



T.C.
NİĞDE ÖMER HALİSDEMİR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANABİLİM DALI

NANO BOR KATKISININ YÜKSEK SICAKLIK SÜPERİLETKEN
SERAMİKLERE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

MÜNİR TANER GÜLER

Temmuz 2021

T.C.
NİĞDE ÖMER HALİSDEMİR ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
FİZİK ANA BİLİM DALI

NANO BOR KATKISININ YÜKSEK SICAKLIK SÜPERİLETKEN
SERAMİKLERE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

MÜNİR TANER GÜLER

Doktora Tezi

Danışman

Dr. Öğr. Üyesi Selva BÜYÜKAKKAŞ

Temmuz 2021

Münir Taner GÜLER tarafından **Dr. Öğr. Üyesi Selva BÜYÜKAKKAŞ** danışmanlığında hazırlanan “**Nano Bor Katkısının Yüksek Sıcaklık Süperiletken Seramiklere Etkilerinin İncelenmesi**” adlı bu çalışma jürimiz tarafından Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Fizik** Ana Bilim Dalı’nda Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Prof. Dr. Osman ÖZSOY, Kayseri Üniversitesi

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Selva BÜYÜKAKKAŞ, Niğde Ömer Halisdemir Üni.

Üye : Prof. Dr. Ercan TÜRKKAN, Necmettin Erbakan Üniversitesi

Üye : Prof. Dr. İdris KABALCI, Uşak Üniversitesi

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Şahin ÜNLÜER, Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi

ONAY:

Bu tez, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunca belirlenmiş olan yukarıdaki jüri üyeleri tarafından/...../20.... tarihinde uygun görülmüş ve Enstitü Yönetim Kurulu’nun/...../20.... tarih ve sayılı kararıyla kabul edilmiştir.

...../...../20...

Prof. Dr. Murat BARUT
MÜDÜR

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin bilimsel ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Münir Taner GÜLER



ÖZET

NANO BOR KATKISININ YÜKSEK SICAKLIK SÜPERİLETKEN SERAMİKLERE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

GÜLER, Münir Taner
Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Ana Bilim Dalı

Danışman : Dr. Öğr Üyesi Selva BÜYÜKAKKAŞ

Temmuz 2021, 137 sayfa

Bu tez çalışmasında YBCO (Y123) tabanlı $Sm_{1.75}Ca_{2.20-x}B_xCu_{3.4}O_y$ ($x = 0, 0,4, 0,8$ ve $1,0$) başlangıç kompozisyonuna uygun nano-Bor katkılı süperiletken seramik malzemeler katı-hal tepkime yöntemiyle üretildi. Üretilen malzemeler için DTA, EDX, SEM, XRD, Manyetik Kaldırma (Levitasyon) Kuvveti ölçümleri ve Manyetik Duyarlılık (Stiffness) hesaplamaları yapıldı. Üretilen süperiletken seramiklerin XRD ölçümlerindeki piklere ait (hkl) miller indisleri belirlenerek, a, b ve c örgü parametreleri, kristal hacmi, spektrumdaki piklerin FWHM değerleri ve parçacık büyüklüğü gibi parametreler hesaplandı. Belirlenen XRD piklerinden, malzemede artan nano-bor katkısı ile güçlenen ya da zayıflayan piklerin, şiddet yoğunluklarından yola çıkarak, ortorombik fazdan tetragonal faza dönüşümün gerçekleştiği görüldü. Malzemeye ait kristalografik uzay grubunun, tetragonal kristal yapı için $P4/mmm$ ve ortorombik kristal yapı için $Pmmm$ olduğu belirlendi. Manyetik duyarlılık, levitasyon eğrilerinin eğiminden hesaplanmıştır. Bu çalışmadan elde edilen manyetik kaldırma kuvveti ve manyetik duyarlılık ile ilgili verilerin Maglev ve taşıyıcı sistemlerin teknolojik uygulamalarına katkı sağlayacağı muhtemeldir.

Anahtar Sözcükler: Y123, Nano-Bor, katı-hal tepkime yöntemi, malzeme karakterizasyonu, faz dönüşümü, manyetik kaldırma kuvveti, manyetik duyarlılık

SUMMARY

INVESTIGATION OF NANO BORON DOPING TO HIGH TEMPERATURE SUPERCONDUCTORS

GÜLER, Münir Taner

Nigde Ömer Halisdemir University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics

Supervisor : Dr. Selva BÜYÜKAKKAŞ

July 2021, 137 pages

In this thesis YBCO (Y123) based $\text{Sm}_{1.75}\text{Ca}_{2.20-x}\text{B}_x\text{Cu}_{3.4}\text{O}_y$ ($x = 0, 0.4, 0.8$ and 1.0) suitable nominal composition of nano-boron doped superconducting ceramic materials is produced by solid-state reaction method. DTA, EDX, SEM, XRD, Magnetic Levitation Force measurements and Magnetic Stiffness calculations were made for the produced materials. Parameters such as miller indices (hkl) of the peaks in XRD measurements, a, b and c lattice parameters, crystal volume, FWHM values of the peaks in the spectrum and particle size of the produced superconducting ceramics were calculated. From the determined XRD peaks, it was observed that the transformation from orthorhombic phase to tetragonal phase occurred based on the intensity of the peaks, which were strengthened or weakened by the increasing of the nano-boron doped in the material. It was determined that the crystallographic space group of the material was $P4/mmm$ for tetragonal crystal structure and $Pmmm$ for orthorhombic crystal structure. Magnetic stiffness was calculated from the slope of the levitation curves. It is probable that the magnetic levitation and magnetic stiffness data obtained from this study will contribute to the technological applications of Maglev and carrier systems.

Keywords: Y123, nano-boron, solid-state reaction method, material characterization, phase transformation, magnetic levitation, magnetic stiffness

ÖN SÖZ

Fosil yakıt ve türevlerinin kullanımı gezegenimizi günden güne kirletmektedir. Süperiletken teknolojileriyle enerji verimliliği arttırılacak ve karbon salınımı üst düzey olan yakıtların kullanımı azalacaktır. Ayrıca Maglev trenleri ve MRI cihazları bu teknolojinin kullanıldığı en yaygın alanlardır. Bu nedenle süperiletken teknolojilerinin geliştirilmesi oldukça önem arz etmektedir.

Bu doktora çalışmasında, yüksek sıcaklık süperiletkenlerinden olan YBCO (Y123) ailesi temel alınarak nano-bor katkılı süperiletken seramikler katı-hal tepkime yöntemiyle üretilmiştir. Üretilen numunelerin fiziksel özellikleri DTA, EDX, SEM, XRD, SEM, Manyetik Kaldırma Kuvveti ölçümleri ve manyetik duyarlılık hesaplamaları yapılmıştır.

Doktora tez çalışmasının yürütülmesi esnasında, tüm içtenliği ve desteğiyle yanımda olan bilgi birikimini, tecrübesini ve kıymetli zamanını esirgemeyen Dr. Öğr. Üyesi Şahin ÜNLÜER ve danışman hocam Dr. Öğr. Üyesi Selva BÜYÜKAKKAŞ'a en içten teşekkürlerimi sunarım. Tezin başlangıcından bugüne kadarki gelişme sürecinde desteğini esirgemeyen değerli hocam Prof. Dr. Osman ÖZSOY'a teşekkürlerimi sunarım. Tez çalışmasından üretilen malzemelerin gerekli ölçümlerinde güler yüzlülüğü ve arkadaşlıklarıyla bana yardımcı olan Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarı uzman personeline desteklerinden dolayı ayrıca teşekkür ederim.

İlk danışmanım olan, tez konumun belirlenmesinden tezimin son safhasına kadar çalışmalarına yön veren, engin bilgi birikimi ve tecrübesiyle birlikte, desteğini esirgemeyen ancak bu uzun sürecin nihai kısmına ömrü yetmeyen, vefatıyla hepimizi derinden üzen, çok değerli hocam merhum Prof. Dr. İbrahim KARACA'nın anısına, minnet ve şükran duygularıyla bu tezi ithaf ediyorum.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
SUMMARY	v
ÖN SÖZ	vi
İÇİNDEKİLER	ix
ÇİZELGELER DİZİNİ	x
ŞEKİLLER DİZİNİ	xvi
FOTOĞRAFLAR DİZİNİ	xvii
SİMGE VE KISALTMALAR	xviii
BÖLÜM I GİRİŞ	1
1.1 Süperiletkenliğin Kuramsal Temelleri	4
1.1.1 BCS teorisi	4
1.1.2. London teorisi	6
1.2.3 Ginzburg-Landau teorisi	7
1.2.4 Meissner etkisi	8
1.2 Süperiletkenliğin Karakteristik Özellikleri	11
1.2.1 Kritik sıcaklık (T_c)	11
1.2.2 Kritik akım yoğunluğu (J_c)	11
1.3.3 Kritik manyetik alan (H_c)	12
1.3.4 Manyetik alınganlık (χ)	13
1.3 Tip I ve Tip II Süperiletkenler	16
1.5 Manyetik Kaldırma (Levitasyon) Sistemi	19
1.5 Manyetik Duyarlılık (Magnetic Stiffness)	24
1.6 Yüksek Sıcaklık Süperiletkenleri	26
1.6.1 Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin (HTS) yapısal özellikleri	26
1.6.2 Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin elektriksel ve manyetik özellikleri	28
1.6.3 Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde süperiletkenlik mekanizması	29
1.6.4 YBCO sisteminin kristal yapısı	32
1.6.5 YBCO sisteminin tetragonal ve ortorombik yapısı	32
1.7 Bor Elementi ve Önemi	34
1.7.1 Bor elementinin özellikleri	34

1.7.2 Elementel borun kristal yapısı	35
1.7.3 Elektriksel özellikleri	36
1.7.4 Kimyasal özellikleri	36
BÖLÜM II LİTERATÜR VE MALZEME ÜRETİMİ	38
2.1 Süperiletken Üretiminde Kullanılan Yöntemler	38
2.1.1 Eritme yönlendirme büyütme yöntemi (melt-texture-growth, MTG)	38
2.1.2 Katı-hal tepkime yöntemi (solid-state reaction method, SSM)	39
2.1.3 Çözelti-jel yöntemi (sol-gel method)	43
2.1.4 Eritme-döküm yöntemi (melt-casting process)	47
2.1.5 Ark döküm (arc-casting) yöntemi	50
2.1.6 Cam seramik yöntemi	51
BÖLÜM III MATERYAL VE YÖNTEM	54
3.1 $\text{Sm}_{1,75}\text{Ca}_{(2,20-x)}\text{B}_x\text{Cu}_{3,4}\text{O}_y$ Bileşiklerinin Hazırlanması	54
3.2 Malzemelerin Sinterlenmesi	57
3.3 Yapılan Ölçümler	61
3.3.1 Diferansiyel termal analiz (DTA) ve termal gravimetrik analiz (TGA) ölçümü	61
3.3.2 X-ışını kırınımı (XRD) ölçümü	62
3.3.3 Taramalı elektron mikroskobu (SEM)	62
3.3.4 Manyetik kaldırma (levitasyon)	63
3.3.5 Manyetik duyarlılık (stiffness)	66
BÖLÜM IV BULGULAR VE TARTIŞMA	68
4.1 Diferansiyel Termal Analiz (DTA) Sonuçları	68
4.2 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Enerji Dağılımlı X-Ray (EDX) Sonuçları	70
4.3 X-ışını Kırınımı (XRD) Analiz Sonuçları	75
4.4 Örneklere Ait (<i>hkl</i>), FWHM ve Parçacık Büyüklüğü Sonuçları	81
4.5 Manyetik Levitasyon (Kaldırma Kuvveti) Ölçümleri	84
4.5.1 ZFC altında katkıya bağlı ölçümler	87
4.5.1.1 200 mT' da alınan ölçümler	87
4.5.1.2 300 mT' da alınan ölçümler	90
4.5.1.3 470 mT' da alınan ölçümler	93
4.5.2 ZFC altında dış manyetik alana bağlı ölçümler	96
4.5.3 FC altında katkıya bağlı ölçümler	100

4.5.3.1 300 mT' da alınan ölçümler	100
4.5.3.2 470 mT' da alınan ölçümler	103
4.5.4 FC altında dış manyetik alana bağlı ölçümler	106
4.5.5 FC etkisinde 470 mT'da çoklu loop ölçümleri	110
4.6 Manyetik Duyarlılık (Stiffness) Ölçümleri	112
4.6.1 Manyetik duyarlılığın ZFC altında katkıya bağlı değişimi	113
BÖLÜM IV SONUÇLAR	117
KAYNAKLAR	122
ÖZ GEÇMİŞ	136
TEZ ÇALIŞMASINDAN ÜRETİLEN ESERLER	137



ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 1.1. Bazı elementel ve bileşik süperiletkenlerin (T_c) kritik sıcaklıkları.....	2
Çizelge 2.1. A25, A50 ve A100 numunelerinin J_c , T_c ve c örgü parametresi ölçüm sonuçları	42
Çizelge 2.2. Numunelerin kalsinasyon ve sinterleme verileri	45
Çizelge 2.3. Manyetik alan ve sıcaklığa bağlı olarak numunelerin J_c değeri ($\times 10^4 Acm^2$)	53
Çizelge 3.1. Numune içerisindeki tozların g/mol cinsinden miktarları	54
Çizelge 4.1. BP numunesine ait (hkl), FWHM ve parçacık büyüklükleri	82
Çizelge 4.2. B4 numunesine ait (hkl), FWHM ve parçacık büyüklükleri	82
Çizelge 4.3. B8 numunesine ait (hkl), FWHM ve parçacık büyüklükleri	83
Çizelge 4.4. B10 numunesine ait (hkl), FWHM ve parçacık büyüklükleri	83

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Heike Kamerling Onnes' un civa elementiyle ilgili sıcaklık-direnç ölçüm grafiği.....	1
Şekil 1.2. Yıllar içinde gelişen süperiletken teknolojisi ve bunların kritik sıcaklıkları (T_c)	3
Şekil 1.3. Süperiletkende Cooper çiftlerinin gösterimi.....	4
Şekil 1.4. Fermi küresinin gösterimi.....	5
Şekil 1.5. İdeal iletkende manyetik alanın davranışı	9
Şekil 1.6. Süperiletkenlerin manyetik davranışı	10
Şekil 1.7. Süperiletkenlik parametrelerinin şematik gösterimi.....	12
Şekil 1.8. Manyetik alanın sıcaklıkla değişimi	13
Şekil 1.9. $(Bi-Pb)_2Sr_2Ca_2Cu_3O_x$ için AC alınganlık ölçümü	16
Şekil 1.10. I. Tip (a) ve II. Tip (b) süperiletken için kritik manyetik alanın sıcaklıkla değişimini gösteren faz diyagramı	17
Şekil 1.11. I.tip süperiletkenler için manyetik akının (a), manyetizasyonun ve II. Tip süperiletkenler için (b), manyetik akının (c) ve manyetizasyonun, uygulanan alana bağlılığı (d).....	18
Şekil 1.12. H_{C1} 'den daha büyük şiddette uygulanan alan durumunda akım halkaları ve onunla ilişkili girdaplar (a), süperelektron yoğunluğunun konumla değişimi (b), akı yoğunluğunun konumla değişimi (c) ve süperiletken olmayan parçacık tarafından oluşturulan akı çivilenmesinin şematik gösterimi (d) ..	19
Şekil 1.13. I. Tip süperiletkenlerin kaldırma sistemleri.....	21
Şekil 1.14. II. Tip Süperiletkenlerin kaldırma sistemleri.....	21
Şekil 1.15. Sürekli mıknatıs (PM) ile yüksek sıcaklık süperiletken (HTS) arasındaki levitasyon sistemi.....	23
Şekil 1.16. YBCO süperiletken ile Sm-Co Mıknatıs arasında ZFC ortamında kaldırma kuvvetinin düşey mesafeye bağlılığı.....	24
Şekil 1.17. Perovskit yapının şematik gösterimi.....	27

Şekil 1.18. Bakır oksit süperiletkenlerde bulunan Cu-O koordinasyon çok yüzlüsü (a), Cu ²⁺ için d elektron konfigürasyonu (b), Bakır oksit süperiletkenlerde enerji durumlarının şematik gösterimi (c) ve Bakır tabanlı süperiletkenlerde elektron etkileşiminden dolayı dx ² – y ² bandının ayrılması (d).....	30
Şekil 1.19. Köşelerindeki oksijeni paylaşan CuO ₄ karelerinden meydana gelen CuO ₂ düzlemleri (a) ve Bakır oksit süperiletkenlerdeki elektronik tabakaların şematik gösterimi (b)	31
Şekil 1.20. Süperiletken YBCO ortorombik hücre yapısı (a) ve süperiletken YBCO tetragonal hücre yapısı (b)	33
Şekil 1.21. 12 B atomundan oluşan ikozahedral birimi	35
Şekil 2.1. Sinterleme basamaklarının şematik gösterimi	39
Şekil 2.2. Katı-hal tepkime yöntemi basamakları	40
Şekil 2.3. SSM ile üretilen 900 °C (a) ve 950 °C de (b) sinterlenen Y-123 süperiletken seramiklerin SEM görüntüleri	41
Şekil 2.4. MgB ₂ numunesinin SEM görüntüleri ve J _c grafiği	43
Şekil 2.5. Sol-Jel üretim yöntemi basamakları	44
Şekil 2.6. 4# ve 5# numunelerine ait SEM görüntüsü	45
Şekil 2.7. Farklı büyütme ile YBCO-pelet yüzeyinden elde edilen SEM görüntüsü 10 µm (a), 20 µm (b) ve 50 µm (c)	46
Şekil 2.8. Eritme-döküm yöntemi basamakları	47
Şekil 2.9. SrSO ₄ içeriği ile 2212 çubuğun I _c ve J _c değerinin değişimi	49
Şekil 2.10. Ark döküm yöntemiyle üretilmiş 950°C de tavllanmış numunelerin tavlama süresinin değişimine göre tane boyutları (a) ve Oksijen atmosferinde 80 saat boyunca 950°C 'de ark döküm ile tavllanmış YBa ₂ Cu ₃ O ₇ 'nin mikro yapısını gösteren optik mikrografi (b)	50
Şekil 2.11. Cam-seramik yöntemi üretim basamakları	52
Şekil 3.1. Alümina pota içerisindeki homojen karıştırılmış tozların kalsinasyon işlemi basamakları.....	55
Şekil 3.2. Birinci sinterleme için ısıl işlem basamakları.....	59
Şekil 3.3. İkinci sinterleme için ısıl işlem basamakları	59
Şekil 3.4. Yüksek sıcaklık süperiletkeni (HTS) ve kalıcı mıknatıs (PM) arasındaki manyetik kaldırma sistemi	65
Şekil 4.1. BP numunesine ait DTA/TGA ölçümü	68
Şekil 4.2. B4 numunesine ait DTA/TGA ölçümü.....	69

Şekil 4.3. B10 numunesine ait DTA/TGA ölçümü.....	69
Şekil 4.4. BP numunesine ait EDX sonuçları	73
Şekil 4.5. B4 numunesine ait EDX sonuçları	73
Şekil 4.6. B8 numunesine ait EDX sonuçları	74
Şekil 4.7. B10 numunesine ait EDX sonuçları	74
Şekil 4.8. BP numunesine ait X-Işını kırınım deseni.....	75
Şekil 4.9. B4 numunesine ait X-Işını kırınım deseni.....	76
Şekil 4.10. B8 numunesine ait X-Işını kırınım deseni.....	76
Şekil 4.11. B10 numunesine ait X-Işını kırınım deseni.....	77
Şekil 4.12. X-Işını kırınım deseninin 29-34 derece aralığında ortorombik fazın tetragonal faza dönüştüğünü gösteren pikler	77
Şekil 4.13. Matris içindeki ortorombik ve tetragonal faz yüzdesi	78
Şekil 4.14. Matris içindeki ortorombik fazın kafes parametreleri	79
Şekil 4.15. Matris içindeki tetragonal fazın kafes parametreleri	79
Şekil 4.16. Matris içindeki ortorombik ve tetragonal fazın kristal hacmi	80
Şekil 4.17. Y123 süperiletkeni için 77K de ZFC altındaki kuvvet uzaklık grafiği	85
Şekil 4.18. Y123 süperiletkeni için 77K de FC altındaki kuvvet uzaklık grafiği.....	86
Şekil 4.19. BP numunesinin 200 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	87
Şekil 4.20. B4 numunesinin 200 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	87
Şekil 4.21. B8 numunesinin 200 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	88
Şekil 4.22. B10 numunesinin 200 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	88
Şekil 4.23. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 200 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi	89
Şekil 4.24. BP numunesinin 300 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	90
Şekil 4.25. B4 numunesinin 300 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	90
Şekil 4.26. B8 numunesinin 300 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	91

Şekil 4.27. B10 numunesinin 300 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	91
Şekil 4.28. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 300 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi	92
Şekil 4.29. BP numunesinin 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	93
Şekil 4.30. B4 numunesinin 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	93
Şekil 4.31. B8 numunesinin 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	94
Şekil 4.32. B10 numunesinin 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	94
Şekil 4.33. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi	95
Şekil 4.34. BP numunesinin 200 mT’da, 300 mT’da ve 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi	96
Şekil 4.35. B4 numunesinin 200 mT’da, 300 mT’da ve 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi	97
Şekil 4.36. B8 numunesinin 200 mT’da, 300 mT’da ve 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi	98
Şekil 4.37. B10 numunesinin 200 mT’da, 300 mT’da ve 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi	98
Şekil 4.38. BP numunesinin 300 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	100
Şekil 4.39. B4 numunesinin 300 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	100
Şekil 4.40. B8 numunesinin 300 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	101
Şekil 4.41. B10 numunesinin 300 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	101
Şekil 4.42. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 300 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi	102
Şekil 4.43. BP numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	103

Şekil 4.44. B4 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	104
Şekil 4.45. B8 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	104
Şekil 4.46. B10 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	105
Şekil 4.47. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi	105
Şekil 4.48. BP numunesinin 300 mT ve 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	106
Şekil 4.49. B4 numunesinin 300 mT ve 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	107
Şekil 4.50. B8 numunesinin 300 mT ve 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	108
Şekil 4.51. B10 numunesinin 300 mT ve 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi.....	109
Şekil 4.52. BP numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin (3 Loop) mesafeye göre değişimi.....	110
Şekil 4.53. B4 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin (3 Loop) mesafeye göre değişimi.....	111
Şekil 4.54. B8 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin (3 Loop) mesafeye göre değişimi.....	111
Şekil 4.55. B10 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin (3 Loop) mesafeye göre değişimi.....	112
Şekil 4.56. BP numunesinin 200 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre değişimi.....	113
Şekil 4.57. B4 numunesinin 200 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre değişimi.....	113
Şekil 4.58. B8 numunesinin 200 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre değişimi.....	114
Şekil 4.59. B10 numunesinin 200 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre değişimi.....	114
Şekil 4.60. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 200 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre değişimi	115

Şekil 4.61. BP numunesinin 200 mT, 300 mT ve 470 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre değişimi..... 116



FOTOĞRAFLAR DİZİNİ

Fotoğraf 3.1. RADWAG marka AS220/C/2 hassas terazi.....	56
Fotoğraf 3.2. Belirlenen toz miktarlarına göre tartılıp hazırlanan B4 ve B8 numunelerinin toz karışımları.....	56
Fotoğraf 3.3. FURNACE KSL-1100X model 30 Segmentli muffle fırın	57
Fotoğraf 3.4. Tablet hazırlamada kullanılan çelik kalıplar	57
Fotoğraf 3.5. Toz numunelerin manuel hidrolik preste tablet haline getirilmesi	58
Fotoğraf 3.6. Kalıptan çıkarılan ve sinterleme işlemi için hazır olan tabletler.....	58
Fotoğraf 3.7. Alümina pota üzerine konularak sinterleme işlemi için hazırlanan numuneler	60
Fotoğraf 3.8. Sinterleme işlemleri tamamlanan süperiletken seramik numuneler	60
Fotoğraf 3.9. DTA/TGA ölçümü için cihaz içerisine yerleştiren B4 numunesi	61
Fotoğraf 3.10. Panalytical/Empyrean marka XRD ölçüm cihazı	62
Fotoğraf 3.11. Zeiss/Evo 40, EDAX: Ametek SEM ölçüm cihazı.....	63
Fotoğraf 3.12. Sıvı azot ile soğutulmuş haldeki HTS'nin kalıcı mıknatısa uyguladığı manyetik kaldırma kuvveti	63
Fotoğraf 4.1. BP numunesine ait SEM görüntüsü	70
Fotoğraf 4.2. B4 numunesine ait SEM görüntüsü	71
Fotoğraf 4.3. B8 numunesine ait SEM görüntüsü	71
Fotoğraf 4.4. B10 numunesine ait SEM görüntüsü	72

SİMGE VE KISALTMALAR

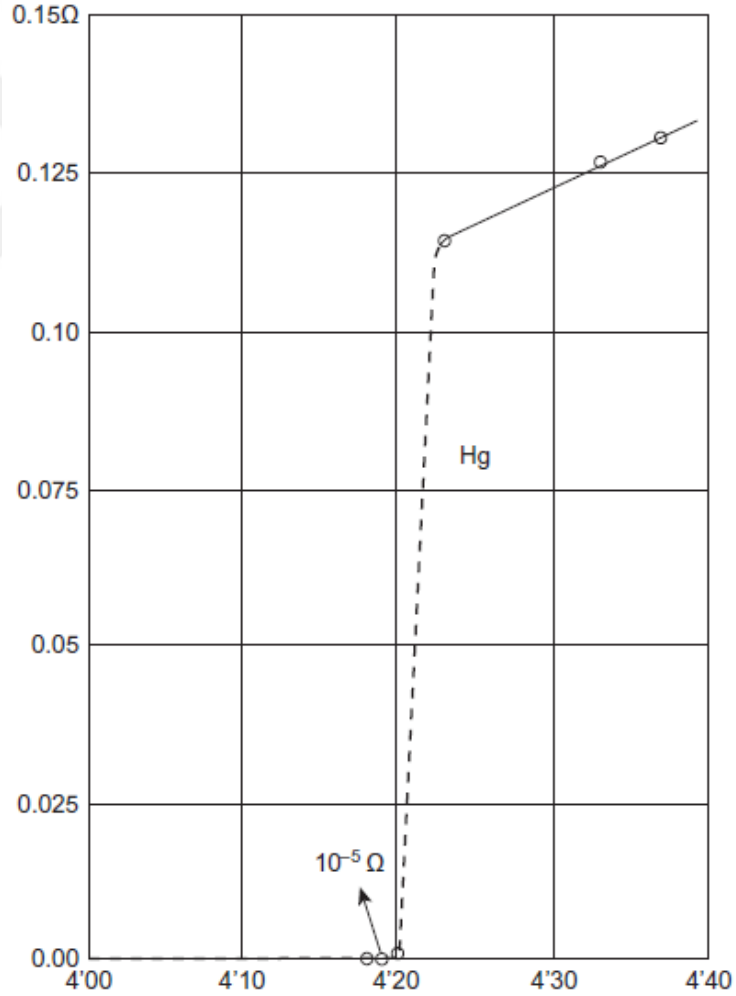
Simgeler	Açıklama
H_a	Malzemeye dışardan uygulanan manyetik alan
B_a	Malzeme içinde oluşan manyetik akı
E	Elektrik alan
ρ	Özdirenç
T_c	Kritik geçiş sıcaklığı
J	Elektriksel akım yoğunluğu
H_c	Kritik manyetik alan
H_{c1}	Alt kritik alan
H_{c2}	Üst kritik alan
B	Manyetik akı
M	Mıknatıslanma
μ_0	Serbest uzayın manyetik geçirgenlik katsayısı
λ	Nüfuz derinliği
ξ	Koherens uzunluğu
χ	Manyetik alınganlık
χ'	Alınganlığın reel bileşeni
χ''	Alınganlığın sanal bileşeni
F	Manyetik kaldırma kuvveti
m	Birim hacimdeki manyetik moment

Kısaltmalar	Açıklama
DTA	Diferansiyel Termal Analiz
XRD	X-Işını Kırınımı
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
ZFC	Alansız Soğutma
FC	Alanlı Soğutma
HTS	Yüksek Sıcaklık Süperiletkeni
PM	Kalıcı Mıknatıs

BÖLÜM I

GİRİŞ

Elektron akışına, yani belirli bir düşük sıcaklıkta elektriğe karşı direnç kaybeden malzeme sınıfına süperiletken, direncin sıfıra düştüğü karakteristik sıcaklık ise kritik sıcaklık olarak bilinir (T_c) (Ginzburg ve Kirzhnits, 1982). Süperiletkenlik, 1911 yılında Hollandalı bilim adamı Heike Kamerling Onnes tarafından, düşük sıcaklıkta cıvanın öz direncinin özelliklerini incelerken keşfedildi (Dahl, 1984). Farklı metaller gibi, cıvanın elektriksel direnci de soğuduktan sonra sürekli olarak azalır, 4,2 K'de birden düşer ve tespit edilemez hale gelir (Şekil 1.1)



Şekil 1.1. Heike Kamerling Onnes' un cıva elementiyle ilgili sıcaklık-direnç ölçüm grafiği (Ginzburg ve Andryushin, 2004)

Bu keşfin ardından, sıcaklıkları kritik sıcaklığın altına düştüğünde sıfır direnç gösteren birçok başka elemental metal keşfedilmiştir. Günümüzde, yüksek kritik sıcaklığa sahip malzemeler keşfedilmiş ve iyileştirilmiş metalürjik özelliklere sahip süperiletkenlerin sayısı artmıştır. Çizelge 1'de bazı elemental ve bileşik süperiletkenleri kritik sıcaklıkları verilmiştir.

Çizelge 1.1. Bazı elementel ve bileşik süperiletkenlerin (Tc) kritik sıcaklıkları (Hulliger, 1979)

Element	Tc (K)	Element/Bileşik	Tc (K)
Al	1,19	Tc	7,8
Be	0,026	Th	1,37
Cd	0,55	Zn	0,9
Ga	1,09	Zr	0,55
MgB ₂	39	YBa ₂ Cu ₃ O _{6+x}	93

Onnes'un süperiletkenliği keşfinden sonra Meissner ve Ochsenfeld 1933'de süperiletkenlerin manyetik özelliklerini incelemeye başladılar. **H** manyetik alanı altındaki bir süperiletken malzemeyi süperiletkenlik geçiş sıcaklığına (Tc) kadar soğuttuklarında uyguladıkları süperiletken malzemenin manyetik akıyı dışladığını gözlemlediler. Bu olay Meissner olayı olarak adlandırılır (Meissner ve Ochsenfeld, 1933).

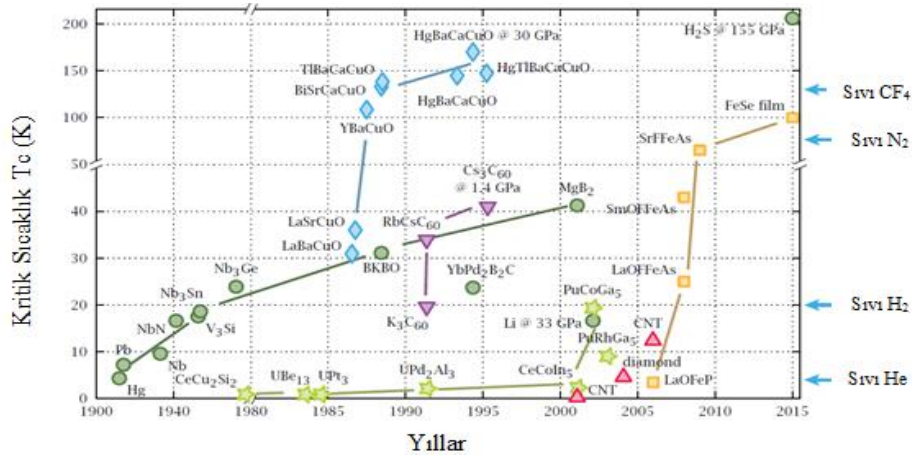
Meissner ve Ochsenfeld'in 1933'deki buluşundan sonra 1935 yılında London kardeşler, (Fritz ve Heinz London) manyetik alan altındaki süperiletkene, manyetik alanın nasıl nüfuz ettiğini açıklayan temeli Maxwell denklemlerine dayanan bir teori ortaya attılar (London ve London, 1935). Bu teoriyle London nüfuz derinliği (λ_L) kavramını ileri sürmüşlerdir.

1950 yılında Ginzburg ve Landau süperiletkenliğin ilk kuantum mekaniksel teorisini oluşturdu. Bu teoride süperiletken durum ile normal hal arasında bir düzen varlığı kabul edilir (Ginzburg ve Landau, 1950). London Modeli ve Ginzburg Landau teorisi, süperiletkenliğin makroskopik özelliklerini açıklayan fakat mikroskobik özellikleri için yeterli olmayan teorilerdir. Süperiletkenliğin mikroskobik teorisi 1957 yılında John Bardeen, Leon Cooper ve Robert Schrieffer tarafından açıklandı (Barden vd., 1957). BCS teorisi olarak adlandırılan bu teori süperiletkenliği anlamak için geniş çapta

oluşturulmuş ilk teori olarak kabul edilir. BCS teorisi Amerikalı üç fizikçiye 1972’de Nobel ödülü kazandı. Bu teoriye göre; adına cooper çifti denilen ve aralarında bir tür çekici etkileşme olan iki elektronun çiftlenerek oluşturduğu sistemler süperiletken akımları meydana getirir. Ayrıca bu elektronların yükleri ve kütleleri normal elektronlara göre iki kat daha fazla ve malzeme içinde sıcaklık bağımlılığı olduğu açıklanır.

BCS teorisine göre 30 K sıcaklık değeri geçildiğinde Süperiletkenlik mümkün gözüküyordu. Fakat bu öngörü 1986 yılında J. G. Bednorz ve K. A. Muller’in 35 K kritik sıcaklığına sahip La-Ba-Cu-O bileşimini bulmalarıyla yıkıldı. Bu yeni bileşiğe yüksek sıcaklık süperiletkenleri (HTS) denilmiştir (Bednorz ve Muller, 1986). 1987 yılında Wu ve arkadaşları (Wu vd., 1987) Tc geçiş sıcaklığı 92 K olan YBaCuO (Y123) seramik süperiletkeni bulmuşlardır. 1988 yılında Maeda ve arkadaşları ise 110 K civarında geçiş sıcaklığına sahip olan BiSrCaCuO süperiletken ailesini keşfettiler. Böylece soğutma işlemi için gerekli olan sıvı helyumun (4,2 K /-269 °C) yerine sıvı nitrojen (77K/-196 °C) kullanılabilir oldu. Daha sonraki yıllarda Bi-Sr-Ca-Cu-O (Tc~110 K), Tl-Ba-Ca-Cu-O (Tc~120 K) ve Hg-Ba-Ca-Cu-O (Tc~130 K) sistemleri keşfedildi. (Michel vd., 1987; Maeda vd., 1988; Sheng vd., 1988; Hazen vd., 1988; Schilling vd.,1993).

2001 yılında, Jun Nagamatsu ve arkadaşları magnezyum diborürün (MgB_2) 39 K’de süperiletkenliğe geçiş yaptığını keşfettiler. Bu buluş ilk defa metal temelli bir süperiletkenin 39K gibi yüksek bir kritik sıcaklığa sahip olduğunu göstermiştir. Günümüze kadar keşfedilen süperiletkenler ve bunların T_c kritik sıcaklıkları Şekil 1.2’de verilmiştir.

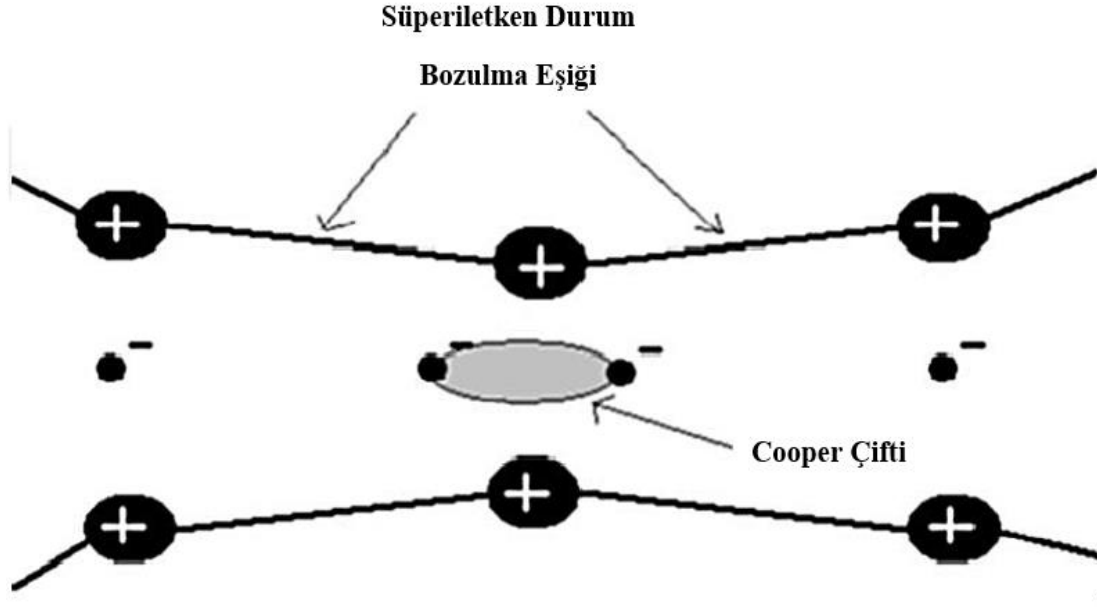


Şekil 1.2. Yıllar içinde gelişen süperiletken teknolojisini ve bunların kritik sıcaklıkları (T_c) (Ray, 2016).

