 0,0178mm ve 0,224mm olarak belirlenmiştir. Bu değerlere karşılık gelen elastisite modül değeri de sırası ile 47,94GPa, 36,25GPa ve 36,07GPa olarak hesaplanmıştır. Kristal örgüden demir katkısı ile açık bir şekilde Bi-2223 materyalinin uygulanan yüke olan hassasiyeti azalıp mekanik mukavemeti artmıştır. Bu sonucun (demir katkılama ile mekanik performans karakterinin artışı) daha bilimsel ve kapsamlı tartışması Vickers mikrosertlik deneysel sonuçları ve yorumları bölümünde detaylı olarak anlatılacaktır. Ayrıca, her iki yöntemden (eğilme testi ve Vickers mikrosertlik) elde edilen sonuçların karşılaştırılması da gelecek bölümde ele alınacaktır.

5.2 Vickers Mikrosertlik Ölçümleri

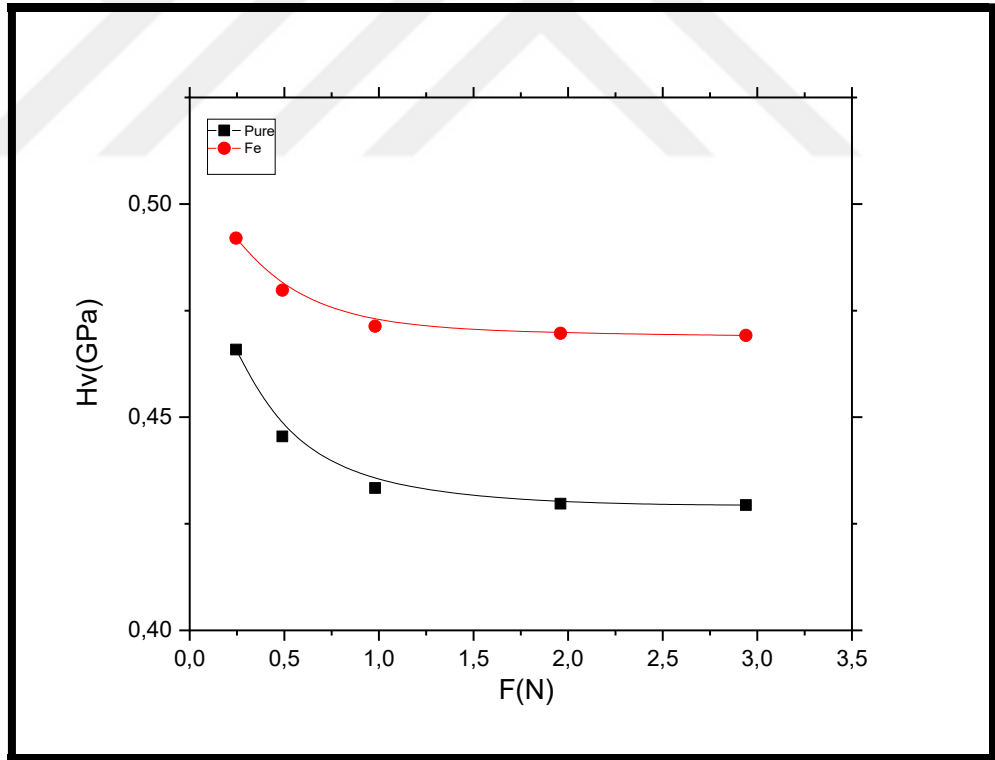
Normal atmosferik basınç koşullarında SHIMADZU HVM-2 model dijital test cihazı vasıtasıyla 0,245 N ila 2,940 N aralığındaki farklı sıkıştırma yükleri arasında 10 s'lik periyotlar boyunca numune yüzeylerindeki çeşitli konumlara uygulanan kuvvetler sonucunda ortalama girinti köşegen uzunlukları belirlenip numunelerin Vickers sertlik değerleri hesaplanmıştır. Elde edilen mikrosertlik deneysel sonuçları ile üretilen numunelere ait diğer temel mekanik performans

parametreleri, elastik (Young's) modülü, akma dayanımı, kırılma tokluğu, elastik sertlik katsayısı, kırılmalık indeksi, süneklik, kayma modülü ve rezilyans parametreleri bulunmuştur. Çalışılan materyalin temel kristal kafesindeki Fe safsızlıkları varlığının malzemelerin mekanik karakteristik doğaları üzerindeki rolü araştırılmıştır. Bu amaçla, materyallere ait standart girinti boyutu etkisi, ÇBE ve ters girinti boyutu etkisi, TÇBE ve yüzey enerji değeri özellikler belirlenmiştir.

Bilindiği üzere bir malzemenin mekanik performans davranışları (uygulanan bir yüke tepki ile deformasyon arasındaki temel bağların kurulması), çok sayıda kusur, çatlak ve dislokasyonun hareketleriyle çakışır ve bu hareketler, uygulamadaki kullanımlar için numune kalitesini doğrudan etkilemektedir. Kusurlar, çatlaklar ve çıkıklar, katılaşma, plastik deformasyon ve termal gerilmelere neden olan hızlı soğuma gibi işlemler sırasında tüm malzemede doğal olarak ortaya çıkmaktadır. Malzemelere plastik deformasyona yol açan bir kuvvet uygulandığında, deformasyon enerjisinin yaklaşık %95'i ısı olarak malzemede dağılır. Geri kalan enerjinin büyük kısmı, çarpıklıkların, kusurların ve çatlakların oluşumlarına karşılık gelen gerinim enerjisi olarak depolanmaktadır. İyi bilindiği üzere, kristal yapıdaki dislokasyonlar, atomların kristalografik düzlemleri boyunca ve kristalografik yönlerde farklı zorluk derecelerinde hareket etmektedir. Bu bakımdan, dislokasyonların hareketi, mevcut düzlemlerde (kayma düzlemleri olarak adlandırılır) belirli yönleri (kayma yönleri olarak adlandırılır) tercih eder ve bu kayma sistemi (kayma yönü ve kayma düzlemi) olarak bilinmektedir. İlki, atomlarla en yakından dolu olan yönlere atfedilmektedir. Diğer bir deyişle yön için en yüksek doğrusal yoğunluk çizgisidir. Benzer şekilde, ikincisi en yoğun atom paketine sahip düzlemle ilgili bir düzlemdir ve bu düzlemde en büyük atomsal yoğunluğu sergilemektedir. Yani, bir malzeme ne kadar çok kayma sistemine sahipse, kristal yapısında olası çeşitli sistemlerin varlığından dolayı sergilediği plastik deformasyon o kadar fazla olmaktadır. Böylece, az sayıda aktif kayma sistemine sahip seramik malzemeler oldukça kırılmalık bir yapıya sahip olmaktadır. Mevcut çalışmadan elde edilen deneysel sonuçlara göre (Bakınız Şekil 5.1), Bi-2223 kristal sisteminin mekanik performans davranışları, temel matrise demir ekleme ile iyileşmiştir. Hem yeni kayma yönleri hem de kayma düzlemleri içeren yeni çalıştırılabilir kayma sistemlerinin oluşturulması, çıkıkların, kusurların ve çatlakların hareketliliğini yönlendirmeye veya azaltmaya neden olur. Bu, kristal kafesteki demir impürite iyonlarının, farklı yönlerdeki (gerilme alanları ve ilgili

kuvvetler olarak hareket eden) dislokasyonları birbiriyle etkileşime sokmasına bağlanmaktadır. Bu nedenle, Fe safsızlığının varlığı, çatlak ilerlemesine karşı direncin artması nedeniyle mekanik mukavemeti, kritik stresi, sertliği ve dayanıklılığı (dayanıklı tetragonal faz ile ilgili) güçlendirmektedir.

Aynı zamanda, deneysel sonuçlar, materyal temel kristal matrisine eklenen demir safsızlık katkısının deformasyon testleri boyunca süperiletken tanelere uygulanan geometrik kısıtlamalar nedeniyle kaymaları başlatmak için gerekli olan çok daha büyük gerilimlere neden olduğunu doğrulamaktadır. Başka bir deyişle, demir safsızlık atomları, süperiletken tanelerin uygun şekilde yönlendirilmesine neden olabilecek yüzey artık sıkıştırma gerilmelerini uygulamaktadır. Çalışılan malzemenin yorulma (yani yorulma performansındaki artış) nedeniyle bozulmaya karşı direncinin artması bu süperiletken materyalinin özellikle endüstriyel güç sistemleri ve enerji ile ilgili sektörler başta olmak üzere çeşitli potansiyel uygulama alanlarında kullanımlarını artırması öngörülmektedir.



Şekil 5.1. Hv-F grafiği

Ayrıca, süperiletken malzemelerin endüstriyel uygulamalar için gerekli olan Vickers sertlik değeri (H_v), elastik modülü (E), akma dayanımı (Y), kırılma tokluğu (K_{IC}), elastik sertlik katsayısı (C_{11}), kırılma indeksi (B), süneklik (D), kayma

modülü (G) ve rezilyans (U_r) parametrelerinin özellikleri [5.2- 5.10] aşağıda verilen denklemler yardımıyla bulunabilir:

$$H_V = 1854,4\left(\frac{F}{d^2}\right) \quad (5.2)$$

$$E = 81,9635H_V \quad (5.3)$$

$$Y \approx \frac{H_V}{3} \quad (5.4)$$

$$K_{IC} = \sqrt{2E\alpha} \quad (5.5)$$

$$B = \frac{H_v}{K_{IC}} \quad (5.6)$$

$$D = \frac{1}{B} \quad (5.7)$$

$$C_{11} = H_v^{7/4} \quad (5.8)$$

$$E = 2G \quad (5.9)$$

$$U_r = Y^2/2E \quad (5.10)$$

(α yüzey enerjisi ile ilgili bir parametredir)

Tablo 5.3. Saf ve Fe katkılı numuneler için ölçüm sonuçları I

Örnekler	F (N)	H _v (GPa)	E (GPa)	Y (GPa)	U _r (MPa)	G(GPa)	K _{IC}	C ₁₁ (GPa)	D	B(m ^{-1/2})
	0,245	0,465868454	38,18421	0,15529	0,315771678	19,09211	0,44645445	0,262700429	0,958	1,043484848
	0,490	0,445476452	36,51281	0,14849	0,301938965	18,25641	0,436574012	0,242908838	0,980	1,020391593
Saf	0,980	0,43338822	35,52202	0,14446	0,29374303	17,76101	0,430609968	0,231491436	0,994	1,0064519
	1,960	0,429726233	35,22187	0,14324	0,291263604	17,61094	0,428786848	0,228079245	0,998	1,002190796
	2,940	0,429383304	35,19376	0,14313	0,29104871	17,59688	0,42861571	0,227760821	0,998	1,001790868

	0,245	0,49200451	40,32641	0,16400	0,33347873	20,16321	0,458806997	0,289031979	0,933	1,072356161
	0,490	0,479806051	39,32658	0,15994	0,325235548	19,66329	0,453083599	0,276608175	0,944	1,058979076
<i>Fe</i>	0,980	0,471343064	38,63293	0,15711	0,319462594	19,31647	0,449070033	0,268126637	0,953	1,049598123
<i>Katkılanmış</i>	1,960	0,469665163	38,49540	0,15656	0,31836315	19,24770	0,448269995	0,266458519	0,954	1,047728309
	2,940	0,469187513	38,45625	0,15640	0,31803621	19,22813	0,44804199	0,265984469	0,955	1,047195404

Hesaplanan mikrosertlik sonuçları Tablo 5.3'te detaylı olarak verilmiştir. Tablodan, elde edilen tüm değerlerin, uygulanan yük ve safsızlık iyonları varlığına hassas bir şekilde bağlı olduğu görülmektedir. Young modülü ve akma dayanımı değerlerinin uygulanan yük ile azalması çalışılan her iki malzemenin de tipik ÇBE karakteristik özelliği sergilediğini göstermektedir. Ancak sayısal değerlere bakacak olursak, herhangi bir uygulanan kuvvet altında kristal örgüsüne demir katkılı materyallerin daha yüksek elastisite modülü ve akma dayanımı sergilediği görülmektedir. Bu değişimi temel nedeninin demir katkılama ile ana matrisin tanecik büyüklüğünün artmasındandır. Ayrıca, kırılma tokluğu ve kırılma indeksi özelliklerinin her iki numune için (yüzey enerji değerlerine bağlı olarak) pozitif olduğu belirlenmiştir. 0,245 N uygulama test yükünde saf numunenin H_v değeri 0,465868454 GPa olarak bulunurken, kristal örgüsüne demir katkılanmış numune için bu değer 0,49200451 GPa olarak hesaplanmıştır. Elde edilen bu değerler her iki numune için maksimum değerleridir. Diğer bir deyişle, uygulanan yüklerdeki artış ve sertlik değerleri değişimi incelendiğinde yük miktarı arttıkça elde edilen sertlik değerlerinde azalma meydana gelmiştir. Bu durum (uygulanan test yükünün artması ile mikrosertlik değerlerinin azalması) bize üretilen tüm malzemelerin standart çentik boyut etkisi (ÇBE) davranış gösterdiğini söylemektedir. Tablo 5.3'te en düşük değer olarak saf numunenin 2,940 N yük altında 0,429383304 GPa değeridir. Buna karşın kristal örgüsüne demir katkılı numunenin 2,940 N uygulanan yükte mikrosertlik değerleri 0,469187513 GPa olarak hesaplanmıştır. Elastisite modül değerlerine gelince yine Bi-2223 süperiletken kristal yapısına demir iyonları katkılanması ile bu değerler ciddi değişimler göstermektedir. Bu bağlamda saf numune 0,245 N uygulanan kuvvet altında 38,18421 GPa elastisite modülü sergilemektedir. Malzeme yüzeyine uygulanan kuvvetin artması ile Young's modül değerlerinde tipik çentik boyut etkisi yüzünden parabolik bir azalma gözlenmektedir. Bu bağlamda, 0,490 N

uygulanan kuvvet altında numunenin Young's modülü değeri 36,51281 GPa, 0,980 N uygulanan kuvvet altında 35,52202 GPa, 1,960 N uygulanan kuvvet altında 35,22187 GPa, ve elastisite modülü 2,940 N uygulanan kuvvet altında 35,19376 GPa'a kadar düşüştür. Demir katkılı numune için bu değerler sırası ile 0,245 N, 0,490 N, 0,980 N, 1,960 N, ve 2,940 N uygulanan test yükleri altında 40,32641 GPa, 39,32658 GPa, 38,63293 GPa, 38,49540 GPa ve 38,45625GPa, ve olarak hesaplanmıştır. Bunun yanı sıra, Bi-2223 seramik kristal yapısına demir katkısının akma dayanımını üzerine etkilerine gelindiğinde üretilen tüm materyaller elastik modülüne benzer bir durum sergilemiştir. Bu bağlamda en büyük akma dayanım değeri kristal örgüsüne demir katkılı numunenin 0,245 N test yükünde 0,16400 GPa olarak tespit edilmiştir. Saf numune ise bu yük altında akma dayanım değeri 0,15529 GPa olarak bulunmuştur. Malzeme üstünde test yükün artması ile 2,940 N uygulanan test yükünde Y değeri en küçük akma dayanımı değeri olan 0,14313 GPa olarak bulunmuştur. Bu uygulanan kuvvette saf numunenin Y değeri 0,14313 GPa olarak tespit edilmiştir. Benzer olarak numunelere 0,245 N-2,940 N arasında kuvvet uygulanması durumunda her iki materyal yukarıdaki değerlerin arasında akma dayanım değeri sunmuştur. Bu değerlerin elde edilmesindeki temel neden numunelerin her ikisinin de tipik çentik boyut etkisi sergilemesindendir. Ayrıca, bulunan deneysel sonuçlar uygulanan test yüküne hassasiyetin demir katkısı ile azaldığını göstermiştir. Bu bağlamda, Fe safsızlığının varlığı, çatlak ilerlemesine karşı direncin artması nedeniyle mekanik mukavemeti, kritik stresi, sertliği ve dayanıklı tetragonal fazı güçlendirdiğini göstermektedir. Ayrıca, Tablo 5.3 Poisson oranına göre elastik ve kayma modülleri arasındaki ilişkiyi kullanarak numunelere ait kristal yapıda demir iyonları varlığı ile kayma modülünün değişimini göstermektedir (Denklem 5.9). Formülde, tip II seramik kuprat katmanlı yüksek sıcaklık süperiletkenlerin kristal yapısında taneler rastgele yönlenmesi yüzünden malzeme izotropik yapı sergiler ve bu yüzden Poisson (ν) oranı değeri 0,25 olarak kabul edilip hesaplamalar yapılabilir. Hesaplama sonuçlarına gelindiğinde en büyük G değeri, elastik modülü değerlerine benzer olarak, 0,245 N test yükü altında 20,16321 GPa olarak kristal örgüsüne demir katkılanmış numunesi için bulunmuştur. Buna karşın saf numune aynı test yükü altında 19,09211 GPa kayma değeri sergilemiştir. Bu test yükünde en küçük değer, beklenildiği gibi, saf süperiletken malzemesine aittir (17,59688). Tablo 5.3'ten açıkça görüldüğü üzere materyallerin çentik boyut etkisi göstermesinden dolayı uygulanan yükün artması

ile kayma modülünün azaldığı bulunmuştur. Bu bağlamda en küçük değer 17,59688 GPa saf numunenin 2,940 N uygulanan yük altında kayda geçilmiştir.

Ayrıyeten, Şekil 5.1.'den elde edilen verilerle malzemenin kristal örgüsüne katkılanan demir iyonları ile bunun malzemenin plato (doygunluk) bölgesine etkisi saptanmıştır. Bu bağlamda, her iki numunede Vickers sertlik değeri plato bölgesine ulaşması nedeniyle belirli bir değere kadar hızlı bir düşüş göstermiştir. Uygulanan kuvvetteki artış devam ettiğinde kristal yapı içerisinde bulunan kusurlarda ve yukarıda belirtilen problemlerde ciddi artışlar meydana gelmektedir. Bu durumun sonucunda materyallerin mikrosertlik değerleri uygulanan belli bir değerdeki kuvvetin artması ile neredeyse sabit olarak devam eder. Saf numune bu doygunluk bölgesine demir katkılı numuneye göre daha az yük değerlerinde ve hızlıca ulaşır. Demir iyonlarının varlığı Bi-2223 seramik materyalinin mekanik dayanımı, mukavemeti ve plastik deformasyon direnci gibi mekanik özelliklerini arttırdığı bulunmuştur. Zaten Tablo 5.3'te bu bulgular (kırılma tokluğu, elastik sertlik katsayısı, kırılma indeksi ve süneklik) yer almaktadır. Benzer olarak, kristal örgüde demir iyonların varlığı materyal üzerinde yüksek bir kuvvet uygulandığı zaman mikrosertliğin uygulanan kuvvetle değişimi grafiğinde plato bölgesi ortaya çıkar. Bu da bize malzemenin plato bölgesinde en doğru sertlik değerlerini hesaplamamızı sağlamaktadır. İşte tam da bu yüzden, eğilme testlerinde 70gr, 80gr ve 100gr yükler tercih edilmiştir. Eğilme testi sonucundan elde edilen elastik modülü sonuçları yükten bağımsız bölgede Vickers mikrosertlik deneysel sonuçları ile karşılaştırıldı. Bu bağlamda eğilme testi sonuçlarının yükten bağımsız olduğu noktaların üstündeki (80gr yük ve üstü) değerler karşılaştırılması gerektiği bulunmuştur. Vickers mikrosertlik sonuçlarında plato bölgeleri saf numune için 0,429 GPa-0,465 GPa bulunurken kristal örgüsüne demir katkılanmış numune için bu değerler 0,469 GPa-0,492 GPa olarak bulunmuştur. Eğilme testi sonuçlarına göre saf numuneden elde edilen elastisite modülü sonuçları 0,3607 GPa-0,3625 GPa (plato bölgesinde) olarak bulunurken, demir katkılı numunenin plato bölgesinde bu değerler 0,339 GPa-0,342 GPa olarak bulunmuştur. Aralarında bir korelasyon hesabı yapılacak olursa, saf numunede değerler arasında yaklaşık %3'lük bir değişim karşımıza çıkarken, kristal örgüsüne demir katkılanmış Bi-2223 süperiletkenin materyal için bu değer farkı yaklaşık %6 olarak bulunmuştur. Değerler arasındaki farklılığın (%3'ten %6'ya) nedeni Bi-2223 kristal yapıya demir katkılanması ile dayanıklı tetragonal fazın iyileşmesi ve kristal yapıdaki

düzelmelerden (çatlakların azalmasından dolayıdır) kaynaklanmaktadır. Bu bağlamda, her iki deneysel prosedürde kristal örgüsüne demir katkılanmış Bi-2223 numune en yüksek mekanik performans özellikleri gösteren numunedir. Ayrıca, elde edilen sonuçlar Vickers mikrosertlik bulgularının eğilme testi sonuçlarından (çok az da fark olsa) biraz daha büyük olduğu bulunmuştur. Deneysel sonuçlar arasındaki bu küçük farklar bulunmasının temel nedeni Vickers ölçümlerinin sadece yüzeyden (pürüzsüz olması mukavemetini artırır ve kristaldeki temel yapı problemlerin, kristal örgüdeki kusurların, bozuklukların, bozulmaların, kafes gerilmelerinin ve tane yanlış yönlendirmelerinin ölçüme direkt katkıda bulunmaması) alınıyor olmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca, çalışılan materyalin anizotropik doğası ölçümler arasındaki farkın temel nedenleri arasındadır. Böylece, Vickers mikrosertlik ölçümlerinden alınan diğer tüm mekanik performans parametre sonuçların da doğruluğu tespit edilmiştir.

Tablo 5.3'te verilen rezilyans (elastik bölgede, yani plastik değişime kadar alınıp geri verilen enerji= emme enerji kapasitesi= elastik enerjiyi geri kazanma yeteneği) değerlerine bakacak olursak, seramik kristal örgüde demir iyonları varlığı ve uygulanan test yükündeki değişim Bi-2223 süperiletken materyallerin ciddi bir şekilde rezilyans değerlerini etkilemektedir. Bu bağlamda, saf numune 0,245 N test yükünde 0,315771678 MPa rezilyans değerine sahipken, numune üzerine uygulanan test yükü arttığı (2,940 N) zaman bu değere 0,29104871 MPa değerine kadar gerilemektedir. Bu değer her iki numune için en düşük değer olarak bulunmuştur. Diğer bir yandan, kristal örgüsüne demir katkılanmış Bi-2223 seramik malzeme her uygulanan yükte saf numuneye göre daha yüksek rezilyans değerlerine sahiptir. Şöyle ki, 0,245 N test yükünde 0,33347873 MPa'lık bir rezilyans değerine sahipken numune üzerine uygulanan test yükü değeri 2,940 N olduğu zaman materyal 0,31803621 MPa'lık bir değere sahiptir. Tüm bu veriler ışığında, demir varlığı ile kristal örgüdeki kusurlar, bozukluklar, bozulmalar, kafes gerilmeleri, tane yanlış yönlendirmeleri, çatlak üreten her yerde mevcut kusurlar gibi yapısal problemlerdeki azalmalara bağlı olarak hem çatlak yüzey enerjisindeki azalmanın hem de kritik stresteki iyileşmenin bir sonucu olarak çatlak başlatan kusurlar ve dislokasyonlar üzerine kurulu dislokasyonların yayılmasını azaltmıştır.