1.1 Süperiletkenliğin Kuramsal Temelleri

1.1.1 BCS teorisi

1957 yılında Bardeen, Cooper ve Schrieffer tarafından ileri sürülen BCS teorisi, süperiletkenlik için verilen mikroskobik kuantum teorisinin temelidir. BCS teorisi, elektron çiftlerinin örgü ile etkileşimleri yoluyla birbirini çekebildiğini göstermiştir. BCS teorisine göre, elektron çiftleri ters spin ve momentumlu elektronlardan bir tanesinin elektron- fonon etkileşimi ile meydana gelir. Elektron fonon etkileşimi, bir elektron bir kristal örgü içinden geçmeye başladığında başlar ve elektrostatik kuvvetinin bir sonucu olarak kristal örgü deforme olur. Deforme olmuş örgü, daha büyük pozitif alan oluşturur. Bu nedenle, ikinci bir elektron deforme olmuş örgüye yaklaşır ve bunun sonucu iki elektron arasında çekici bir etkileşim olur. Bu elektron çifti Cooper çifti olarak adlandırılır. Elektronlar birbirine yaklaştığında enerjilerini minimum yapmak için birbirlerini iterler ve elektron çifti durumunu korurlar (Şekil 1.3). Elektron çiftleri birbirine bağlı olarak örgü içinde hareket ederler (Maxwell, 1950).



Şekil 1.3. Süperiletkende Cooper çiftlerinin gösterimi (Zakaullah, 2008)

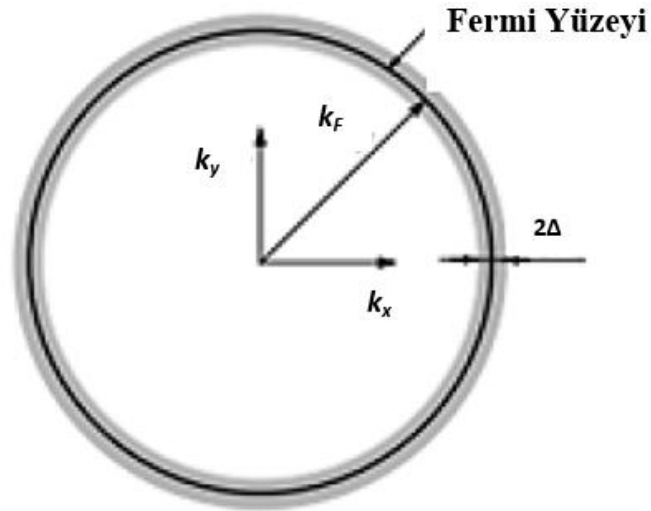
Cooper çiftleri termal enerji veya manyetik enerji ile birbirinden ayrılabilir. Birinci durum, kritik bir sıcaklık T_c 'nin varlığını belirtirken, ikinci durum kritik bir manyetik alan olan H_c 'nin varlığını göstermektedir. Bir elementin izotopunu kullandığında yani

atom ağırlığı değiştirildiğinde de kritik sıcaklığı değişir. Atom ağırlığı arttığında frekansı düşeceği için kritik sıcaklığı düşer (Ur11).

Elektronların spini 1/2 iken, bir araya geldiklerinde spinleri tam sayıya dönüşerek bozon gibi davranırlar ve pauli dışlama ilkesine uymazlar. Sonuç olarak Cooper çiftleri aynı enerji durumunda bulunurlar. Fermi yüzeyi çevresinde ince bir tabaka boyunca yer alan durumları işgal eden elektronlar karşılıklı etkileşime girebilir (Şekil 1.4). Bu tabakanın kalınlığı 2Δ Debye enerjisiyle aşağıdaki gibi verilir;

$$\Delta = \frac{\hbar\omega_c}{\sinh[1/N(0)V]} \approx \hbar\omega_c e^{-1/N(0)V} \quad (1.1)$$

Burada ω_c Debye frekansı (kesme frekansı). $N(0)$ $T=0$ K sıcaklıkta Fermi yüzeyinde durum yoğunluğu. V cooper çiftlerine neden olan elektronlar arasında çekici bir potansiyeldir. Cooper çifti elektronları, enerji boşluğu altındaki Fermi denizinin kenarında bulunur. BCS teorisi $T=0$ K'de Cooper çiftleri için $2\Delta(0)=3,5k_B T_c$ değerini öngörmüştür (P.J. Ford ve G.A. Saunders, 2004) Fermi küresinin yüzeyinden itibaren 2Δ aralığında kalan elektronlar süperiletkenliği oluşturabilir (Şekil 1.4) (Scalapino, 1995)



Şekil 1.4. Fermi küresinin gösterimi (Marouchkine, 2004)

BCS teorisinin diğer bir önemli özelliği, koherens (eşuyum) uzunluğudur (ξ_0). ξ_0 , II. tip süperiletkende oluşan vorteksin yarıçapı olarak tanımlandığı gibi uyum uzunluğu, elektron çiftindeki elektronların birlikte kalabildiği uzunluk olarak da tanımlanmaktadır.

Fakat uyum uzunluğunun elektron çiftindeki iki elektron arasındaki mesafeye eşit olması I. Tip süperiletkenlerde sıcaklık sıfıra eşit olduğunda meydana gelir. Ayrıca uyum uzunluğu süperiletkenliğin meydana gelebileceği ve yok olabileceği en küçük boyut olarak da bilinir (Marouchkine, 2004; Hook ve Hall 1999). Uyum uzunluğu numunedeki serbest elektronların aldıkları ortalama serbest yol ile de bağlantılıdır. Uyum uzunluğu ile elektronların ortalama serbest yolu arasındaki ilişki aşağıdaki denklem ile verilir:

$$\frac{1}{\xi} = \frac{1}{\xi_0} + \frac{1}{l} \quad (1.2)$$

Denklemden, sıcaklık sıfıra eşit olduğu durumdaki uyum uzunluğudur, l ise elektronun ortalama serbest yoludur. ($\xi_0 \gg l$) durumundaki saf metallere safsızlıklar katılarak koherens uzunluk azaltılabilir. ($l \gg \xi_0$) durumundaki saf olmayan metallerde, BCS teorisi sınırlı hale gelir. Saf bir süperiletken için uyum uzunluğunun sıcaklığa bağlılığı,

$$\xi \approx \frac{\xi_0}{\left(1 - \frac{T}{T_C}\right)^{\frac{1}{2}}} \quad (1.3)$$

olarak verilir ve BCS teorisi ile ifade edilir (Hook ve Hall, 1999).

1.1.2. London teorisi

Meissner etkisinin mekanizmasını açıklamak için London kardeşler bir takım çalışmalar yapmışlar ve yaptıkları bu çalışmalar sonucunda London teorisini oluşturmuşlardır. London teorisi, süperiletkenliğin elektrodinamiği açısından yapılan ilk ciddi çalışma olarak bilinir (London ve London, 1935).

London denklemleri konumdan bağımsız nüfuz derinliğini λ_L olarak ifade eder. Denklemler sırası ile 1. ve 2. London Denklemleri olarak; Denklem 1.4 ve Denklem 1.5.'deki gibi verilir.

$$\mathbf{E} = \mu_0 \lambda_L^2 \frac{d\mathbf{J}}{dt} \quad (1.4)$$

$$\mathbf{B} = -\mu_0 \lambda_L^2 \nabla \times \mathbf{J} \quad (1.5)$$

London denklemleri, süperiletkenlik özelliklerini açıklamakta kullanılır ve bu denklemler Ginzburg-Landau Denklemlerinden elde edilir. Maxwell Denklemleri ve London Denklemleri ortak çözümlenmeler ile manyetik alan ve akım yoğunluğu kavramlarını bağlantılı kılmaktadır. Denklem 1.6'da verilen Amper Yasası ile Denklem 1.5'yi ele alalım.

$$\nabla \times \mathbf{B} = \mu_0 \mathbf{J} \quad (1.6)$$

\mathbf{J} değeri Denklem 1.5'de yerleştirilir ve \mathbf{B} sadeleştirilirse Denklem 1.7 elde edilir.

$$\nabla^2 \mathbf{J} = \frac{\mathbf{J}}{\lambda_L^2} \quad (1.7)$$

Denklem 1.4 ve 1.5 çözümlenerek Denklem 1.8 elde edilir ve bu London nüfuz derinliği denklemi olarak adlandırılır.

$$\lambda_L = \left(\frac{m_e}{\mu_0 n_s e^2} \right)^{-\frac{1}{2}} \quad (1.8)$$

Bu denklemlerde; \mathbf{E} elektrik alan, \mathbf{B} manyetik alan, n_s süperelektron sayısı, m_e elektron kütlesi, λ_L London nüfuz derinliği, olarak bilinir.

1.2.3 Ginzburg-Landau teorisi

London teorisi Meissner etkisi için I. tip süperiletkenlerde iyi bir açıklama sağlar. Fakat II. Tip süperiletkenlerde numune içinde süperiletken ve normal bölge olduğunda vorteksleri ve I. tip süperiletkenlerde ara durumu açıklamada başarısız olur. Bu nedenle başka bir süperiletkenlik teorisi 1950'de Ginzburg ve Landau tarafından geliştirilmiştir. Bu teori sayısal mantığı çok iyi kullanır ve manyetik alanın yokluğunda faz geçişini doğru tarif eder (Özabacı, 2008). G-L teorisi nüfuz derinliği ve eşyuyum uzunluğunu oranlayarak malzemenin 1. Tip ya da 2. Tip süperiletken grubuna girdiği konusunda

bilgi verir. G-L nüfuz derinliği ve G-L eşuyum uzunluğu denklemleri sırası ile Denklem 1.9 ve 1.10' da gösterilmektedir.

$$\lambda = \sqrt{\frac{m}{4\mu_0 e^2 \psi_0^2}} \quad (1.9)$$

$$\xi = \sqrt{\frac{\hbar^2}{2m|\alpha|}} \quad (1.10)$$

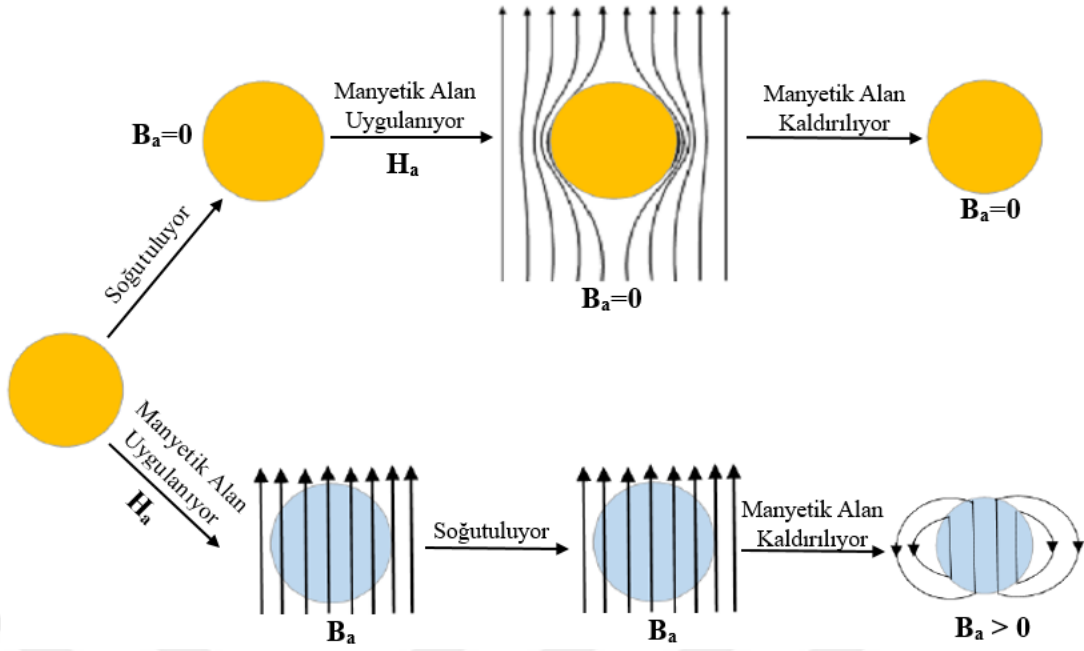
Denklem 1.9 ile Denklem 1.10 taraf tarafa oranlarsa G-L parametresi Denklem 1.11.'de gösterildiği gibi elde edilir.

$$\chi_{G-L} = \frac{\lambda}{\xi} \quad (1.11)$$

G-L parametresinin 0,707 değerinden büyük veya küçük olması malzemenin 1. Tip veya 2. Tip süperiletken olduğunu belirler. Bu değer 0,707'den küçük ise malzeme 1. Tip süperiletkenidir ayrıca yüzey enerjisi pozitifdir. G-L parametresi 0,707'den büyük ise malzeme 2. Tip süperiletkenidir ve yüzey enerjisi negatiftir (Koralay, 2007).

1.2.4 Meissner etkisi

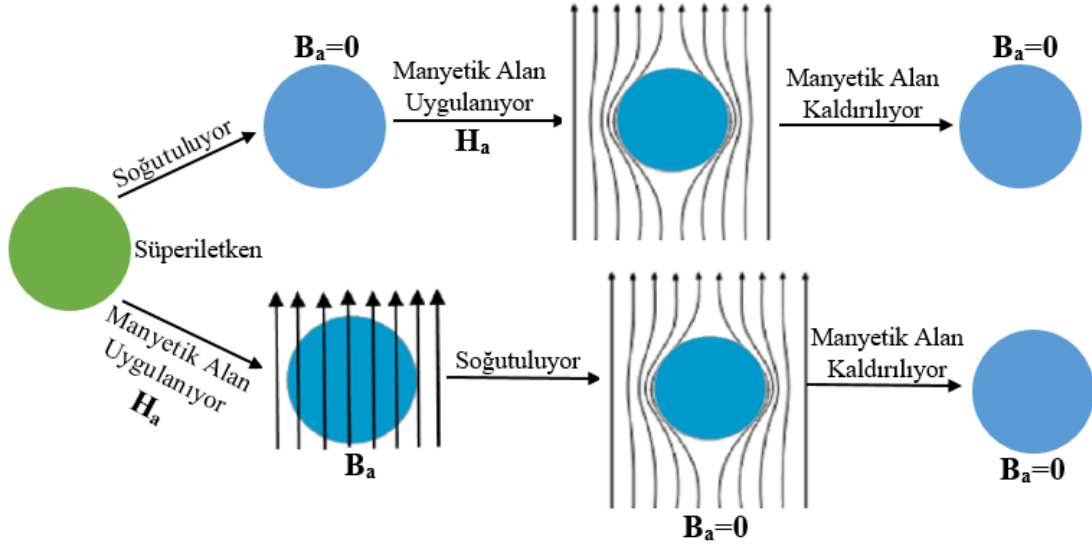
Süperiletkenlerde elektriksel direncin tamamen ortadan kalkmasının kanıtı, süperiletken bir halkadan kesintisiz olarak bir akımın geçmesidir. Buradan yola çıkarak 'mükemmel iletkenlik', süperiletkenliğin ilk ayırt edici özelliği olarak bilinir. 1933'de Meissner ve Ochsenfeld, T_c kritik sıcaklığının altındaki Sn ve Pb'un manyetik alan içerisinde beklediklerinden farklı olarak, mükemmel iletken gibi davranmadıklarını keşfettiler. İdeal iletkenler, Şekil 1.5'de gösterildiği gibi soğutma ve manyetik alan uygulama sıralamasına göre davranışı değişiklik göstermektedir.



Şekil 1.5. İdeal iletkende manyetik alanın davranışı

İdeal iletken uygulanan \mathbf{H}_a manyetik alanını dışarlar. Daha sonra manyetik alan kaldırıldığında iletken içinde manyetik alan değeri $\mathbf{B}_a=0$ olur. İdeal iletkene oda sıcaklığında manyetik alan uygulandığında ise iletken içerisine manyetik alan nüfuz eder. İletken soğutulduğunda da manyetik alan iletkenin içerisine nüfuz eder. Manyetik alan kaldırıldığında ise ideal iletken içinde manyetik alan kaybolmaz ve $\mathbf{B}_a > 0$ olur.

Aynı işlemler Şekil 1,6'da görüldüğü gibi süperiletken bir malzeme için uygulanır. Süperiletken malzeme her iki durum içinde manyetik alanı dışarlar. Bu dışarlamanın nedeni süperiletken üzerinde yüzey akımları meydana gelmesidir. Yüzey akımları tüm yüzeyi kaplayarak uygulanan alana karşı bir alan oluşturur. Böylece manyetik alan dışarı itilmiş olur. (Rose-Innes ve Rhoderick, 1980). Bu olaya Meissner Etkisi denir. Meissner etkisi ideal iletkenlikten ziyade süperiletkenliği ifade eder (Cansız, 1999).



Şekil 1.6. Süperiletkenlerin manyetik davranışı

Meissner etkisi elektrodinamiğin formülleri ile güçlendirilebilir. Ohm yasasına göre

$$V = I \cdot R \quad (1.12)$$

eşitliği,

$$\mathbf{E} = \rho \mathbf{J} \quad (1.13)$$

yazılır. Burada \mathbf{E} elektrik alan, ρ öz direnç ve \mathbf{J} de numunenin elektriksel akım yoğunluğudur. Maxwell denklemi

$$\nabla \times \mathbf{E} = - \partial \mathbf{B} / \partial t \quad (1.14)$$

Denklem 1.14 den yola çıkarak,

$$- \partial \mathbf{B} / \partial t = 0 \quad (1.15)$$

elde edilir. Bu eşitlikten, numunenin içindeki manyetik indüksiyonun zamanla değişimi sıfır olmalıdır. Şekil 1.6 daki gibi dış manyetik alan altında soğutulan süperiletkenin alana karşı davranışı farklı olacaktır. Başlangıçta numune içinde alan varken; alan son durumda sıfır olmak zorundadır. Soğutma ve alan uygulama olaylarının sırası fark

etmeksizin, malzemenin aynı termodinamik durumda olması için, süperiletken içindeki alanı her zaman dışarlar. Bu yüzden numune içindeki toplam manyetik alan sıfır ($B_a=0$) olur. Manyetik alanın dışarlanması, süperiletken durumun, bir termodinamik olay olduğunu gösterir (Rose-Innes ve Rhoderick, 1980).

1.2 Süperiletkenliğin Karakteristik Özellikleri

1.2.1 Kritik sıcaklık (T_c)

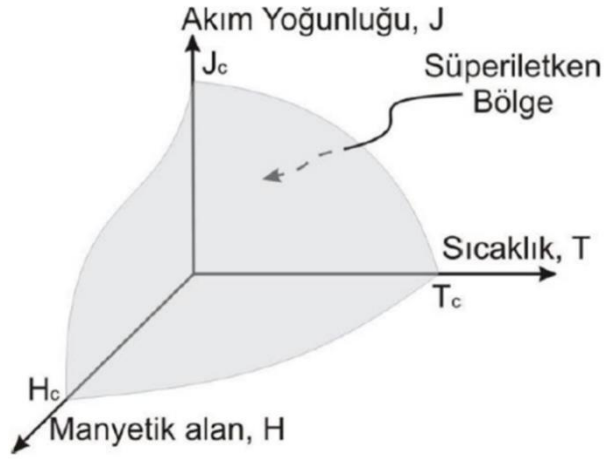
Süperiletken malzeme belirli bir sıcaklık değerinin altına kadar soğutulduğunda malzeme direncinin birdenbire sıfıra gittiği (Şekil 1.1) ve malzemenin tam bir diamagnet durumuna geçerek uygulanan manyetik alanı dışarladığı görülür. Bu sıcaklık değeri T_c ile ifade edilir ve her metal için farklılık gösterir.

Metal malzeme safsızlık içerdiği için kritik sıcaklık değeri kesin değildir. Malzeme ne kadar safsa Süperiletkenlik durumuna geçiş sıcaklığı o kadar keskin olur. Numunede safsızlık ve kristal yapı bozuklukları varsa geçiş eğrisi genişler.

1.2.2 Kritik akım yoğunluğu (J_c)

J_c , süperiletkende akımın dirençle karşılaştığı anda ki büyüklüğü olarak tanımlanır. Direnç ilk olarak yüzeyin herhangi bir kısmında toplam manyetik alan değeri kritik manyetik alan değeri H_c 'ye ulaştığında görülür (Kılıç, 2008). Süperiletken malzemenin kritik akım yoğunluğu, malzemeye dışardan uygulanan manyetik alan değeri ve sıcaklık ile değişir.

Süperiletken bir malzemenin süperiletken faz durumundaki kararlılığını sürdürebilmesi için üç kritik değer beraber sağlanmalıdır. Bu kritik parametrelere ait değerlerden herhangi birinin bozulması halinde malzeme süperiletken durumdan normal duruma geçiş yapar. Bu üç kritik parametrelere ait değerlerin birbirleri ile olan ilişkileri ve değişimleri Şekil 1.7'de şematik olarak verilmiştir.



Şekil 1.7. Süperiletkenlik parametrelerinin şematik gösterimi (Goodrich ve Bray, 1990)

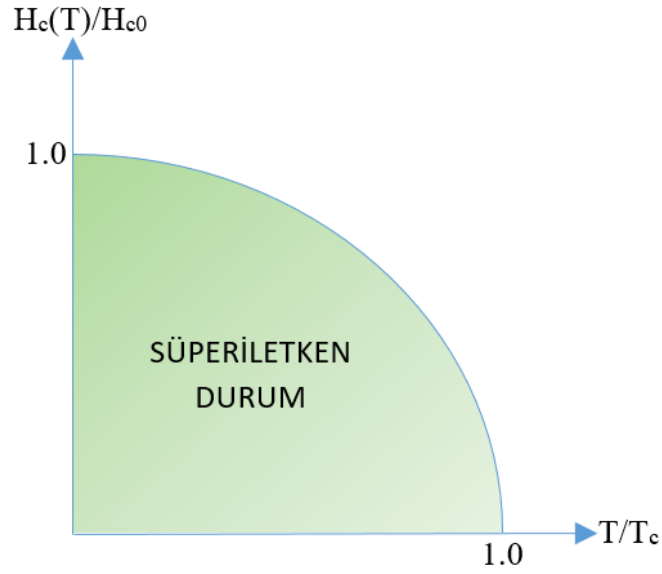
Kritik akım yoğunluğu ayrıca Bean Yöntemi ile de hesaplanabilmektedir. 1962 yılında Bean tarafından bulunan ve teorik hesaplamalara olanak sağlayan Bean Yöntemi oldukça yaygın bir şekilde kullanılmaktadır (Bean, 1962). Denklem 1.16 Bean Yöntemi'nin formülünü göstermektedir.

$$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1-\frac{a}{3b}\right)} \quad (1.16)$$

Denklemden, M manyetizasyon değeri, a ve b ise malzemenin boyutlarıdır.

1.3.3 Kritik manyetik alan (H_c)

Bir malzemenin süperiletkenlik özellikleri sadece yüksek akım uygulanması ile değil aynı zamanda manyetik alan etkisi ile de ortadan kalkabilir. Uygulanan manyetik alanı belirli bir düzeyin üzerine çıkartırsak süperiletkenlik özellikleri ortadan kalkacaktır (Şekil 1.8).



Şekil 1.8. Manyetik alanın sıcaklıkla değişimi

Manyetik alanın malzemedeki süperiletkenliği ortadan kaldırması doğrudan kritik akım yoğunluğu ile ilgilidir. Yani, bir süperiletkenin mükemmel diyamanyetizma göstermesi yüzeyde oluşan dirençsiz yüzey veya diğer adıyla perdeleme akımları sağlar. Perdeleme akımları, malzemenin içerisinde ki manyetik akıyı sıfırlamak için dışarıdan uygulanan manyetik alana zıt yönde ve eşit büyüklükte manyetik alan üretirler. Uygulanan manyetik alan değeri arttıkça yüzey akımları kritik akım yoğunluğunu geçerse yapı süperiletkenliğini kaybeder. Bu durumda manyetik alan artık malzeme içerisine rahatlıkla girer. Malzemenin süperiletken kalabilmesi için uygulanan manyetik alan belirli bir değerin altında kalması gerekir. Bu değere Kritik Manyetik Alan denilir ve H_c ile gösterilir. Deneysel olarak kritik manyetik alan değerinin sıcaklığın karesiyle orantılı olduğu bulunmuştur (Özabacı, 2008).

1.3.4 Manyetik alınganlık (χ)

Manyetik alınganlık (χ), malzemeye uygulanan manyetik alana karşılık olarak oluşan manyetizasyon derecesini belirten birimsiz oran sabitidir. Manyetik alınganlık, mıknatıslanmaya;

$$\mathbf{M} = \chi \mathbf{H} \quad (1.17)$$

şeklinde bağlıdır. Malzeme süperiletken halde iken $M=-H$ bağıntısı gereğince,

$$\chi = -1 \quad (1.18)$$

olur. Yani süperiletkenler doğaları gereği diyamanyetik malzemelerdir ve bu nedenle bir mıknatısı itebilmektedirler (Dikici ve Nezir, 2012).

AC alınganlık ölçümleri sonuçlarından yararlanılarak taneli yapıda olan süperiletkenlerin, tane sınırları, taneler arası zayıf bağları (weak links), taneler arası etkileşmeleri, istenmeden oluşan yabancı fazlar ve Josephson eklemeleri hakkında bilgilere ulaşılabilir (Koyama vd., 1988; Maeda vd., 1989; İkedo vd., 1988; Komatsu vd., 1991; Nikolo vd., 1989; Mazaki vd., 1988; Calzano vd., 1989).

AC alınganlık ölçümü, manyetik özelliğe sahip bir malzemeye,

$$H(t) = H_0 \cos(\omega t) \quad (1.19)$$

eşitliği ile ifade edilen bir alternatif alan uygulanması işlemidir. Uygulanan alanın malzemede oluşturduğu mıknatıslanma;

$$M(t) = M_0 \cos(\omega t - \Phi) \quad (1.20a)$$

$$M(t) = M_0 \cos(\omega t) \cos \Phi + M_0 \sin(\omega t) \sin \Phi \quad (1.20b)$$

$$M(t) = \chi' H_0 \cos(\omega t) \cos \Phi + \chi'' H_0 \sin(\omega t) \sin \Phi \quad (1.20c)$$

$$M(t) = \chi' H_0 \cos(\omega t) + \chi'' H_0 \sin(\omega t) \quad (1.21)$$

Burada, χ' ve χ'' duyarlılık reel ve sanal (imajiner) bileşenleridir. Φ faz açısı, uygulanan AC manyetik alan ile mıknatıslanmanın aynı fazda olmasından dolayı yazılmıştır. (1.21) denkleminde;

$$\chi' = \left(\frac{M_0}{H_0}\right) \cos \Phi \quad (1.22)$$

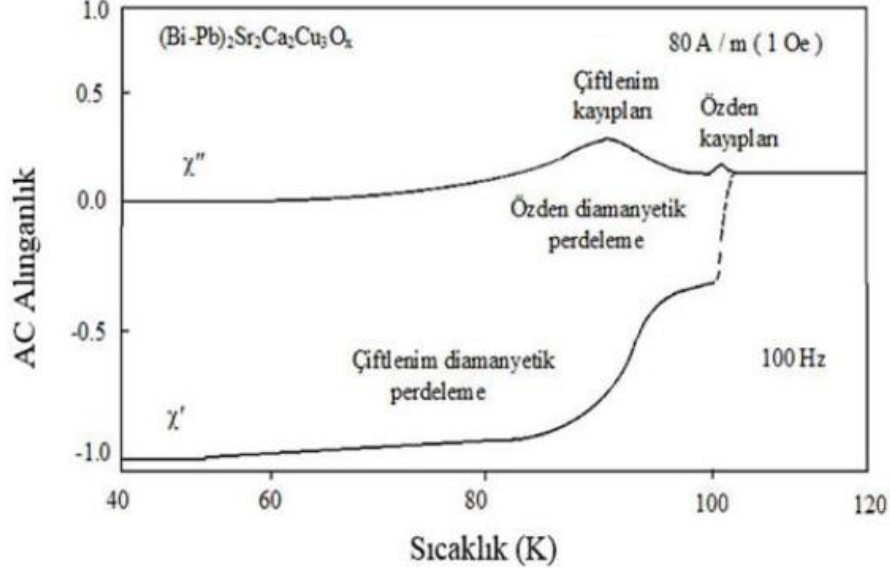
$$\chi'' = \left(\frac{M_0}{H_0}\right) \sin\Phi \quad (1.23)$$

denklemleri elde edilir. Uygulanan alan ile aynı fazda olan duyarlılık χ' reel (gerçel) bileşeni, taneler ve taneler arası etkileşmeler ile fazlar ve mikro yapıya bağımlı diamagnetik geçişlerle alakalıdır. χ'' (sanal) bileşen ise faz dışı bileşeni gösterir. Bu da enerji kayıpları (malzemeye uygulanan alandan soğurulan enerji) ile ilişkilidir.

T_c , perdeleme akımlarının (shielding current) oluşturduğu sıcaklık, AC alınganlık ölçümlerinde kritik geçiş sıcaklığıdır. Taneli yapıya sahip süperiletkenler iki tane kritik geçiş sıcaklık özelliğine sahiptir. Birisi özden (intrinsic), diğeri ise taneler arasında oluşan çiftlenim geçiş sıcaklığıdır (Nikolo vd., 1989; Goldfarb vd., 1992).

Bazı malzemelerde çiftlenim bileşeni süperakımları destekler ve T_c , J_c , H_{c1} ve H_{c2} üzerinde bir etkiye sahiptir. Özden ve çiftlenim kritik sıcaklıkları alan bağımlılığına sahiptirler. Bu bağımlılık artan AC alan ölçümleri veya DC besleme (bias) alanları ile incelenebilir. Kaliteli, sıkı bağlanmış ve sinterlenmiş süperiletkenlerde iki kritik sıcaklığa küçük alanlardaki ölçümlerde karşılaşılmaktadır. Zayıf kalitede ve bağa sahip malzemelerle karşılaştırıldığında yüksek kaliteli malzemede çiftlenim kritik sıcaklığı (T_c), alan artırılrsa bile ölçümlerde görülür. Yüksek kaliteli bir süperiletken için alınganlık sıcaklık değişimi Şekil 1.9 da görülmektedir (Goldfarb vd., 1991).

Manyetik duyarlılığın χ' reel kısmında sıcaklığın ve uygulanan alanın şiddetine bağlı olarak 0'dan -1'e (ideal diamanyetik özellik) doğru kademeli olarak bir azalma görülür. Süperiletkenlik geçiş sıcaklığından sonra görülen ilk düşme, tanelerden (özden) kaynaklanan birinci diamanyetik geçiş olarak adlandırılır. Birinci diamanyetik geçişin ardından görülen düşme, taneler arası etkileşmenin bir sonucudur ve sanal kısımdaki pike karşılık gelen ikinci diamanyetik geçiştir. Bu ikinci diamanyetik geçiş bölgesi uygulanan alana ve sıcaklığa bağımlıdır. Manyetik alanın artan değerlerinde bu bölge düşük sıcaklıklara doğru kayar ve süperiletken akımlar taneden taneye doğru akarlar. İkinci diamanyetik geçişin ardından, yeterince düşük sıcaklıklara inildiğinde Meissner etkisi ortaya çıkar ve malzeme uygulanan dış manyetik alanı dışlar.



Şekil 1.9. $(\text{Bi-Pb})_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ için AC alınganlık ölçümü (Rose-Innes ve Rhoderick, 1980)

Malzemenin sıcaklığı, düşük sıcaklıklardan itibaren artırıldığında manyetik akı malzemenin içerisine girmeye başlar ve histeretik kayıplara neden olur. Kritik sıcaklığın hemen altındaki sıcaklığa kadar ısıtmaya devam edilirse manyetik akı tamamen malzemenin içerisine girer ve kayıplar en yüksek seviyeye ulaşır. Kritik sıcaklığa yaklaşıldığında histeretik kayıplar sıfıra düşer (Karaca, 2001).

Manyetik duyarlılığın χ'' sanal kısmında tane sınırlarındaki kayıplardan (girdap haldeki süperiletkenlerde AC kayıplardan) kaynaklanan kritik sıcaklığın altındaki sıcaklıklarda bir pik gözlenir. Bu pik sıcaklığa ve uygulanan alanın şiddetine bağlı iken frekansa bağımlılığı daha azdır. Alan şiddeti artırıldıkça, pik genişleyerek düşük sıcaklık bölgesine doğru kayar. Oysa frekans artırıldığı zaman, pikte bir genişleme olmayıp tepe noktasına karşılık gelen sıcaklık (T_p) değeri yüksek sıcaklıklara doğru bir miktar (0-1 K kadar) kaymaktadır (Nikolo vd., 1989).

1.3 Tip I ve Tip II Süperiletkenler

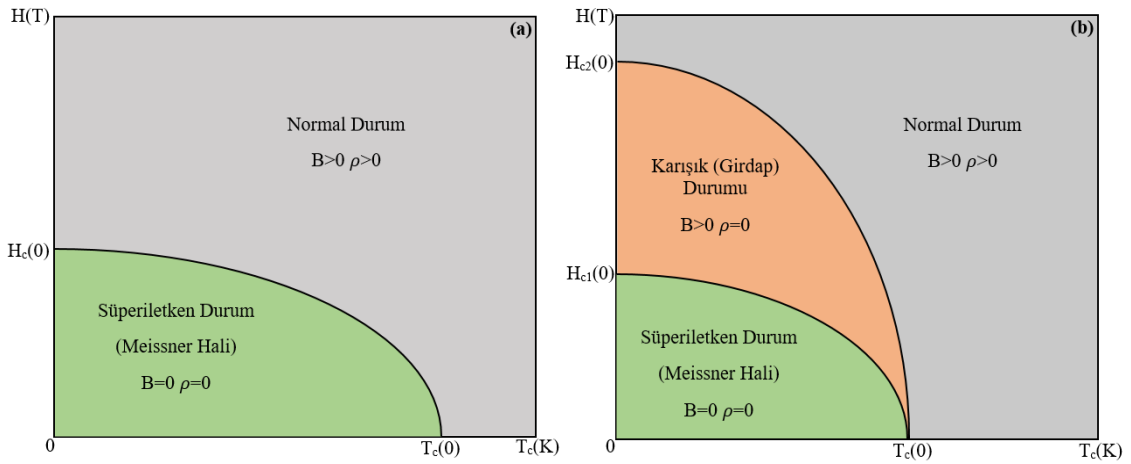
Uygulanan manyetik alana karşı gösterdikleri davranış süperiletkenleri ikiye ayırır. Bunlar I. ve II. tip süperiletkenlerdir. Nb ve V dışındaki tüm metalik elementler I.tip süperiletkenlerdir. I.tip süperiletkenler üzerine uygulanan manyetik alan değerini, belirli bir kritik manyetik alan H_c değerine kadar dışarlayabilirler. T_c veya H_c değerinin üstüne

çıkıldığında manyetik alan malzeme içine girer ve malzeme normal hale geçer. Kritik geçiş sıcaklığı (T_c) ile kritik manyetik alan (H_c) arasındaki ilişki;

$$H_c(T) = H_c(0) \left[1 - \left(\frac{T}{T_c} \right)^2 \right] \quad (1.24)$$

eşitliği ile verilir.

II. tip süperiletkenler için iki tane kritik alan değeri vardır. Bunlar alt kritik alan H_{c1} ve üst kritik alan H_{c2} 'dir. Süperiletkene uygulanan alan H_{c1} 'den düşük ise I.tip süperiletkenlerde olduğu gibi alan tamamen dışlanır (Meissner Hali). Uygulanan manyetik alan H_{c1} 'in değerinden fazla ise, üst kritik alan değeri olan H_{c2} 'ye ulaşıncaya kadar, manyetik akı malzemeye nüfuz eder. Şekil 1.10 (b) de görüldüğü gibi malzeme H_{c2} 'nin üstündeki değerlerde tamamen normal hale döner.