Ayrıyeten, Şekil 5.1'de hazırlanan her iki numunenin 0,245 N'den 2,940 N'ye değişen yükler uygulandığında kuvvet değeri arttıkça mikro sertlik değerinin azaldığı görülmektedir. Çentik Boyutu Etkisi (ÇBE) davranışı, uygulanan yük

değerlerinin artmasıyla malzemedeki çatlamların meydana gelmesi, taneler arasındaki zayıf bağlar, gözeneklilik, yapıda bozulmaların olması, tanelerin yönelmelerinde değişmelerin olması sonucu malzemenin sertlik değerlerinin azalmasıyla ifade edilmektedir. Kısaca ÇBE davranışında uygulamış olduğumuz yük arttıkça ölçülen mikrosertlik değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Yukarıda belirtilen sertliğin azalmasına yol açan durumlar numunenin elastik şekil değişim özelliğinin kaybolmasına yol açmaktadır. Artık sadece plastik deformasyon görünmektedir. ÇBE davranışının aksine uygulanan test yükünün artmasıyla mikrosertlik değerlerinde arttığı ters çentik boyut etkisi (TÇBE) davranışı olarak bilinen durum söz konusudur. Şekil 5.1 bize üretilen iki numunenin de tipik çentik boyut etkisi sergilediğini göstermektedir.

Şekil 5.1 detaylı olarak incelendiğinde saf numuneye kıyasla kristal örgüde demir iyonları katkılanmış Bi-2223 seramik materyalde girinti boyutu etkisi faktörü ciddi bir iyileşme gösterirmiştir. Yine bu numunede taneler arasında bulunan iletkenlik ve gerçekleşen kristallenmenin kaliteli olması sebebiyle Vickers sertlik deneyleri sonucunda elde edilen değerler 0,245 N'den 2,940 N'ye değişen bütün yüklerde saf numuneye göre daha yüksek olduğu görülmüştür.

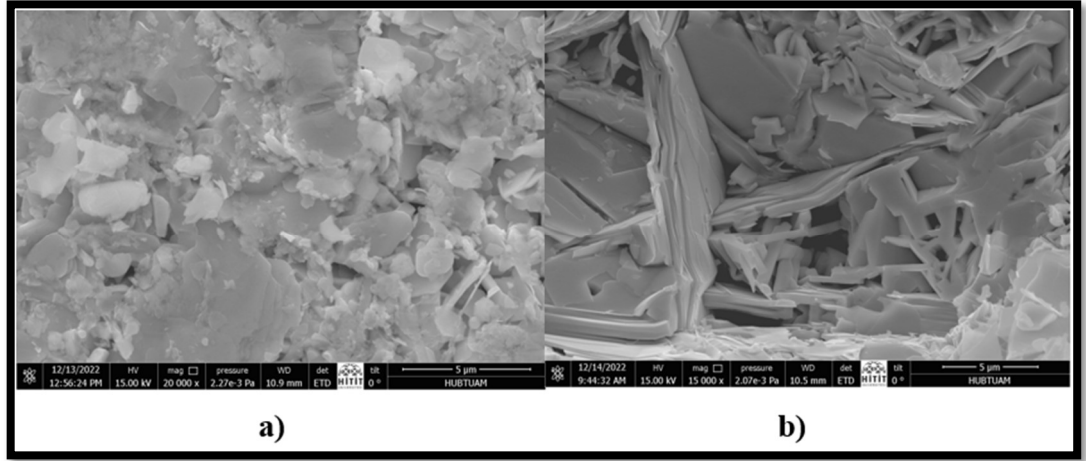
Tüm bilimsel olarak değerlendirilen sonuçlar ışığında, Bi-2223 seramik kristal örgüde demir katkılama materyal üretimi aşamasında oluşan çatlakların yayılmasına ve bu çatlakların oluşmasına sebep olan kusurların oluşmalarına engel olur. Çatlak hızını yavaşlatır veya çatlak yönünü değiştirerek çatlağın kritik hız değerine ulaşmasını engeller.

5.3 SEM Ölçümleri

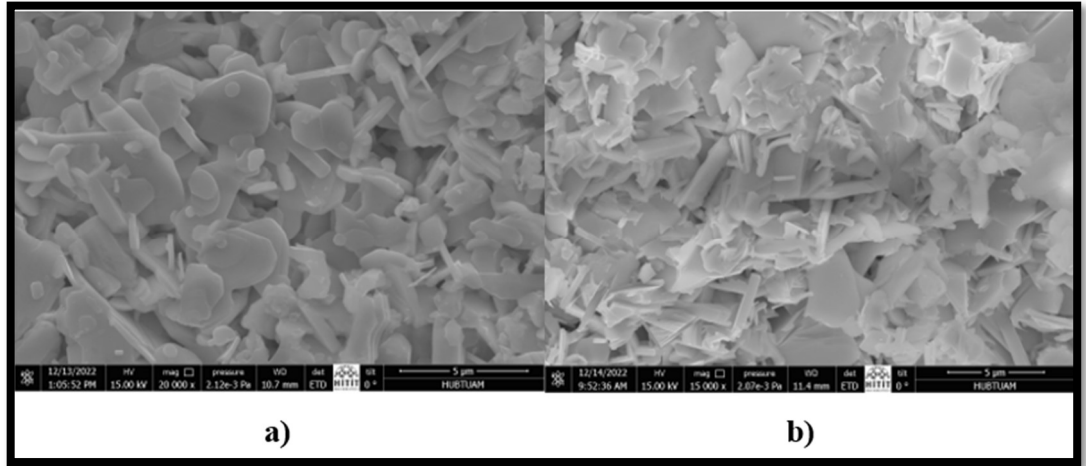
Bu çalışmada, tane hizalama dağılımları, tane sınır bağlama problemleri, kusurlar, boşluklar, gözeneklilik, kısmi ergime ve çatlakların temel özelliklerini içeren yüzey morfolojisinin ve kristalizasyonunun etkisi, tarama elektron mikroskobu (SEM) mikrografları yardımıyla araştırılmıştır. Hazırlanan süperiletken malzemeler ikincil elektron görüntü modunda örnek yüzeylerinden 15000-20000 kat büyütmeyle görüntülenmiştir. Burada Bi-2223 kristal yapısındaki demir parçacıklarının etkisi tartışılmıştır. Aşağıda her iki (saf ve kristal örgüsüne demir katkılanmış) numunenin SEM görüntüleri Şekil 5.2 a-b ve Şekil 5.3 a-b'de verilmiştir. Şekillerden görüleceği üzere, Bi-2223 materyalinin kristal örgüsünde

demir iyonları bulunması çalışılan malzemenin kristal yapısında ciddi bir iyileşme görülmüştür. Ayrıca, demir iyonları varlığı tabakalı yapıda ciddi düzenlemelere neden olmuştur. Özet olarak, demir iyon safsızlıklarının kristal yapıya girmesi Bi-2223 kafesin kristallliği, yüzey morfolojisinin görünümü, kristal yapı kalitesi, mikrokristal birleşme yönelimleri, granüler yapı, tane hizalama dağılımları ve yönelimleri, parçacık büyüme dağılımlarını pozitif olarak etkilediği bulunmuştur. Diğer bir deyişle, demir iyonları varlığı temel matrisin iç kusurlarını, gözeneklilik yapısını, mikro boşluklarını, tabakalar arası bağlantıları, tane içi ve taneler arası sınır eşleşmelerini ve önemli mikroskobik problemleri ciddi bir şekilde düzelttiği belirlenmiştir (Şekil 5.2a ve 5.3a). Bu bağlamda, demir iyonları varlığında üretilen Bi-2223 numune, büyük ve net ortalama tane boyu, düşük gözeneklilik ve süperiletken taneler arasında iyi bir bağlantı görünümü sunmaktadır (Şekil 5.3a). Benzer olarak, demir iyonları yalnızca düzgün yüzey görünümünü iyileştirmekle kalmaz aynı zamanda yapısal bozulmaları, kusurları, gözenekli yapısı, boşlukları, çatlakları, komşu katmanların yönlendirilmesinde bozuklukları, rasgele tane yönelimleri ve tane sınır bağlama problemlerini giderdiği gözlenmiştir. Yine bu (demir katkılı) numune taneler arasındaki en iyi etkileşimi, en büyük ortalama kristalin dağılımı ve en düşük gözenekliliğe sahip yüzey görünüşü sergilemiştir. Yukarıda tartışılan deneysel sonuçlara göre, kristal yapıdaki demir katkısının Bi-2223 fazının büyümesini desteklediği bulunmuştur. Ayrıca, her iki numuneye ait kırılma yüzeylerinin görüntülerinden de anlaşılabacağı üzere kristal örgüsüne demir katkılanmış numune daha yoğun bir yapı sergilemiştir. Daha doğrusu, demir iyonları Bi-2223 süperiletkeninin granüler morfolojik yapısını daha düzenli daha yönelimli ve daha yoğun bir hale getirmiştir. Parçacık dağılımları daha homojen olarak görülmektedir (Şekil 5.3b).

Sonuç olarak SEM fotoğrafları, kristal örgüsüne demir katkılanmış Bi-2223 materyallerin kaliteli yüzey morfolojisi ile sadece kendine ileri teknolojik ve büyük ölçekli uygulama alanlarında değil ayrıca enerji etkin yapı sistemlerinde de yer bulması kolaylaşmıştır.



Şekil 5.2. a) Saf numune için üstten SEM görüntüsü(x20000) b) Saf numune için kırılmış yüzey SEM görüntüsü (x15000)



Şekil 5.3. a) Fe katkılı numune için üstten SEM görüntüsü(x20000) b) Fe katkılı numune için kırılmış yüzey SEM görüntüsü (x15000)

Ayrıca, çalışmada elde edilen SEM görüntüleri üretilen materyallerin (saf Bi-2223 ve kristal örgüsüne demir katkılanmış Bi-2223 seramik materyallerin) çekirdeklenme (kristalleşme) mekanizması ve reaksiyon kinetiğini tartışmamızı sağladı. Bu bağlamda, demir katkılama ile Bi-2223 materyalinin SEM görüntülerindeki değişiminin temel nedeni materyallerin kimyasal içeriklerin stokiyometrisine bağlı olarak kristalleşme reaksiyon kinetiği için aktivasyon enerjisinin (E_a olarak bilinir) değişmesinden kaynaklanmaktadır (Kannan & Predeep, 2013).

Hatta çekirdeklenme mekanizmasının, bir süperiletkenin fiziksel, elektriksel, tane hizalama dağılımları, mikroyapısal, durum yoğunlukları, düzen parametresi, polaronik durumları, tane yönelimleri, kristallik kalitesi, çekirdeklenme kararlılığı, eşleştirme mekanizması, süperiletkenlik, tane sınırı bağlantıları, akı sabitleme, temel mekanik performanslar, kayma sistemi, morfolojik ve kristalleşme sıcaklıkları gibi davranışını anlamada önemli bir rol oynadığı kabul edilmektedir. Bu çalışma kapsamında Bi-2223 malzemesinin çekirdeklenme mekanizmasının temel mekanik performanslar, kayma sistemi ve morfolojik özellikler üzerindeki etkisi ile ilgili deneysel bulgular ile detaylı olarak araştırılmıştır. Elde edilen deneysel sonuçlar, kristal örgüde demir iyonlarının varlığı ve bileşimdeki kimyasal içeriklerin stokiometrisi (değişen elektronegatiflik, valans elektron durumları, elektron konfigürasyonları, katyon boşluğu, iyonik yarıçap boyutlarına dayalı olarak), bitişik katmanlar arasındaki eşleşmeler ve ana matrisle birlikte Fe iyonlarının ve konakçı iyonların düzlemler arası bağları aktivasyon enerji parametresinin değerindeki değişim nedeniyle önemli ölçüde değiştiği bulunmuştur (Şekil 5.2 a-b ve Şekil 5.3 a-b). Benzer sonuçlar literatürde bilimsel çalışmalarda da gözlemlenmiştir. (Koralay vd., 2016; Nilsson vd., 2008). Yani, Bi-2223 süper iletken kristal yapısında Fe safsızlığının varlığı, kristalleşme kinetiğini kontrol eden kristalleşmenin aktivasyon enerjisini sert bir şekilde azaltmasına yol açmıştır. Kristalizasyon için aktivasyon enerjisinin (E_a) büyük ölçüde malzemenin kimyasal bileşimine bağlı olduğu iyi bilinmektedir. Bu açıdan kristal yapıya Fe safsızlığının eklenmesi (bağlanma mesafelerinin değişmesi) beklendiği gibi E_a değerinin değişmesine neden olur. Fe katkılanma durumu Bi-2223 yerine farklı fazların çekirdeklenme hızlarındaki farklılaşmaya bağlı olarak kristalleşme sıcaklığında kaymaya (yüksek sıcaklık bölgelerine doğru kayma) neden olur. Kristalleşme için yeniden düzenleme mekanizması boyunca, kristal yapıdaki atomlar, birincil kristallerin kafes pozisyonuna göre yer alabilmeleri, komşularla bağlanmak için gerekli enerjinin üstesinden gelirler (Aksan vd., 2005) Buna göre, kristalleşme için aktivasyon enerjisi, atomlar arasındaki etkileşim ile bağlantılıdır. Bir malzeme için, atomların sergilediği çekici etkileşim ne kadar yüksekse, o kadar büyük aktivasyon enerjisi olur. Böylece, materyal daha yüksek stabilite (kararlılık) karakterini sağlar (Ianculescu vd., 2006).