Şekil 1.10. I. Tip (a) ve II. Tip (b) süperiletken için kritik manyetik alanın sıcaklıkla değişimini gösteren faz diyagramı (Karaca, 2001)

Manyetik akı yoğunluğu veya manyetik indüksiyon B , mıknatıslanma M ve uygulanan manyetik alan H olmak üzere;

$$B = \mu_0(H + M) \quad (1.25)$$

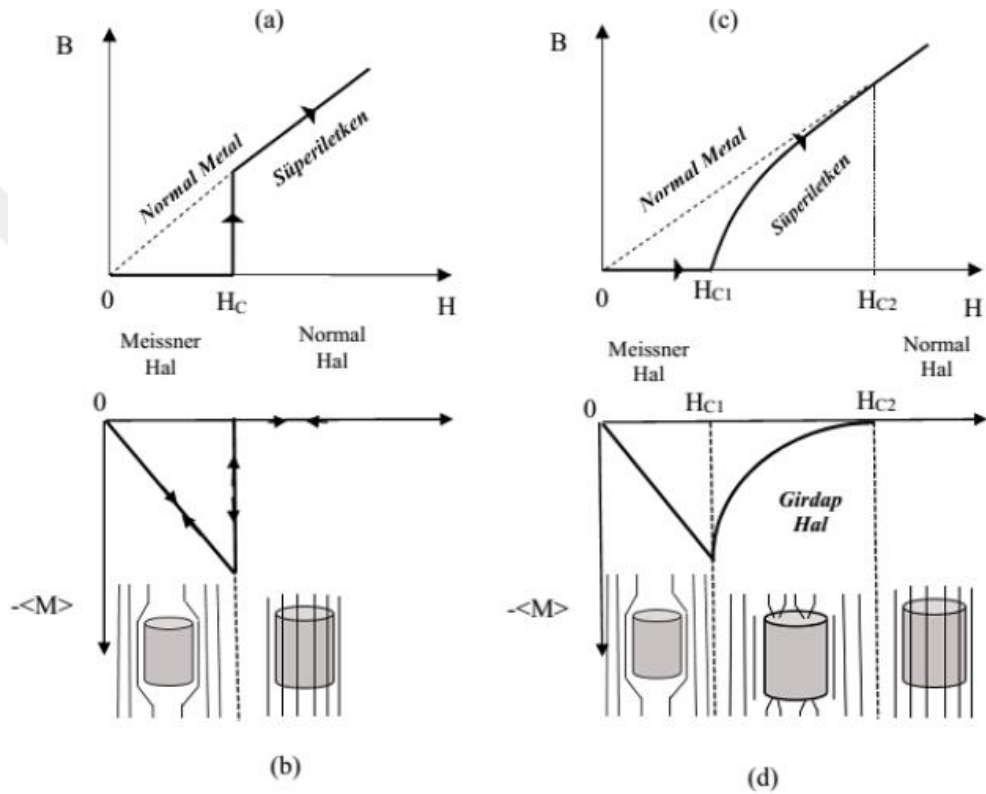
bağıntısı vardır. Süperiletken durumda manyetik alan, malzeme içinde dışarılandığı için $B=0$ olmalıdır. Bu durumda μ_0 , sıfır olamayacağından;

$$0 = \mu_0(\mathbf{H} + \mathbf{M}), \quad 0 = \mathbf{H} + \mathbf{M} \quad (1.26)$$

olacaktır ve buradan,

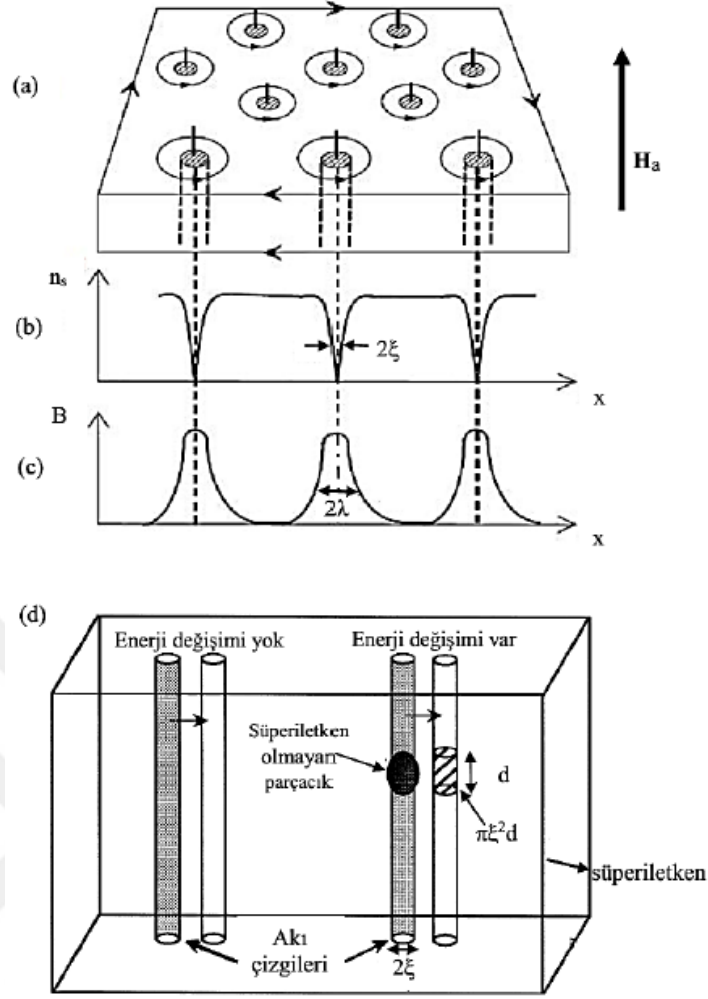
$$\mathbf{M} = -\mathbf{H} \quad (1.27)$$

elde edilmektedir. Bu durum Şekil 1.11’de gösterilmiştir.



Şekil 1.11. I.tip süperiletkenler için manyetik akının (a), manyetizasyonun ve II. tip süperiletkenler için (b), manyetik akının (c) ve manyetizasyonun, uygulanan alana bağlılığı (d) (Rose-Innes ve Rhoderick, 1980)

Girdap halinin oluşumu ve girdapların dinamiği, II. tip süperiletkenleri belirgin şekilde I. tip süperiletkenlerden ayıran özelliştir. Şekil 1.11 (d) Süperiletken malzemenin yapısına bağlı olarak uygun enerjiye sahip numune içerisine girdapların girebileceği iki belirtken uzunluk vardır. Bunlar Şekil 1.12’de görüldüğü gibi, nüfuz (manyetik girme) derinliği (λ) ve koherens (eş uyum) uzunluğu (ξ)’dur.



Şekil 1.12. H_{C1} 'den daha büyük şiddette uygulanan alan durumunda akım halkaları ve onunla ilişkili girdaplar (a), süperelektron yoğunluğunun konumla değişimi (b), akı yoğunluğunun konumla değişimi (c) ve süperiletken olmayan parçacık tarafından oluşturulan akı çivilenmesinin şematik gösterimi (d) (Shiohara ve Endo, 1996)

1.5 Manyetik Kaldırma (Levitasyon) Sistemi

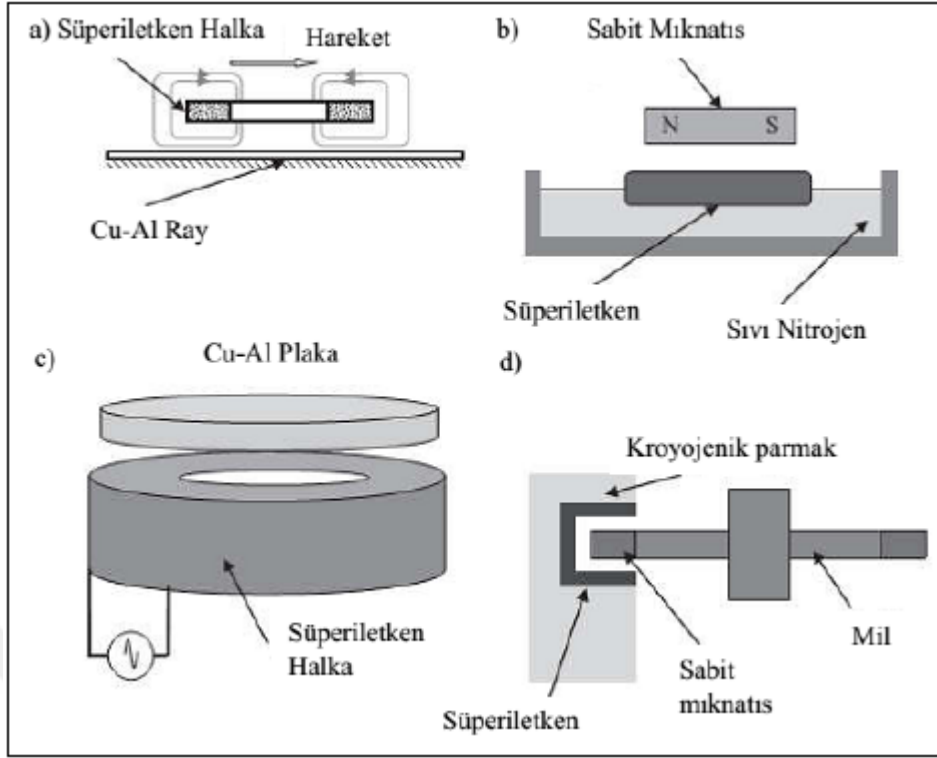
Manyetik kaldırma (levitasyon), bir cismin yer ile bir teması olmadan denge halini koruyarak havada askıda kalmasına denir. Manyetik kaldırma hareketi uçan, süzülen, su yüzeyinde dengede kalan veya orbital hareketi yapan cisimlerin hareketinden farklı olarak elektrik ve manyetik alanlarla oluşturulabilir. Manyetik kaldırma oluşturabilmek için iki önemli alt sisteme ihtiyaç vardır;

- Manyetik itme kuvvetini oluşturacak bir manyetik alana,
- Manyetik alanın oluşturduğu akının içinden geçeceği veya tuzaklanacağı bir yapıya.

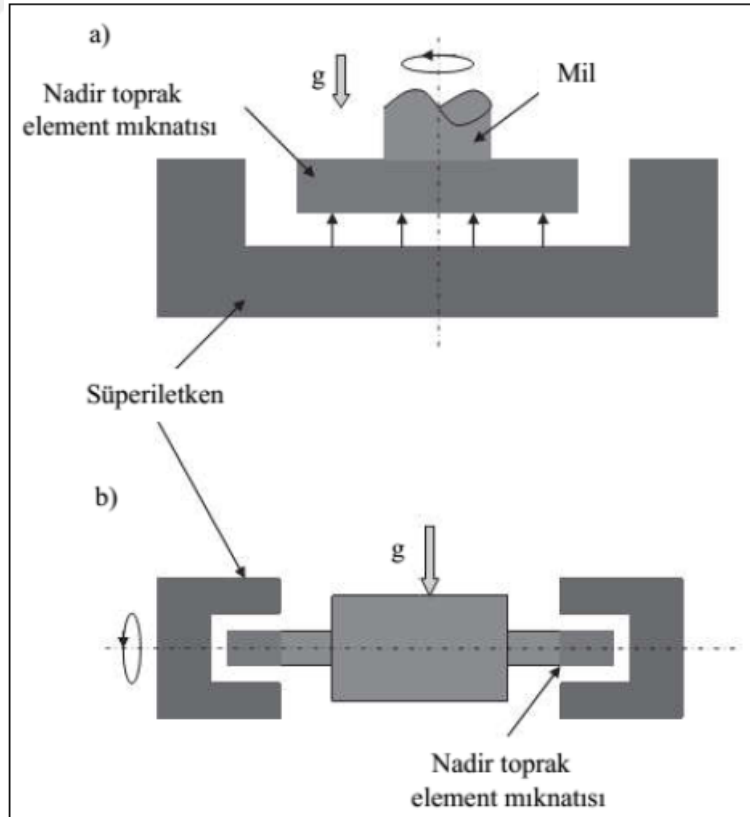
Bir cismin manyetik kaldırması aktif ya da pasif kaldırma şeklinde yapılabilir. Aktif manyetik kaldırma için güç kaynağı veya elektronik devre elemanlarına gerek duyulurken, pasif manyetik kaldırma için herhangi bir güç kaynağına gerek duyulmaz. Aktif (elektromanyetik) manyetik kaldırma sistemi, demir (ferromanyetik) bir çekirdeğin etrafına sarılan bakır tel üzerinden geçirilen akım yardımıyla oluşturulabilir. Pasif manyetik kaldırma sistemi ise sabit mıknatıslar (RE123 mıknatısı) özel şekillerde düzenlenerek elde edilebilir. Aktif manyetik kaldırma sistemleri radyal yönde (merkezden yayılarak) yüksek manyetik duyarlılık (stiffness) ve yüksek manyetik alana sahipken, pasif manyetik kaldırma sistemleri düşük manyetik duyarlılığa ve manyetik alana sahiptir (Moon, 2004).

Süperiletkenler birkaç durumda kalıcı pasif manyetik kaldırma sistemine sahiptirler. I. Tip süperiletkenler iç bükey şekilde kâse biçimine sahip, yan yüzeylerinde süperiletken akımların oluşturduğu manyetik alanı olan, manyetik kaldırma sistemi olarak açıklanır. II. Tip süperiletkenler ise doğal akı çivilemesine sahip olan, herhangi bir biçimi olmayan, kuvvetli itici manyetik kaldırma sistemlerini tanımlar (Cansız, 1999). Kalıcı sabit mıknatısların akı çivileme kuvveti etkisiyle askıda kaldığı sistemlerde II. Tip süperiletkenler yaygın olarak kullanılır.

Süperiletkenlerin sıvı helyum sıcaklığında levitasyon deneyi ilk kez Rus fizikçi V. Arkadiev tarafından 1945 yılında yapılmıştır (Arkadiev, 1945, Arkadiev, 1947). Bu çalışmanın devamında yine sıvı helyum sıcaklığında süperiletkenlerin diamanyetik özelliklerinden faydalanılarak oluşan kuvvetlerin çeşitli motor ve mil sistemlerinde sergiledikleri davranışlar araştırılmıştır, Şekil 1.13 - Şekil 1.14 (Simon, 1953). Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin keşfiyle beraber sıvı nitrojen sıcaklığında (77 K) bu çalışmalar yoğunluk kazanmıştır.



Şekil 1.13. I. Tip süperiletkenlerin kaldırma sistemleri



Şekil 1.14. II. Tip Süperiletkenlerin kaldırma sistemleri (Sangster, 2012)

Manyetik kaldırma (levitasyon) kuvveti;

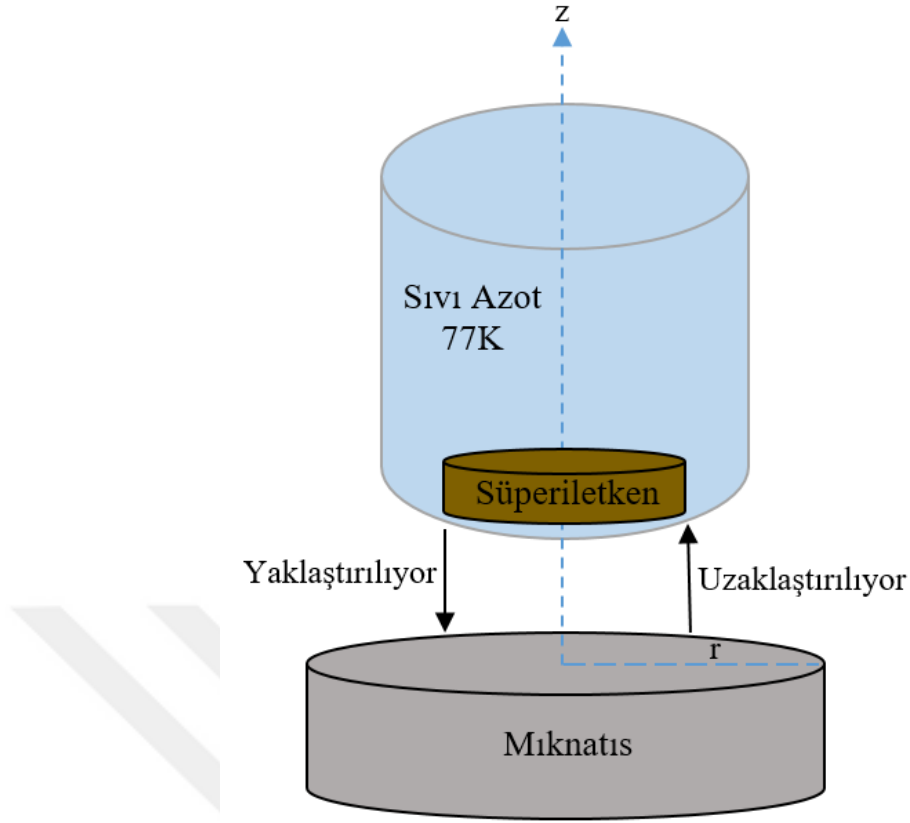
$$\mathbf{F} = \int_{V_0}^V (\mathbf{m} \cdot \nabla) \mathbf{H} dV \quad (1.28)$$

şeklinde yazılır. Bu eşitliğin tek boyuta indirgenmiş şekli ise;

$$\mathbf{F} = m \frac{d\mathbf{H}}{dx}, \quad m = \mathbf{M}V, \quad \mathbf{M} = A\mathbf{J}_c r \quad (1.29)$$

ile verilir. Burada; m süperiletkenin manyetik momenti, \mathbf{M} birim hacim başına düşen manyetizasyon, $\frac{d\mathbf{H}}{dx}$ dış alan (uygulanan alan) tarafından üretilen manyetik alan gradyenti, \mathbf{J}_c süperiletkenin kritik akım yoğunluğu, A süperiletken numunenin geometrisine bağlı olan sabit, r süperiletken akım tarafından oluşturulan diyamanyetik akım çemberinin yarıçapını göstermektedir.

Manyetik kaldırma kuvveti değerini artırabilmek için r , \mathbf{J}_c ve $(d\mathbf{H}/dx)$ 'in büyük olması gerekmektedir (Yang, vd., 2001). Süperiletken aileleri içinde geniş yarıçaplı tek kristaller YBCO numunelerinde elde edilmekte ve numunede oluşan kuvvetli akı çivileme merkezleri sayesinde büyük \mathbf{J}_c değerlerine ulaşılmaktadır (Murakami, 1992). Uygulanan manyetik alana çok fazla duyarlılık gösteren levitasyon kuvveti ile manyetizasyon (\mathbf{M}) ve dış alan (uygulanan alan) tarafından üretilen manyetik alan gradyenti $(d\mathbf{H}/dx)$ 'nin miktatısların şekillerine ve dizilimlerine bağlı olarak değişimleri konusunda araştırmalar yeterli seviyede değildir (Yang, vd., 2001; Nagashima, vd.,1999).



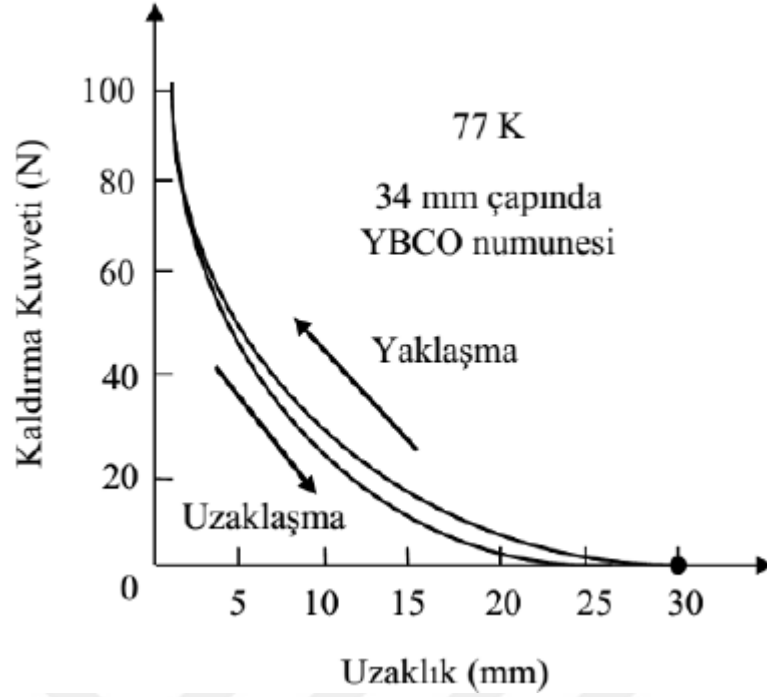
Şekil 1.15. Sürekli mıknatıs (PM) ile yüksek sıcaklık süperiletken (HTS) arasındaki levitasyon sistemi

Şekil 1.15’de mıknatıs süperiletken numuneye yaklaştırılırken süperiletken (süperiletkenin diyamanyetik özelliği nedeniyle) uygulanan manyetik alanı dışarıladığından dolayı itme kuvveti oluşacaktır. Bu itme kuvvetinin değeri mıknatısın altına konulacak hassas terazi yardımıyla ölçülebilir. Sonuçlar Newton birimi cinsinden ölçüldüğünde, verilerin Taylor serisine uygun bir şekilde değiştiği bulunur (Moon, 2004). Bu seri çözüldüğünde;

$$F = F_0 e^{-bz} \quad (1.30)$$

denklemini bulunur.

Eşitlikte “z”, sürekli mıknatıs ile süperiletken arasındaki uzaklığa karşılık gelir. Bu sonuçtan mıknatısın süperiletkene yaklaşması ve uzaklaşmasına göre kaldırma kuvveti ile uzaklık arasındaki ilişkinin üstel olduğu görülmektedir. Bu durum Şekil 1.16’da verilmiştir.



Şekil 1.16. YBCO süperiletken ile Sm-Co Mıknatıs arasında ZFC ortamında kaldırma kuvvetinin düşey mesafeye bağlılığı (Krabbes vd., 2006)

II. Tip Süperiletkenlerin bulunmasından sonra özellikle ulaşımda, enerji depolamada ve haberleşme sistemlerinde süperiletkenlerle yapılan çalışmalar yoğunlaşmıştır. 1991 yılında Maglev hızlı trenlerinin (~500 km/h) süperiletken tel ve bulk yapıları kullanılarak nasıl çalışacağı konusunda Japonya da ilk taslak çalışmalar başlamıştır. 2011 yılına gelindiğinde Japonlar Maglev trenlerinin prototipini üretmişler ve deneysel çalışmalarında Maglev treninin hızını 411 km/h ölçülmüştür. (Sangster, 2012).

1.5 Manyetik Duyarlılık (Magnetic Stiffness)

Duyarlılık, bir sistem üzerine kuvvet (etki) uygulandığında sistemin geometrisinin herhangi bir değişikliğe uğramadan sistemin bu etkiye karşılık vermesidir (Moon, 2004). Duyarlılıkta en önemli koşul duyarlılığı ölçülecek sistemin tasarımının iyi olmasıdır. Performans üzerinde duyarlılık etkisi deformasyon oluşturduğu için sistem tasarımının iyi olması oldukça önemlidir. Bu deformasyon statik ve yorulma dayanımı, aşınma direnci, verimlilik ve üretilebilirlik biçiminde ortaya çıkmaktadır (Eugene, R. I., 1999). Buradan hareketle Maglev sistemlerinin dizaynı üzerinde duyarlılık (stiffness) etkisi oldukça önemlidir. Çünkü Maglev sistemi hiç bir temas olmaksızın askıda

kalabilme prensibi üzerine dayanan bir kılavuz süperiletken ve sürekli bir mıknatıstan oluşmaktadır. (Moon, 1994).

Manyetik kaldırma (levitasyon) kuvvetinin uzaklığa bağlı değişimini veren eşitlik Moon tarafından tanımlanmıştır (Liua ve Wang, 2012). Sistemin vektör uzayı $r = (x, y, z)$ şeklinde tanımlanmış ve manyetik kuvvet değişimi r vektörüne bağlı olarak incelenmiştir. r_0 değerinde manyetik kuvvet yerçekimi kuvvetine (mg) eşitlenmiştir. Böylece denkleminizi,

$$\mathbf{F}(\mathbf{r}) = \mathbf{F}(r_0) + \frac{\partial F}{\partial x}(x - x_0) + \frac{\partial F}{\partial y}(y - y_0) + \frac{\partial F}{\partial z}(z - z_0) \quad (1.31)$$

veya

$$\mathbf{F}(\mathbf{r}) = \mathbf{F}(r_0) + k\mathbf{r} \quad (1.32)$$

yazılır. Kuvveti yer değiştirmenin fonksiyonu olarak $\mathbf{u}=(u_x, u_y, u_z) = \mathbf{r}-\mathbf{r}_0$, aldığımızda, tek boyutta manyetik duyarlılık (stiffness);

$$k_x = -\frac{\partial F}{\partial x} \quad (1.33)$$

elde edilir. (1.31) eşitliği düşey düzlemde h 'a bağlı olarak tekrar yazılırsa;

$$\mathbf{F}(h) = \frac{\partial F}{\partial h}(h - h_0) \quad (1.34)$$

kuvvet h 'a bağlı olarak elde edilir ve manyetik duyarlılıkta aşağıdaki gibi bulunur;

$$k_z = -\frac{\partial F}{\partial h} \quad (1.35)$$

Eşitlik (1.32) tekrar yazıldığında,

$$\mathbf{F}(\mathbf{r}) = k\mathbf{r} \quad (1.36)$$

eşitliğinin mekanik sistemde kütle-yay sistemine (Hooke Yasası) karşılık geldiği görülür. Kuvvet tek boyuta (x) indirgenirse;

$$F(x) = kx \quad (1.37)$$

elde edilir. Burada k yay sabitidir (Liua ve Wang, 2012).

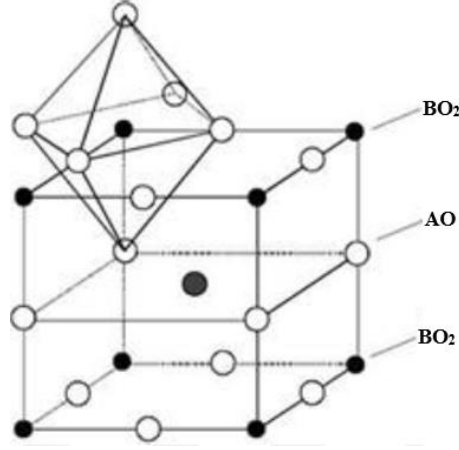
1.6 Yüksek Sıcaklık Süperiletkenleri

Süperiletkenler kritik sıcaklık değerine göre sınıflandırılır. Kritik sıcaklıklarına bakılarak süperiletkenler düşük ve yüksek sıcaklık süperiletkenler olmak üzere ikiye ayrılırlar. BCS teorisini temel alan 30 K altında kritik sıcaklığa sahip süperiletkenler düşük sıcaklık süperiletkenleri olarak adlandırılırlar. Yüksek sıcaklık süperiletkenleri ise 30 K sıcaklıktan yüksek kritik sıcaklığa sahip süperiletkenlerdir (Äkäslompolo, 2015).

Sıvı helyum oldukça pahalıdır ve pratik uygulamalar için karmaşık bir soğutma sistemi sağlamaktadır. Bu durumu aşmak için araştırmacılar yüksek sıcaklıklarda süperiletken hale geçecek malzemeler araştırmaya başladılar. 1986 yılında Johannes Georg Bednorz ve Karl Alexander Müller 35 K civarında kritik geçiş sıcaklığına sahip olan Ba-La-Cu-O süperiletken malzemesini buldular (Prozorov, 1998). 1987 yılında ise 93 K kritik sıcaklığındaki $YBa_2Cu_3O_7$ süperiletken bileşiği bulundu (Murakami, 1991). $YBa_2Cu_3O_7$ bileşiğine sahip süperiletkenler sıvı azotun kaynama sıcaklığından (77 K) daha yüksek kritik sıcaklık değerine sahiptir. Bu buluş süperiletkenlik için bir dönüm noktası olmuştur. Günümüzde de Hg-tabanlı süperiletken sistemler için kritik geçiş sıcaklığı 166 K'e kadar çıkmıştır. Yüksek sıcaklık süperiletken sistemlerinden görüldüğü üzere yüksek kritik geçiş sıcaklığına sahip malzemelerin hemen hemen hepsi bakır-oksit tabakası içermektedir.

1.6.1 Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin (HTS) yapısal özellikleri

Bu tarz süperiletken bileşikler, perovskit olarak adlandırılan kristal yapı cinsinden sınıflandırılabilir. Perovskite hücre ABO_3 genel formülü ile ifade edilir. Formüldeki A, B iki metal atomu, O ise oksijen atomudur. Perovskit yapı şekil 1.17'de gösterilmiştir.



Şekil 1.17. Perovskit yapının şematik gösterimi

A atomu birim hücrenin merkezinde bulunur ve etrafına 12 tane oksijen atomu dizilir. B atomu köşelerdedir ve etrafında 6 tane oksijen iyonu bulunur. $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ sitokiyometrisine sahip süperiletkenler ise ($T_c \approx 92 \text{ K}$) çok tabakalı perovskitlerdendir. Her bir YBCO birim hücresi; İtiryum atomlarının bir düzlemi ile ayrılmış ve iki BaO tabakası arasında kalmış iki CuO_2 düzlemi içerir. Cu-O tabakalarındaki oksijen dağılımına ve miktarına bağlı olacak şekilde; olası iki simetriye (tetragonal ya da ortorombik) sahiptir. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerin bazı özellikleri şu şekildedir;

- HTS'lerin hepsi II. tip süperiletken grubuna sınıflandırılırlar.
- Tanecikli yapıya sahiptirler ve seramik yapıda olduklarından esnek değildir. Bu sebeple kırılırlar.
- HTS'lerin yapısı tanecik, tanecik sınırları, tanecik sınırlarındaki zayıf bağlar ve ikiz düzlemlerden oluşur. Bu durumlardan dolayı külçe (bulk) olarak üretilmiş HTS'lerin kritik akım yoğunluğu (J_c) düşüktür.
- Yüksek anizotropiye sahiptirler. Anizotropik olmasından dolayı yöne bağımlıdır.
- Uyum uzunluğu düşük sıcaklık süperiletkenlerine göre çok küçüktür. Sızma derinliği yüksek olan numunelerdir. Uyum uzunluğu ab-düzleminde 10-30 Å ve c ekseninde 2-5 Å arasındadır (Huges, 2001; Dzhafarov, 1996).

1.6.2 Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin elektriksel ve manyetik özellikleri

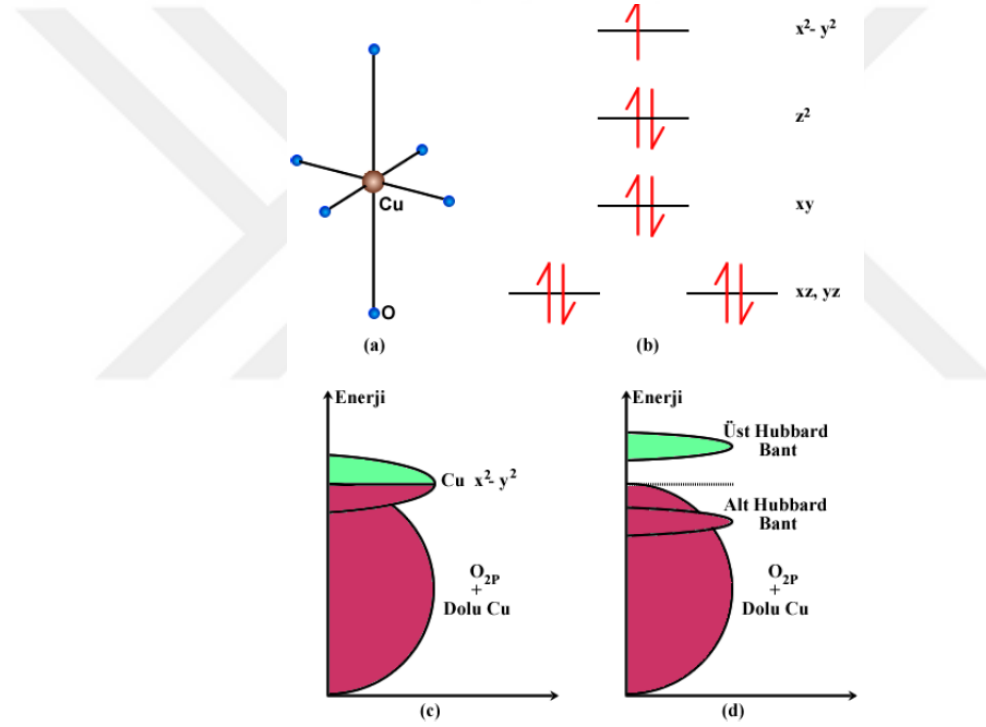
Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde yüksek T_c 'li malzemelerin birçoğunun bakır-oksit tabakası içerdiğini gözlenmiştir. Kritik sıcaklık ile bileşiklerdeki bakır-oksit tabakalarının sayısı arasında doğrudan bir ilişki olduğu görülmektedir. Yapı periyodik olarak kendini tekrarlayana kadar bakır-oksit tabakalarının eklenmesi T_c ' yi artırır. Süper akımların maksimum değerlerinin, bakır-oksit düzlemlerinde yüksek düzlemlere dik doğrultuda ise çok düşük olduğu kesin olarak bilinmektedir. Sınır etkileri nedeniyle, külçe (bulk) seramiklerde akım yoğunluğu daha düşüktür. Örneğin çok kristalli yapıdaki $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ numunelerinde kritik akım yoğunluğu $10-10^{10} A/m^2$ arasındadır. Pek çok uygulama için bu değerlerin çok düşük olduğu görülmüştür. Bu malzemelerin içinde akımın çok iyi geçtiği tanecikler ve bu taneciklerin ara yüzeylerinde yalıtkan gibi davranan safsızlıklar bulunur. Akım hem taneciklerden hem de tanecikleri ayıran sınırlardan geçmek zorundadır. Bu yüzden tanecikler arası akım sadece zayıf bağ davranışı olarak bilinen Josephson olayı ile geçer. Birçok araştırmacı bu tip malzemelerdeki kritik akımın, bu gibi etkiler tarafından sınırlandırıldığını düşünmektedir. HTS'lerde uyum uzunluğu, nüfuz derinliğinden çok küçük olduğundan bu malzemelerin istisnalar hariç birçoğu II. Tip süperiletkenlerdir. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin alt kritik manyetik alanı B_{c1} değeri düşük ve üst kritik manyetik alan B_{c2} değeri çok yüksektir. Böylelikle kritik akım I_c , manyetik vortekslerin sabitlenmesinden dolayı zayıflamakta ve azaltmaktadır. Yüksek sıcaklık süperiletkenleri yüksek uzaysal anizotropiye sahiptir. Anizotropi; direnç ölçümleri, kritik alan, manyetik alanın girme derinliği ve kritik akım yoğunluğunda görülmektedir. Bi-tabanlı bileşiklerin La ve Y-tabanlı bileşiklerden daha anizotropik olduğu bilinmektedir. Anizotropi, yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde tabakalı kristal yapıdan kaynaklanmaktadır. Yüksek kritik sıcaklıklı yeni malzemeler yapmak için araştırmacılar yüksek sıcaklık süperiletkenlerine çeşitli nadir element iyonları katkılamaşlardır. Bu değişimlerin bazıları T_c ' yi yükseltirken bazıları da düşürmüştür. Düşük sıcaklık süperiletkenleri ile yüksek sıcaklık süperiletkenleri arasındaki önemli bir fark da yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin homojen oluşudur. Süperiletken malzemeler için tanecikler arası güçlü bağlantı, serbest gözenek yapısı, yüksek yoğunluk ve şekillendirilebilir homojen yapı oldukça önem arz eder. Bakır-oksitli süperiletkenlerin sıfır direnç ve diamanyetizma gibi, süperiletkenlerin iki önemli özelliğine sahip oldukları gerçeği benimsenmiştir.

1.6.3 Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde süperiletkenlik mekanizması

Bakır oksit süperiletkenleri, yapısal, kimyasal ve elektriksel iletkenlik açısından diğer oksitlere göre farklılıklar gösterir. Daha önce çalışılmış olan iletken oksitlerin birçoğu, geçiş metalleriindeki d orbitallerinin etkileşiminden kaynaklanan enerji bantlarındaki elektronların hareketini esas alır. Her geçiş-metal atomik orbitalleri üst üste biner ve etkileşim gösterir. Sonuç olarak elektronlar tarafından kısmen doldurulması mümkün olan enerji durumlarının izinli olduğu bant şekillenir. Bu durumda oksijenlerin enerji durumları çok küçük bir etkiye sahiptir veya önemsizdir. Elektronegatifliğin aynı tip bir yansıması oksitlerin çoğunda yasak bant aralığına neden olur. Bu tarz iletken oksitlere örnek olarak V_6O_{13} gösterilebilir. Bununla birlikte bakır oksitlerde, oksijen orbitalleri ve metal orbitalleri arasında enerjideki farklılık çok küçüktür. Ayrıca oksijen orbitalleri elektronik enerji bantlarına sebep olur. Bu yüzden oksijen, iletkenlikte bakır kadar önemli bir yere sahiptir. İletken oksitlerde bu olay nadir bir durumdur. İkinci etken ise süperiletken bileşikler için temel oluşturan Cu^{2+} iyonlarının elektronik yapılarından elde edilir. Cu^{2+} için elektronik yapılandırma $3d^9$ olarak bilinir. d orbitalinde mümkün olan enerji durumlarının on tanesinden dokuzu doludur. Bakır tabanlı süperiletkenlerde şekillenen Cu-O koordinasyon çok yüzlüsünde (polyhedra) (sekizyüzlü, piramitler ve kareler) bu enerji seviyeleri bozulmamıştır. Oksijen atomları arasında yönelim gösteren t_{2g} orbitalleri çok düşük enerji seviyesindedirler bu yüzden elektronlar tarafından (altı elektron) tamamen doldurulurlar. Cu-O koordinasyon çok yüzlüsünün şekilleri, dört tane oksijen atomunun bir düzlemde komşu olacak şekilde ve bir oksijen (piramit) veya iki oksijen (sekizyüzlü) atomunun oluşan düzlemin tepesinde olacak şekildedir. Orbitallerin enerjileri, z bileşenleriyle daha düşük olur. Çünkü oksijen orbitallerinden tepki daha küçüktür. Bu sonuç, düzlemdeki oksijen atomlarına doğru gösterilen $dx^2 - y^2$ orbitalinde (Şekil 1.18 (b)) bir tane çiftlenmemiş elektronu olan dokuz-elektron dizilimidir. Tek çiftlenmemiş elektron 1/2 spine sahiptir. Bu düşük spin değeri, katıda, spinler arası kuantum mekaniksel etkileşimleri hesaba katar. Bu durum ferritlerde (iki değerlikli ve üç değerlikli katyonlar içeren seramik oksitler) spinlerin bilinen durumlarından farklıdır. Örnek olarak büyük spinler arası etkileşimler (Fe_3O_4 için 5/2 spin) geleneksel fizik tarafından tanımlanabilir.

Yalıtılmış atomlarda, bu orbitaller farklı enerji durumlarındadır ama atomların birbirine yakın olduğu katılarda orbitaller etkileşir ve keskin atomik enerji durumları enerji

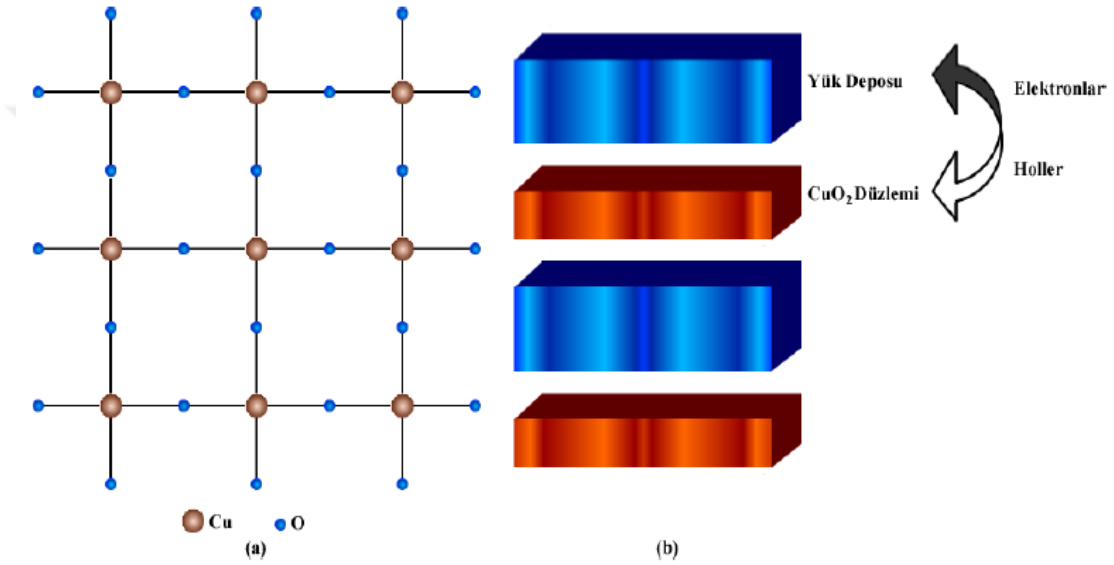
bantları halini alır. O 2p durumlarının ve Cu 3d durumlarının benzer enerjisi Şekil 1.18 (c)'de gösterilen durum ile neticelenir. Cu $dx^2 - y^2$ 'nin elektronlarla yarı doldurulması bandı oluşturur ve oksijenin bandı oluşturan yüksek enerjili kısmı bakırdaki en yüksek işgal edilmiş durumun enerjisi ile neredeyse aynıdır. Bu, iletken oksitlerdekinden daha karmaşıktır. Bu hal, süperiletkenliğin yapısal tiplerinde Cu^{2+} oksitlerin metalik iletken olmasını gerektiğini varsayar. Oysa Cu^{2+} oksitleri elektriksel yalıtkanlardır. Katıların elektronik özellikleri için standart durum, elektronların birbirleri ile etkileşmediğini yalnızca atomik örgüyle etkileşime girdiğini kabul eder. Bakır oksitlerde durum farklıdır. Bu etkileşim yüksek sıcaklık süperiletkenliğinin mekanizmasının anlaşılmasına yardımcı olmuştur.



Şekil 1.18. Bakır oksit süperiletkenlerde bulunan Cu-O koordinasyon çok yüzlüsü (a), Cu^{2+} için d elektron konfigürasyonu (b), Bakır oksit süperiletkenlerde enerji durumlarının şematik gösterimi (c) ve Bakır tabanlı süperiletkenlerde elektron etkileşiminden dolayı $dx^2 - y^2$ bandının ayrılması (d)

Şekil 1.18 (d)'de gösterilen ayrılmış elektronik temel açıklanan şey, bakır tabanlı süperiletkenlerdeki bakır-oksijen örgüsünün özel geometrisidir. Bu durum hala çözüme ulaşmamıştır. Bakır tabanlı süperiletkenlerin genel yapısı Şekil 1.19'da gösterilmiştir. Yapının temelini oluşturan, birbirleriyle köşeleri paylaşan CuO_x koordinasyon çok yüzlüsünün (Şekil 1.18 (a)) temeli olan ve dama tahtası benzeri (Şekil 1.19 (a)) dokudan

meydana gelen sonsuz CuO_2 düzlemleridir. CuO_4 karesinde dört oksijenin her biri bir başka bakır ile bağ yapar. Bu durum 180° Cu-O-Cu bağları ve tam olarak CuO_2 stokiyometrisi ile sonuçlanır. CuO_2 tabakaları arasında diğer tabakalar vardır. Bu diğer tabakalar yük depo tabakaları olarak bilinir (Şekil 1.19 (b)). Bahsedilen tabakalar CuO_2 düzlemlerinde mümkün elektronik durumlardaki elektronların sayısını kontrol etmeye ve üçüncü boyutta CuO_2 düzlemlerini yalıtıma ya da elektronik olarak bağlamaya yarar. Bakır tabanlı süperiletken ailesi içinde süperiletkenlik geçiş sıcaklığını tanımlamada esas rol bu yük depo tabakalarıdır.



Şekil 1.19. Köşelerindeki oksijeni paylaşan CuO_4 karelerinden meydana gelen CuO_2 düzlemleri (a) ve Bakır oksit süperiletkenlerdeki elektronik tabakaların şematik gösterimi (b)

Bakır oksit süperiletken ailesi numunelerinde CuO_2 düzlemlerindeki $1/2$ spinli iyonlar (her bakırda $dx^2 - y^2$ orbitalinde çiftlenmemiş bir elektron) yüksek sıcaklıkta antiferromanyetik olarak bir araya gelir. Antiferromanyetik oluşum bakır spinlerinin çok güçlü şekilde çiftlenmesine işaret eder. CuO_2 düzleminde hesaba katılan bir elektron, bakır başına bir elektronla değiştirildiğinde süperiletkenliğe sebep olunur. Örneğin bileşikler Cu^{2+} dan farklı bakır valansları yapmak için katkılanırlar. Bu da ya oksijen ilavesiyle ya bir atomun daha düşük veya daha yüksek valansa sahip bir başka atomla kısmi yer değiştirmesiyle ya da bileşiklerdeki atomların valanslarından dolayı doğal olarak meydana gelmesiyle yük depo tabakalarının yönlendirilmesini sağlar. Bu üç duruma ait örnekler şöyledir. YBCO-123 bileşiğinde $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_6$ dan oksijenin araya

ilave edilmesi ile $YBa_2Cu_3O_7$ 'ye, $La_{2-x}Sr_xCuO_4$ katı çözültisinde La için Sr'un kısmi yerdeğiştirmesi ve $Tl_2Ba_2CaCu_3O_8$ stokiyometrik bileşiğinde bakır valanslarının doğal olarak meydana gelmesi süperiletkenliğin sebepleridir.

1.6.4 YBCO sisteminin kristal yapısı

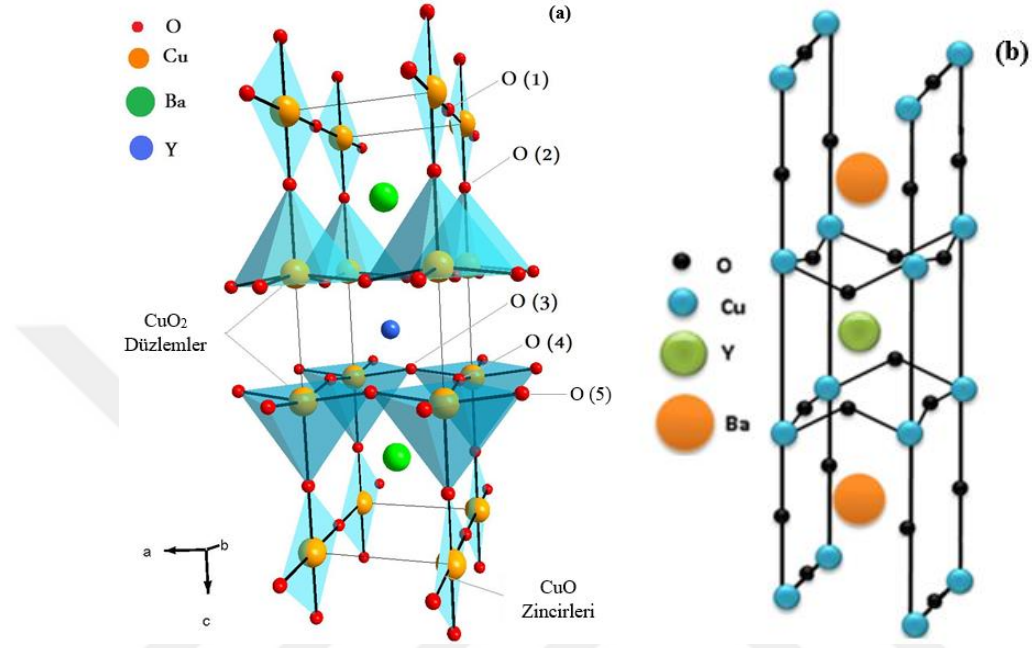
Tip I süperiletkenlerin aksine YBCO karmaşık bir kristal yapıdadır. Yüksek sıcaklık süperiletkenleri, oksijen eksikliği olan, bozulmuş, çok katmanlı perovskit bir yapıdır. YBCO birim hücresi, bazı boş olan oksijen konumlarına sahip iki bitişik $BaCuO_3$ küpü ile komşu merkezi $YCuO_3$ hücresinden oluşan üçlü bir perovskittir. (Siegrist vd., 1987). YBCO bileşiklerde gerçekteşen süperiletkenlik, CuO zincir düzlemleri ve CuO_2 düzlemleri arasında oluşan yük transferi ile gerçekteşmektedir; CuO tabakaları CuO_2 düzlemlerine yük taşıyıcıları sağlamaktadır (Siegrist vd., 1987). İletim, anizotropiye neden olan ve ab düzleminde bulunan CuO_2 katmanlarında gerçekteşir (Worthington vd., 1987; Larbalestier vd., 2001). YBCO sistemi yüksek anizotropiye sahiptir. Bunun nedeni iletkenliğin sadece CuO_2 düzleminde gerçekteşmesidir (Larbalestier vd., 2001). Bugüne kadar Y- (RE) -Ba-Cu-O sisteminde üç süperiletken faz olduğu bulunmuştur.

1.6.5 YBCO sisteminin tetragonal ve ortorombik yapısı

$YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ (Y-123) perovskit yapıya sahip olan Tip II süperiletkendir. Y-123 süperiletkeni oksijen yoğunluğuna bağlı olarak, tetragonal ($a=b \neq c$) ve ortorombik ($a \neq b \neq c$) yapılarda bulunabilir (Jorgensen vd., 1990; Benzi, vd., 2004; Calestani ve Rizzoli, 1987). Oksijen kaybına duyarlı CuO zincirleri, Y-123 süperiletkeninde ortorombik-tetragonal faz geçişine sebep olur. Ortorombik- tetragonal faz geçişi, sıcaklığa ve oksijenin kısmi basıncına bağlıdır. YBCO'da tetragonal yapı oluşumu 700 °C ile 950 °C sıcaklık aralığında gözlenir. Sıcaklık azaldıkça ve oksijen miktarı arttıkça 700 °C'de tetragonal fazdan ortorombik faza geçiş gözlenir.

Ortorombik fazdaki a yönünde görülen oksijen eksikliği, birim hücrenin sıkışmasına neden olur. Bu yüzden a örgü parametresi b örgü parametresinden küçük olacaktır. Ortorombik fazda O (1) boş ve O (5) dolu oksijen alanlarını göstermektedir (şekil 1.20). Oksijenin gösterdiği asimetric dağılım ortorombik faza sebep olur. ($b - a / b + a$) bir düzen ölçüsüdür. b ve a arasındaki farkın büyük olması daha yüksek düzen derecesine

neden olur (Kulpa vd., 1989). Eğer c-örgü parametresi daha büyük değerde olursa düzen parametresi daha küçük değere sahip olur. Küçük bir c değeri daha iyi bir ara katman değişimine sebep olabilir ve sonuç olarak malzeme daha iyi süperiletken özellikler gösterebilir.



Şekil 1.20. Süperiletken YBCO ortorombik hücre yapısı (a) ve süperiletken YBCO tetragonal hücre yapısı (b) (Wikipedia, 2009; Asikuzun vd., 2019)

Yapı içerisinde üç düzlem; Cu ve O atomları, iki düzlem; Ba ve O atomu, tek düzlem Y atomu vardır. Y atomunun görevi CuO_2 düzlemlerini birbirinden ayırmaktır. Y yerine üç değerlikli başka bir atom koyulursa süperiletken özellikler fazla değişiklik göstermez (Vlasko vd., 1917). Ortorombik-tetragonal faz geçişi, oksijen difüzyon kinetiği tarafından kontrol edilir (Brodt vd., 1990). YBCO'nun ortorombik yapısı katmanlı bir yapıya sahiptir. $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ kristal hücresinde CuO_2 düzlemleri ve CuO zincirlerinin sayısı, farklı fiziksel özelliklere ve farklı kritik sıcaklığa neden olur (Dzhafarov, 1996). CuO zincirleri CuO_2 düzlemleri için yük deposu görevi üstlenirler (Jorgensen vd., 1987). Sıcaklığın artırılmasıyla yapıdaki toplam oksijen stokiyometrisinde azalma görülür. Oksijen stokiyometrisinin azalmasıyla yapı ortorombikten tetragonele geçiş gösterir. Bu geçiş 1 atm basınç altında ve yaklaşık olarak $700\text{ }^\circ\text{C}$ sıcaklıkta meydana gelir.

1.7 Bor Elementi ve Önemi

Bor madeninin, dünya rezervinin yaklaşık % 73'ünün ülkemizde bulunması (Kılıç vd., 2004) ve pek çok sanayi ve teknoloji dalında yaygın biçimde kullanılması stratejik bir öneme sahiptir. Ülkemizde bulunan bor madenlerinin % 64'ü kolemanit, % 32'si boraks ve % 4'ü üleksitten oluşmaktadır. Sanayide doğrudan bor madenlerinde cevher olarak faydalanıldığı gibi bor oksit (B_2O_3), borik asit (H_3BO_3) veya susuz boraks ($Na_2B_4O_7$) gibi işlenmiş ürünler olarak da faydalanılmaktadır. Bor madenleri özetle cam sanayinde, seramik malzeme, temizlik malzemesi ve tarımsal gübre üretiminde, yanma önleyici veya geciktirici malzeme imalatında, metalürjide, ahşap sanayinde ve nükleer uygulama alanlarında kullanılmaktadır (DPT 2001).

Ülkemiz için son derece önemli olan bor ve bor madenleriyle ilgili yapılacak akademik çalışmalar, hem ülkemiz açısından ileride değerlendirilebilir bilimsel alt yapı sağlayacak hem de üniversite-sanayi iş birliğine katkıda bulunacaktır.

1.7.1 Bor elementinin özellikleri

Yerkabuğunda 51. yaygın olarak bulunan bir element olan bor elementi, doğada boratları ve silikatları halinde bulunur. "B" kimyasal sembolündedir ve periyodik cetvelde III A grubunun metal olmayan tek elementidir. Yarı iletken olarak kabul edilen elementel Bor, oda sıcaklığında 10^{-6} ohm⁻¹cm⁻¹ gibi oldukça düşük bir elektriksel iletkenliğe sahiptir. Atom numarası 5 olan borun, atomik ağırlığı 10,81 g'dır. Amorf toz yapıdaki borun özgül ağırlığı 2,45 g/cm³, kristal yapısının özgül ağırlığı 2,34 g/cm³ tür. α -rombohedral and β -rombohedral olmak üzere iki kristal yapısına sahip olan bor elementinin erime sıcaklığı 2075 °C, kaynama sıcaklığı da 4000 °C'dir (Patnaik, 2002). Amorf toz haldeki borun rengi koyu kahverengidir. Gevrek ve sert yapılı kristal borun rengi ise sarı-kahverengidir. Kristal haldeki elementel bor bileşiğinin eldesi için amorf bordan farklı olarak yüksek basınç ve sıcaklık gibi şartlar gerekmektedir. Kristal bor, amorf bordan sertlik ve kırılgenlik gibi fiziksel özellikleri bakımından daha tercih edilir özelliklere sahiptir.

1.7.2 Elementel borun kristal yapısı

Bor elementi 3 tane bağ yapıcı elektrona sahiptir. Sahip olduğu üç elektronun, atom üzerinde son derece sınırlandırılmış olduğundan basit bir kovalent yapıya sahiptir fakat yeter sayıda elektrona sahip değildir. Kristal haldeki bor için 12 bor atomunun oluşturduğu ve ikozahedral olarak adlandırılan aşağıda gösterilen yapısal birim geçerlidir (Şekil 1.21).



Şekil 1.21. 12 B atomundan oluşan ikozahedral birimi

12 B atomundan oluşan ikozahedral birimin birbirine farklı bağlanmasıyla üç farklı kristal yapı meydana gelir: 1) α -rombohedral, 2) tetragonal, 3) β -rombohedral. Fiziksel ve kimyasal özellikleri birbirinden farklı bu kristal yapıları bazı sıcaklık ve basınç uygulamaları sonrasında birbirine dönüştürülebilmektedir.

Kristal haldeki borun α -rombohedral yapısı ilk olarak Decker ve Kasper tarafından bulunmuştur (Decker 1959). α -rombohedral için en basit kristal yapı hegzagonal birim ile ifade edilebilir. Diğer taraftan tetragonal kristal yapısı ise borun ilk olarak keşfedilen ve üzerinde en çok çalışma yapılan kristal yapısıdır. Tetragonal kristal yapısına sahip bor, çok miktarda boşluk içerdiğinden α -rombohedral yapısına göre daha fazla safsızlık atomları da içerebilir. β -Rombohedral yapı, α - yapı ile aynı kristal grubuna sahiptir ancak hacimce daha geniştir ve bu nedenle birim hacimde daha az atom içerir: 105-108 kadar atom (α -rombohedral, 315-324 kadar atom). Hoard ve Newkirk bunların dışında elementel bor için, x ışını difraksiyon (kırınımı) çalışmaları neticesinde, yedi tane temel kristal yapısından daha bahsetmektedir (Hoard ve Newkirk, 1960). Bu yapıların birbirlerine göre bulunma olasılıkları karşılaştırıldığında, ergime sıcaklığının altındaki her sıcaklıkta ve normal basınç değerlerinde termodinamik açıdan β -Rombohedral yapı daha çok tercih edilmektedir.

Biriktirme yöntemiyle bor elde edilmesi esnasında termodinamik koşullardan çok kinetik faktörler baskın olduğundan dolayı oluşum şartları zorlanarak tek tip kristal yapısına sahip bor elde edilmesi güçtür. Elementel bor için değişik türlerinin kararlı bir aralığını tespit etmek de imkânsızdır. Bununla birlikte, belirli şartlar altında kristal yapıları arasında tersinmez biçimde birkaç dönüşüm gözlenmektedir. Amorf bor, siyah ve mat renkte iken 1260 °C ye ısıtıldığında kısmen kırmızı ve saydam olmaktadır; bu dönüşümün amorfтан, α -rombohedrale doğru olmaktadır. α -Rombohedral yapı 1100 °C ve daha düşük sıcaklıklarda 24 saat boyunca karalıdır.

Ancak 1200 °C'de bazı renk değişiklikleri göstermektedir. 1500 °C ve daha yüksek sıcaklıklarda ise β -rombohedrale dönüşmektedir. 700 °C'de ise B₂H₆ kullanılarak elde edilen elementel amorf bor, 1700 °C'de vakumda 10 dakika işlem göerek β -Rombohedrale dönüşmektedir. 1100 °C'nin altındaki her sıcaklıkta α -Rombohedral kristal yapısının, üstünde ise β - Rombohedralin kararlı olduğu söylenebilir.

1.7.3 Elektriksel özellikleri

Borun elektriksel özellikleri safsızlıklardan ve yapısal değişikliklerden fazlasıyla etkilenir. Bu nedenle pek çok referansta birbirinden farklı elektriksel iletkenlik değerleriyle karşılaşılır. 1900'lü yıllarda Weintraub, boru yarı iletken olarak kabul etmiştir. Yüksek saflıktaki bor, 25 °C sıcaklıkta 10^{-7} 'den 10^{-6} ohm⁻¹cm⁻¹'ye kadar değişen aralıkta elektriksel iletkenlik değerleri göstermektedir.

Sıcaklık artırıldığında iletkenlik değeri de artmaktadır. Elementel bor, B₁₂ ikozahedral yapısı ve yüksek erime sıcaklığı nedeniyle, yüksek sıcaklıkta termoelektrik özelliğe sahip bir malzemedir (Kamimura 2000). Ayrıca bor için yakın IR bölgesinde fotoiletkenlik gösterdiği literatürde geçmektedir

1.7.4 Kimyasal özellikleri

Elementel bor, oda koşullarında karalıdır ancak 800 °C ve üstü sıcaklıklarda oksitlerine döner. Sulu ortamda ılıman şartlarda çözünmeyen bor, kaynatıldığında oksitlerine dönerek yavaşça çözünür; nitrik asit dışındaki mineral asitlere karşı da oldukça dayanıklıdır. Bor oksitleri veya elementel bor, kömür tozu gibi karbonlu bileşiklerle

havasız ortamda 1600 °C gibi yüksek sıcaklıklarda işleme tabi tutulduğunda Bor karbüre döner. Karbonlu bileşikler yerine azotlu bileşikler kullanıldığında ise Bor nitrür oluşur ama bu reaksiyonun gerçekleşmesi için daha yüksek sıcaklıklar gerekmektedir. Ayrıca, elmastan sonra bilinen en sert malzeme olan hegzagonal bor nitrür (h-BN) oluşturmak için yüksek basınç gibi ilave şartlar da gerekmektedir. Alkali ortamlarda elementel bor 500 °C'a kadar dayanıklıdır ancak üstü sıcaklıklarda yavaşça oksitlerine dönerek çözüldüğü gözlenir. Bor, üç tane bağ yapıcı elektrona sahiptir. Bu sebepten Bor üç bağ yaparak bileşik oluşturur. Bileşikte bulunan Bor oktetini tamamlamadığından çok güçlü bir akseptör davranışı göstererek, elektron ihtiyacını karşılamak üzere eşleşmemiş elektrona sahip bileşiklerle kolayca kompleks meydana getirir.



BÖLÜM II

LİTERATÜR VE MALZEME ÜRETİMİ

Dünyada toz malzeme kullanarak bulk (katı, külçe) malzeme üretmek için amaca yönelik pek çok üretim yöntemi bulunmaktadır. Tez çalışmasının amacına, elimizde bulunan malzemelere ve laboratuvar üretim koşullarına uygun olarak yüksek sıcaklık süperiletken üretmek için Katı-hal Tepkime Yöntemi (Solid-State Reaction Method, SSM) kullanılmıştır. Bu yöntemin seçilmesinin sebebi yöntemin kolaylığı, sinterleme sürelerinin kısa olması ve üretilen malzemenin sağlam olmasıdır.

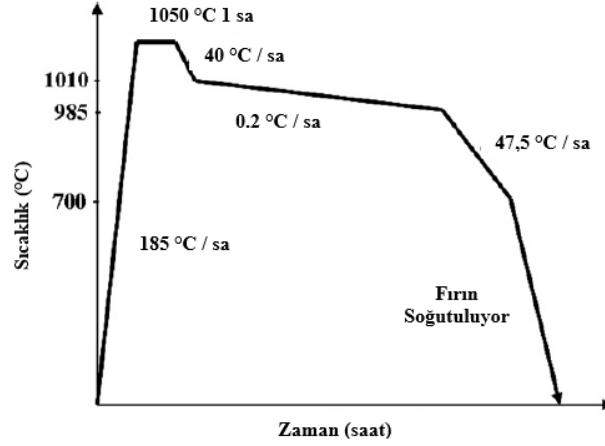
Bu bölümde Eritme-Büyütme yöntemiyle beraber süperiletken üretiminde yaygın olarak kullanılan tekniklerden kısaca bahsedilecektir.

2.1 Süperiletken Üretiminde Kullanılan Yöntemler

2.1.1 Eritme yönlendirme büyütme yöntemi (melt-texture-growth, MTG)

Bu yöntem 1988 yılında Jin S. ve arkadaşları tarafından bulunmuş ve kullanılmıştır. Araştırmacılar çalışmalarında Y123 numunesi hazırlayıp kalsine etmişlerdir. Kalsine edilen numuneler dört farklı sıcaklık adımlarında sinterlenmiştir. Bunlar sırasıyla 1320, 1180, 1110 ve 1030 °C' dir. Numuneler oksijen atmosferi altında sinterlenmiştir. Üretilen malzemelerin 77 K sıcaklıkta J_c değerleri ölçülmüş ve bu değer 10^4 A/cm² değerini geçtiği rapor edilmiştir. Yazarlar malzemeyi bu şekilde üretmelerinin sebebini kristal büyümesinin birbirini takip etmesini arttırmak için olduğunu söylemişlerdir (Jin vd., 1988).

Youngha Kim ve arkadaşları 2011 yılında MTG yöntemini kullanarak Y₂BaCuO₅ (Y211) ve YBa₂Cu₃O_x (Y123) sitokiyometrisine sahip silindirik bulk süperiletkenler üretmişlerdir. Uygulanan sinterleme basamakları şekil 2.1 de verilmiştir. Araştırmacılar sıfır alan (zero field) altında 77 k'de J_c ölçümü yapmışlar ve ürettikleri Y211 numunesinden 4.2×10^4 (A/cm²) elde etmişlerdir (Kim vd., 2011).



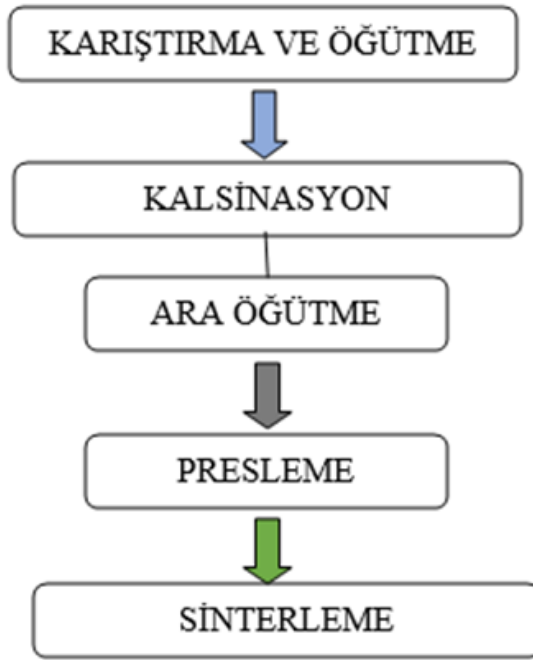
Şekil 2.1. Sinterleme basamaklarının şematik gösterimi (Kim vd., 2011)

2015 yılında I.B. Bobylev vd. MTG tekniğini kullanarak $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6.9}$ sitokiyometrisine sahip süperiletken seramik malzeme üretmişlerdir. Numuneler 5-300 saat aralığında 930 °C'de argon ve oksijen atmosferi altında sinterlenmiştir. Daha sonra 400 °C'de hava ortamında oksidasyon uygulanmıştır. Üretilen süperiletkenlerin 10 T dış manyetik alan altında J_c ölçümleri yapılmış ve sonuç $J_c > 10^4 \text{ A/cm}^2$ olarak rapor edilmiştir (Bobylev vd., 2015).

2.1.2 Katı-hal tepkime yöntemi (solid-state reaction method, SSM)

Kolaylığı ve ucuzluğu açısından süperiletken malzeme üreten araştırma grupları tarafından en geniş kullanım alanına sahip olan yöntem katı-hal tepkime yöntemidir. Bu yöntemde bileşikler, oksit, karbonat, nitrat gibi başlangıç maddeleri ile hazırlanır. Başlangıç maddelerinin saf olması, uygun sonuçlar elde edebilmek için önemlidir. Başlangıç maddeleri, bileşik oluşturmak için uygun oranlarda karıştırılır ve ince tozlar haline getirmek için havanda öğütülür. Burada amaç homojen bir karışım elde etmektir. Öğütmeden sonra malzeme üzerinde kalsinasyon işlemi yapılır. Kalsinasyonun amacı öğütme sırasında toz karışım içerisine giren yabancı maddelerin, oksit ve karbondioksitlerin sıcaklıkla beraber hazırlanan toz karışımından uzaklaştırmaktır. Bu da katı-hal tepkime yönteminin temelini oluşturur. Kalsinasyon işleminde hazırlanan tozlar pota içerisine konularak belirlenen sıcaklıkta ve belirli sürede ayarlanabilir fırın içerisinde tutulur.

Daha sonra fırın içerisinden çıkarılan tozlar tekrar öğütülür (ara öğütme) ve bu işlem birkaç kez tekrarlanabilir. Kalsinasyondan sonra sinterlemeye geçilmeden tozlara istenilen şekili vermek ve tanecikler arası bağlantıları güçlendirmek için presleme yapılır. Presleme için uygun basınç genellikle 4-6 ton arasındadır. Tozlar preslenerek tabletler haline getirdikten sonraki son aşama ise sinterleme aşamasıdır. Bu aşamanın önemi bazı örgü kusurlarını ortadan kaldırmak, karışımı oluşturan atomlar arası bağlantıları kuvvetlendirmek, süperiletken fazı elde etmek, süperiletkenliğe geçiş sıcaklığını yükseltmek ve polikristalleri meydana getirmek için oksijen ortamında yüksek sıcaklıkta belirli sürelerde tabletleri ısıl işleme tabi tutmaktır. Sinterleme işlemi, numunenin sıcaklığının artan sıcaklık basamaklarında oda sıcaklığından belirlenen sıcaklığa kadar arttırılması ve belirli bir süre bekledikten sonra yavaşça oda sıcaklığına soğutulmasını içerir. Katı-hal tepkime yönteminde ara öğütme, optimum tavlama süresi ve sıcaklığı ile yavaş soğutma oranları oldukça önemlidir. Katı-hal tepkime yöntemi basamakları Şekil 2.2' de verilmiştir.

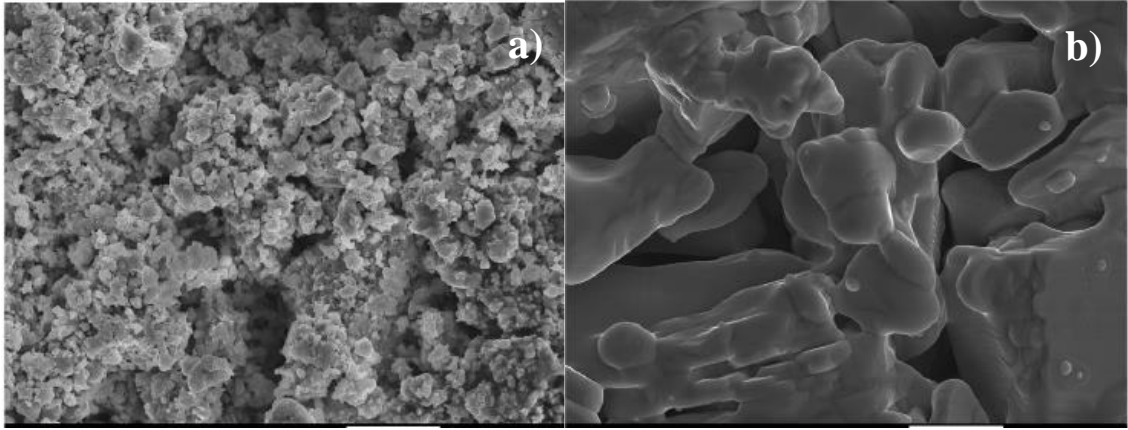


Şekil 2.2. Katı-hal tepkime yöntemi basamakları

Tabletlerin ısıl işleminden sonra numune içinde meydana gelebilecek iç zorlanma ve gerilmelerden kaçınmak için fırın yavaşça oda sıcaklığına soğutulmalıdır. Isıtma işlemi sırasında süperiletken malzeme içerisine kabın yapıldığı materyalden sızmalar olabilir. Bu durumu gidermek için kalsinasyon sırasında kap seçimi doğru Bu yöntemde

numunenin öğütülme, kalsinasyon ve sinterleme süresi ve sıcaklığı süperiletken malzemenin cinsine göre değişmektedir. Kalsinasyon sırasında sıcaklık BSCCO ile TBCCO aileleri için 750–850 °C arasında ve YBCO ailesi için 850 – 950 °C arasındadır (Yazıcı, 2010).

Sözeri ve arkadaşları (Sözeri vd., 2006) 2006 yılında yaptıkları çalışmada katı-hal tepkime yöntemi ve amonyum nitrat eritme kullanarak YBCO süperiletken üretmişlerdir. Araştırmacılar Y-123 süperiletkeni her iki tekniği kullanarak farklı sinterleme sıcaklıklarında üretmişlerdir. Katı-hal tepkime yöntemiyle (SSM) 900 °C ve 950 °C de üretilen numunelerin SEM görüntüleri Fotoğraf 2.1’de verilmiştir.



Fotoğraf 2.1. SSM ile üretilen 900 °C (a) ve 950 °C de (b) sinterlenen Y-123 süperiletken seramiklerin SEM görüntüleri (Sözeri vd., 2006)

Yazarlar SSM ile üretilen numunelerin J_c değerlerinin amonyum nitrat eritme metoduyla üretilen numunelere göre daha yüksek olduğunu rapor etmişlerdir. Ayrıca amonyum nitrat eritme metoduyla üretilen numunelerde SSM ile üretilen numunelere göre daha düşük tane boyutları, tane boyutları arasındaki sınırların fazlalığı, tane boyutları arasındaki bağların zayıf olması ve geniş süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı gözlenmiştir.

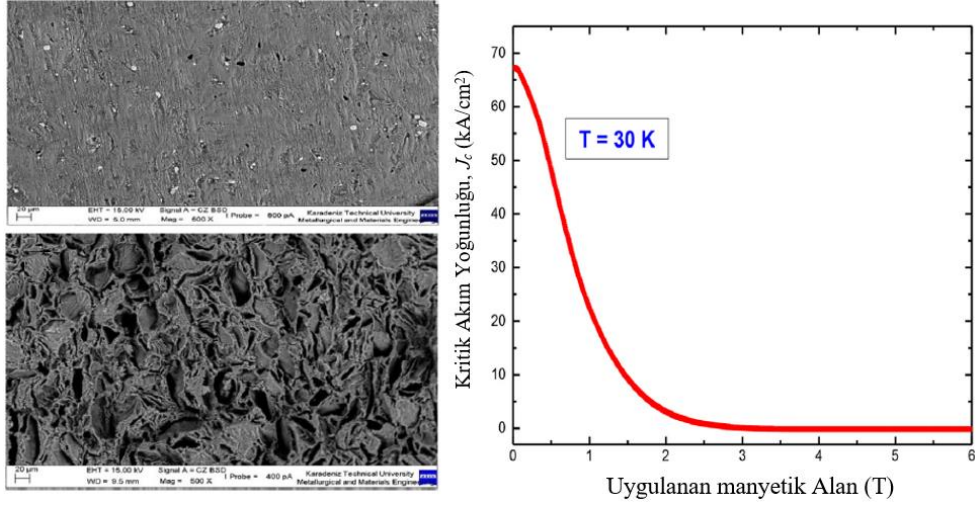
Öztürk vd. (Ozturk vd., 2007) çalışmalarında SSM kullanarak BSCO süperiletken üretmişlerdir. Üretilen numunelerin kritik akım yoğunluğu, elektriksel direnci ölçülmüş ve XRD çalışmaları yapılmıştır. $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.35}\text{Sr}_{1.9}\text{Ca}_{2.1}\text{Cu}_3\text{O}_y$ kimyasal stokiyometriye sahip tozlar hazırlanarak 850 °C de birkaç kalsinasyon işlemi uygulanmıştır. Her kalsinasyon adımı 12 saat sürmüştür. Tozlar 1 GPa basınç altında tabletler haline

getirildikten sonra 48 saat boyunca 830 °C de iki kez ısıtılma işleminden geçirilmiştir. Peletler öğütülerek toz haline getirilip tekrar preslendikten sonra 835 °C de 48 saat boyunca ısıtılma işlemine tabi tutulmuşlardır. Fırın 100 °C/sa ile tavlama sıcaklığına getirilmiş ve ısıtılma işlemi sonunda oda sıcaklığına getirmek için 25 °C/sa, 50 °C/sa ve 100 °C/sa soğutma hızları kullanılmıştır. Bu soğutma hızlarına göre malzemeler A25, A50 ve A100 olarak adlandırılmıştır. Tüm işlemlerden sonra peletler dikdörtgen çubuklar halinde (3mm x 2mm x 12mm) kesilmiştir. Numunelerin J_c , T_c ve c örgü parametresi ölçüm sonuçları Çizelge 2.1 de verilmiştir.