Bu temelde, deneysel sonuçlar, Fe katkılı Bi-2223 malzemesinin termodinamik olarak daha kararsız olduğunu göstermektedir (Ianculescu vd.,

2006). Öte yandan, kristalleşme için daha yüksek aktivasyon enerjisi olması durumunda, malzeme ile atomik difüzyon zorlaşır ve dolayısıyla çekirdeklenme ve büyüme yavaşlar. Bu çalışmada Fe katkılı Bi-2223 malzeme en düşük aktivasyon enerjisini sergiler ve bu numune için atomik difüzyon değerine göre çok daha kolay olur. Bu nedenle, çekirdeklenme hızı (ilk kristalleşme işlemi için eşzamanlı çekirdeklenme ve üç boyutlu parabolik büyüme ile doğrudan ilişkilidir), kristal örgüye demir katkılanması ile önemli ölçüde iyileşir (Kannan & Predeep, 2013). Daha detaylı olarak, çekirdeklenme hızındaki artış, büyütülecek çekirdeklere komşu bölgelerdeki bileşim dalgalanmaları hızlandırır. Yani, Bi-2223 kristal sisteminde Fe safsızlığının varlığı, zincirleme reaksiyon benzeri sürece ciddi şekilde iyileştirdiği bulunmuştur (Aksan vd., 2005; Ianculescu vd., 2006). Çalışmadaki SEM görüntülerindeki değişimler, numunelerin kristalleşme süreciyle ilgili (farklı çekirdeklenme mekanizmalarından) detayları göstermektedir.

Burada kristal büyüme mekanizması demir materyallerin Bi-2223 materyallerin yüzey çekirdeklenmesinden tek boyutlu (1D), iki boyutlu (2D) ve üç boyutlu (3D) büyümeye geçtiğini göstermektedir (Aksan & Yakinci, 2008; Karamanov & Pelino, 2001).

5.4. Gerçek Vickers Sertlik Sonuçlarının Teorik modellenmesi

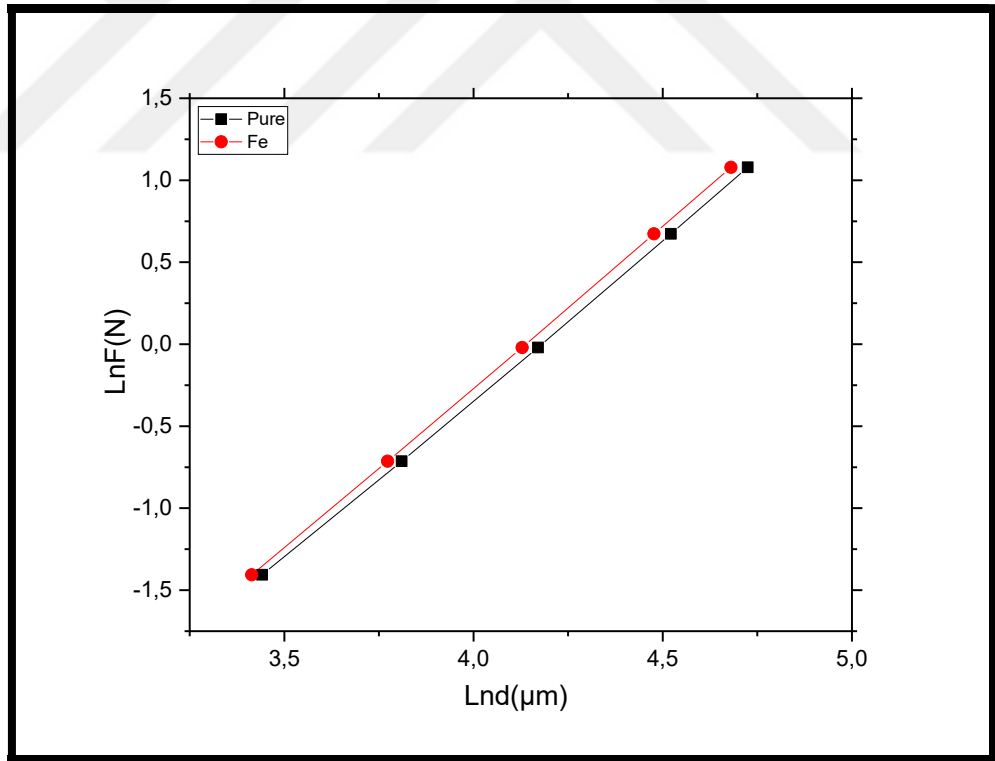
Aşağıda saf ve kristal örüsüne demir katkılanmış Bi-2223 seramik materyaller için edilen mikrosertlik değerlerini kullanarak numunelerin mekanik özellikleri literatürde var olan modellerle (Meyer Kanunu, Orantılı Numune Direnci Modeli, Modifiyeli Orantılı Numune Direnci Modeli, Elastik/Plastik Deformasyon, Hays Kendall ve Çentik-Kaynaklı Çatlak modelleme gibi teorik metotlarla mikrosertlik sonuçları incelendi.

5.4.1 Meyer Yasası

Meyer yasası süperiletken malzemelerin mekanik özelliği hakkında bilgi veren teorik bir modeldir. Model uygulanan çentik yükü ile yükten kaynaklı oluşan köşegen çentik uzunluğu arasındaki ilişkiye dayanır (Kahraman, 2016).

$$F = A_{Meyer} d^n \quad (5.11)$$

Formüldeki F uygulanan test yükünü, d köşegen çentik uzunluğunu n kuvvet katsayısı Meyer sayısını ve A_{Meyer} parametresi standart mikrosertlik sabitini ifade etmektedir. Bu modelde n sayısı malzemenin ÇBE veya TÇBE davranışı hakkında bilgi vermektedir. n'nin 2'den küçük olduğu durumlarda malzeme ÇBE davranışı sergilerken yani uygulanan yükteki artışın malzemenin sertliğinde düşüşe neden olması, 2'den büyük olduğu durumlarda ise malzeme, yükteki artışın sertlikte artışa neden olduğu TÇBE davranışı sergiler. n'nin 2'e eşit olduğu durumda, sertlik uygulanan yükten etkilenmez ve Kick yasası ile ifade edilir (Kölemen vd., 2006). $\ln F$ 'nin $\ln d$ 'e göre değişimini gösteren grafiklerdeki lineer eğrilerden yararlanarak n katsayısı ve A_{Meyer} sabiti bulunur. n katsayısı grafikteki eğrilerin eğimlerinden bulunurken, A_{Meyer} sabiti eğrilerin y apsisini kestiği değere eşittir (Akkurt, 2016). Şekil 5.4'te $\ln F$ 'nin $\ln d$ 'e göre doğrusal grafiği verilmektedir.



Şekil 5.4. $\ln F$ - $\ln d$ grafiği

Tablo 5.4. Saf ve Fe katkılı numuneler için ölçüm sonuçları II

Örnekler	Meyer's Yasası		OND Model		MOND Model			EPD Model		HK Model		ÇKÇ Model	
	$A_{MEYER} \times 10^{-4}$ (N/ μm)	n	$\alpha \times 10^{-3}$ (N/ μm)	$\beta \times 10^{-4}$ (N/ μm^2)	$W_X \times 10^{-2}$ (N)	$A_{OMP} \times 10^{-3}$ (N/ μm)	$A_{IMPS} \times 10^{-4}$ (N/ μm^2)	$d_e \times 10^{-1}$ (μm)	$A_{EPDX} \times 10^{-1}$ (N ^{1/2} / μm)	$W_X \times 10^{-1}$ (N)	$A_{HK} \times 10^{-4}$ (N/ μm^2)	$K \times 10^{-4}$ (N ^{(3-5m)/3} / $\mu m^{(2-3m)}$)	m
Saf	3,074	1,937	0,745	2,241	3,394	-0,477	2,334	0,240	0,149	0,193	2,302	195,142	-0,248
Fe Katkılı	2,987	1,963	0,457	2,482	2,048	-0,307	2,541	0,142	0,157	0,114	2,527	944,249	-0,130

Tablo 5.4'ten görüleceği üzere saf numune için n meyer sayısı 1.937 kristal matris Fe katkılı numune için n meyer sayısı 1.963 olarak bulunmuştur. Hem saf hem demir katkılı numunelerin n değerleri 2'nin altında olduğundan iki numunenin de tipik ÇBE mekanik karakterini sergilediği söylenebilir. Fe katkılı numunenin n değerinin daha yüksek olması demir katkısının Bi2223 süperiletken malzemesinin kristallik derecesini geliştirdiği anlamına gelir.

5.4.2 Orantılı Numune Direnci Modeli

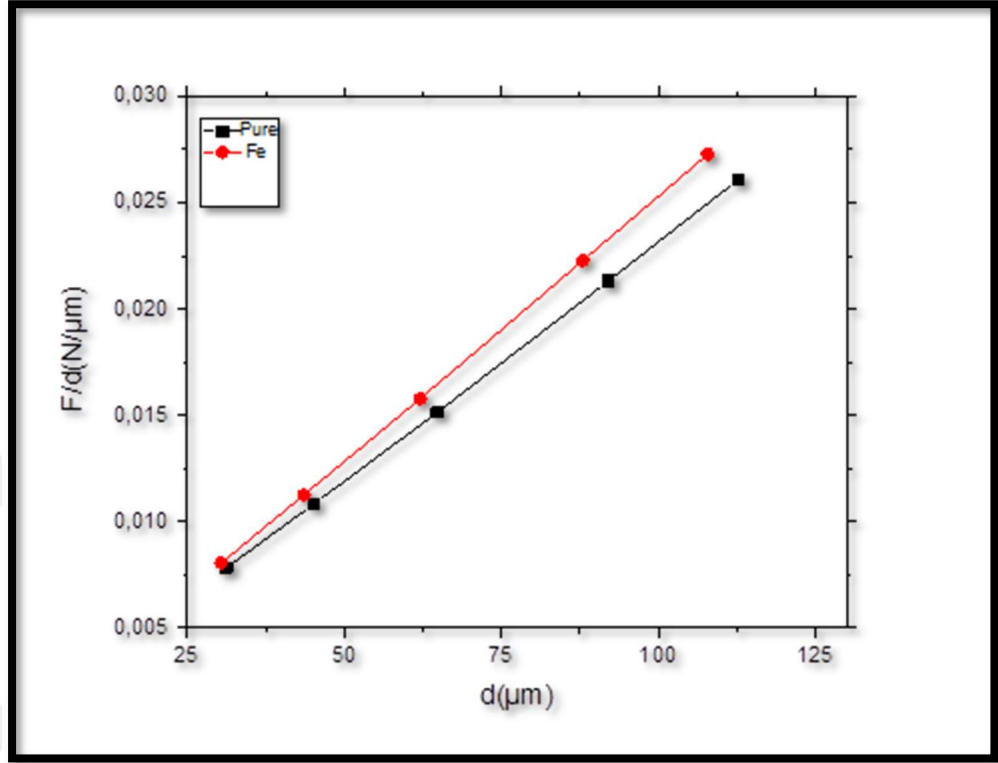
Li ve Bradt tarafından 1993 yılında ortaya konulan ONDM modeli süperiletken malzemelerin mekanik davranışı hakkında bilgi edinebildiğimiz teorik bir yaklaşımdır. Hays-Kendall modelinin modifikasyonu olan bu model, yüzeyde bulunan çatlak gibi kusurlar boyunca enerji dağılımını dikkate alır. Bu nedenle malzemelerin mekanik özellikleri yüzey enerjisindeki değişimlerden ciddi şekilde etkilenir (Akdemir vd., 2016). Şekil 5.5'te F/d'nin d'e göre doğrusal grafiği verilmektedir.