Çizelge 2.1. A25, A50 ve A100 numunelerinin J_c , T_c ve c örgü parametresi ölçüm sonuçları

	J_c (A/cm ²)	T_c (K)	c örgü parametresi (Å)
A25	40	98,9	37,133
A50	49	100,4	37,145
A100	67	101,8	37,164

Savaşkan ve arkadaşları (Savaskan vd., 2020) katı-hal reaksiyon yöntemiyle MgB₂ süperiletken tabletler üretmişlerdir. Üretilen numuneler üzerinde J_c , levitasyon ve XRD çalışmaları yapılmıştır. %99,8 Mg ve %98,5 saflıktaki B tozları 1 saat boyunca öğütülmüş ve 385 MPa basınç altında preslenerek 18mm çapta ve 5mm kalınlıkta peletler elde edilmiştir. Yüksek sıcaklıklarda Mg'nin uçuculuğunu ve Mg oksidasyonunu ortadan kaldırmak için peletler tantal folyoya sarılmıştır. Daha sonra peletler paslanmaz çelik bir borunun içine koyulmuş ve vakumlanmıştır. Sinterleme işlemi 2 saat boyunca 800 °C'de gerçekleştirilmiştir. Sinterleme sırasında ortama yüksek saflıkta argon gazı verilmiştir. Sinterleme işleminin ısıtma ve soğutma hızları sırasıyla 5 °C/dk ve 10 °C/dk'dır. Üretilen malzemenin SEM görüntüleri ve J_c grafiği şekil 2.3'de verilmiştir.



Şekil 2.3. MgB₂ numunesinin SEM görüntüleri ve J_c grafiği

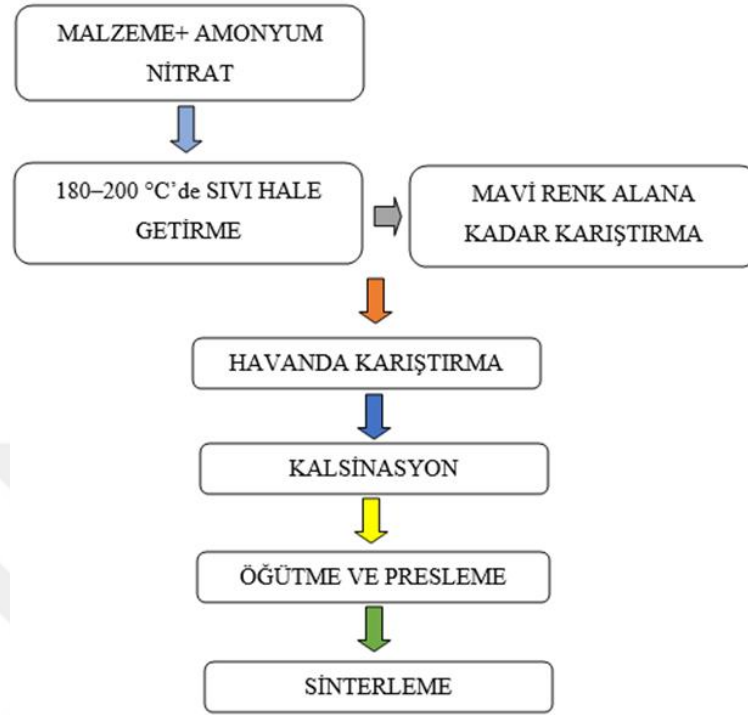
Yazarlar J_c değerini 30 K'de 68 kA/cm² olarak rapor etmişlerdir. Levitasyon ölçümleri 33 K ve 37 K'de alan altında soğutma (FC) ve alansız soğutma (ZFC) olarak alınmıştır. En yüksek levitasyon değeri alansız soğutmada (ZFC) 33 K sıcaklıkta 28,76 N olarak ölçülmüştür.

2.1.3 Çözelti-jel yöntemi (sol-gel method)

Katı-hal ve eritime dökme metotları kadar yaygın olmayan son yıllarda daha çok kullanılmaya başlanan bu yöntem, seramik süperiletken hazırlama yöntemlerine alternatif olarak ortaya çıkmıştır. Bu metotta, hazırlanmak istenilen malzeme miktarı kadar, amonyum nitrat malzemeye karıştırılır. Bu karışım bir beher içerisinde konarak yaklaşık 180–200 °C arasındaki bir sıcaklıkta karıştırılıp sıvı hale getirilir. (Yazıcı, 2010)

Karışım renk kontrolü ile mürekkep mavisi rengini alana kadar karıştırılır. Kısa bir süre zehirli gaz çıkışları (CO₂, NO₂, N₂O vb.) gözlenir. Isıtma işlemi ile artık su, nitrat ve amonyum uzaklaşır. Isıtma hızı küçük adımlarla artırılır ve yaklaşık 10-15 °C/dakika'ya ulaşıldığında karışımın sıcaklığının 240 °C olduğu gözlenir. Bu esnada açık kahve renkli yoğun bir gaz çıkışı ile karışımın sıcaklığının ani olarak yaklaşık 400 °C'ye ulaşır. Sıvı karışım siyah renkli toz halini alır. Katı siyah renkli tozlar, homojenliği sağlamak amacıyla bir agat havan içerisinde karıştırılarak kalsinasyon işlemine hazır hale getirilir (Karaca, 2001). Kalsine edilen tozlar öğütüldükten sonra preslenir ve

sonrasında yüksek sıcaklıklarda ısıl işlemlere tabi tutularak süperiletken yapı elde edilir. Çözelti-jel yöntemi basamakları Şekil 2.4’de verilmiştir.



Şekil 2.4. Sol-Jel üretim yöntemi basamakları

Sol-jel yönteminin homojen, ince tane ve kısa ısıl işlem süresi gibi avantajları bulunmaktadır. Ayrıca bu metot hazırlanan malzemenin tam reaksiyon sağlanması ve oksitlenmesi için sisteme ekstra oksijen sağlar.

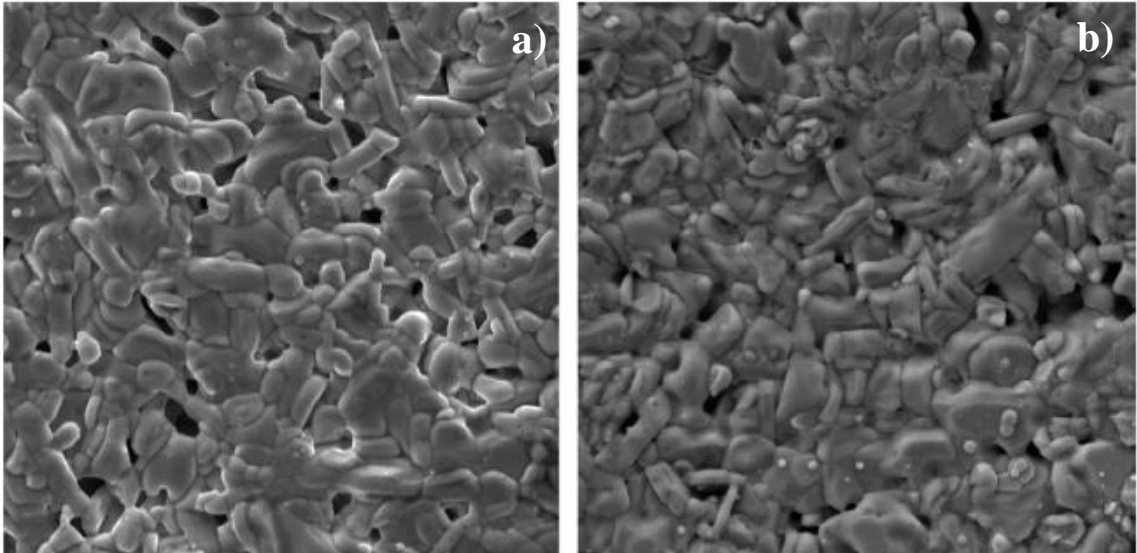
Wang ve arkadaşları (Wang vd., 2015) sol-jel yöntemini kullanarak $YBa_2Cu_3O_7$ polikristal seramik süperiletken üretmişlerdir. Üretilen süperiletken seramik ile malzeme karakterizasyonu çalışılmış ve malzemenin süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı belirlenmiştir. İtiryum ve bakır esaslı baryum hidroksit başlangıç materyali olarak kullanılmış ve deiyonize suda çözdürülmüştür. Kimyasal stokiometrinin 1:2:3 olmasına dikkat edilmiştir. Hazırlanan karışıma sitrik asit ve etilen glikol eklenmiştir. Çözeltinin pH'ı amonyum hidroksit eklenerek 6,5'e ayarlanmıştır. Çözelti şeffaf koyu mavi rengi aldı ve daha sonra 75°C'de 8 saat boyunca karıştırıldı. Numune 180°C bir fırında kurutulduktan sonra siyah kserojel elde edildi. Daha sonra numuneler öğütülerek farklı sıcaklıklarda sinterlenmiştir. Çizelge 2.2 numunelerin kalsinasyon ve sinterleme sıcaklık ve sürelerini göstermektedir.

Çizelge 2.2. Numunelerin kalsinasyon ve sinterleme verileri

Numune Numarası	Kalsinasyon Sıcaklığı (°C)	Kalsinasyon Süresi (s)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (s)
1#	800	6	950	12
2#	850	6	950	12
3#	900	6	950	12
4#	930	6	950	12
5#	930	6	950	24

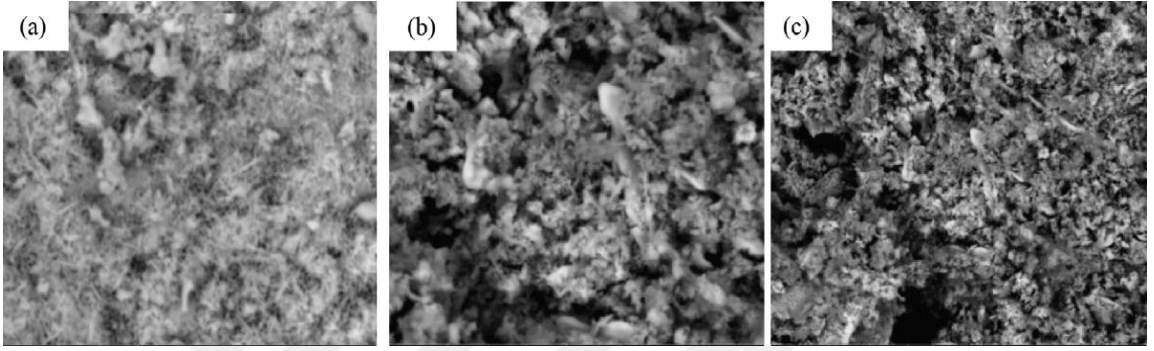
Kserojel öğütülmüş ve siyah tozlar halinde kalsine edilmiştir. Kalsine edilen kserojel yeniden öğütülmüş ve 20 mm çapında ve 2 mm kalınlığında tabletler yapılarak preslenmiştir. Son olarak tabletler 12 saat hava atmosferinde sinterlenmiştir.

Yazarlar 4# ve 5# numunelerinin SEM görüntülerini yayınlayarak her iki numunenin de heterojen olarak dağılmış plaka benzeri tanelerden oluştuğunu rapor etmişlerdir. 950°C sinterleme sıcaklığında tanelerin büyüdüğü ve erime başladığı gözlemlenmiştir. Oluşan tabakalı yapının seramik numunelerin yüzeyinde olduğu söylenmiştir. Fotoğraf 2.2’de numune 4# ve 5#’in SEM görüntüleri verilmiştir. Araştırmacılar numune 4# ve 5# için R-T ölçümü almışlar ve buna dayanarak kritik geçiş sıcaklığını 4# ve 5# numuneleri için sırasıyla 94.38 K ve 93.67 K olarak belirlemişlerdir.



Fotoğraf 2.2. 4# ve 5# numunelerine ait SEM görüntüsü

N. Hasan vd. (Hasan vd., 2021) $YBa_2Cu_4O_8$ kimyasal stokiyometrisine sahip YBCO HTS üretmişlerdir. Üretilen süperiletkende karakterizasyon, XRD ve SEM çalışmaları yapılmıştır. Ayrıca malzemenin kritik geçiş sıcaklığı da rapor edilmiştir. YBCO süperiletken sol-jel asetat-tartrat işlemi kullanılarak hazırlamışlardır. İlk olarak stokiyometrik orana göre tüm elementleri tartmışlardır. Daha sonra Y_2O_3 , 0,2 M'lik bir asetik asit solüsyonunda çözündürülüp ve 55-60 °C 'de karıştırıldı. Karışım folyo ile kapatılmış beher içinde 10 saat karıştırıldıktan sonra berrak bir çözeltiliye ulaşmışlardır.



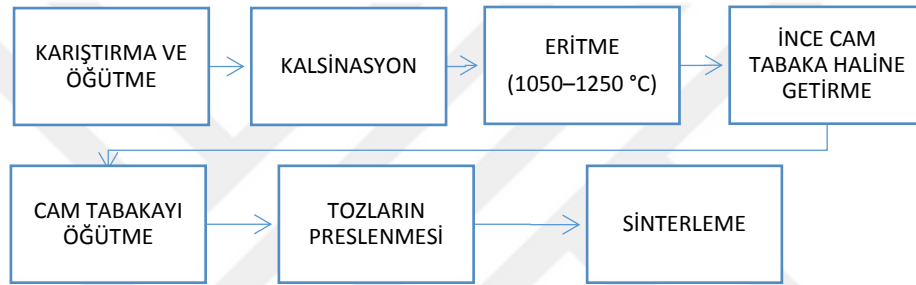
Fotoğraf 2.3. Farklı büyütme ile YBCO-pelet yüzeyinden elde edilen SEM görüntüsü 10 µm (a), 20 µm (b) ve 50 µm (c)

Bir sonraki adımda, gerekli miktarlarda $Ba(CH_3COO)$ ve $Cu(CH_3-COO)$ tozları karıştırılmış ve saf suda çözündürülmüştür. Çözelti, daha önce hazırlanan berrak çözeltiliye eklenmiş ve yeni oluşan çözelti 55-65 °C sıcaklıkta 10 saat karıştırılmıştır. pH değerini 7'ye getirmek için reaksiyon karışımına sulu bir tartarik asit çözeltisi ilave edilmiştir. Çözelti 65 °C'de 10 saat boyunca kademeli olarak buharlaştırılarak yoğun hale getirilmiştir. Belirgin bir mavi jeli oluşturmuşlardır. Jel içerisindeki su oranı yaklaşık %90'dır ve su sürekli karıştırılarak buharlaştırılmıştır. 80 °C bir fırında kurutma yöntemiyle mavi ince taneli bir toz elde edilmiş ve 850 °C'de oksijen atmosferinde 5 saat boyunca kalsine edilmiştir. Tozlar 5 tonluk pres altında tablet haline getirildi ve ortorombik yapının oluşması için 950 °C'de 5 saat boyunca oksijen atmosferi altında sinterlenmiştir. Üretilen numunelerin SEM görüntüleri Fotoğraf 2.3'de verilmiştir.

Yazarlar XRD ölçüm sonuçlarına göre ortorombik yapı belirlemişler ve kafes parametrelerini $a = 3,8421 \text{ \AA}$, $b = 3,8699 \text{ \AA}$, $c = 11,7045 \text{ \AA}$ rapor etmişlerdir. Kritik geçiş sıcaklığı T_c ise 93 K olarak belirlemişlerdir.

2.1.4 Eritme-döküm yöntemi (melt-casting process)

Bu yöntemde, katı-hal yönteminde olduğu gibi stokiometrik orana göre tartılan başlangıç tozları karıştırılarak 2–3 saat öğütülür. Öğütülen tozlar kalsine edilir. Daha sonra erime noktası yüksek pota bir içerisinde konulan tozlar, sıcaklığı ayarlanabilir bir fırında oda sıcaklığından başlayarak belirli bir artış oranı gözetilerek malzemenin eriyebileceği yüksek bir sıcaklığa (1050–1250 °C) çıkartılarak belirli bir süre bekletilir. Eriyik haline gelen toz karışım çok kısa bir sürede soğuk bir plakaya dökülerek ikinci bir plaka ile hızlıca üzerine bastırılır. Çok ince tabakalar şeklinde elde edilen malzeme cam özelliği kazanmış olur.



Şekil 2.5. Eritme-döküm yöntemi basamakları

Üretilen ince cam tabakalar öğütülerek toz haline getirilir, daha sonra bu tozlar preslenerek istenilen büyüklükte tablet haline dönüştürülür. Tabletler belirlenen süre ve sıcaklıkta sinterlenerek süperiletken malzeme elde edilir. Eritme-Döküm yöntemi basamakları Şekil 2.5’ de verilmiştir.

Bu yöntemle yapı içerisindeki gözenekler azaltılarak yüksek yoğunlukta homojen numunelerin üretilmesine olarak sağlanır. Böylece parçacıklar arası bağlantılar artar ve var olanlar kuvvetlenir. Bunun sonucunda da üretilen örneklerin elektriksel, yapısal ve mekanik özellikleri iyileşir. Yöntemin diğer bir avantajı da değişik şekil ve büyüklükte numuneler hazırlanabilmesidir. Bu yöntemdeki en önemli nokta, yüksek sıcaklıklarda pota ile süperiletken madde arasında oluşabilecek kimyasal reaksiyonlardır. Bu reaksiyonları önlemek için genellikle yüksek erime sıcaklığına sahip platin krozeler kullanılmaktadır (Özkurt, 2007).

Fischer ve arkadaşları (Fischer vd., 1996) eritme-döküm yöntemini kullanarak $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{s\pm 8}$ kimyasal formülüne sahip süperiletken üretmişlerdir. Üretilen süperiletkenlerin T_c ve J_c değerleri ölçülmüştür.

Başlangıç malzemeleri olarak yüksek saflıkta Bi_2O_3 , SrCO_3 , CaCO_3 ve CuO tozları kullanılmıştır. 15 dökümden toplam 24 numune sentezlemişlerdir. Bu numuneler arasındaki ayırım, tavlama döngüleriyle ve kullanılan (Bi: Sr: Ca: Cu) 2-2-1-2, 2-2-1-2.2 ve 2.4-1.6-1.2'lik üç katyon oranıyla yapılmıştır. Tozlar kısmen asetonla doldurulmuş bir havanda öğütüldü. Karışım, 5 ml'lik bir silindirik alümina potaya konuldu ve fırına yerleştirildi. Homojenliği arttırmak için eritmeden önce birkaç kez kalsine edilmiş ve yeniden öğütülmüş malzemelerden on adet döküm hazırlanmıştır.

Döküm, fırın sıcaklığının $1050\text{ }^\circ\text{C}$ 'ye yükseltilmesi, potanın ateş maşası yardımıyla çıkarılması, erimiş malzemenin önceden $\sim 200\text{ }^\circ\text{C}$ 'ye ısıtılmış 50 mm çapında 0.5 mm derinliğinde bir bakır kalıba dökülmesi ve eriyiğin önceden ısıtılmış bir bakır plaka ile hemen kaplanmasıyla gerçekleştirildi. Numuneler üzerinde x-ışını toz kırınım analizi ve elde edilen malzemelerin amorf olduğunu görüldü. Kristalizasyon daha yüksek sıcaklıklarda tavlama ile sağlandı.

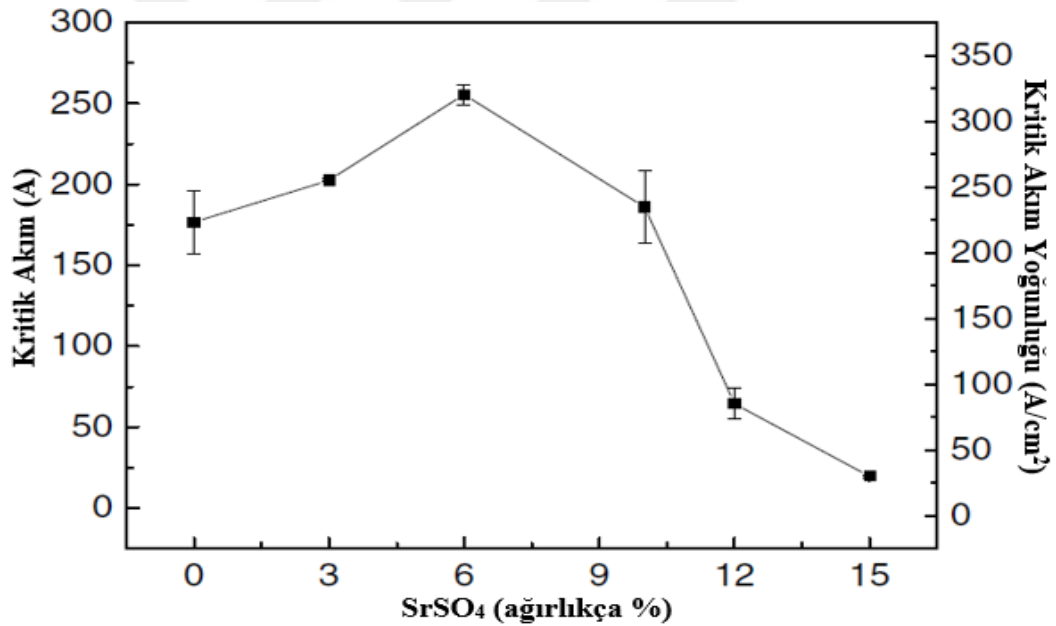
Numuneler havada ortamında tavlama için kutu fırına ve oksijen atmosferinde tavlama için bir tüp fırına yerleştirildi. Sıcaklık artı $200\text{ }^\circ\text{C/s}$ 'ye yükseltildi ve numuneler bu sıcaklıkta birkaç saat tutuldu. Camsı malzemelerin diferansiyel termal analizine (DTA) göre, kristalleşmenin $450\text{ }^\circ\text{C}$ civarında başladığını ve süperiletken fazın $770\text{ }^\circ\text{C}$ civarında oluşmaya başladığını görüldü.

Araştırmacılar, ürettikleri süperiletken malzemelerin kritik geçiş sıcaklıklarını 75-94K arasında belirlemişlerdir.

Kim ve arkadaşları (Kim vd., 2006) 2212-SrSO_4 süperiletken kompozitlerini eritme-döküm yöntemi ile üretmişler ve eriyik akışının kritik akım (I_c) üzerindeki etkisini iki farklı döküm yöntemi, geleneksel dikey döküm ve eğimli döküm kullanarak analiz etmişlerdir.

Başlangıç tozları alümina pota içinde karıştırıldı ve 1200°C' de 10 dakika ısıtıldı. Eriyik önceden 500°C' ye ısıtılan bir kuvars tüp kalıba döküldü ve daha sonra oda sıcaklığına soğutuldu. Döküm işlemi, dikey ve eğimli döküm olmak üzere iki farklı yöntem kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Dikey döküm yönteminde kalıp ısıtıcının içine dikey olarak yerleştirilmiş ve eriyik kalıba dökülmüştür. Tilt döküm yönteminde ise kalıp ısıtıcının içine yerleştirilerek 60 derecelik bir açıyla yatırılmıştır. Daha sonra eriyik, döküm sırasında yavaşça dik konuma getirilmiştir.

Numuneler 10 mm çapında ve 85 mm uzunluğunda hazırlanmıştır. Malzemeler iki ayrı adım kullanılarak ısıl işleme tabi tutulmuştur. İlk adımda 2212 fazını oluşturmak için oksijen atmosferinde 120 saat boyunca 800°C'de tavlama yapılmıştır. İkinci adımda ise oksijen içeriğini optimize etmek için nitrojen atmosferinde 20 saat boyunca 650 °C'de tavlama yapılmıştır.



Şekil 2.6. SrSO₄ içeriği ile 2212 çubuğun I_c ve J_c değerinin değişimi

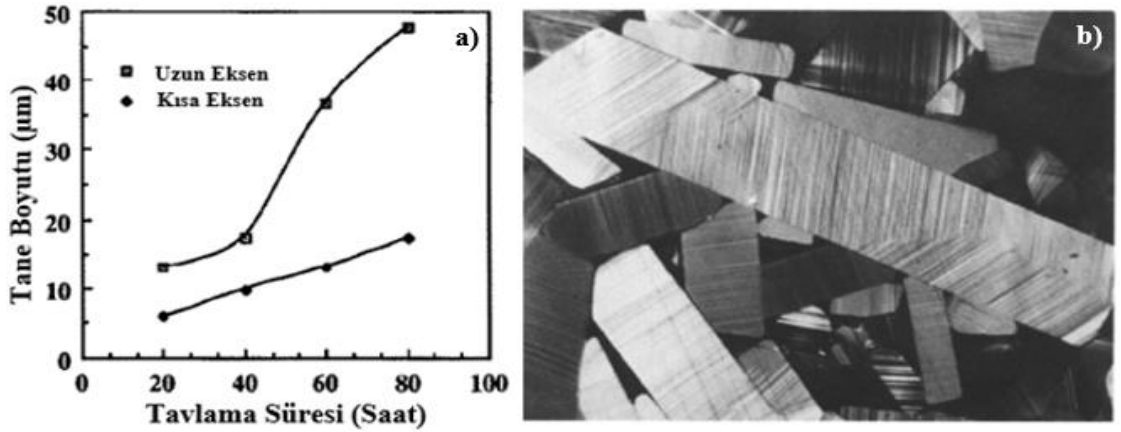
Yazarlar, saf 2212 numunesi için I_c 'nin 177 A olduğunu buldu ve bu değer SrSO₄ içeriği arttıkça iyileştiğini, ağırlıkça %6'lık bir SrSO₄ içeriğinde 256 A değerine ulaştığını rapor ettiler. I_c daha sonra ağırlıkça %10'luk SrSO₄ içeriğinde 186 A'ya düşmüştür ve SrSO₄ içeriği artmaya devam ettikçe önemli ölçüde azalmıştır. I_c değerinin SrSO₄ içeriğinde göre değişimi şekil 2.6'da verilmiştir.

2.1.5 Ark döküm (arc-casting) yöntemi

Yanmaz vd. (Yanmaz vd., 1990) çalışmalarında arc-casting (ark döküm) yöntemiyle numune üretmişlerdir. Bu yöntem diğer yöntemlerde olduğu gibi Y_2O_3 , $BaCO_3$ ve CuO tozları karıştırılarak kalsine edilmiştir. Kalsine edilen tozlar tablet haline getirilerek tungsten elektrot ark fırını içinde eritilir.

Cihaz, dakikada birkaç yüz derecelik soğutma hızlarını indükleyebilen, su soğutmalı bir bakır ocak üzerinde art arda altı taneye kadar peleti eritebilecek yapıdadır. Bakır ocak, ark döküm çubuklar üretmek için tasarlanmış bir vakum sistemine bir iğne valf ile bağlanan 2, 3, 4, 5 ve 6 mm çaplarında altı ayrı kalıba sahiptir. Eritme işlemi 0,5 bar argon basıncı altında gerçekleştirilmiştir.

Erime sırasında 60 A'lık bir akım uygulanmıştır. Son olarak üretilen çubuklar, oksijen atmosferinde iki şekilde tavlansmıştır: İlk olarak numuneler, farklı sıcaklıklarda ($600^\circ C$ ile $950^\circ C$) sabit bir süre (20 saat) boyunca ikinci olarak ise numuneler sabit sıcaklıkta ($950^\circ C$) 20, 40, 60 ve 80 saat süreyle tavlansmıştır. Şekil 2.7' de numunelerin tane boyutları ve $950^\circ C$ 'de 80 saat boyunca tavlanan numunenin optik mikrografı verilmiştir.

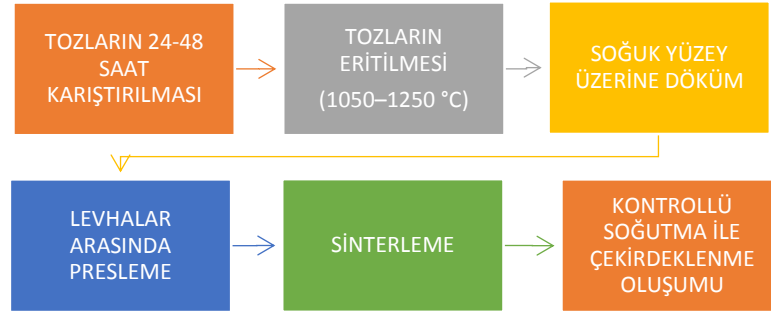


Şekil 2.7. Ark döküm yöntemiyle üretilmiş $950^\circ C$ de tavllanmış numunelerin tavlama süresinin değişimine göre tane boyutları (a) ve Oksijen atmosferinde 80 saat boyunca $950^\circ C$ 'de ark döküm ile tavllanmış $YBa_2Cu_3O_7$ 'nin mikro yapısını gösteren optik mikrografı (b)

2.1.6 Cam seramik yöntemi

Süperiletken madde hazırlanışında kullanılan cam teknolojisi, yüksek yoğunluk, güçlü hücreler arası bağlantı, gözeneksiz homojen yapı ve kolay şekil alabilirlik gibi önemli avantajlara sahiptir. Cam seramik tekniğinde malzeme hazırlanması katıhal reaksiyonu kadar kolaydır. Ham oksit maddeler belirlenen oranda karıştırılır ve 24–48 saat aralığında altüst edilir. Daha sonra 30 dk -3 saat pota içinde 1050–1250 °C (bileşime bağlı olarak) eritilip sıvı hale getirilir. Son olarak soğuk bir yüzey üzerine dökülür ya da 0.05–3 mm kalınlıklı cam levha tabakalar arasında preslenir. Preslenen cam tozlarının sinterlenmesiyle cam-seramik üretiminde iki yol izlenir. Birinci yöntemde preslenen cam malzeme, camsı bir yapı olacak şekilde sinterlenir ve daha sonra ısıl işlem uygulanır. Diğer yöntemde ise, sinterleme adımı için kullanılan aynı pişirme süreci boyunca kontrollü çekirdeklenme (kontrollü soğutma hızı) ve kristalleşme meydana getirilir. Tozların doğrudan sıcak preslenmesi yöntemiyle de tek aşamada cam-seramik üretmek mümkündür. Bu durum camların akışkanlığı ile gerçekleşir ve sinterleme sıcaklığı camların yumuşama ve oluşum sıcaklıkları arasındadır. Kristallerin oluşumu, cam tanelerinin kırılma yüzeyinde tüm numune boyunca homojen bir şekilde gerçekleşir. Fakat presleme sırasında sinterleme ve kristalizasyonun birlikte gerçekleştirilebilmesi için şartların çok iyi ayarlanması ve kontrol edilmesi gereklidir.

İyi ve kaliteli süperiletken malzeme elde etmek için malzemenin belirlenen sıcaklıkta 10–160 saat boyunca camların tavlanması gerekmektedir. Yüksek sıcaklık eritme (1050–1250 °C) süresince pota ve süperiletken madde arasında meydana gelebilecek kimyasal reaksiyonlardan ve bunu izleyen safsızlık fazına yol açmasından dolayı potanın seçimi cam seramik tekniğinde çok önemli rol oynar. Cam seramik tekniğinde genel olarak platin ya da Al_2O_3 pota tercih edilir (Çimen, 2006). Bu yöntemin üretim basamakları Şekil 2.8’ de verilmiştir.



Şekil 2.8. Cam-seramik yöntemi üretim basamakları

G. Kırat vd. 2016 yılında cam seramik yöntemini kullanarak $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2(\text{Cu}_{3-x}\text{Er}_x)\text{O}_{10+\delta}$ ($x=0,0; 0,5$ ve $1,0$) kimyasal sitokiyometrisine sahip süperiletken malzeme üretmişlerdir. Üretilen malzemelerin manyetik özellikleri ve akı çivileme özelliği üzerinde çalışmalar yapılmıştır.

Uygun miktarda yüksek saflıkta Bi_2O_3 , SrCO_3 , CaCO_3 , CuO ve Er_2O_3 kimyasal tozları belirlenen orana göre bileşimi oluşturmak için karıştırılmıştır. Karışım, istenilen seviyelere bağlı olarak 1050 ile 1250 °C arasında, 30 dakika ile 3 saat arasında bir alümina pota içerisinde eritildi. Erimiş karışım hızla soğuk bir bakır levha üzerine döküldü ve başka bir soğuk levha ile preslendi. Daha sonra hızla soğutularak amorf malzemeler elde edildi. Elde edilen cam numuneler oksijen atmosferinde sırasıyla $x=0,0$ için 120 saat 855 °C, $x=0,5$ için 890 °C 240 saat ve $x=1,0$ için 900 °C 240 saat ısıtım işlemine tabi tutulmuştur.

Üretilen malzemelerin XRD çalışmaları yapılmıştır. Bu çalışmanın sonucunda numunelerin kristal yapıları ve örgü parametreleri belirlenmiştir. $x=0$ numunesi için kristal yapı tetragonal, örgü parametreleri ise $a=b= 5,3941 \text{ \AA}$ ($\pm 0,010$) ve $c=30,6013 \text{ \AA}$ ($\pm 0,010$) olarak belirlenmiştir. $x= 0,5$ numunesi için kristal yapı tetragonal, örgü parametreleri ise $a=b= 5,4304 \text{ \AA}$ ($\pm 0,012$) ve $c= 31,8545 \text{ \AA}$ ($\pm 0,012$) olarak belirlenmiştir. $x=1$ numunesi için kristal yapı tetragonal, örgü parametreleri ise $a=b= 5,8230 \text{ \AA}$ ($\pm 0,010$) ve $c= 31,5132 \text{ \AA}$ ($\pm 0,010$) olarak belirlenmiştir.

Numunelerin kritik akım yoğunluğu J_c ölçümleri yapılmıştır. Ölçüme ait değerler Çizelge 2.3’de verilmiştir (Kırat vd., 2016).

Çizelge 2.3. Manyetik alan ve sıcaklığa bağlı olarak numunelerin J_c değeri ($\times 10^4 \text{ Acm}^2$)

Malzeme	H (Oe)	10 K	H (Oe)	20 K	H (Oe)	30 K
x=0.0	0	2.41	0	0.97	0	0.55
	500	3.83	250	1.63	250	1.29
	1000	5.35	500	2.48	500	1.73
	1500	5.98	750	3.02	750	2.00
	2000	5.93	1000	3.21	1000	1.96
	2500	5.86	1250	3.26	1250	1.82
	3000	5.61	1500	3.21	1500	1.72
	3500	5.48	1750	3.14	1750	1.62
	4000	5.36	2000	3.07	2000	1.53
	4500	5.19	2250	2.99	-	-
	5000	5.06	2500	2.93	-	-
x=0.5	0	6.66	0	1.14	0	0.31
	500	10.47	250	2.65	250	0.85
	1000	12.85	500	2.67	500	0.41
	1500	10.38	750	2.61	750	0.24
	2000	9.14	1000	2.11	1000	0.17
	2500	7.99	1250	1.72	1250	0.06
	3000	7.42	1500	1.43	1500	0.06
	3500	6.76	1750	1.16	1750	0.11
	4000	6.38	2000	0.97	2000	0.085
	4500	5.99	2250	0.86	-	-
	-	-	2500	0.72	-	-
x=1.0	0	3.28	0	0.36	150	0.004
	200	5.82	50	0.43	200	0.089
	400	5.78	100	0.58	250	0.14
	600	5.50	150	0.53	300	0.13
	800	5.13	200	0.49	350	0.12
	1000	4.90	250	0.45	400	0.12
	1200	4.62	300	0.41	425	0.12
	1400	4.35	350	0.38	-	-
	1600	4.11	400	0.35	-	-
	1800	3.74	450	0.31	-	-
	-	-	500	0.32	-	-

BÖLÜM III

MATERYAL VE YÖNTEM

3.1 $Sm_{1,75}Ca_{(2,20-x)}B_xCu_{3,4}O_y$ Bileşiklerinin Hazırlanması

Literatür çalışmaları ve laboratuvar imkânları ışığında numune üretiminde kullanılacak malzemeler şu şekilde belirlenmiştir:

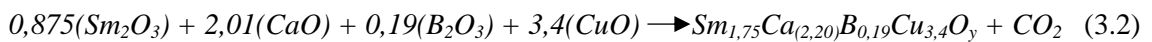
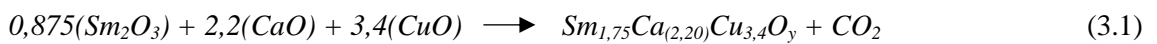
- Sm_2O_3
- CaO
- CuO
- B_2O_3

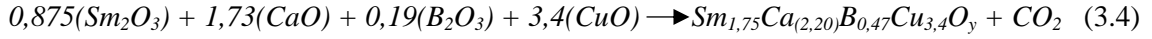
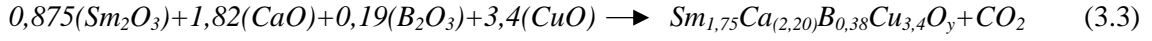
Bileşik formülü $Sm_{1,75}Ca_{(2,20-x)}B_xCu_{3,4}O_y$ olarak belirlenmiştir. Y-alesinden Sm123 süperiletkenine nano Bor katkısı g/mol' ce $x = 0; 0,1931; 0,3833; 0,4774$ g/mol'dür. Numuneler katkı oranına göre (azdan çoğa) sırasıyla BP (katkısız), B4, B8, B10 olarak adlandırılmıştır. Numune içerisindeki tozların miktarları Çizelge 3.1' de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Numune içerisindeki tozların g/mol cinsinden miktarları

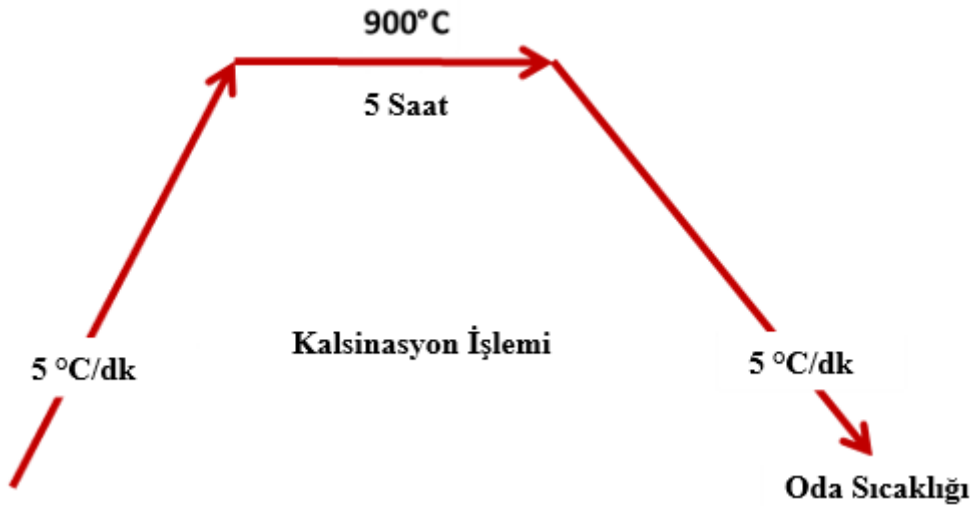
Numune	Sm_2O_3 (g)	CaO (g)	CuO (g)	B_2O_3 (g)	Toplam (g)
BP	2,151964354	0,862008493	1,945311201	0	5
B4	2,159986125	0,699982109	1,930699386	0,193108078	5
B8	2,176210427	0,540371636	1,916305442	0,383336798	5
B10	2,192680306	0,461455543	1,909188654	0,477391449	5
TOPLAM	8,680841212	2,563817782	7,701504682	1,053836324	5

Katıhal tepkime yöntemi kullanarak $Sm_{1,75}Ca_{(2,20-x)}B_xCu_{3,4}O_y$ bileşiklerini üretmek için aşağıdaki kimyasal tepkimelere uygun olarak;





Yüksek saflıktaki (%99,9) Sm_2O_3 , B_2O_3 , CaO ve CuO tozları RADWAG marka AS220/C/2 model 4 digitli 0,1 mg hassasiyete sahip terazide (Fotoğraf 3.1) tartılarak her biri yaklaşık 4,55 gramlık 8 adet karışım elde edildi. Fotoğraf 3.2’de belirlenen toz miktarlarına göre tartılıp hazırlanan B4 ve B8 numunelerinin toz karışımı verilmiştir. Karışımlar, cam veya porselen havan içerisinde koyularak homojen hale gelinceye kadar el ile 1 saat karıştırıldı. Karıştırılan tozlar kalsinasyon işlemi için alümina pota içerisinde konulup FURNACE marka KSL-1100X model (Fotoğraf 3.1) 30 Segmentli 10X10X10 muffle fırında (Fotoğraf 3.3) 900 °C’de 5 saat kalsinasyon işlemi gerçekleştirildi. Kalsinasyon işlemi basamakları Şekil 3.1’de verilmiştir.