α 'nın yüzey enerji parametresini β 'nin yükten bağımsız mikrosertlik sabitini gösterdiği bu teorik modele göre malzemeler α 'nın pozitif değerleri için ÇBE, negatif değerleri için TÇBE davranışı sergiler (Akkurt, 2016). Teorik modelin formülü aşağıdaki ilişki ile ifade edilir.

$$\frac{F}{d} = \alpha + \beta d \quad (5.12)$$

Yükten bağımsız mikrosertlik değeri aşağıdaki bağıntı ile elde edilir.

$$H_{OND} = 1854,4\beta \quad (5.13)$$



Şekil 5.5. F/d-d grafiği

Bu yaklaşıma göre saf numunenin yüzey enerji parametresi $0,745 \times 10^{-3}$ N/μm) Fe katkılı numunenin yüzey enerji parametresi $0,457 \times 10^{-3}$ N/μm)'dir (Bakınız Tablo 5.4) Her iki numune için yüzey enerji parametresi pozitif değer aldığından ikisi de tipik ÇBE özelliği sergilemektedir.

Tablo 5.5. Saf ve Fe katkılı numuneler için ölçüm sonuçları III

Örnekler	H_{OND} (GPa)	H_{MOND} (GPa)	H_{EPD} (GPa)	H_{HK} (GPa)	$H_{ÇKÇ}$ (GPa)	H_v (GPa)
Saf	0,415	0,432	0,416	0,426	0,440	0,465-0,429
Fe katkılı	0,459	0,471	0,460	0,467	0,476	0,492-0,469

Yukarıda verilen 5.13 formülü ile hesaplanan yükten bağımsız mikrosertlikler (H_{OND} , Orantılı Numune Direnci Modeline göre hesaplanan) hem saf hem de Fe katkılı numuneler için gerçek mikrosertlik aralığının dışındadır. Bu yüzden Orantılı Numune Direnci Modeli saf ve temel matrisine demir ilave edilmiş Bi-2223 süperiletken malzemesi için uygun bir yaklaşım değildir.

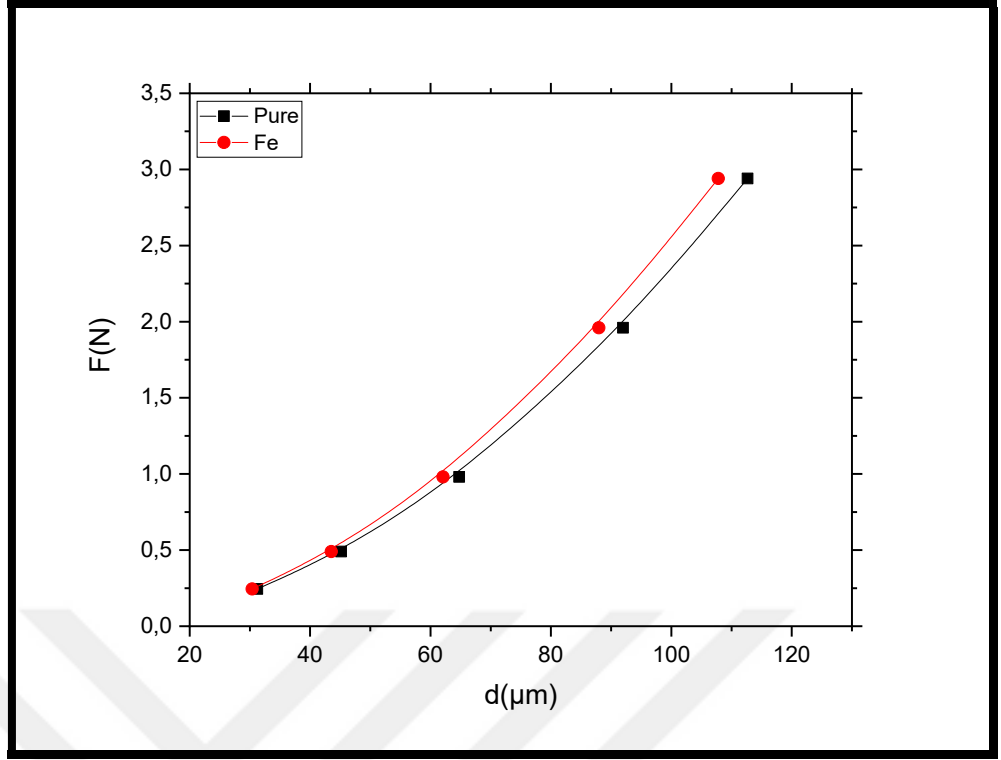
5.4.3 Modifiyeli Orantılı Numune Direnci Modeli

Modifiyeli Orantılı Numune Direnci Modeli (MONDM) mikrosertlik hesaplamalarında kalıcı hasara uğramış yüzeylerin etkilerini hesaba katmak için önerilen bir yaklaşımdır (Terzioğlu, 2011). Bu etkileri hesaba katmak için MONDM modelinde, ONDM modeline ek olarak W_{MOND} ile gösterilen kalıcı hasarı başlatan minimum yük değeri vardır (Akkurt, 2016). Bu teorik yaklaşımın çentik diyagonal uzunlukları cinsinden formülü aşağıdaki gibidir.

$$F = W_{MOND} + A_{0MOND}d + A_{1MOND}d^2 \quad (5.14)$$

Formüldeki A_{0MO} ve A_{1MOND} parametreleri ONDM modelinde sırasıyla α ve β değerleri ile aynı fiziksel anlama sahiptir. MONDM modeline göre gerçek mikrosertlik değeri aşağıdaki bağıntı ile tanımlanır.

$$H_{MOND} = 1854,4 A_{1MOND} \quad (5.15)$$



Şekil 5.6. F-d grafiği

Modifiyeli Orantılı Numune Direnci Modelinin parametreleri olan W_{MPSR} , A_{0MPSR} ve A_{1MPSR} değerleri Tablo 5.4'te verilmiştir. Bu parametreler F 'nin d 'e göre grafiğinden hesaplanarak bulunur. Şekil 5.6'da F 'nin d 'e göre grafiği verilmiştir. Tablodan da görüldüğü üzere hem saf hem de demir katkılı numune için A_{0MPS} değerleri negatif olarak bulunmuştur. Bu da her iki numunenin tipik ÇBE davranışı sergilediğini göstermektedir. Saf numune için bu değer $-0,477 (x10^{-3} N/\mu m)$ iken demir katkılı için bu değer $-0,307 (x10^{-3} N/\mu m)$ 'dir. Temel matrise demir eklenmesi A_{0MOND} değerinde artışa neden olmuştur. Böylece demir ilavesinin Bi-2223 süperiletken malzemesinin mukavemetini arttırdığı söylenebilir.

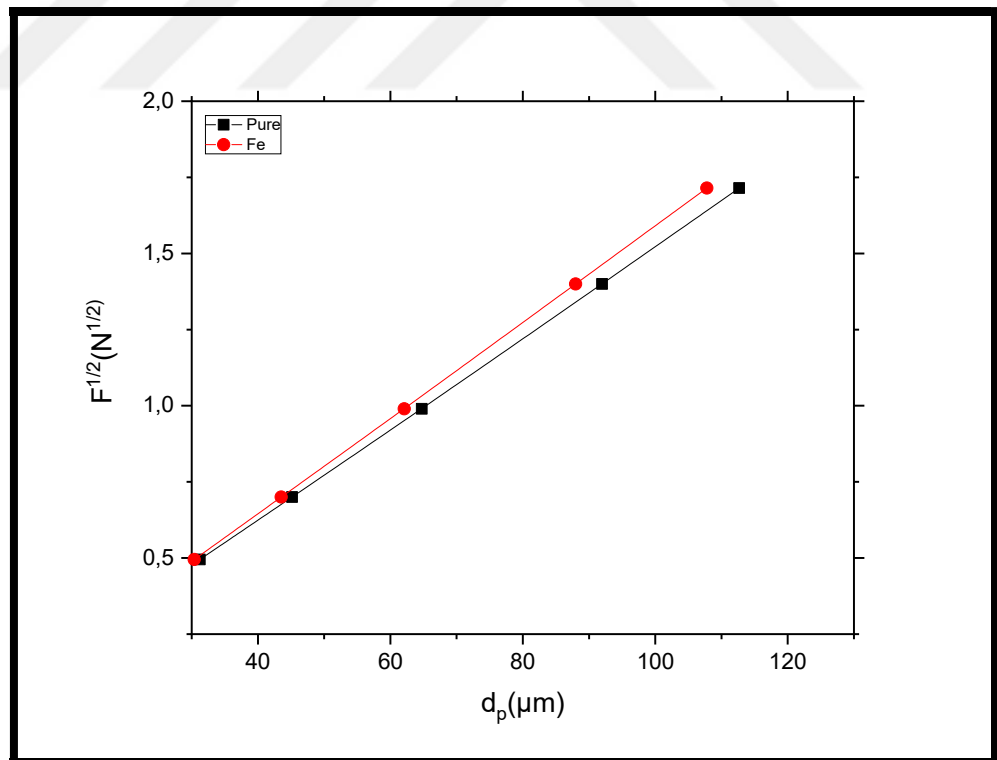
Bu modele göre yükten bağımsız mikrosertlik sabitini bulmak için yukarıda verilen denklem 5.15 kullanılır. Bu yaklaşım ile elde edilen yükten bağımsız mikrosertlik değeri (plato bölgesi) saf numune için 0,432 GPa demir katkılı numune için 0,471 GPa'dır (Bakınız Tablo 5.5). Her iki değerde deneysel olarak elde edilen gerçek mikrosertlik aralığında bulunmaktadır. Modifiyeli Orantılı Numune Direnci Modeli tez kapsamında çalışılan saf ve demir katkılı Bi-2223 numuneleri için uygun bir yaklaşımdır. Ayrıca malzemelerin mekanik davranışını belirlemede ve demir ilavesinin yük bağımlı mikrosertlik değerine etkisini belirlemede başarılı olmuştur.

5.4.4 Elastik/Plastik Deformasyon Modeli

Elastik/Plastik deformasyon modeli çentik izinin etrafında plastik deformasyona (d_p) ek olarak elastik bir deformasyonun (d_e) da meydana geldiği varsayımına dayanır. Bu varsayımdan yola çıkarak gerçek sertliği belirleyebilmek için yarı köşegen plastik çentik değeri olan d_p 'e elastik bir terim olan yarı köşegen d_e eklenmelidir (Terzioğlu, 2011). EPD modeli kuvvet cinsinden aşağıdaki formül ile ifade edilebilir.

$$F = A_{EPD}(d_e + d_p)^2 \quad (5.16)$$

Formüldeki A_{EPD} ve d_e parametreleri $F^{1/2}$ 'nin d_p 'e göre değişimini gösteren grafikten yararlanılarak elde edilir. Bu grafik Şekil 5.7'de verilmiştir. A_{EPD} parametresi grafikteki eğrinin eğiminden belirlenirken, d_e parametresi eğrinin y apsisini kestiği noktaya eşittir.



Şekil 5.7. $F^{1/2}$ - d_p grafiği

Saf numune için d_e değeri $0,240 (x10^{-1}\mu m)$, demir katkılı numune için d_e değeri $0,142 (x10^{-1}\mu m)$ bulunmuştur (Bakınız Tablo 5.4.). Her iki değerinde pozitif olması hem saf hem de demir katkılı numune için ÇBE mekanik davranışı sergilediğini göstermektedir. Ayrıca Bi-2223 süperiletken malzemesine demir ilavesini sonucu ÇBE davranışının güçlendiği d_e değerinin azalmasıyla görülmektedir.