Şekil 3.1. Alümina pota içerisindeki homojen karıştırılmış tozların kalsinasyon işlemi basamakları



Fotoğraf 3.1. RADWAG marka AS220/C/2 hassas terazi

Daha sonra fırın oda sıcaklığına kadar soğutuldu ve toz karışımlar fırından alındı. Kalsinasyon işlemine tabi tutulan tozlar 1 saat daha öğütüldü.



Fotoğraf 3.2. Belirlenen toz miktarlarına göre tartılıp hazırlanan B4 ve B8 numunelerinin toz karışımları



Fotoğraf 3.3. FURNACE KSL-1100X model 30 Segmentli muffle fırın

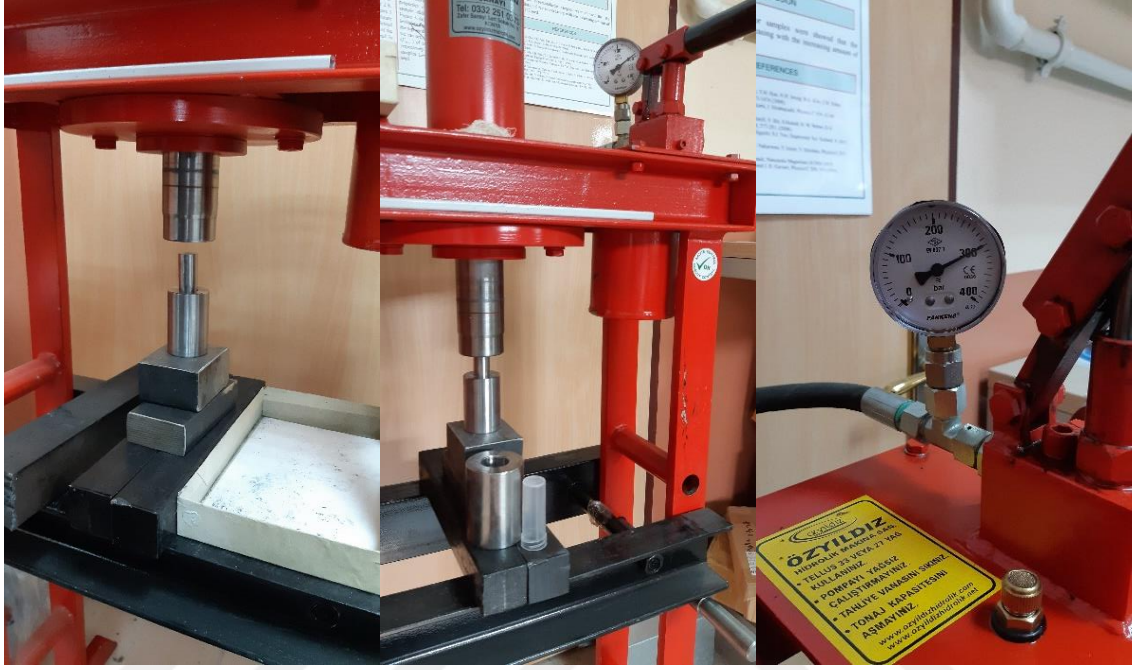
3.2 Malzemelerin Sinterlenmesi

Kalsinasyon işlemi sonrasında toz numuneleri tablet haline getirmek için özel olarak hazırlanmış paslanmaz çelik kalıplar kullanıldı. Tablet yapımında kullanılan kalıplar Fotoğraf 3.4 de görülmektedir. Hazırlanan tozlar daha sonra, manuel hidrolik pres kullanılarak yaklaşık 300 MPa basınç altında 8 adet tablete dönüştürüldü. Tozların tablet haline getirme sırasındaki görüntüleri Fotoğraf 3.5’de verilmiştir.

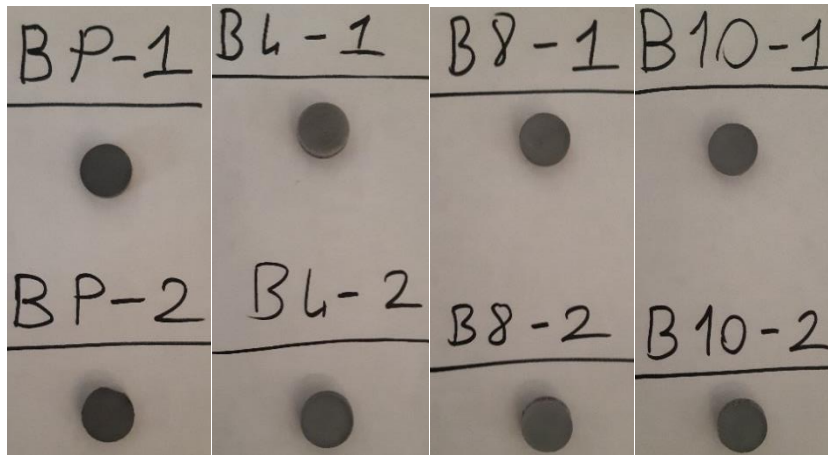


Fotoğraf 3.4. Tablet hazırlamada kullanılan çelik kalıplar

Hidrolik manuel pres önce 100 MPa basınca ayarlandı ve bir süre toz numune içerisindeki havanın dışarı çıkması beklendi. Daha sonra kademeli olarak 300MPa basınca getirildi ve yaklaşık 5-10 dk bu basınçta tutuldu. Pres işlemi biten numuneler dikkatlice kalıplardan çıkarıldı (Fotoğraf 3.6) ve sinterleme işlemi için hazırlandı.



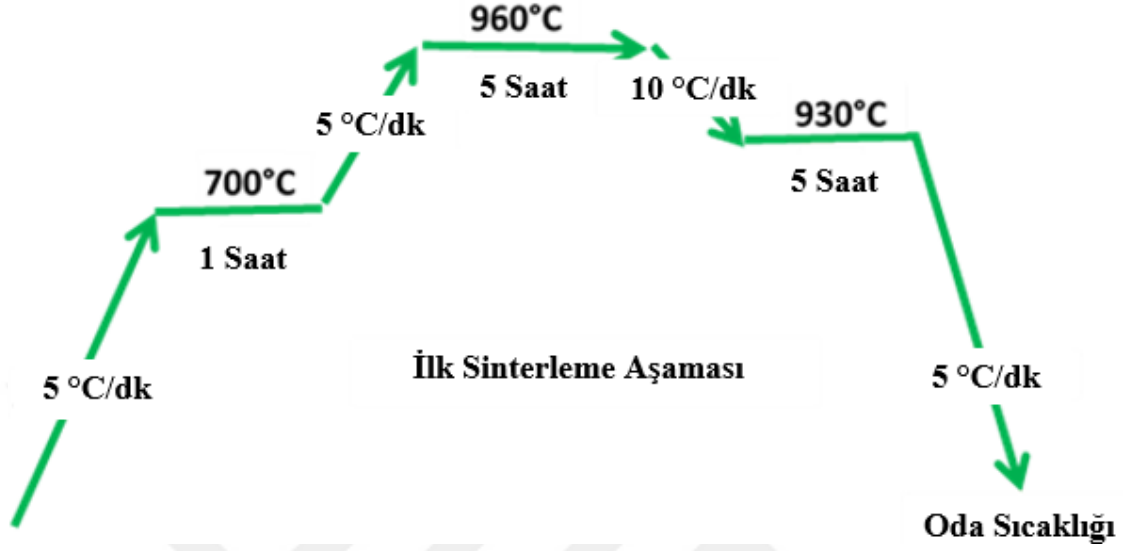
Fotoğraf 3.5. Toz numunelerin manuel hidrolik preste tablet haline getirilmesi



Fotoğraf 3.6. Kalıptan çıkarılan ve sinterleme işlemi için hazır olan tabletler

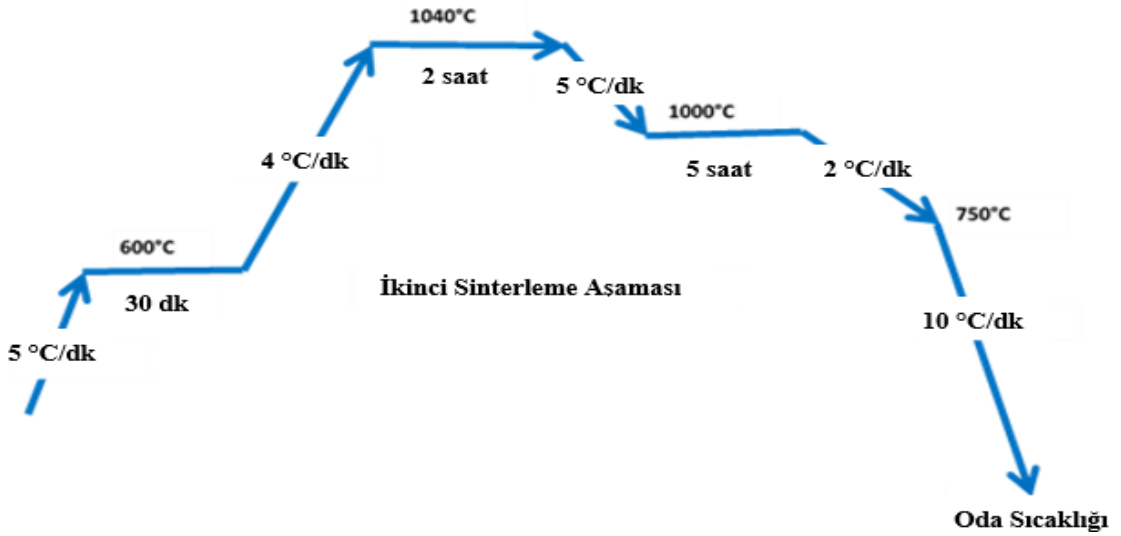
Yapılan DTA/TGA ölçümlerine göre ideal sinterleme sıcaklığı 1040 °C olarak belirlenmiş ve sinterleme aşamaları oluşturulmuştur. Tabletler iki defa sinterleme işleminden geçirilmiştir. İlk sinterleme işlemi basamakları Şekil 3.2’de verilmiştir. Isıl

işlem için FURNACE marka KSL-1100X model 30 Segmentli muffle fırın kullanılmıştır. 8 adet numune, alümina potaların üzerine konularak sinterleme işlemi için hazırlanmıştır.



Şekil 3.2. Birinci sinterleme için ısıl işlem basamakları

İlk sinterleme sonunda üretilen tabletler el ile yaklaşık 2 saat öğütüldü ve karıştırıldı. Çapı 15 mm kalınlığı ise 2 mm olacak şekilde çelik kalıplara yerleştirilen tozlar 300 MPa basınç altında preslenerek tekrar tablet haline getirildi. Tablet haline getirilen numuneler sinterleme işlemi için hazırlandı. Hazırlanan numuneler Fotoğraf 3.7'de görülmektedir. İkinci sinterleme işlemi basamakları Şekil 3.3'de verilmiştir.

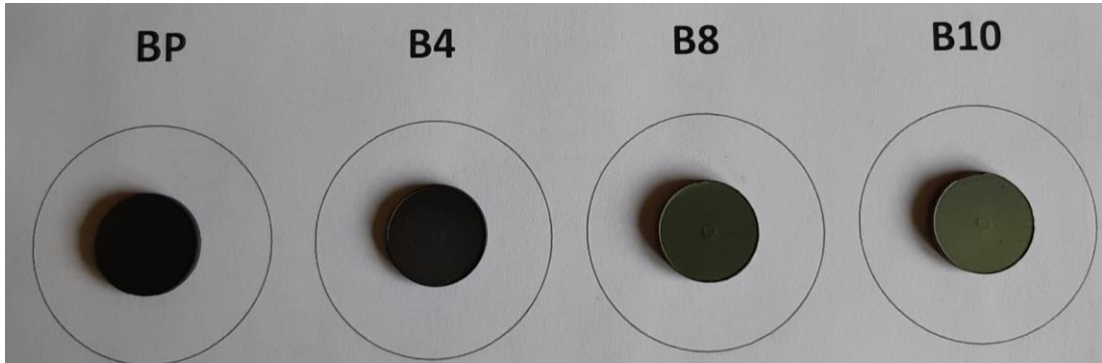


Şekil 3.3. İkinci sinterleme için ısıl işlem basamakları



Fotoğraf 3.7. Alümina pota üzerine konularak sinterleme işlemi için hazırlanan numuneler

İkinci sinterleme aşaması tamamlandıktan sonra fırından çıkarılan süperiletken seramik numuneler Fotoğraf 3.8’de görülmektedir. Sinterleme sonrasında numunelerin çapları ~15mm, kalınlıkları ise ~2mm olarak ölçülmüştür.



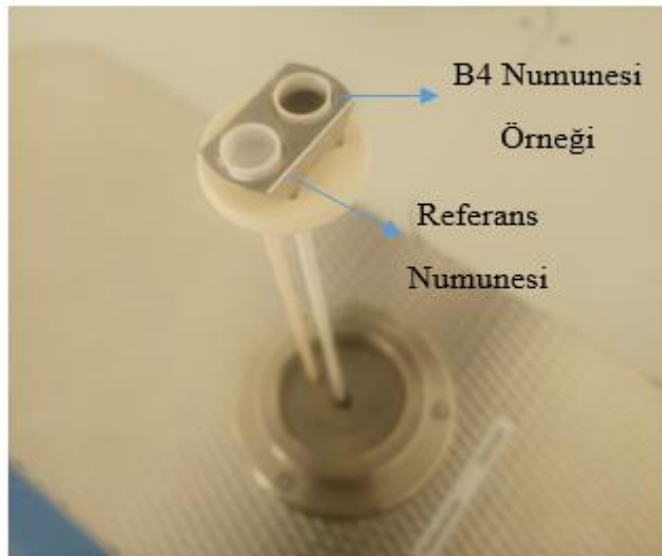
Fotoğraf 3.8. Sinterleme işlemleri tamamlanan süperiletken seramik numuneler

3.3 Yapılan Ölçümler

3.3.1 Diferansiyel termal analiz (DTA) ve termal gravimetrik analiz (TGA) ölçümü

Diferansiyel termal analiz sonuçları kullanılarak malzemelerin artan sıcaklık ya da zamana bağlı olarak faz değişimi, erime sıcaklığı, endotermik ve ekzotermik reaksiyonları, buharlaşma, süblimleşme gibi özellikleri bulunur. Referans numunesi (genellikle Al_2O_3 tozu) ile malzeme arasındaki sıcaklık farkını diferansiyel termal analiz aynı anda ölçer. Termal gravimetrik analiz, organik, inorganik ve sentetik malzemeleri analiz etmede kullanılan standart bir yöntem olup herhangi bir numunenin kütlesindeki kaybın, kontrollü bir atmosferde, programlanmış bir sıcaklık kontrolü altında, sıcaklık veya zamanın fonksiyonu olarak izlendiği bir tekniktir. Analiz ölçüm sonuçları DTA için μV değerli, TGA için % (yüzde) değerli olarak çift eksenle aynı grafik üzerinde okunur.

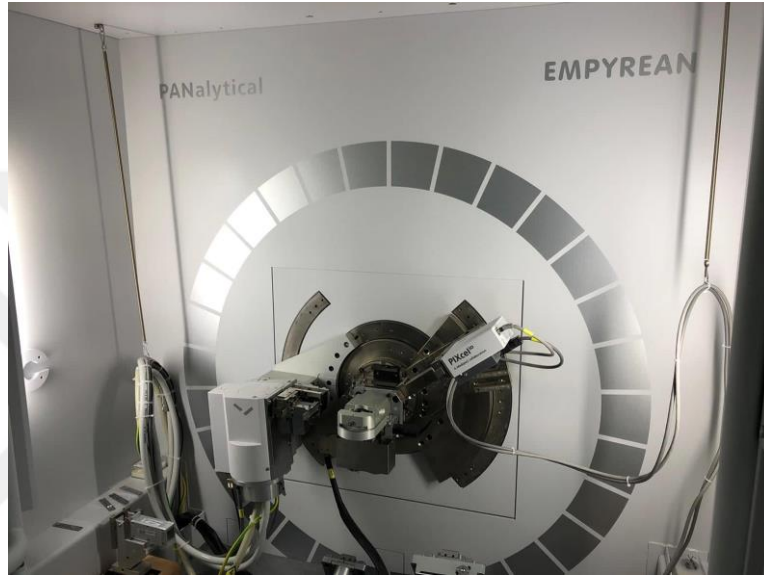
BP, B4 ve B10 numuneleri için hazırlanan başlangıç tozlarından alınan örneklerin DTA ve TGA verileri, Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Nanoteknoloji ve Uygulama Merkezi Laboratuvarında bulunan LINSEIS marka STA PT 1600 model cihaz ile ölçüldü. Fotoğraf 3.9'da cihaz içerisine yerleştirilen B4 numunesine ait başlangıç tozu görülmektedir. Elde edilen verilerden numunelere ait kalsinasyon, sinterleme ve faz geçiş sıcaklıkları belirlenmiştir.



Fotoğraf 3.9. DTA/TGA ölçümü için cihaz içerisine yerleştiren B4 numunesi

3.3.2 X-ışını kırınımı (XRD) ölçümü

Üretilen süperiletken seramik numunelerden elde edilen X-ışını kırınım desenleri, Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Nanoteknoloji ve Uygulama Merkezi Laboratuvarlarında bulunan Panalytical/Empyrean marka difraktometrede (Fotoğraf 3.10), $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1,540598 \text{ \AA}$, max 40 kV, max 100 mA) ışını kullanılarak ölçüldü. Tüm ölçümler oda sıcaklığında ve tarama açısı $15^\circ \leq 2\theta \leq 85^\circ$ aralığında yapıldı.



Fotoğraf 3.10. Panalytical/Empyrean marka XRD ölçüm cihazı

3.3.3 Taramalı elektron mikroskobu (SEM)

Numunelere ait SEM görüntüleri, Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi, Nanoteknoloji ve Uygulama Merkezi Laboratuvarında bulunan, Zeiss/Evo 40, EDAX: Ametek marka/model SEM cihazı (Fotoğraf 3.11) ile $2 \mu\text{m}$ çözünürlükte çekildi. Cihaz, Maksimum 150000x büyütme, 1 mm -100 nm çözünürlük aralığına ve yüksek/düşük vakum modlarına sahiptir. SEM fotoğraflarının değerlendirilmesiyle malzeme yapısının karakterizasyonu, yüzey kusurları, metalik katmanlar ve bunlara ait taneciklerin boyutu, şekli ve tanecik sınırları hakkında bilgi edinildi. Ek olarak cihaza entegre edilen EDAX detektörü ile süperiletken seramik numunelerdeki elementel içerik belirlendi.



Fotoğraf 3.11. Zeiss/Evo 40, EDAX: Ametek SEM ölçüm cihazı

3.3.4 Manyetik kaldırma (levitasyon)

Günümüz teknolojisinde yüksek sıcaklık süperiletkenleri (HTS), manyetik kaldırma (magnetic levitation) özelliğinden dolayı ilgi çekici uygulamalara sahiptir. Buna en iyi örnek sıvı nitrojen ile soğutulan bir HTS diski üzerinde havaya kaldırılmış küçük bir mıknatıs olarak verilebilir (Fotoğraf 3.12). Bu kararlı kaldırma olgusu, süperiletkenlerin mükemmel diamanyetik olmasından (veya Meissner etkisinden) kaynaklanan, süperiletken içinde tuzaklanan manyetik akı ile açıklanabilir (Chen vd., 1998).



Fotoğraf 3.12. Sıvı azot ile soğutulmuş haldeki HTS'nin kalıcı mıknatısa uyguladığı manyetik kaldırma kuvveti

HTS, manyetik yataklar, manyetik kaldırma, manyetik süspansiyon ve diğer manyetik kuvvetle ilgili cihazlar için birçok teknolojik uygulamada muazzam bir potansiyele sahiptirler (Wei ve Yang, 1996). HTS malzemeler ve kalıcı mıknatıslar (PM'ler) arasındaki manyetik kuvvet, süperiletkenliğin temel işleyişini anlamak ve iletirmek için birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. (Choi vd., 2008; Zeng vd., 2016; Zhao vd., 2018).

Kuvvet hesaplamaları, Bean'in (Bean, 1962) kritik durum modeline dayanmaktadır. Bu modele ait sonuçlar, yanal kuvvetin akı tuzaklamasından kaynaklandığı yönündeki önerileri doğrular. Daha sonra Johansen vd. (Johansen vd., 1991), yapılan deneysel sonuçlara ait uyumun gerçekçi olması için bir alan profili kullanarak bu sonuçları genişlettiler. Bean modeli, kaldırma kuvvetine ait deneysel ölçümleri açıklamak için de uygulanmıştır (Wei ve Yang, 1996).

Süperiletken malzeme ve kalıcı mıknatıs (PM) arasındaki levitasyon kuvveti;

$$\mathbf{F} = \int m \nabla H dV \quad (4.1)$$

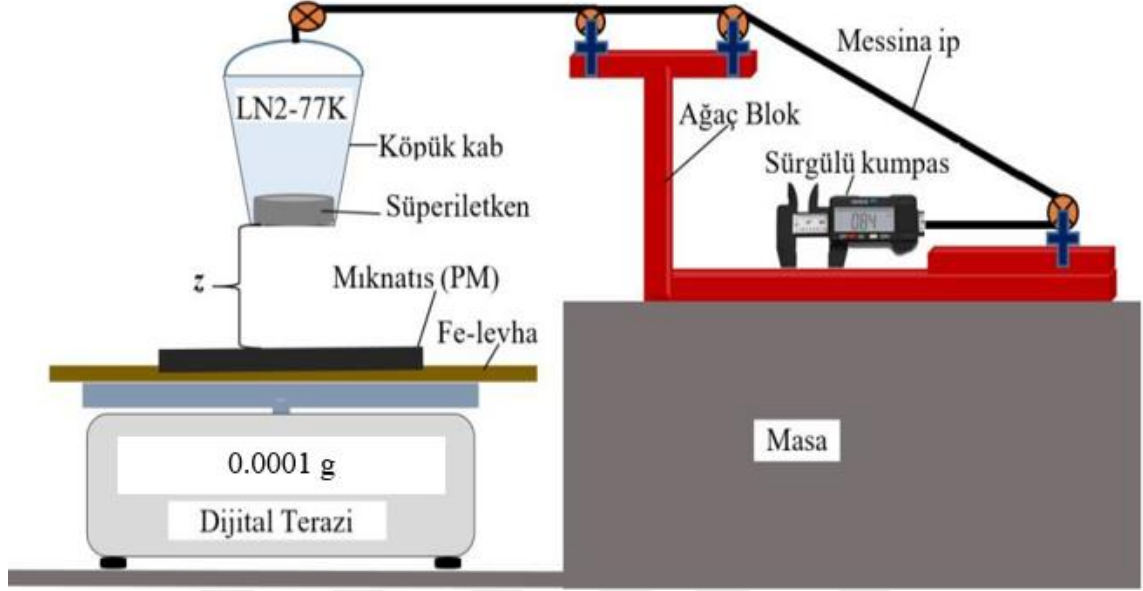
ile hesaplanabilir. Bu denklem tek boyutta;

$$\mathbf{F} = m dH/dx \quad (4.2)$$

$$\mathbf{M} = A \mathbf{J}_c r \quad (4.3)$$

Basit hale getirilebilir. Burada m süperiletkenin manyetik momenti, dH/dx dış alan tarafından üretilen manyetik alan gradyenti, \mathbf{M} birim hacimdeki manyetizasyon, A örnek geometrisine bağlı sabit katsayı, \mathbf{J}_c süperiletken malzemenin kritik akım yoğunluğu ve r ise perdelenen akım halkasının yarıçapıdır. Yüksek bir levitasyon kuvveti elde etmek için r , \mathbf{J}_c ve dH/dx in büyük olması gerekir (Yang, 2001). Birçok araştırmacı süperiletken ve PM arasındaki ilişkiyi teorik ve deneysel olarak incelemiş ve bunları rapor etmişlerdir. (Karaca, 2008; Güner vd., 2017; Wang vd., 2017; Savaskan vd., 2020).

Manyetik Kaldırma ölçümleri Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Yoğun Madde Fiziği laboratuvarında alındı. Ölçüm düzeneği tasarımı Prof. Dr. İbrahim Karaca'ya ait olup tamamen el yapımı ve % 100 Türk Malıdır. Düzeneğin şematik çizimi Şekil 3.4' de gösterilmektedir.



Şekil 3.4. Yüksek sıcaklık süperiletkeni (HTS) ve kalıcı mıknatıs (PM) arasındaki manyetik kaldırma sistemi (Karaca vd, 2019)

Manyetik levitasyon ölçüm düzeneği üç temel kısımdan oluşur;

- Ana yapıya montajlanmış 0,01 mm hassasiyete sahip dijital kumpasla hareket ettirilen asansör sistemi
- Sıvı azot ve süperiletken numuneyi taşıyan çevresi alüminyum folyo kaplı köpük yalıtım kabı
- 0,001 g hassasiyete sahip dijital terazi ve kalıcı mıknatıslar (200 mT, 300 mT ve 470 mT).

Deney alansız soğutma (ZFC) ve alan altında soğutma (FC) olarak iki şekilde yapılmıştır. İzlenen yöntemler şu şekildedir;

- Deney düzeneği kurulduktan sonra dijital terazi ve kumpasın kalibrasyonu yapıldı.

- Süperiletken numune köpük yalıtım kabına yerleştirilerek sızdı azot ortamında kalıcı mıknatıstan 110 mm (11cm) yukarıda alansız soğutma (ZFC) işlemine tabi tutuldu.
- 110 mm başlangıç noktası olarak seçildi ve 20 mm'e kadar her 10 mm'de terazide yazan değer kaydedildi. 20 mm'den sonra 10 mm'e kadar her 5 mm'de değerler yazıldı. 5 mm'den 1 mm'ye kadar ise her 1 mm'de ölçümler alındı. Uzaklık azalırken her bir adımda beliren manyetik alan etkisinin terazideki karşılığını doğru okumak için manyetizasyonun doyuma ulaşma durumunu beklemek gerekmektedir. Bu sebeple her basamakta minimum 10 saniye bekledikten sonra kuvvet ölçümleri alındı.
- Aynı işlemler 1 mm başlangıç uzaklığı kabul edilerek aynı ölçüm adımları takip edilerek 110 mm'ye kadar yapıldı.
- Diğer yöntemde ise süperiletken seramiğe alan altında soğutma (FC) işlemi yapıldı. Bu işlemde köpük yalıtım kabı kalıcı mıknatısa düzeneğin izin verdiği minimum ölçüde yaklaştırıldı (~1 mm). Kap içerisine süperiletken yerleştirilerek kısa bir süre beklendi. Daha sonra sıvı azot ile soğutulan süperiletken numune kalıcı mıknatısın etkisinde 10-15 dakika bekletildi.
- Başlangıç uzaklığından itibaren belli adımlar uygulanarak yalıtım kabı uzaklaştırıldı. Her adımda kuvvet verisi kaydedildi. 110 mm mesafeye gelindiğinde dönüşe geçildi.
- Dönüşte mesafe azalırken her basamak için kuvvet ölçümleri kaydedildi.
- Bu işlem 2 kez daha tekrarlanarak FC işlemi 3 çevrim (Loop) olacak şekilde tamamlandı.
- ZFC ve FC de kaydedilen verilerin analizleri yapıldı.

3.3.5 Manyetik duyarlılık (stiffness)

Yüksek sıcaklık süperiletkenleri (HTS) ve dış manyetik kaynak (örneğin, kalıcı mıknatıslar) arasında oluşan manyetik duyarlılık, volan sistemindeki manyetik yatak (Werfel vd., 2012) ve manyetik levitasyonlu taşıyıcılar (Wang vd., 2009) gibi teknolojik uygulamalarda önemli parametrelerden biridir. HTS levitasyon sisteminin manyetik duyarlılığı üzerine en eski deneysel çalışmalar Moon ve diğerleri (Moon vd., 1988; Moon vd., 1989; Chang vd., 1990) tarafından yapılmıştır. Manyetik duyarlılığın, küçük

döngüler boyunca kuvvet eğrileri üzerinde ölçülen bir doğrunun eğimini alarak, ana döngü üzerindeki herhangi bir nokta için ortalama duyarlılık olduğuna dikkat çekmişlerdir (Chang vd., 1990). Manyetik duyarlılığın birçok teorik araştırması, genellikle yer değiştirmeye göre dikey veya yanal kuvvetlerin türevi alınarak elde edilmiştir (Valle vd., 2007; Yang ve Zeng, 2007; Sanchez vd., 2009; Lu vd., 2011; Ozogul, 2012).

Mekanik sistemlerde elastik duyarlılık sabitken, HTS ve PM arasındaki manyetik duyarlılık değişkenlik gösterir. Aslında manyetik duyarlılık, $k_{zz} = -\frac{\partial F_z}{\partial z}$, $k_{xx} = -\frac{\partial F_x}{\partial x}$, $k_{zx} = -\frac{\partial F_z}{\partial x}$ olarak tanımlanır. Manyetik duyarlılık birimi N/mm'dir. Burada k_{zz} , k_{xx} , k_{zx} sırasıyla dikey, yanal ve çapraz (cross) manyetik duyarlılık olarak adlandırılır. Çapraz manyetik duyarlılık k_{zx} , yatay yer değiştirmenin dikey kuvvette bir değişiklik ile sonuçlandığı anlamına gelir.

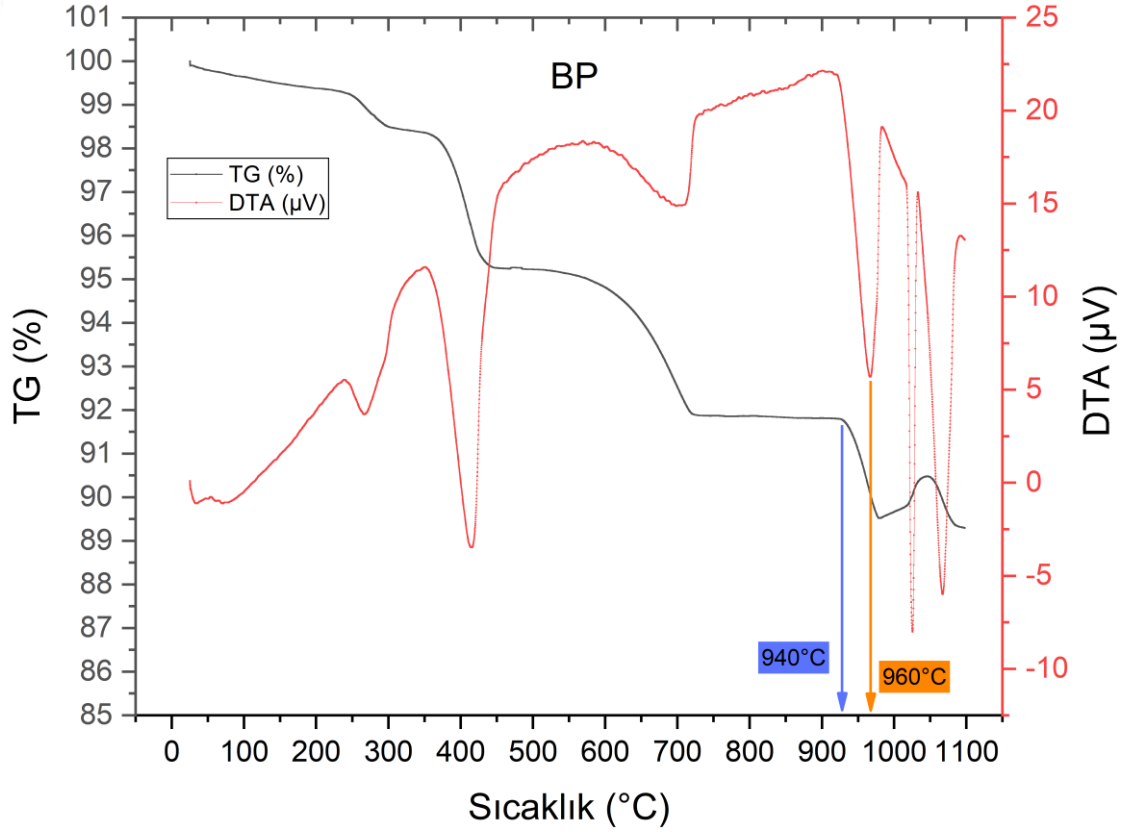
PM ve HTS, ilk soğutma ve hareket süreçlerinde merkezleri aynı ekseninde bulunurlar. HTS, PM'e göre dikey olarak hareket ettiğinde, dikey manyetik duyarlılık özgün duyarlılık olarak ifade edilir. Çünkü F_x ve F_y doğrultularındaki manyetik yanal kuvvetler neredeyse sıfıra eşittir. HTS dikey olarak hareket ettiğinde, kaldırma kuvveti ve dikey manyetik duyarlılık HTS'nin soğutma geçmişinden etkilendiğinden, dikey manyetik duyarlılık (k_{zz}) ve z (mm) arasındaki ilişki sıfır alan soğutması (ZFC) ve alan soğutmasında (FC) değerlendirilmelidir. Ancak bu tez çalışmasında, sıfır alan soğutması (ZFC) altında alınan levitasyon kuvveti-mesafe eğrileri kullanılarak dikey doğrultuda (k_{zz}) duyarlılık (stiffness) hesaplaması yapılmıştır.

BÖLÜM IV

BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1 Diferansiyel Termal Analiz (DTA) Sonuçları

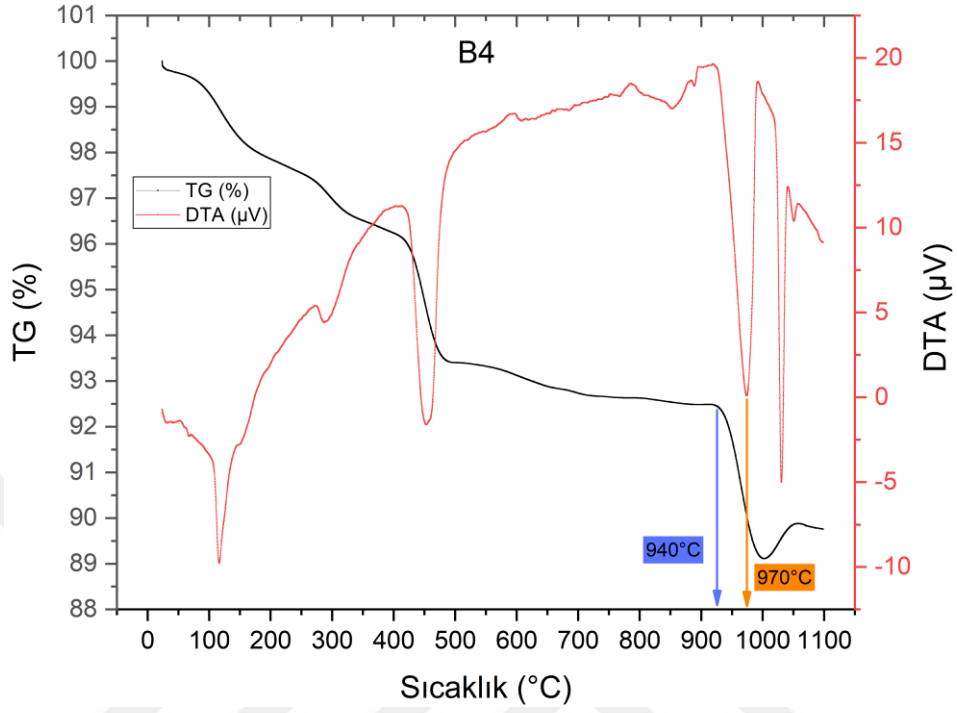
Yapısı $\text{Sm}_{1,75}\text{Ca}_{(2,20-x)}\text{B}_x\text{Cu}_{3,4}\text{O}_y$ olarak planlanarak üretilen süperiletken seramiklerin, kalsinasyon ve sinterleme sıcaklıkları tespitinde DTA ve TGA ölçümlerinden yararlanılmıştır. DTA/TGA ölçümleri BP, B4 ve B10 numuneleri için hazırlanan tozlar üzerinden yapılmıştır.



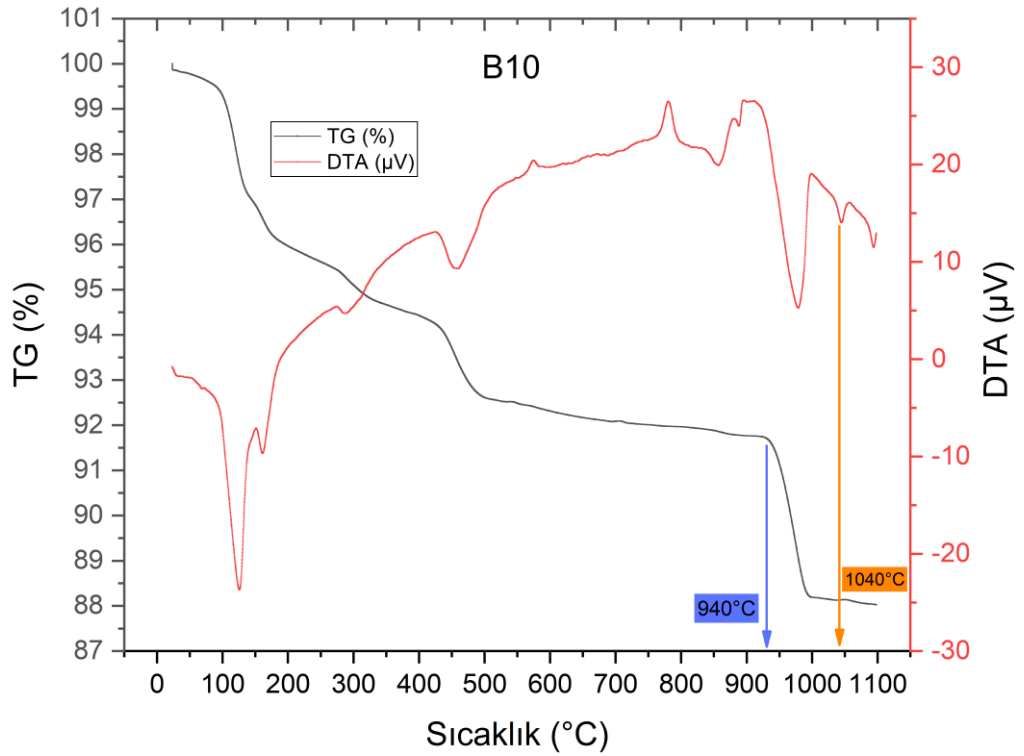
Şekil 4.1. BP numunesine ait DTA/TGA ölçümü

Şekil 4.1-4.3'deki grafiklerin eğrileri incelendiğinde BP, B4 ve B10 numunelerine ait kalsinasyon sıcaklığı 900 °C, sinterleme sıcaklıkları ise 960 °C ve 1040 °C olarak belirlenmiştir. Malzeme sinterleme sıcaklığı aralığının 960-1040 °C olarak belirlenmesinin sebebi malzemenin içerisindeki tüm fazların erime başlangıç sıcaklığının 1040 °C olmasıdır. B10 numunesinin DTA/TGA grafiğine bakıldığında

1040 °C'den daha yüksek bir sinterleme sıcaklığı seçilebileceği görülebilir. Fakat bu durum, malzeme içerisinde kütle kaybına neden olabileceğinden tercih edilmemiştir.



Şekil 4.2. B4 numunesine ait DTA/TGA ölçümü

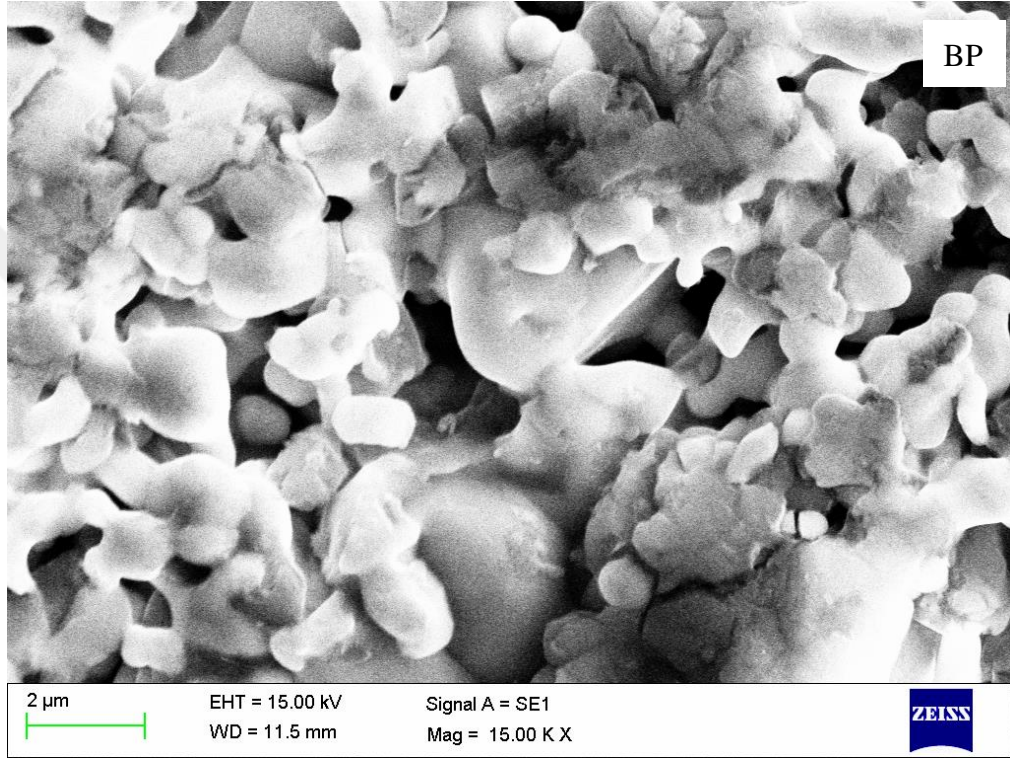


Şekil 4.3. B10 numunesine ait DTA/TGA ölçümü

4.2 Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) ve Enerji Dağılımlı X-Ray (EDX)

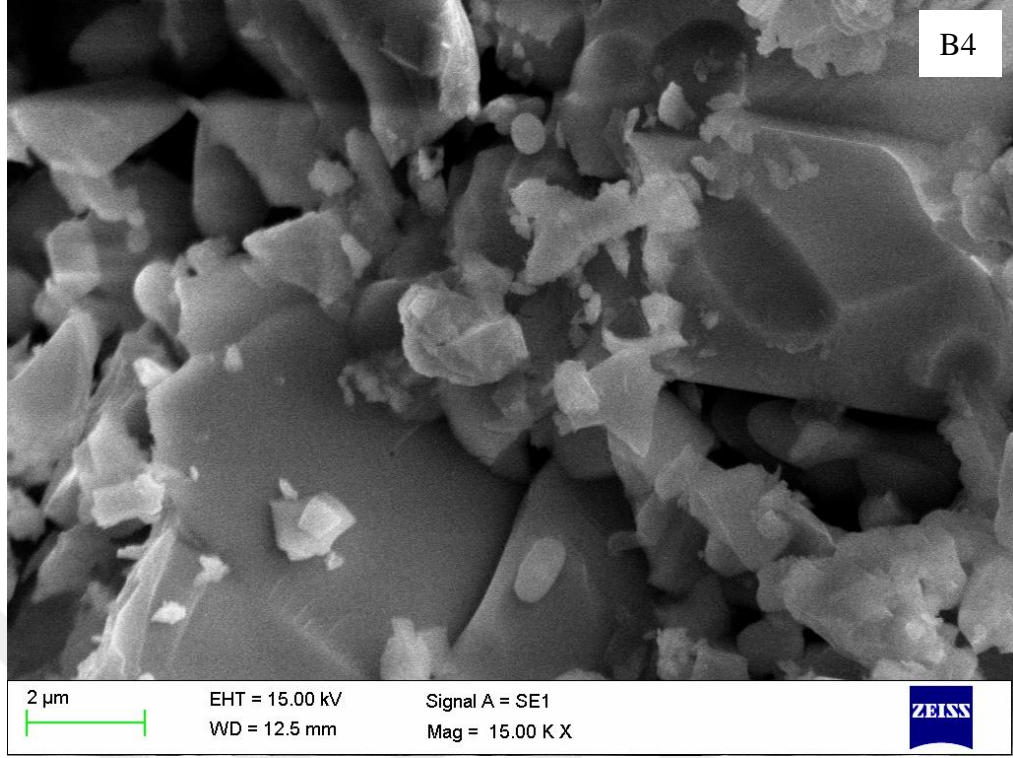
Sonuçları

Üretilen numunelerdeki kristal büyümelerini daha iyi anlamak ve gözlemlemek için SEM görüntüleme tekniğine başvurulmuştur. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde tane yapıları iki şekilde büyüme gösterir. Bunlar iğnemsî veya sütünsal yapılardır.

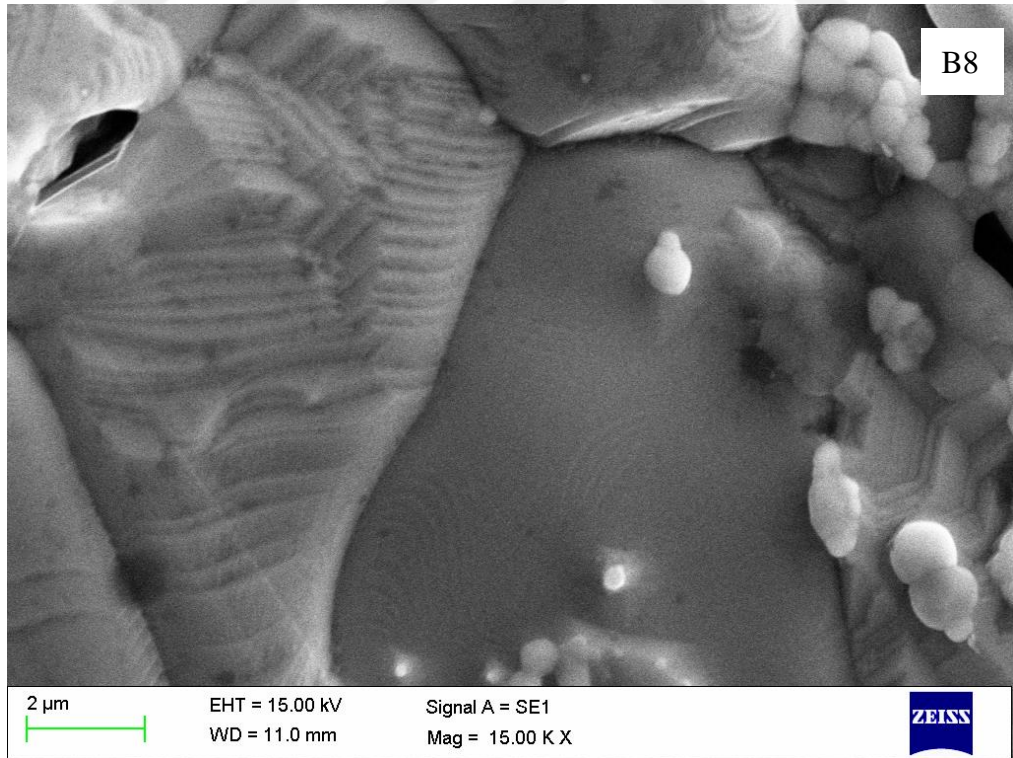


Fotoğraf 4.1. BP numunesine ait SEM görüntüsü

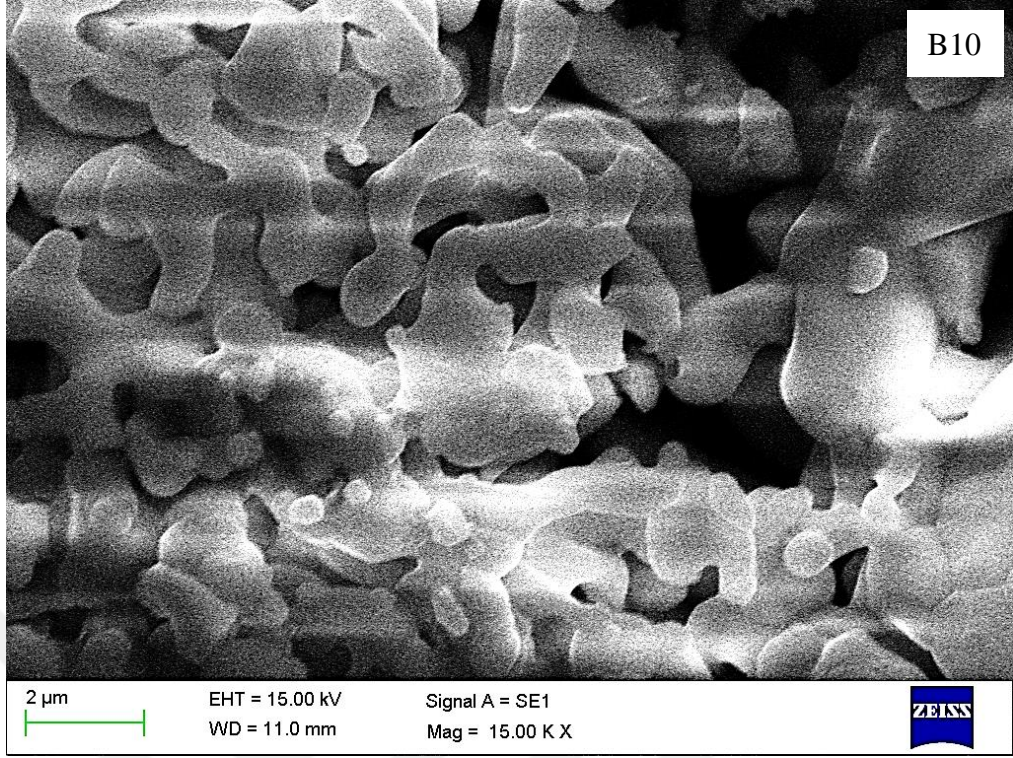
Fotoğraf 4.1-4.4 incelendiğinde artan nano-bor katkısıyla berabere tane yapılarında büyüme gözlemlendiği görülmektedir. Bu da kristal yapının dönüştüğüne işaret eder.



Fotoğraf 4.2. B4 numunesine ait SEM görüntüsü

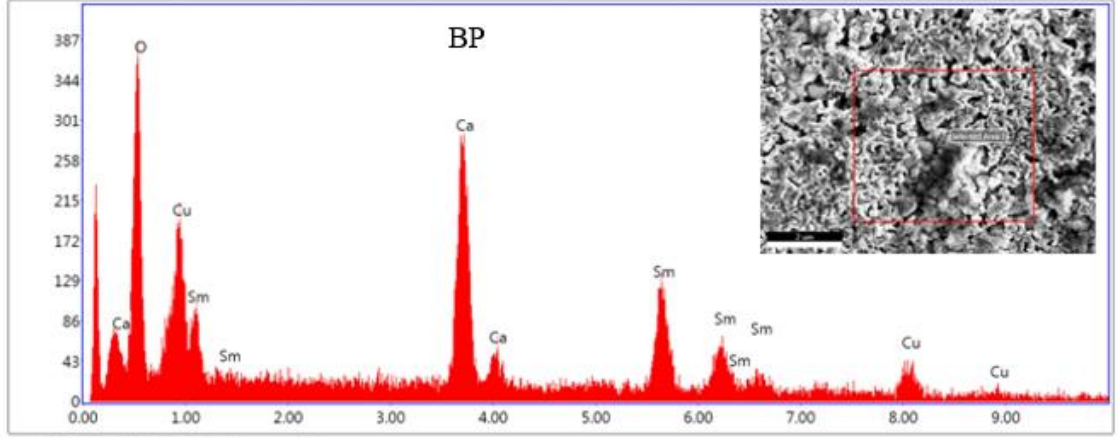


Fotoğraf 4.3. B8 numunesine ait SEM görüntüsü



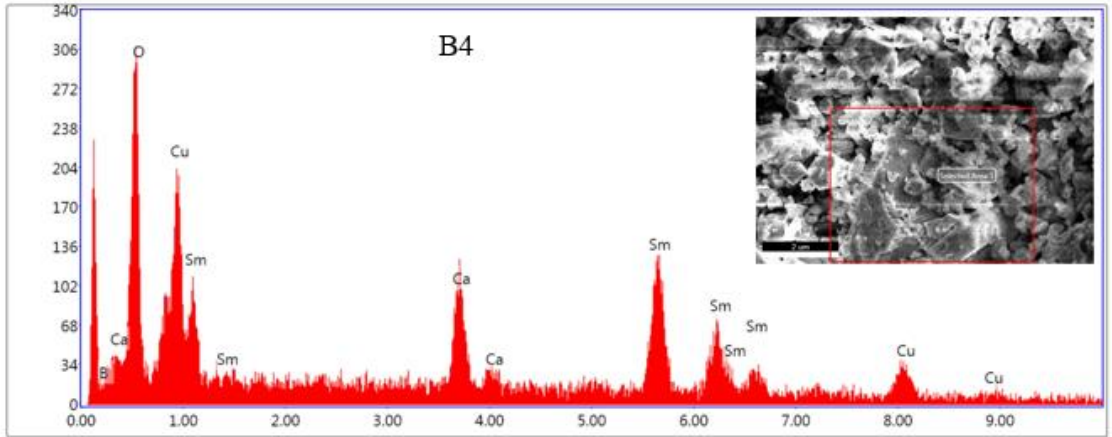
Fotoğraf 4.4. B10 numunesine ait SEM görüntüsü

Sinterlemeyle beraber malzeme içerisindeki elementlerin kaybolup kaybolmadığını anlamak için EDX yöntemine başvurulmuştur. Şekil 4.4-4.7'de sunulan EDX verilerinden, eZAF numune sonuçları, numunelerin stokiyometrik oranının, seçilen nominal faz bileşimlerine neredeyse eşit olduğunu göstermiştir.



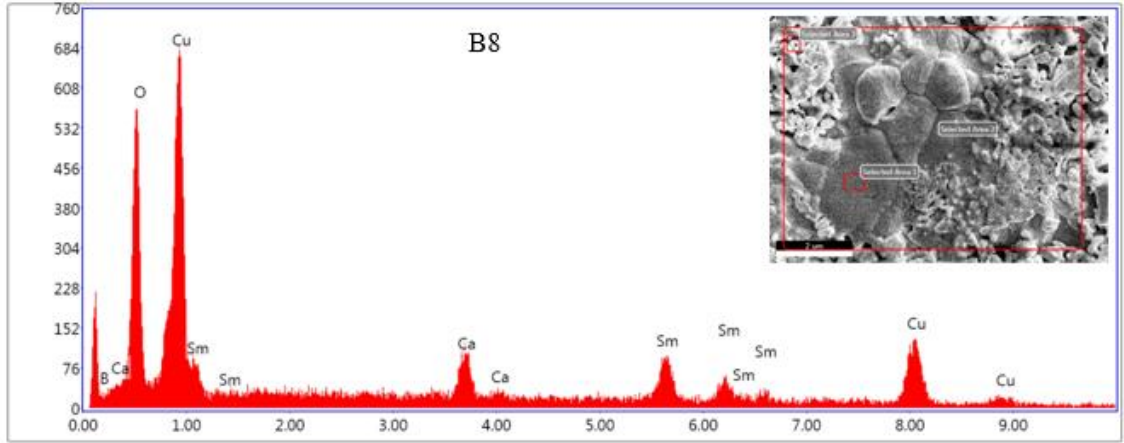
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
O K	23.93	60.26	323.04	11.00	0.0838	1.2948	0.8432	0.2705	1.0000
CaK	22.47	22.59	373.19	5.59	0.2422	1.1207	0.9500	0.9221	1.0433
SmL	46.01	12.33	148.66	13.33	0.3753	0.7677	1.1175	1.0166	1.0451
CuK	7.60	4.82	22.46	60.84	0.0747	0.9685	1.0000	0.9581	1.0595

Şekil 4.4. BP numunesine ait EDX sonuçları



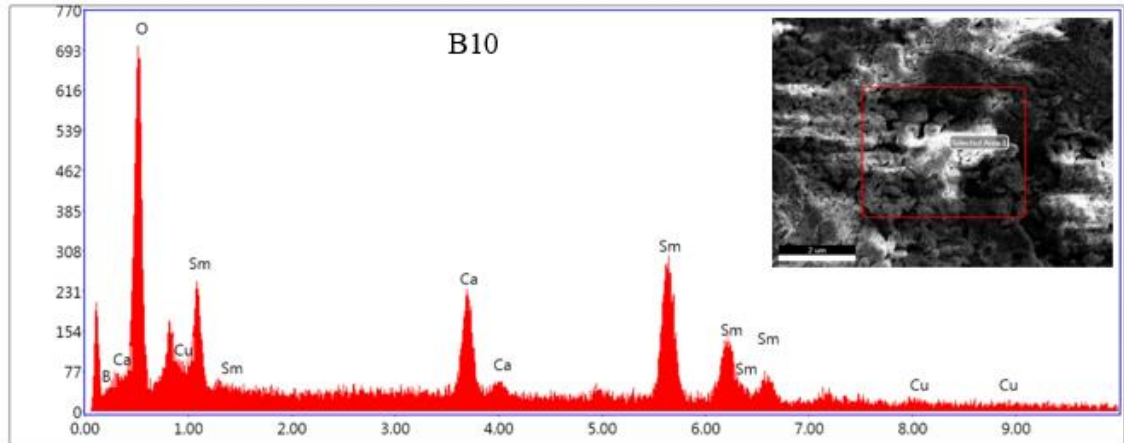
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
B K	21.92	58.85	115.26	12.67	0.0902	1.2721	0.8199	0.3235	1.0000
O K	11.53	20.92	256.15	10.56	0.0507	1.2810	0.8589	0.3433	1.0000
CaK	5.77	4.18	125.54	12.01	0.0625	1.1080	0.9635	0.9231	1.0582
SmL	44.38	8.57	188.55	11.40	0.3650	0.7576	1.1292	1.0314	1.0523
CuK	16.39	7.49	62.47	14.52	0.1594	0.9537	1.0073	0.9651	1.0563

Şekil 4.5. B4 numunesine ait EDX sonuçları



Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
B K	20.21	51.93	111.48	13.70	0.0570	1.2288	0.8450	0.2295	1.0000
O K	13.79	23.94	498.95	9.60	0.0634	1.2366	0.8841	0.3720	1.0000
CaK	3.63	2.52	120.43	13.21	0.0381	1.0650	0.9844	0.9377	1.0496
SmL	22.34	4.13	148.46	14.91	0.1827	0.7251	1.1470	1.0418	1.0824
CuK	40.02	17.49	232.42	7.34	0.3763	0.9093	1.0184	0.9842	1.0506

Şekil 4.6. B8 numunesine ait EDX sonuçları

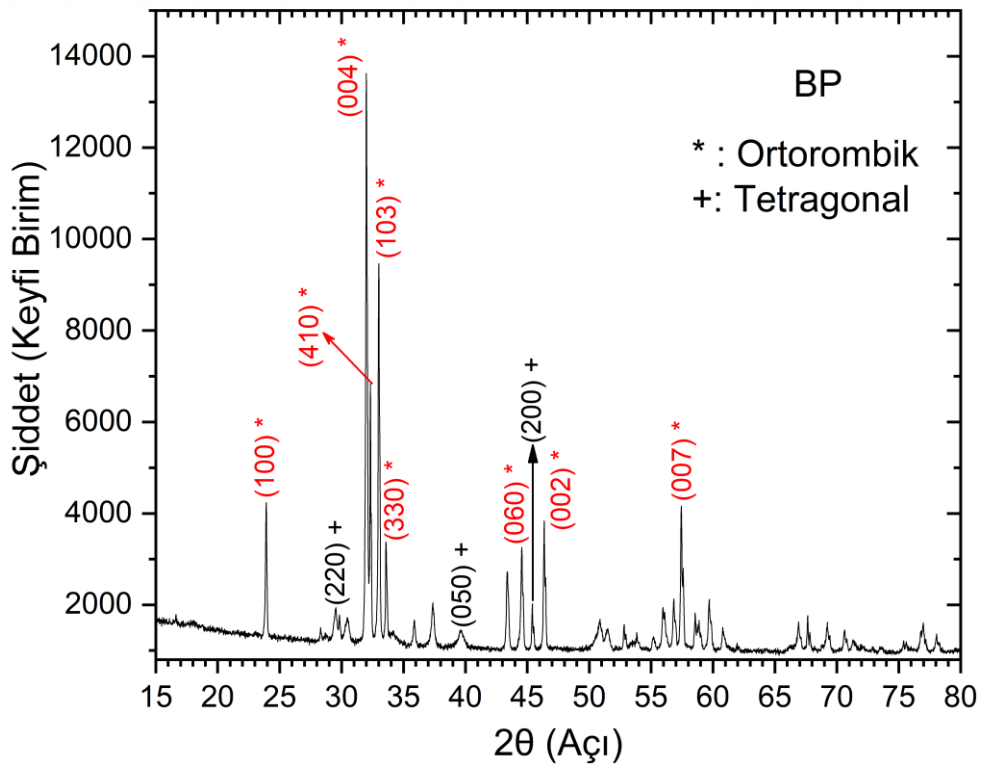


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %	Kratio	Z	R	A	F
B K	11.77	38.98	114.47	12.95	0.0583	1.3280	0.7893	0.3732	1.0000
O K	17.23	38.56	626.68	9.72	0.0793	1.3368	0.8273	0.3445	1.0000
CaK	7.53	6.73	266.02	8.33	0.0837	1.1604	0.9359	0.9019	1.0626
SmL	61.62	14.68	428.73	8.63	0.5251	0.7975	1.1051	1.0229	1.0446
CuK	1.86	1.05	11.66	61.30	0.0188	1.0092	0.9922	0.9470	1.0590

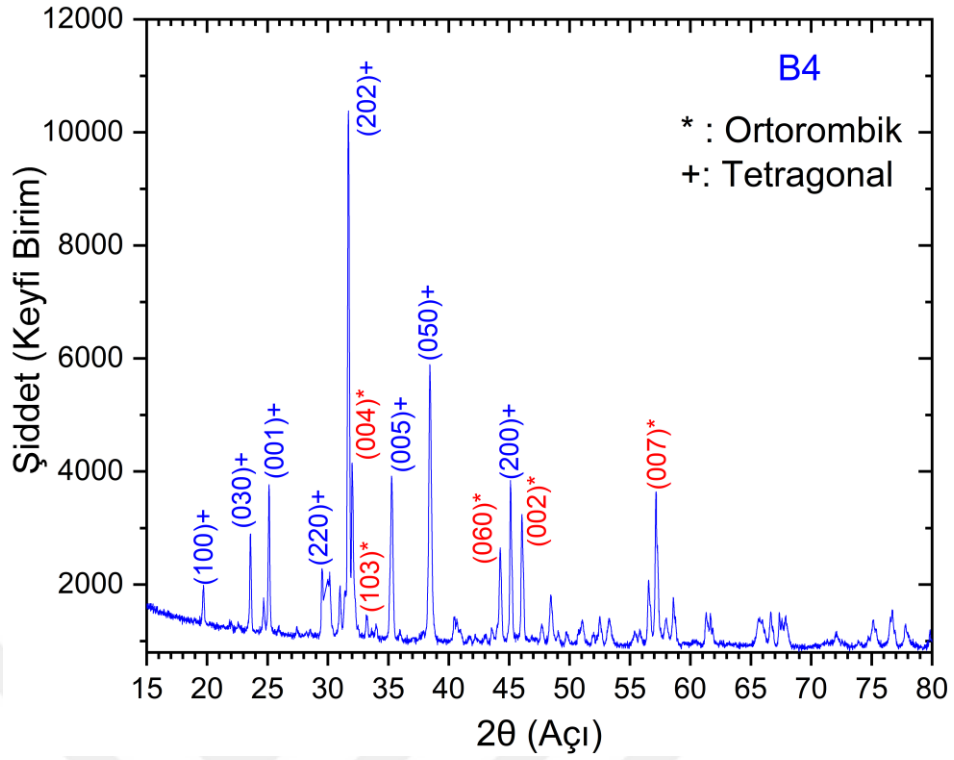
Şekil 4.7. B10 numunesine ait EDX sonuçları

4.3 X-Işını Kırınımı (XRD) Analiz Sonuçları

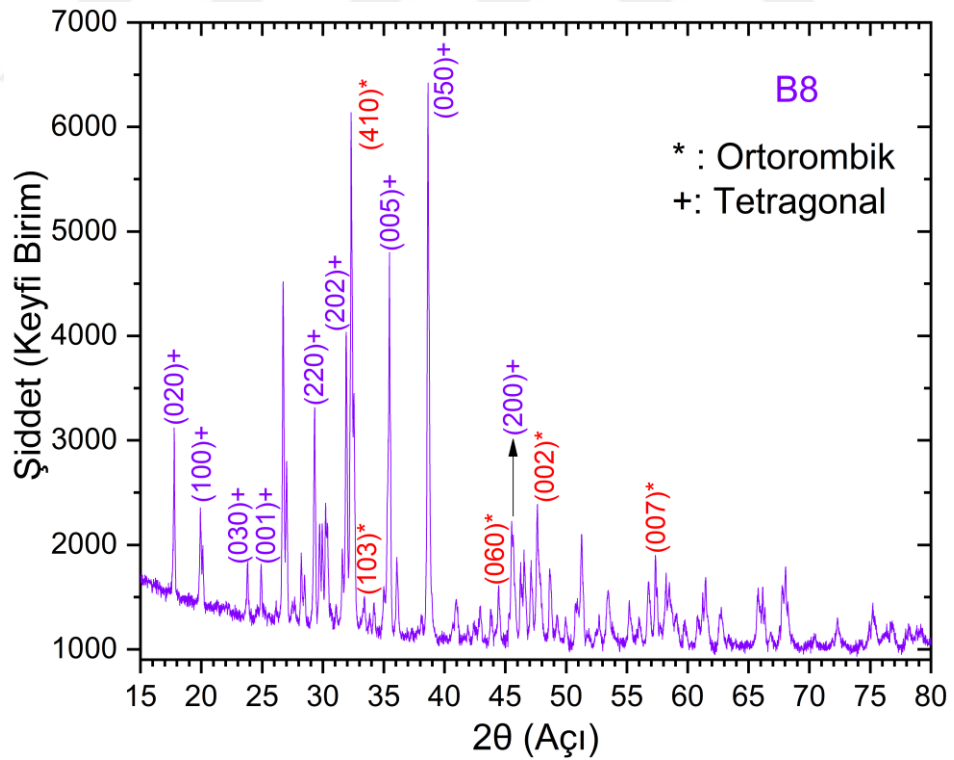
Katı Hal Tepkime yöntemiyle üretilen SmCaBCuO süperiletken seramiklerin kristal yapı ve özelliklerinin belirlenmesi için X-ışını kırınımı ölçümü yapıldı. XRD verilerine ait spektrumlar, örneklerin kodlanma sırasına uygun olarak şekilde verildi. Şekil 4.8-4.11’de numunelerin, 15–80 derecede, 2θ aralığında X-ışını kırınım modelli ölçümleri gösterilmektedir. Bu şekillerden görüldüğü gibi, tüm (hkl) tepe noktalarının şiddet yoğunluklarının toplamından elde edilen X-ışını kırınım grafiği kullanılarak, matris içindeki ortorombik ve tetragonal fazların varlığını ortaya konmaktadır. BP (Şekil 4.8) örneğinde ortorombik faz baskın olmasına rağmen, nano-bor katkı maddesinin artmasıyla birlikte, Şekil 4.11’de verilen matriste tetragonal faz yoğun bir faz haline gelmiştir. Şekil 4.12 ‘de gözlenen faz dönüşümü $2\theta = 29-34$ derece aralığındadır. Bu aralıkta, BP numunesi baskın üç ortorombik faza sahiptir. Bor nano parçacığının en yüksek katkısı ile B10 numunesinde ortorombik faz neredeyse yok olmuştur. Böylece bor katkısı ile birlikte faz infiltrasyonu veya faz dönüşümü gerçekleşmiştir. Malzemeye ait kristalografik uzay grubunun, tetragonal kristal yapı için $P4/mmm$ ve ortorombik kristal yapı için $Pmmm$ olduğu belirlenmiştir.