Bu modele göre gerçek mikrosertlik değeri şu şekilde gösterilir (Ozturk, 2012).

$$H_{EPD} = 1854,4 \left(\frac{F}{(d_p + d_e)^2} \right) \text{ GPa} \quad (5.17)$$

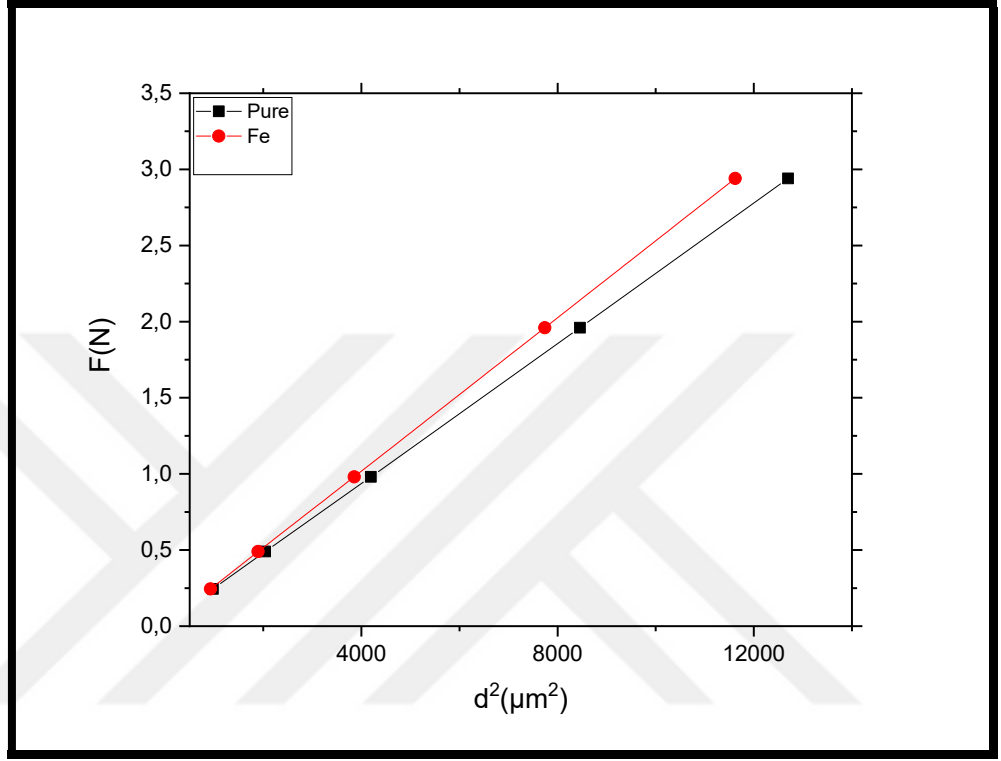
Elastik/Plastik Deformasyon Modeline göre hesaplanan plato bölgesindeki mikrosertlik değeri saf numune için $0,416 \text{ GPa}$ demir katkılı numune için $0,460 \text{ GPa}$ bulunmuştur. Bu değerler deneysel çalışma sonucu elde edilen verilerin altında kalmaktadır. Bu yüzden bu tez kapsamında çalışılan saf ve demir katkılı Bi-2223 numuneleri için başarılı bir yaklaşım değildir. Fakat bu model malzemelerin mekanik davranışını belirlemede ve temel matrise demir ilavesinin yük bağımlı mikrosertlik değerine etkisini belirlemede başarılı olmuştur.

5.4.5 Hays–Kendall Yaklaşımı

Hays-Kendall yasası Kick yasasının değiştirilmiş bir versiyonudur (Murugesan ve Kalainathan, 2016). Bu yasa ISE davranışı gösteren seramik süperiletkenlerin mekanik özelliklerini belirlemede oldukça başarılı bir modeldir (Dogruer vd., 2015). Bir malzemeye yük uygulandığı zaman kalıcı hasarın gözlemlenebilmesi için malzemede plastik deformasyonun oluşması gerekmektedir. HK yasasına göre kalıcı hasarı başlatan minimum yük değeri W ile gösterilir ve bu yük malzemeye uygulanan kuvvete karşı gösterilen direnç kuvveti olarak ifade edilebilir (Koralay vd., 2014). HK modeli etkin kuvvet cinsinden aşağıdaki gibi ifade edilir.

$$F_{etkin} = F - W = A_{HK} d^2 \quad (5.18)$$

Formüldeki A_{HK} parametresi sertlik sabitidir. F 'nin d^2 'e göre değişimini gösteren grafik çizilerek A_{HK} ve W değerleri belirlenir. Bu grafik Şekil 5.8'de gösterilmektedir. A_{HK} değeri grafikteki eğrinin eğimine eşitken, W değeri eğrinin y apsisini kestiği noktaya eşittir (Murugesan ve Kalainathan, 2016).



Şekil 5.8. F- d^2 değişim grafiği

Hem saf hem de demir katkılı numune için Tablo 5.4'te verilen W değeri pozitif olarak bulunmuştur. W 'nin pozitif olması her iki numunenin de ÇBE sergilediğini göstermektedir. Saf numune için W değeri $0,193 (x10^{-1} N)$, demir katkılı numune için W değeri $0,114 (x10^{-1} N)$ olarak bulunmuştur. Bu bağlamda her iki model de çentik boyut etkisi davranışını sergilemiştir. Ayrıca, W değerindeki düşüş sonucu, demir katkısı ile Bi-2223 seramik malzemenin uygulanan kuvvete karşı direnci arttığı yani uygulanan kuvvete karşı mekanik duyarlılığının azaldığını göstermektedir. Tablo 5.4'ten elde edebileceğimiz bir diğer sonuç A_{HK} değeridir. Saf numune için bu değer $2,302 (x10^{-4} N/\mu m^2)$, demir katkılı numune için $2,527 (x10^{-4} N/\mu m^2)$ olarak bulunmuştur. A_{HK} değeri malzemelerin mekanik dayanımının, sabitliğinin, sağlamlığının, kırılma tokluğunun ve akma mukavemetinin bir ölçütüdür. Bu özelliklerin artması A_{HK} değerini artırır. Bi-2223 kristal örgüye demir katkılanması, örgüdeki var olan kusurların, bozuklukların, bozulmaların, kafes

gerilmelerinin, tane yanlış yönlendirmelerinin, çatlak üreten her yerde mevcut kusurlar gibi yapısal problemlerin azalmasına bağlı olarak yukarıda bahsedilen özellikleri iyileştirmiştir.

Malzemelerin yükten bağımsız (plato bölgesi) gerçek Vickers sertlik değeri bu yaklaşım ile aşağıdaki formülden yararlanarak hesaplanabilir (Murugesan ve Kalainathan, 2016).

$$H_{HK} = 1,8544A_{HK} \quad (5.19)$$

Bu modele göre hesaplanan yükten bağımsız mikrosertlik değeri Tablo 5.5'te verilmektedir. Saf numune için bu değer 0,426GPa, demir katkılı numune için 0,467 GPa olarak bulunmuştur. Hem saf hem de demir katkılı numune için bulunan değerler gerçek mikrosertlik değer aralığının altındadır. Bu da bu yaklaşımın incelenen numuneler için uygun olmadığını göstermektedir. Fakat numunelerin mekanik davranışını ve demir ilavesinin yük bağımlı mikrosertlik değerine etkisini belirlemede başarılı olmuştur.

5.4.6 Çentik Kaynaklı Çatlak Model

Li ve Bradt tarafından ortaya konulan Çentik-Kaynaklı Çatlak (ÇKÇ) modeli TÇBE davranışı sergileyen malzemelerin mekanik davranışı için kullanışlı bir modeldir (Koralay vd., 2014). Bu modele göre girinti test yükü, dört ögeden oluşan numune direnci tarafından kısıtlanır.

- İğne ucu sürtünmesi veya numune arayüzü
- Elastik deformasyon
- Plastik deformasyon
- Numune içerisindeki çatlaklar

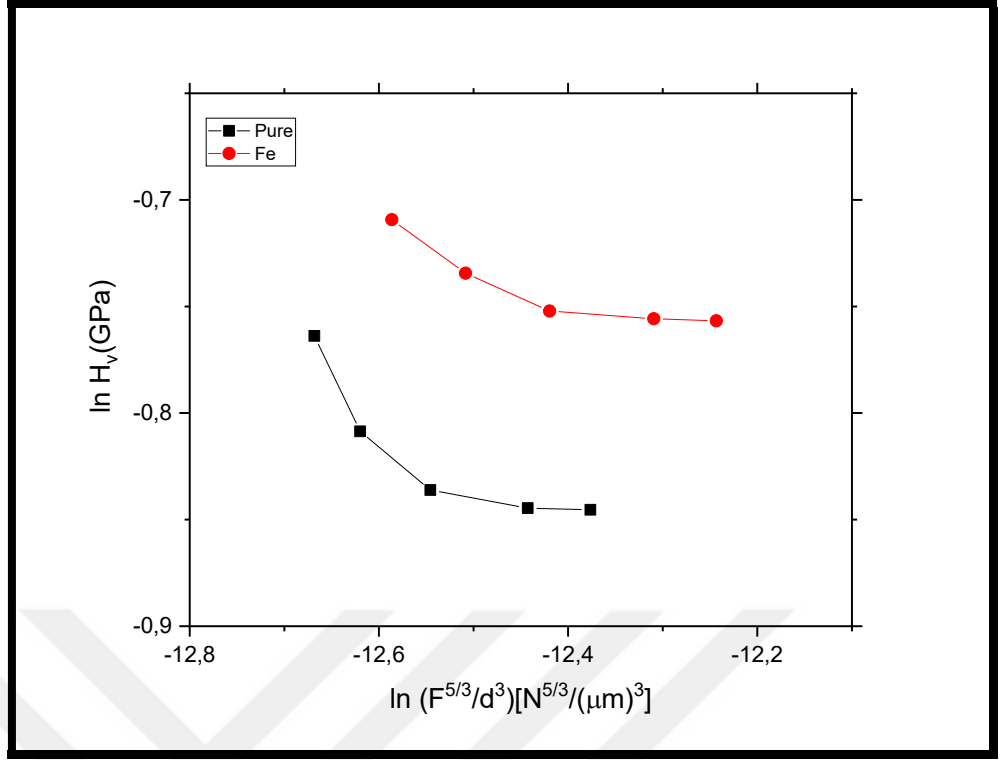
Sürtünme ve elastik deformasyon malzemelerin ÇBE davranışı sergilemesinin temel nedeniyken, plastik deformasyon ve numune içerisindeki çatlaklar malzemelerin TÇBE davranışı sergilemesinde rol oynar (Akkurt, 2016). Bu modele göre aşağıdaki bağıntıdan yükten bağımsız mikrosertlik değerleri belirlenebilir.

$$H_{\text{ÇKÇ}} = \lambda_1 K_1 \left(F/d^2 \right) + K_2 \left(F^{5/3}/d^3 \right) \quad (5.20)$$

Denklemden d çentik izi, K_1 iğnenin geometrisi ile alakalı bir ifadeyken K_2 çentik test yüküne bağlı bir değerdir. Malzemelerin plastik veya gevrekliği hakkında bilgi veren λ_1 değeri sabit bir sayıdır. Mükemmel plastik malzemelerde $\lambda_1 = 1$ ve $K_2 \left(F^{5/3}/d^3 \right) = 0$ olur. Dolayısıyla vickers sertlik değeri $H_{\text{ÇKÇ}} = K_1 \left(F/d^2 \right)$ ifadesine dönüşür. Mükemmel gevrek malzemeler için ise $\lambda_1 = 0$ olur dolayısıyla $H_{\text{ÇKÇ}} = K_2 \left(F^{5/3}/d^3 \right)$ olur. Diyagonaldeki çentik izi, girintinin karşıt kenarları arasındaki 148° açı farkı olması nedeniyle derinlikteki çentik izinin 7 katı olur (Dogruer vd., 2013). Böylelikle denklem,

$$H_{\text{ÇKÇ}} = K \left(F^{5/3}/d^3 \right)^m \quad (5.21)$$

olur. $\ln H_v$ 'nin $\ln \left(F^{5/3}/d^3 \right)$ 'e göre değişimini veren grafikten k ve m parametreleri hesaplanır. Bu grafik şekil 5.9'da verilmiştir. Hesaplanan m değeri malzemenin mekanik davranışı hakkında bilgi verir. ÇBE davranışı 0,6'dan büyük m değerlerinde, TÇBE davranışı 0,6'dan küçük m değerlerinde sergilenir (Akdemir vd., 2016).



Şekil 5.9. $\ln(H_v)$ - $\ln(F^{5/3}/d^3)^m$ grafiği

Tablo 5.4'te görüleceği üzere saf numune için m değeri -0.248 olarak bulunmuşken demir katkılı numune için m değeri -0.130 olarak bulunmuştur. 0.6'dan küçük m değerleri ÇBE mekanik davranışını sergiler. Yani bu modele göre tüm numuneler ÇBE karakteristik özelliğini göstermektedir. Bu bağlamda bizim numuneler için bu model yaklaşımı istenilen bir yaklaşım sergileyememiştir. Ayrıca demir katkısı ile m değerinde artış meydana gelmiştir. Bu bağlamda üretilen numunelerin kristal örgüsündeki kusurların, bozuklukların, bozulmaların, kafes gerilmelerinin, tane yanlış yönlendirmelerinin, çatlak üreten her yerde mevcut kusurlar gibi yapısal problemlerin demir katkısı ile azaldığı gözlemlenmiştir.

Elde edilen tüm sonuçlar doğrultusunda, kristal yapısına demir katkılı Bi-2223 seramik malzemesinin yükten bağımsız (plato) bölgede genel mekanik performans ve karakteristik özellikleri incelemede en başarılı teorik yaklaşımın Çentik-Kaynaklı Çatlak (ÇKÇ) modeli olduğu bulunmuştur.

6. SONUÇ VE ÖNERİLER

Oda sıcaklığında atmosferik basınç altında standart katıhal metodu ile üretilen saf ve Fe katkılı Bi-2223 süperiletken malzemelerin mekanik davranışları (ÇBE ve TÇBE) eğilme testi, Vickers sertlik ölçümleri ve SEM analizleri yapılarak incelenmiştir. Deneysel mikrosertlik ölçümlerinden yararlanılarak malzemelerin temel mekanik performans parametreleri olan elastik (Young's) modülü, akma dayanımı, kırılma tokluğu, elastik sertlik katsayısı, kırılma indeksi, süneklik, kayma modülü 6 farklı teorik yaklaşım (Meyer Kanunu, Orantılı Numune Direnci Modeli, Modifiyeli Orantılı Numune Direnci Modeli, Elastik/Plastik Deformasyon, Hays Kendall ve Çentik-Kaynaklı Çatlak yaklaşımı) ile hesaplanmıştır.

Eğilme testi deney sonucuna göre 80 gr yükleme durumu için saf numunenin elastisite modülü değeri 34,2 GPa iken demir katkılı numunenin elastisite modülü değeri 36,25 GPa çıkmıştır. Aynı şekilde 100 gr yükleme durumu için saf numunenin elastisite modülü 33,92 GPa iken demir katkılı numune için elastisite modülü 36,07 GPa değerlerinde gözlemlenmiştir. Buradan anlaşılağı üzere uygulanan yük miktarı arttıkça elastisite modülü azalmıştır. Böylece hem saf hem de temel matrise demir ilave edilmiş numuneler tipik ÇBE mekanik davranışı sergilemektedir. Bi-2223 süperiletken malzemesi seramik bir malzeme olduğundan az sayıda aktif kayma sistemine sahiptir dolayısıyla kırılma bir yapı sergilemektedir. Demir katkılı numunede elastisite modülünün daha yüksek değerlerde olmasının nedeni demir ilavesi hem yeni kayma yönleri hem kayma düzlemleri içeren yeni çalıştırılabilir kayma sistemlerinin oluşturulması, çıkıkların kusurların ve çatlakların hareketliliğini kısıtlaması nedeniyle sistemin mekanik performans davranışlarını iyileştirmesidir.

Benzer şekilde Vickers sertlik testi ile 0,245 N ila 2,940 N aralığındaki farklı sıkıştırma yükleri uygulanarak numunelerin mikrosertlik değerleri bulunmuştur. Ölçüm sonucu elde edilen Vickers mikrosertlik değerlerinden faydalanarak numunelerin elastik (Young's) modülü, akma dayanımı, kırılma tokluğu, elastik sertlik katsayısı, kırılma indeksi, süneklik, kayma modülü ve rezilyans parametreleri hesaplanmıştır. Bu parametreler incelendiğinde, süneklik hariç, uygulanan test yükü arttırıldığında değerlerin azaldığı görülmektedir. Bu da hem saf hem de demir katkılı numunenin tipik çentik boyutu etkisi sergilediğini göstermektedir. Yani hem eğilme testi hem Vickers sertlik ölçümü için uygulanan

en düşük yüklemelerde (eğilme testi için 0,687 N Vickers sertlik ölçümü için 0,245 N) yukarıda bahsedilen özellikler maksimum değere sahipken uygulanan en yüksek yüklemelerde (eğilme testi için 0,981 N Vickers sertlik ölçümü için 2,940 N) yukarıda bahsedilen özellikler minimum değere sahiptir. Ayrıca saf ve demir katkılı numuneler için aynı sıkıştırma yüklerinde yukarıda bahsedilen parametreler karşılaştırıldığında demir katkılı numunenin daha yüksek değere sahip olduğu görülmektedir. Numunelere en düşük sıkıştırma yükü olan 0,245 N uygulandığında saf numune için elastisite modülü 38,18421 GPa iken, demir katkılı numunede elastisite modülü 40,32641 GPa değerine sahiptir. Numunelere en yüksek sıkıştırma yükü olan 2,940 N uygulandığında saf numune için elastisite modülü 35,19376 GPa iken, demir katkılı numunede elastisite modülü 38,45625 GPa değerine sahiptir. Yukarıda da bahsedildiği gibi eğilme testinde de demir katkısı ile elastisite modülü değeri yükselmiştir. Bu da eğilme testi ile Vickers sertlik testinin birbirleri ile uyumlu olduğunu göstermektedir.

Ayrıca kristal örgüdeki demir atomları varlığının malzemeye yüzey artık sıkıştırma gerilmeleri uygulayarak kayma sistemlerinin hareketlerini başlatmak için malzemenin daha büyük gerilmelere maruz kalması gerektiği deformasyon testleri ile doğrulanmıştır. Böylece endüstriyel çalışmalarda karşılaşılan problemlerden biri olan malzemelerin yorulmadan kaynaklı kırılması, demir safsızlıkları varlığı ile yorulma dayanımı arttığı için iyileştirilmiştir. Bu sayede başta endüstriyel güç sistemleri ve enerji ile ilgili sektörler olmak üzere çeşitli potansiyel uygulama alanlarında bu süperiletken materyalin kullanımının artması ön görülmektedir.

Bu veriler ışığında, demir varlığı ile kristal örgüdeki kusurlar, bozukluklar, bozulmalar, kafes gerilmeleri, tane yanlış yönlendirmeleri, çatlak üreten her yerde mevcut kusurlar gibi yapısal problemlerdeki azalmalara bağlı olarak hem çatlak yüzey enerjisindeki azalmanın hem de kritik streste ki iyileşmenin bir sonucu olarak çatlak başlatan kusurlar ve dislokasyonlar üzerine kurulu dislokasyonların yayılmasını azaltmıştır. Bi-2223 seramik kristal örgüde demir katkılama materyal üretimi aşamasında oluşan çatlakların yayılmasına ve bu çatlakların oluşmasına sebep olan kusurların oluşmalarına engel olur. Çatlak hızını yavaşlatır veya çatlak yönünü değiştirerek çatlakın kritik hız değerine ulaşmasını engeller.

7. KAYNAKLAR

Bu tez çalışmasında APA atıf sistemi kullanılmıştır.

- Akdemir, E., Pakdil, M., Bilge, H., Kahraman, M. F., Bekiroglu, E., Yildirim, G., Zalaoglu, Y., Doruk, E., & Oz, M. (2016). Degeneration of mechanical characteristics and performances with Zr nanoparticles inserted in Bi-2223 superconducting matrix and increment in dislocation movement and cracks propagation. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 27, 2276–2287. <https://doi.org/10.1007/s10854-015-4022-z>
- Akkurt, B. (2016). *Farklı sıcaklık şartlarının Cu difüze edilmiş Bi-2212 seramiklerinin mekanik karakteristiği üzerine etkisi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Akkurt, B., & Yildirim, G. (2016). Change of mechanical performance and characterization with replacement of Ca by Gd nanoparticles in Bi-2212 system and suppression of durable tetragonal phase by Gd. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 27, 13034–13043. <https://doi.org/10.1007/s10854-016-5444-y>
- Aksan, M. A., & Yakinci, M. E. (2008). Thermal and superconducting properties of glass-ceramic HTc BiSrCa(CuPr)O system. *Journal of Materials Processing Technology*, 196, 365–372. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.05.042>
- Aksan, M. A., Yakinci, M.E., & Balci, Y. (2005). Thermal analysis study of Bi₂Sr₂Ca₂Cu₃-xEr_xO_{10+δ} glass-ceramic system. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 81, 417–423. <https://doi.org/10.1007/s10973-005-0801-8>
- Aktaş, M. (2019). *YBCO (358) süperiletkenin mıknatıslanma-sıcaklık değişiminin kritik hal çerçevesinde modellenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Alp, M. (2016). *Süperiletken “racetract” bobinlerde ve bobin “stack” yapılarında alternatif akım kayıplarının sonlu elemanlar yöntemi ile araştırılması*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Arebat, R. A. M., Arebat, M., Prof, D., Öztürk, Ö., Üyesi, J., Çavdar, Ş., Üyesi, Ö., & Aşıkuzun, E. (2018). *Katı hal reaksiyon yöntemi ile üretilen Co katkılı polikristal YBCO-358 süperiletkenlerinin yapısal, elektriksel ve mekanik özelliklerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Aslan Aydemir, G. (2018). *Sol-gel yöntemiyle üretilen Zn geçiş metali katkılı YBCO (123) süperiletkenlerinin yapısal, elektrik ve mekanik özelliklerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Atila, B. (2020). *Değişik oranlarda gümüş (Ag) eklenmiş Bi₂Sr₂Ca_{0.925}Na_{0.075}Cu₂O_y süperiletkenlerinin magnetodirenç özelliklerinin belirlenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Awad, R., Abou Aly, A. I., Kamal, M., & Anas, M. (2011). Mechanical properties of (Cu 0.5 Tl 0.5)-1223 substituted by Pr. *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*, 24(6), 1947–1956. <https://doi.org/10.1007/s10948-011-1150-4>
- Aydın, H. (2014). *Gd katkılı Bi-tabanlı yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin yapısal, elektriksel ve mekanik özelliklerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Aytekin, M. E. (2015). *BSCCO süperiletkenler üzerine uygulanan yüksek peletizasyon basıncının etkisi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Aytekin, M. E. (2020). *Nano boyutta kalay katkılı Bi-2212 seramiklerin süperiletkenlik özellikleri*. Fen bilimleri enstitüsü.
- Battal, Ö. (2015). *Üretim tekniklerinin bizmut tabanlı yüksek sıcaklık süperiletkenlerin fiziksel özelliklerine etkisi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.

- Beer, F. P. (2015). *Cisimlerin mukavemeti*. Literatür Yayıncılık.
- Bilgili, Ö. (2013). *Manyetik alınganlık ölçümleri ile Bizmut tabanlı seramik süperiletkenlerin karakterizasyonu*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Çaha, İ. (2013). *Farklı ısıtma işlem koşullarında hazırlanan YBa₂Cu₃O_{7-x} süperiletken yapıların karakterizasyonu*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Çakan, E. (2013). *Sm katkılı YBaCuO süperiletken üretimi ve karakterizasyonu*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Çakır, B. (2015). *Üstten aşılama-eritme-büyütme yöntemiyle üretilen istiflenmiş silindirik halka YBCO külçe süperiletkeni*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Çiçek, Ö. (2014). *Farklı formlarda süperiletken tellerde transport ve alternatif akım kayıp özelliklerinin kıyaslanması*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Çördük, T. (2016). *Bi-2223 tabanlı süperiletken seramiklerin yapısal özelliklerine nano-MgO parçacıklarının etkisi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Coşkun, A. (2017). *YBCO süperiletken dalga rezonatörünün performansının iyileştirilmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Coşkunyürek, M. (2013). *Nd₂O₃ katkılanmış Bi₂Sr₂CaCu₂O_y süperiletkeninin elektriksel, mikroyapı ve mekanik karakterizasyonu*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Demir, İ. (2014). *Karbon katkılı ve katkısız nano bor ile üretilmiş MgB₂ süperiletkenlerinin manyetik kaldırma kuvveti özelliklerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Doğru, A. (2013). *Co katkısının BSCCO süperiletkeninin yapısal ve fiziksel özellikleri üzerindeki etkilerinin araştırılması*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Dogruer, M., Gorur, O., Karaboga, F., Yildirim, G., & Terzioğlu, C. (2013). Zr diffusion coefficient and activation energy calculations based on EDXRF measurement and evaluation of mechanical characteristics of YBa₂Cu₃O_{7-x} bulk superconducting ceramics diffused with Zr nanoparticles. *Powder Technology*, 246, 553–560. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2013.06.018>
- Dogruer, M., Terzioğlu, C., Yildirim, G., Pakdil, M., & Zalaoglu, Y. (2015). Decrement of crack propagation in bulk Bi-2223 superconducting ceramics with Sn-diffusion annealing temperature. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 26, 6013–6019. <https://doi.org/10.1007/s10854-015-3177-y>
- Dogruer, M., Yildirim, G., Ozturk, O., Belenli, I., & Terzioğlu, C. (2013). Variation of mechanical properties of Cr doped Bi-2212 superconductors. *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*, 26, 2949–2954. <https://doi.org/10.1007/s10948-013-2113-8>
- Ekizer (Erkuş), A. (2013). *Y₃Ba₅Cu₈O_x süperiletken bileşiğinin yapısal özelliklerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Enis, O. N. (2018). *Bi_{1.6}Pb_{0.4}Sr₂Ca₃Cu₄O₁₂ süperiletkenin çubuk formunda üretimi ve karakterizasyonu*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Ertekin, E. (2016). *Süperiletken hatalı akım sınırlayıcı (SHAS) tasarımı, üretimi ve karakterizasyonu*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Eryılmaz, S. (2015). *Malik asit (C₄H₆O₅) katkılı MgB₂ süperiletkeninin mekaniksel özellikleri*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Geçer, S. (2017). *İndüktif tip süperiletken hatalı akım sınırlayıcı cihaz tasarımı ve çalıştırılması*. Fen Bilimleri Enstitüsü.

- Gök, K. (2020). *Süperiletken dağıtım şebekesi parametrelerinin incelenmesi: Kocaeli rabak fider uygulaması*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Güler, M. T. (2021). *Nano bor katkısının yüksek sıcaklık süperiletken seramiklere etkilerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Gün, E. (2017). *LFZ tekniği ile üretilen krom katkılı $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_{2-x}\text{Cr}_x\text{O}_y$ süperiletkenlerinin fiziksel, elektriksel ve mekanik özellikleri*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Güner, S. B. (2017). *Levitasyon uygulamaları için YBCO tek kristal süperiletkenlerin üretimi ve karakterizasyonu*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Gürsul, M. (2013). *Na katkılı BSCCO süperiletkeninin aktivasyon enerjisine sinterleme sıcaklığı etkisinin araştırılması*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- İzmirli, S. (2019). *$\text{Bi}_{(1,8-x)}\text{Pb}_{0,2}\text{Ga}_x\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ süperiletken sisteminin manyetik, mekanik ve mikroyapısal özelliklerinde Bi-Ga kısmi yer değişimi etkisinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Ianculescu, A., Gartner, M., Despax, B., Bley, V., Lebey, T., Gavrilă, R., & Modreanu, M. (2006). Optical characterization and microstructure of BaTiO_3 thin films obtained by RF-magnetron sputtering. *Applied Surface Science*, 253, 344–348. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2006.06.008>
- Kabaer, M. (2015). *Üç çekirdekli YBCO süperiletkeni manyetik kuvvet parametrelerinin maglev sistemleri için karşılaştırmalı olarak incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Kahraman, F. (2016). Evaluation of the Vickers microhardness and fracture toughness on hot pressed $\text{Bi}_{2212}/\text{Ag}$ ceramic composites. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 27, 8006–8012. <https://doi.org/10.1007/s10854-016-4796-7>
- Kannan, T., & Predeep, P. (2013). Investigation into the superconducting threshold of $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_{2n+4+\delta}$, $n = 2, 2.5, 4$ perovskites synthesized by glassy precursor route with Thermal and Raman spectroscopic techniques. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 114, 635–641. <https://doi.org/10.1007/s10973-012-2845-x>
- Kapucu, V. (2014). *$\text{C}_4\text{H}_6\text{O}_5$ katkılı ve katkısız MgB_2 süperiletkenlerinin manyetik kaldırma kuvveti özelliklerinin elektromanyetik uygulamalar için araştırılması*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Kara, A. (2021). *İçi boş silindirik yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin manyetik perdeleme özelliklerinin sonlu elemanlar yöntemi ile iyileştirilmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Karaahmet, Z. (2017). *Lütesyum katkılı YBCO külçe süperiletkeni için manyetizasyonun H-formülasyonu kullanılarak iki boyutlu olarak modellenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Karamanov, A., & Pelino, M. (2001). Influence of the nucleation time-lag on the activation energy in non-isothermal crystallization. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 290, 173–179.
- Kaya, N. (2020). *Çok duvarlı karbon nanotüp katkılı MgB_2 süperiletkeninin elektriksel, manyetiksel ve yapısal özelliklerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Kölemen, U., Uzun, O., Yilmazlar, M., Güçlü, N., & Yanmaz, E. (2006). Hardness and microstructural analysis of $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_{2-x}\text{Sm}_x\text{Cu}_3\text{O}_y$ polycrystalline superconductors. *Journal of Alloys and Compounds*, 415, 300–306. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.09.023>
- Koralay, H., Hıcıymaz, O., Cavdar, S., Asikuzun, E., Tasci, A. T., & Ozturk, O. (2014). Effect of Zn content on microstructure and mechanical performance in $\text{Bi}_{1.8}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_{3.2-x}\text{Zn}_x\text{O}_{10+\delta}$ glass ceramic. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 25, 3116–3126. <https://doi.org/10.1007/s10854-014-1992-1>

- Koralay, H., Hicyilmaz, O., Cavdar, S., Ozturk, O., & Tasci, A. T. (2016). Experimental and theoretical approaches on thermal and structural properties of Zn doped BSCCO glass ceramics. *Materials Science- Poland*, 34, 25–32. <https://doi.org/10.1515/msp-2016-0027>
- Körpe, A. (2019). *Al-katkılı Bi-2223 süperiletken seramiklere ait olan yapısal, süperiletkenlik ve mekanik performansının incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Kouachi, I. I. (2020). *Süperiletkenlikte termodinamik özelliklerin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Mohammed, N. H., Abou-Aly, A. I., Ibrahim, I. H., Awad, R., & Rekaby, M. (2009). Mechanical properties of (Cu_{0.5}Ti_{0.5})-1223 added by nano-SnO₂. *Journal of Alloys and Compounds*, 486, 733–737. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.07.034>
- Murugesan, G., & Kalainathan, S. (2016). Experimental and theoretical modelling of Vickers, Knoop microhardness and laser damage threshold studies on Ca_{0.9}Nd_{0.1}Ti_{0.9}Al_{0.1}O₃ single crystals grown by optical floating zone technique. *Journal of Alloys and Compounds*, 677, 121–126. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.03.178>
- Nefrow, A. R. R. A. (2019). *Sol-jel ve katıhal reaksiyon yöntemleri ile üretilen, Co ve CoFe₂O₄ katkılı polikristal YBCO-123 süperiletkenin yapısal, elektronik ve mekanik özelliklerinin karakterizasyonu*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Nilsson, A., Gruner, W., Acker, J., & Wetzig, K. (2008). Critical aspects on preparation of Bi-2223 glassy precursor by melt-process. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 354, 839–847. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2007.08.019>
- Öz, İ. (2019). *Kobalt -difüzyonunun, konvaksiyonel katı hal reaksiyonu tekniği ile üretilen Bi-2212 süperiletken seramiklerin mekanik, süperiletken ve yapısal özellikleri üzerine etkisi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Özabacı, M. (2013). *Manyetik katılanmış Bi-2212 fiberlerin lazer yüzey bölge (LFZ) metoduyla üretimi, tanecik yönelimi ve süperiletkenlik özelliklerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Özkurt, B. (2014). The Influence of Na Addition on the Mechanical Properties of Bi-2212 Superconductors. *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*, 27, 2407–2414. <https://doi.org/10.1007/s10948-014-2623-z>
- Özkurt, B., Madre, M. A., Sotelo, A., & Diez, J. C. (2013). Effect of metallic Ag on the properties of Bi-2212 ceramic superconductors. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 24, 3344–3351. <https://doi.org/10.1007/s10854-013-1253-8>
- Ozturk, O. (2012). Some physical properties and Vickers hardness measurements of Fe diffusion-doped Bi_{1.8}Pb_{0.35}Sr_{1.9}Ca_{2.1}Cu₃O_y superconductors. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 23, 1235–1242. <https://doi.org/10.1007/s10854-011-0580-x>
- Ozturk, O., Arebat, R. A. M., Nefrow, A. R. A., Bulut, F., Guducu, G., Asikuzun, E., & Celik, S. (2019). Investigation of structural, superconducting and mechanical properties of Co/Cu substituted YBCO-358 ceramic composites. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 30, 7400–7409. <https://doi.org/10.1007/s10854-019-01053-1>
- Ozturk, O., Cetinkara, H. A., Asikuzun, E., Akdogan, M., Yilmazlar, M., & Terzioglu, C. (2011). Investigation of mechanical and superconducting properties of iron diffusion-doped Bi-2223 superconductors. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 22, 1501–1508. <https://doi.org/10.1007/s10854-011-0337-6>
- Salış Başaran, R. (2019). *Yüksek sıcaklık süperiletken malzemelerin üretim ve elektriksel ölçme sistemlerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Şener, M. (2013). *Nd katkılı YBaCuO süperiletken üretimi ve karakterizasyonu*. Fen Bilimleri Enstitüsü.

- Terzioğlu, C. (2011). Investigation of some physical properties of Gd added Bi-2223 superconductors. *Journal of Alloys and Compounds*, 509, 87–93. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.08.105>
- Turkoz, M. B., Zalaoglu, Y., Turgay, T., Ozturk, O., & Yildirim, G. (2019). Effect of homovalent Bi/Ga substitution on propagations of flaws, dislocations and crack in Bi-2212 superconducting ceramics: Evaluation of new operable slip systems with substitution. *Ceramics International*, 45, 22912–22919. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.07.334>
- Uçar, E. (2019). *YBCO süperiletkenlerde bor ve talyum katkılarının sinterleme sıcaklığı ile değişiminin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Yıldıran, D. (2017). *Yüksek sıcaklık süperiletkenlerine nano parçacık katkılama etkilerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- Yücel, İ. (2014). *YBCO süperiletkeninin yapısal, elektriksel ve manyetik özelliklerinin incelenmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.