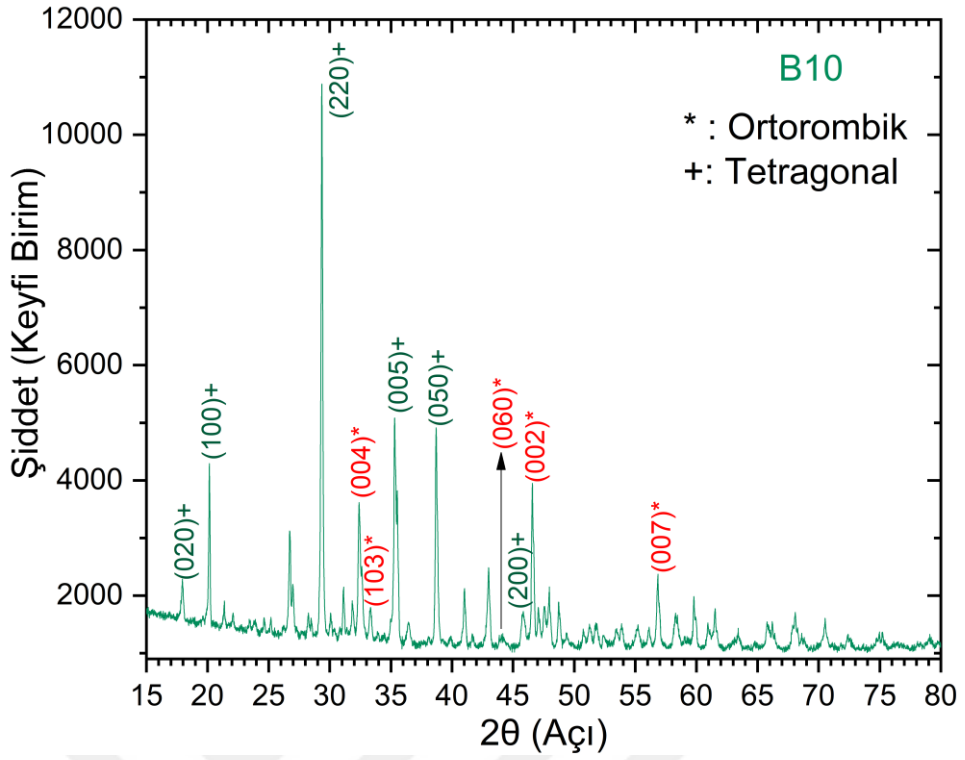
Şekil 4.8. BP numunesine ait X-Işını kırınım deseni



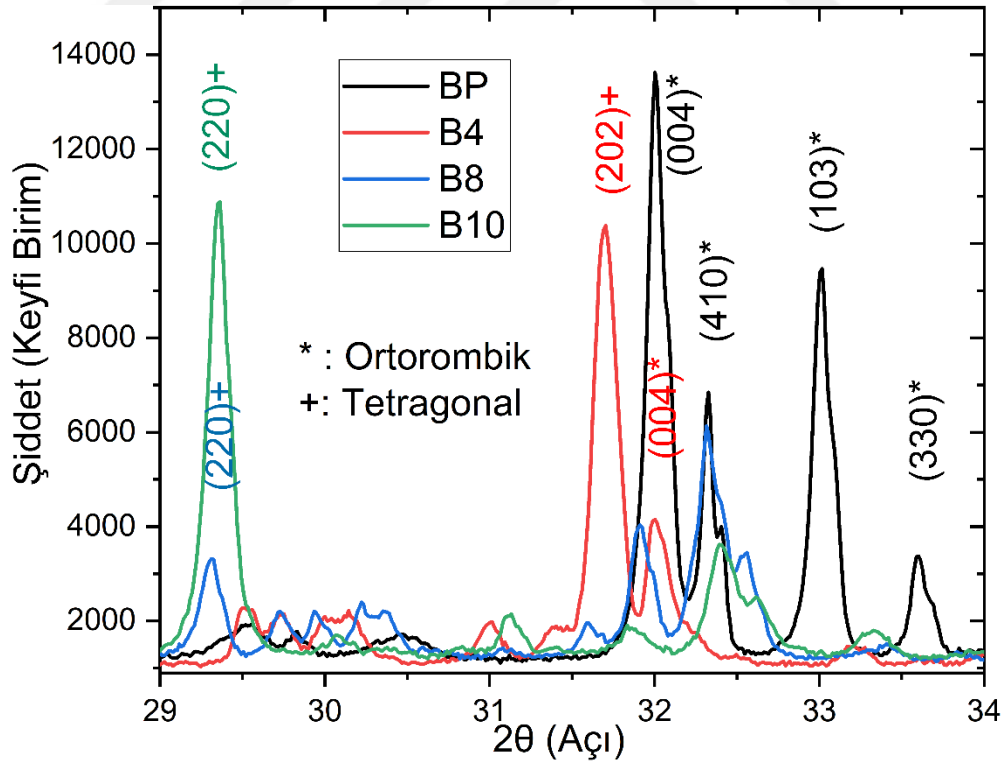
Şekil 4.9. B4 numunesine ait X-Işını kırınım deseni



Şekil 4.10. B8 numunesine ait X-Işını kırınım deseni



Şekil 4.11. B10 numunesine ait X-Işını kırınım deseni

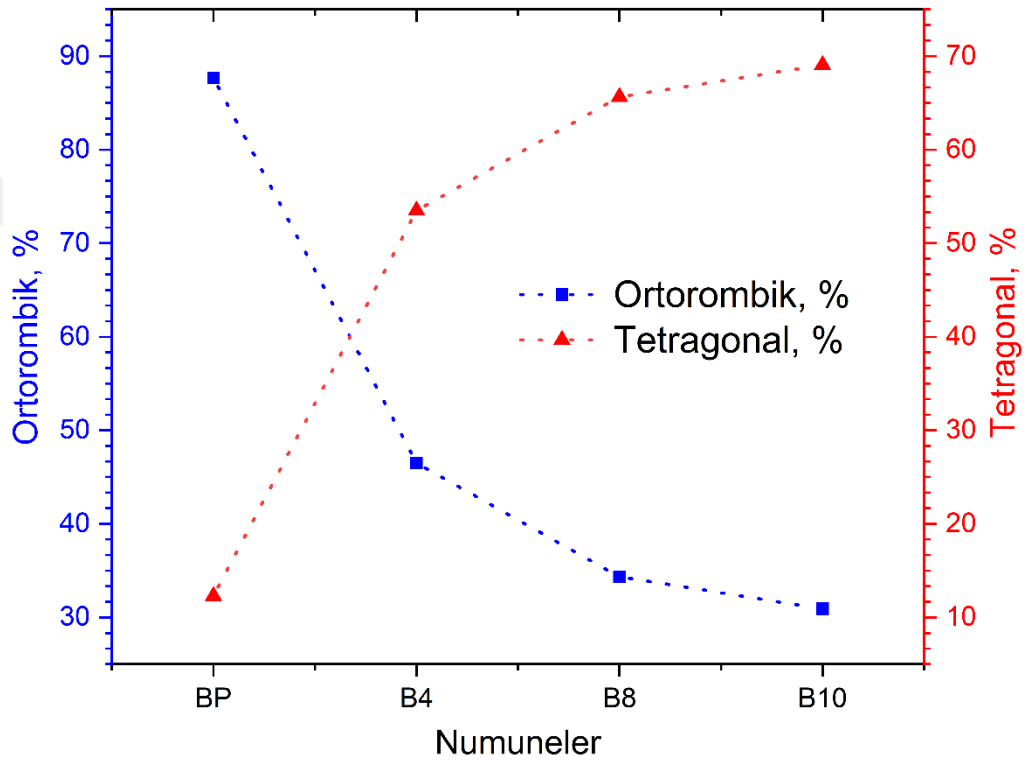


Şekil 4.12. X-Işını kırınım desenin 29-34 derece aralığında ortorombik fazın tetragonal faza dönüştüğünü gösteren pikler

Aşağıdaki denklemler kullanılarak X-ışını kırınımında belirlenen piklerin şiddet değerleri alınarak numunelerdeki ortorombik ve tetragonal fazların hacim fraksiyonu hesaplanmıştır (Karaca vd., 2003; Alamgir vd., 1999).

$$\%Ortorombik\ Faz = \left\{ \frac{\sum I(ortorombik)}{\sum I(ortorombik) + \sum I(tetragonal)} \right\} \times 100 \quad (4.1)$$

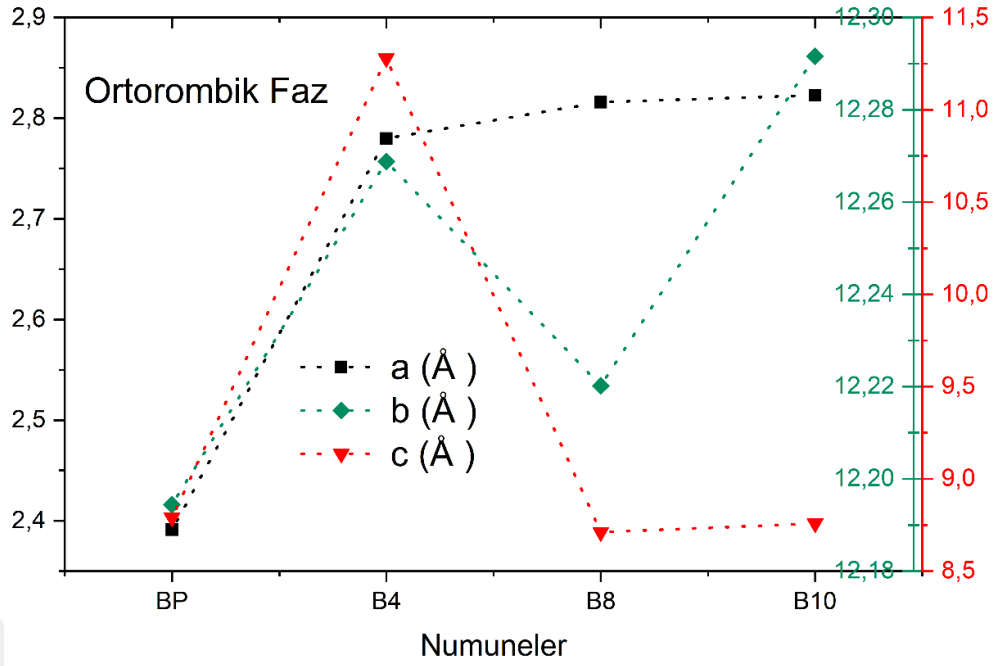
$$\%Tetragonal\ Faz = \left\{ \frac{\sum I(tetragonal)}{\sum I(tetragonal) + \sum I(ortorombik)} \right\} \times 100 \quad (4.2)$$



Şekil 4.13. Matris içindeki ortorombik ve tetragonal faz yüzdesi

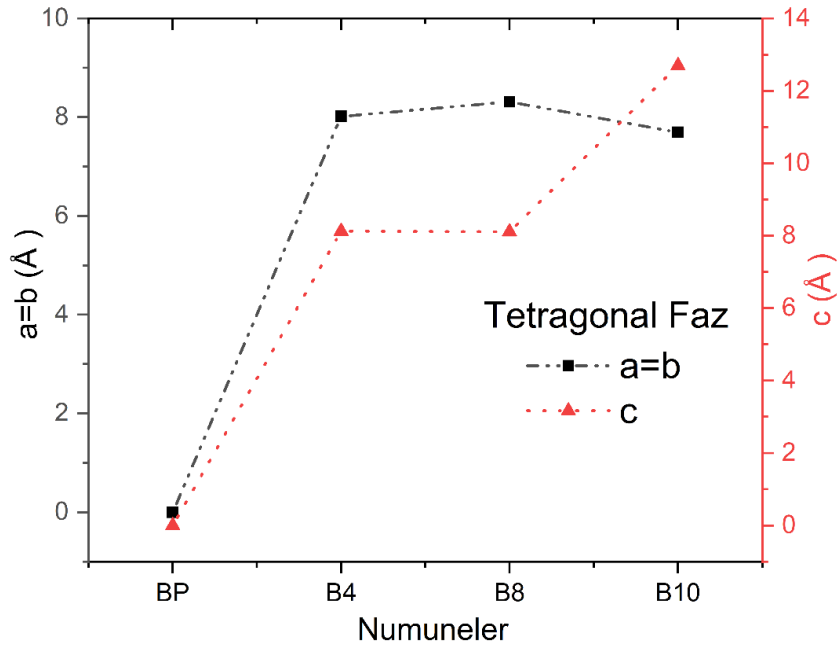
Bor katkılamasının artışı, karışımdaki tetragonal fazın baskınlığını arttırmıştır. Tetragonal fazın yüzdesi matriste 12,30'dan 69,07'ye yükselmiştir. Ortörömbik fazın değişim yüzdesi 87,70'den 30,93'e düşmüştür. Katkı olarak nano-bor seçimi, Şekil 4.13'de verildiği gibi matristeki tetragonal fazı iyileştirmiştir.

Şekil 4.14'den, artan bor katkısının kafes parametresini değiştirdiği, yani ortörömbik faz için *a* ve *b* kafes parametrelerinin arttığı, *c* kafes parametresinin azaldığı görülmektedir.



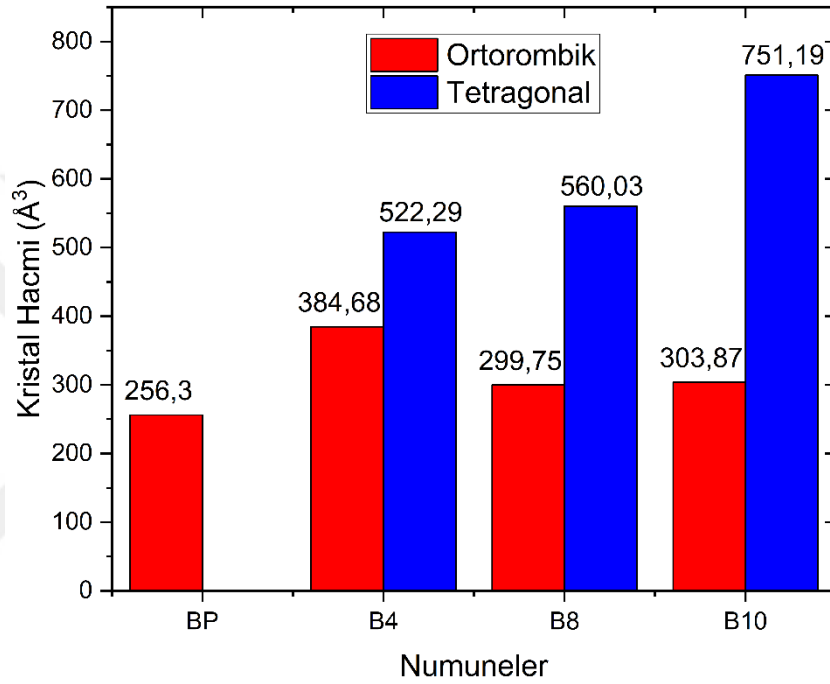
Şekil 4.14. Matris içindeki ortorombik fazın kafes parametreleri

Şekil 4.15'da görüldüğü gibi, matris içindeki tetragonal fazın kafes parametreleri, bor katkısı artışı ile hemen hemen doğrusal bir korelasyona sahiptir. Bor katkısının artmasıyla kristal hacminde bir artış görülmüştür. Bu da c kafes parametresini arttırmış, dolayısıyla matriste bir hacim değişikliği sağlamıştır.



Şekil 4.15. Matris içindeki tetragonal fazın kafes parametreleri

Şekil 4.16, matris içindeki ortorombik ve tetragonal fazın kristal hacmini göstermektedir. Katı hal tepkime yönteminin sonucunda mikro oluşan yapının eriyik büyümesi buradan görülebilir. Süperiletken seramik örnekler, ağırlıklı olarak ortorombik ve tetragonal faza sahip polikristal yapıdadır. Faz büyümesinin bir sonucu olarak, matris hacminde değişme gözlenir. Numunelerdeki bor katkısı sonucunda matris hacmi olumlu yönde değişmiştir. Bu değişimle ortorombik fazdan tetragonal faza geçildiği bir kez daha görülmüştür.



Şekil 4.16. Matris içindeki ortorombik ve tetragonal fazın kristal hacmi

BP örneğinde ortorombik hacim $256,3 \text{ \AA}^3$ iken, en yüksek bor katkısına sahip olan B10 örneğinde $303,87 \text{ \AA}^3$ 'tür. Bu durum ortorombik fazın çok büyük bir değişime uğramadığını gösterir. Ancak bor katkısı, tetragonal faz için kristal hacmini büyütüştür. B4 numunesinde tetragonal hacmi $522,29 \text{ \AA}^3$ olarak görülmüştür. SmB10 örneğinde ise tetragonal hacim $751,19 \text{ \AA}^3$ 'e yükselmiştir. Yapılan en düşük bor katkısı bile ortorombik fazdan tetragonal faza geçişi başlatmıştır. Bu veriler, faz dönüşümünün ortorombiklikten tetragonallığe nano-bor katkısı ile gerçekleştiğini göstermiştir.

X-Işını desenlerinin analizleri yapıldığında, süperiletken malzemelerin iki farklı fazda kristalleştiği sonucu literatür ile doğrulanmaktadır (Balchev vd., 2014; Khan vd., 2010; Dvurečenskij vd., 2017).

4.4 Örneklere Ait (*hkl*), FWHM ve Parçacık Büyüklüğü Sonuçları

Parçacık büyüklüğü, tüm numuneler için X-ışını kırınım deseninde pik yoğunlukları analiz edilerek belirlenir. X-ışını kırınım deseni, matris içindeki Ortorombik ve Tetragonal kristallerin ortalama parçacık büyüklüğünü ölçmek için kullanılabilir.

Numuneler için parçacık büyüklüğü, kuvvetli yansımaların X-ışını kırınım profillerinden yarım maksimumdaki tam genişliğin (FWHM) ölçülmesiyle hesaplandı. Ortalama kristal boyutunun hesaplanmasında kullanılan Debye Scherrer denklemi literatürde (Vinila vd., 2014; Unsworth vd., 1993),

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos\theta} \quad (4.3)$$

şeklinde verilir.

Burada K ; Scherrer sabiti, λ ; kırınım için kullanılan ışığın dalga boyu, β ; keskin piklerin FWHM değeri ve θ ; ölçülen açıdır. Formüldeki Scherrer sabiti (K), partikülün şeklini ortaya koyar ve genellikle seramik süper iletkenler için 0,9 değerine sahip olduğu kabul edilir.

Farklı B katkısına sahip süperiletken numunelerin parçacık boyutları Çizelge 4.1-4.4 'de verilmektedir.

Çizelge 4.1. BP numunesine ait (hkl), FWHM ve parçacık büyüklükleri

2θ (Açı)	Şiddet (Keyfi Birim)	(hkl)	FWHM	Parçacık Boyutu (Å)
23,91	4187,787	(100) *	0,13311	10,647549
29,55	1936,837	(220) *	0,29297	4,894212
32,00	13622,53	(004) *	0,16393	8,799544
33,01	9463,605	(103) *	0,15314	9,444109
39,67	1446,984	(050) *	0,56303	2,618158
44,54	3253,206	(060) *	0,21414	6,996891
45,41	2026,631	(200) *	0,11828	12,707341
46,35	3836,260	(002) *	0,13985	10,784814
57,44	4164,687	(007) *	0,14306	11,052591
Ortalama Değer (*Ortorombik Faz; a≠b≠c)			0,15787	9,620916
Ortalama Değer (+Tetragonal Faz; a=b, c)			0,32476	6,739904

Çizelge 4.2. B4 numunesine ait (hkl), FWHM ve parçacık büyüklükleri

2θ (Açı)	Şiddet (Keyfi Birim)	(hkl)	FWHM	Parçacık Boyutu (Å)
19,70	1589,559	(100) *	0,14999	9,383085
23,60	2896,077	(030) *	0,15254	9,286556
25,12	3765,907	(001) *	0,15634	9,086683
29,50	2280,668	(220) *	0,16347	8,771378
31,70	10376,56	(004) *	0,17015	8,471699
33,17	1466,577	(103) *	0,18238	7,932469
35,26	3917,125	(005) *	0,23975	6,068493
38,43	5891,338	(050) *	0,24278	6,047968
44,26	2648,952	(060) *	0,21105	7,092435
45,10	3839,696	(200) *	0,19778	7,591247
46,05	3238,980	(002) *	0,21221	7,099653
57,14	3638,992	(007) *	0,18868	8,367834
Ortalama Değer (*Ortorombik Faz; a≠b≠c)			0,19289	7,792818
Ortalama Değer (+Tetragonal Faz; a=b, c)			0,18609	8,033651

Çizelge 4.3. B8 numunesine ait (hkl), FWHM ve parçacık büyüklükleri

2θ (Açı)	Şiddet (Keyfi Birim)	(hkl)	FWHM	Parçacık Boyutu (Å)
17,76	3119,094	(020) ⁺	0,13743	10,211602
19,92	2355,040	(100) ⁺	0,15282	9,217745
23,82	1841,457	(030) ⁺	0,11513	12,309132
24,91	1816,176	(001) ⁺	0,11492	12,356885
29,31	3313,769	(220) ⁺	0,15605	9,184648
32,31	6136,409	(004) [*]	0,20556	7,022575
33,40	1505,798	(103) [*]	0,16944	8,543614
35,47	4797,445	(005) ⁺	0,18319	7,946312
38,64	6419,25	(050) ⁺	0,19325	7,603699
44,45	1610,942	(060) [*]	0,18391	8,144356
45,50	2224,783	(200) ⁺	0,16166	9,300466
47,65	2388,343	(002) [*]	0,16174	9,371061
57,32	1898,688	(007) [*]	0,13730	11,509706
Ortalama Değer (*Ortorombik Faz; a≠b≠c)			0,17159	8,918262
Ortalama Değer (⁺ Tetragonal Faz; a=b, c)			0,15180	9,766311

Çizelge 4.4. B10 numunesine ait (hkl), FWHM ve parçacık büyüklükleri

2θ (Açı)	Şiddet (Keyfi Birim)	(hkl)	FWHM	Parçacık Boyutu (Å)
17,94	2286,575	(020) ⁺	0,19383	7,242464
20,15	4293,155	(100) ⁺	0,11679	12,058992
29,36	10883,36	(220) ⁺	0,17072	8,396278
32,40	3612,625	(004) [*]	0,21399	6,748033
33,32	1796,688	(103) [*]	0,21715	6,665105
35,31	5083,515	(005) ⁺	0,20007	7,272824
38,69	4915,174	(050) ⁺	0,20179	7,282673
44,14	1340,704	(060) [*]	0,21340	7,011304
45,83	1726,195	(200) ⁺	0,44107	3,412857
46,57	3948,398	(002) [*]	0,21742	6,943105
56,84	2371,687	(007) [*]	0,18980	8,307105
Ortalama Değer (*Ortorombik Faz; a≠b≠c)			0,21035	7,134930
Ortalama Değer (⁺ Tetragonal Faz; a=b, c)			0,22071	7,611015

Ortorombik kristaller, 7,134930 Å ile 9,620916 Å arasında değişen ortalama bir boyuta, tetragonal kristaller ise 6,739904 Å ile 9,766311 Å arasında değişen ortalama bir çapa sahip oldukları hesaplanmıştır.

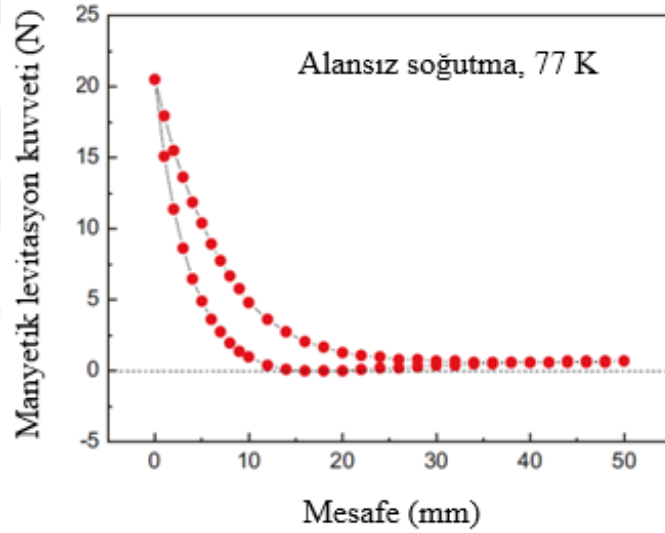
4.5 Manyetik Levitasyon (Kaldırma Kuvveti) Ölçümleri

Külçe (bulk) süperiletken için kaldırma kuvveti, kritik akım yoğunluğu, tane yarıçapı, tane yönelimi, numune boyutu, soğutma sıcaklığı ve yöntemi gibi birçok parametreye bağlıdır. PM etkisindeki levitasyon kuvveti ise PM'nin manyetik akı yoğunluğu ve manyetik alan dağılımı gibi parametrelerle yakından ilişkilidir. Ancak PM ve bulk süperiletken çifti için tek bir levitasyon kuvveti ölçülür. Bu kuvvet PM ve süperiletken arasındaki mesafenin artış ve azalışına bağlıdır (Yang vd., 2003). Esasında manyetik levitasyon ölçümünde temel prensip, süperiletken numune ile permanent magnet (PM) arasındaki mesafenin arttırılması ve azaltılmasıyla itici ve çekici kuvvetlerin belirlenmesinden ibarettir.

Levitasyon kuvvetinin küçük olması malzeme içerisindeki iki temel probleme bağlanabilir. Birincisi tane sınırları arasındaki zayıf bağ, ikincisi ise zayıf akı tuzaklaması problemleridir. Bu problemleri çözmek için malzeme çeşitliliği ve farklı malzeme üretim yöntemleri üzerinde çalışılmaktadır (Chen vd., 1998). Denklem 1 e göre bir süperiletkenin kaldırma kuvveti perdelenen akım halkasının boyutuyla orantılıdır. Perdelenen akım süperiletken tane (grain) içerisinde oluşur. Bu sebeple tane boyutları arttıkça manyetik kaldırma kuvveti de artar.

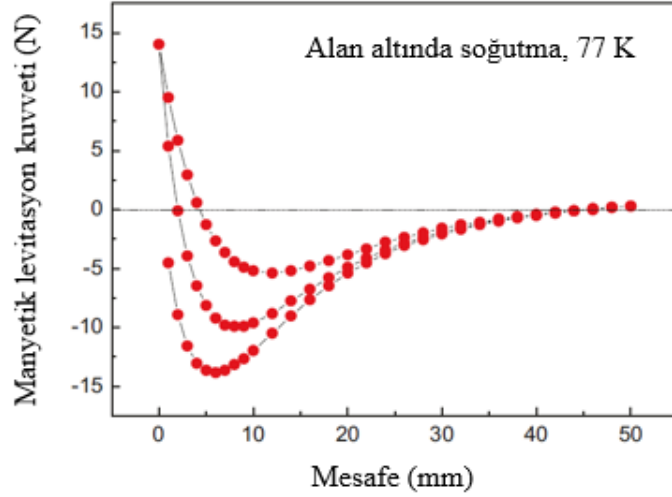
Süperiletken üretim yöntemleriyle kontrollü tane büyütme yapılabilir. Örnek olarak Y123 bir süperiletken toz malzemenin hammadde olarak kullanıldığı ve toz karışımlarının ısıl işleme tabi tutulduğu bir yöntem kullanılarak üretilirse bu süperiletkende tane boyutları mikron mertebesinde olacaktır (Kim vd., 1990). Eğer süperiletken eritme-büyütme yöntemi (melt-growth method) ile üretilirse, tane büyüklüğü santimetre civarına çıkar (Jin vd., 1988). Tohumlama metodu ve eritme-büyütme yöntemi birleştirildiğinde çok büyük taneli Y123 süperiletkeni elde edilebilir (Marnel vd., 1997; Shi vd., 2016).

Sıfır alan altında soğutma (ZFC) için maksimum itici kuvvet 4.17’de görüldüğü üzere PM ile süperiletken malzeme arasındaki mesafenin sıfıra yakın olduğu değerde gözlenir. Süperiletkende tuzaklanan manyetik alan ile PM arasındaki manyetik stres sebebiyle, süperiletken PM den uzaklaştıkça, malzeme ve PM arasında çekici bir kuvvet oluşur. Bu sonuç, malzeme içerisindeki tuzaklama (pinning) merkezlerinin sayısı ile alakalıdır. Malzeme içerisindeki pinning merkezlerinin sayısal artışı süperiletken malzemenin içerisinde tuzaklanan manyetik alanın artmasına sebep olur. Ayrıca, levitasyon kuvvetine, kristal yöneliminin ve tane boyutunun da etkisi vardır. Buna karşın numunelerde oluşan zayıf bağlar ve çatlaklar levitasyon kuvvetinde azalmaya sebep olur (Murakami, 1993). Kuvvet temelde, süperiletken malzemenin özelliğine ve PM’nin manyetik alan dağılımına bağlıdır.



Şekil 4.17. Y123 süperiletkeni için 77K de ZFC altındaki kuvvet uzaklık grafiği (Kim, 2019)

Süperiletkenler bir manyetik alan altında (FC) soğutulduğunda, dış manyetik alan süperiletken içerisinde hapsedilir. Şekil 4.18 de görüldüğü gibi tuzaklanan manyetik alan negatif (-) işaretli çekici kuvvet olarak görünmektedir. FC etkisi altındaki süperiletken çekici kuvvetin yanında mükemmel diamanyetizmasından dolayı manyetik bir itmeye de sahiptir. Bu nedenle FC etkisi altındaki süperiletken PM’yi hem iter hem de çeker. Eğer manyetik alanın süperiletken içerisinde tuzaklandığı doğrulanmak isteniyorsa, süperiletkene demir bir malzeme yaklaştırılmalıdır. Manyetik alanı tuzaklamış bir süperiletken demir malzemeyi kendisine çekecektir.



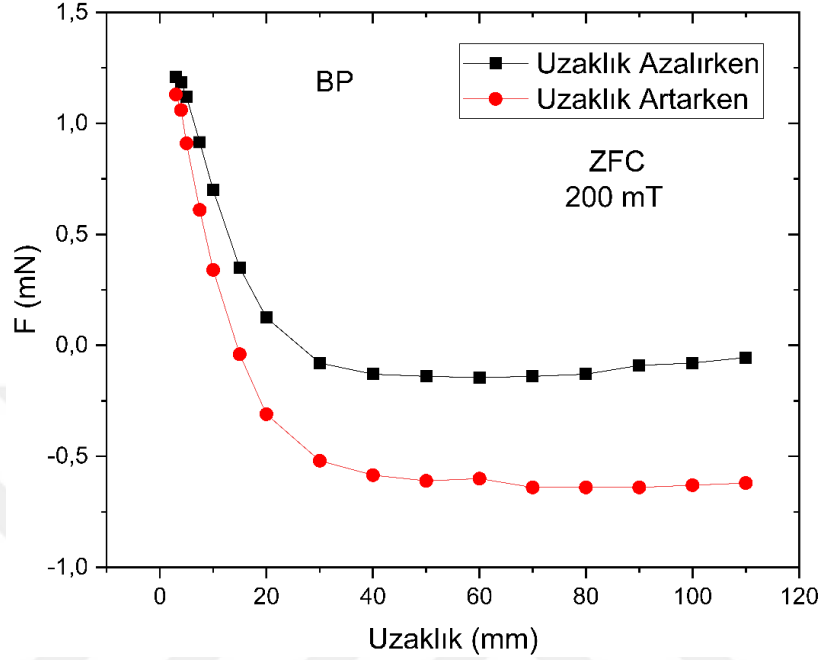
Şekil 4.18. Y123 süperiletkeni için 77K de FC altındaki kuvvet uzaklık grafiği (Chan-Joong Kim, 2019)

Şekil 1, FC altında 77K de süperiletkenin kuvvet-uzaklık eğrisini göstermektedir. Kuvvetin negatif bölgede görünmesinin sebebi, süperiletken malzeme FC altında soğutulduğundan, kullanılan PM'nin manyetik alanının mıknatısı çeken süperiletken içerisinde hapsolmesidir.

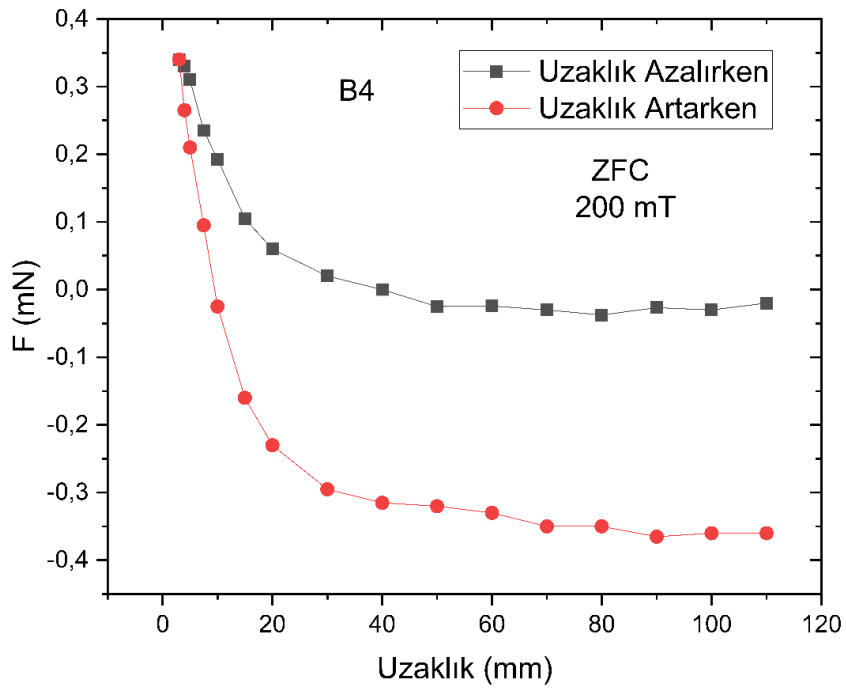
Ana yapısı SmCaCuO olan seramik süperiletken malzemelerin 77 K'de sıvı azot ortamında, alansız soğutma (ZFC) ve alanlı soğutma (FC) etkisinde kuvvet mesafe ölçümleri alınmıştır. Yüksek sıcaklık süperiletken (HTS) seramiğin PM'ye yaklaşırken ve uzaklaşırken, manyetik kaldırma kuvvetinin uzaklık ile değişimi eğrileri Şekil 4.19-4.55 de verilmektedir. Kalıcı mıknatısa süperiletkenin en fazla yaklaşma mesafesi 1 mm olup ölçüm sistemin izin verdiği en uzak mesafe ise 110 mm'dir. Levitasyon ölçümlerinde kullanılan PM'lerin magnet değerleri sırasıyla 200 mT, 300 mT ve 470 mT'dir. Üretilen malzemelerin tamamı Şekil 4.1-4.34 'den de görüleceği üzere histeretik davranış göstermiştir.

4.5.1 ZFC altında katkıya bağlı ölçümler

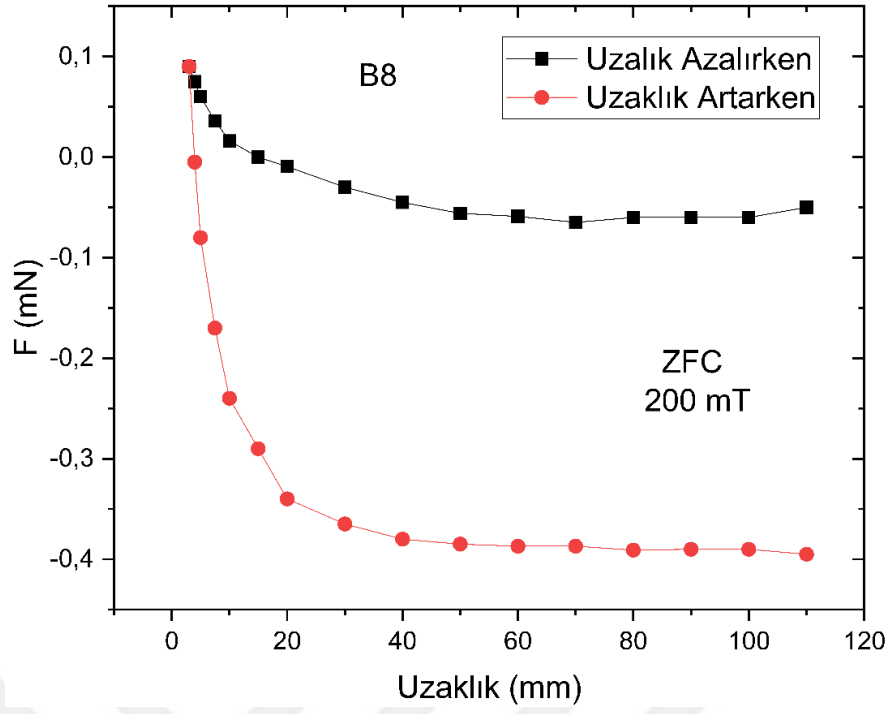
4.5.1.1 200 mT'da alınan ölçümler



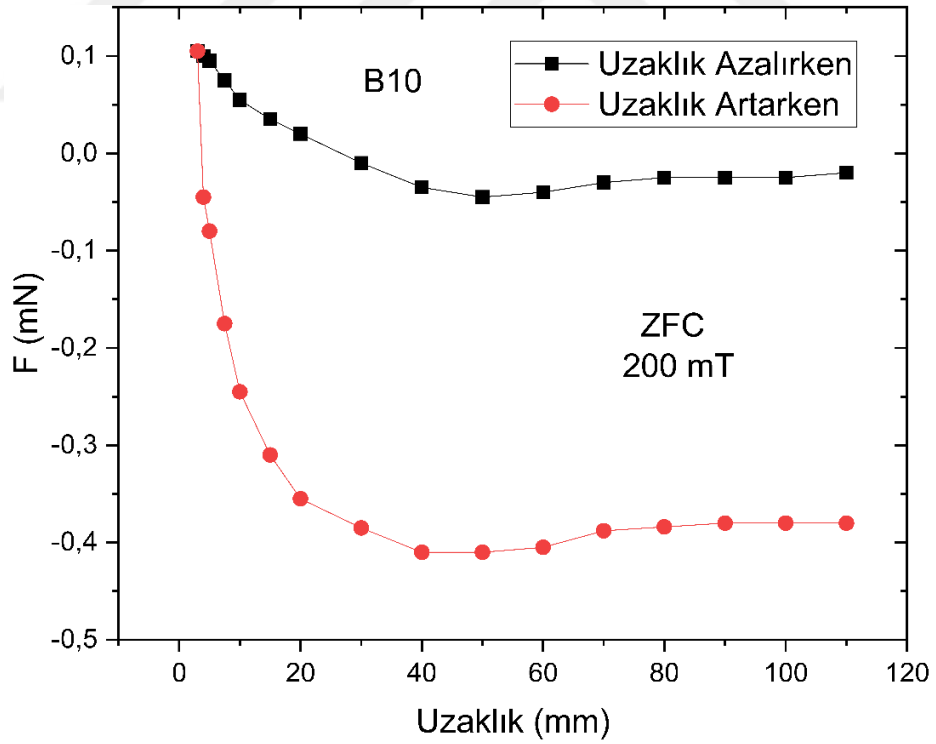
Şekil 4.19. BP numunesinin 200 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



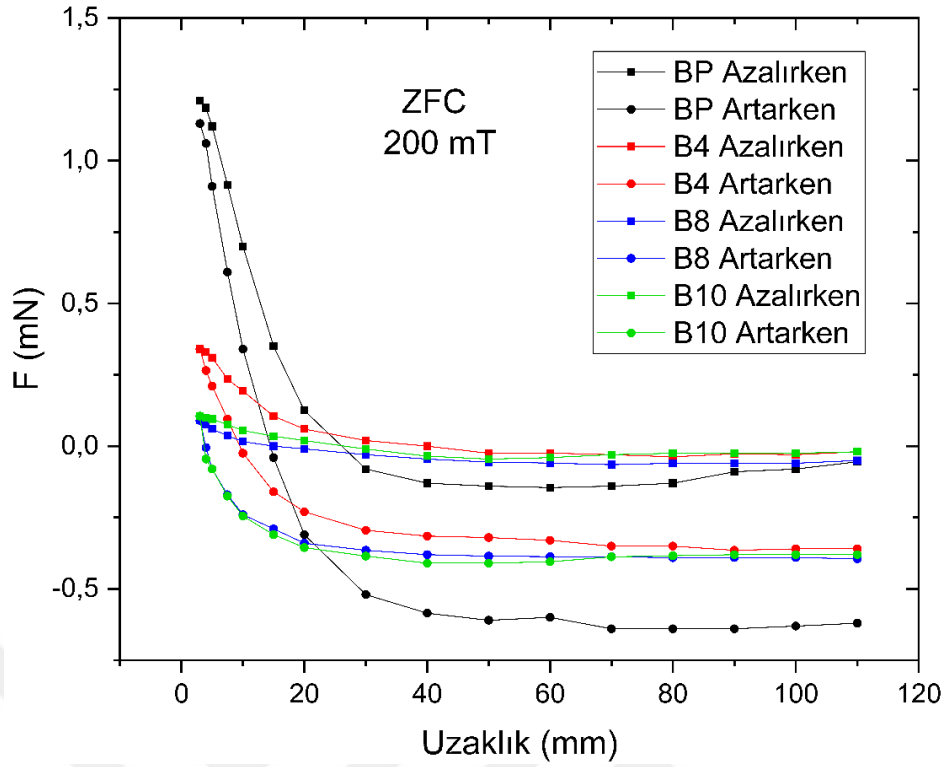
Şekil 4.20. B4 numunesinin 200 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



Şekil 4.21. B8 numunesinin 200 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



Şekil 4.22. B10 numunesinin 200 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

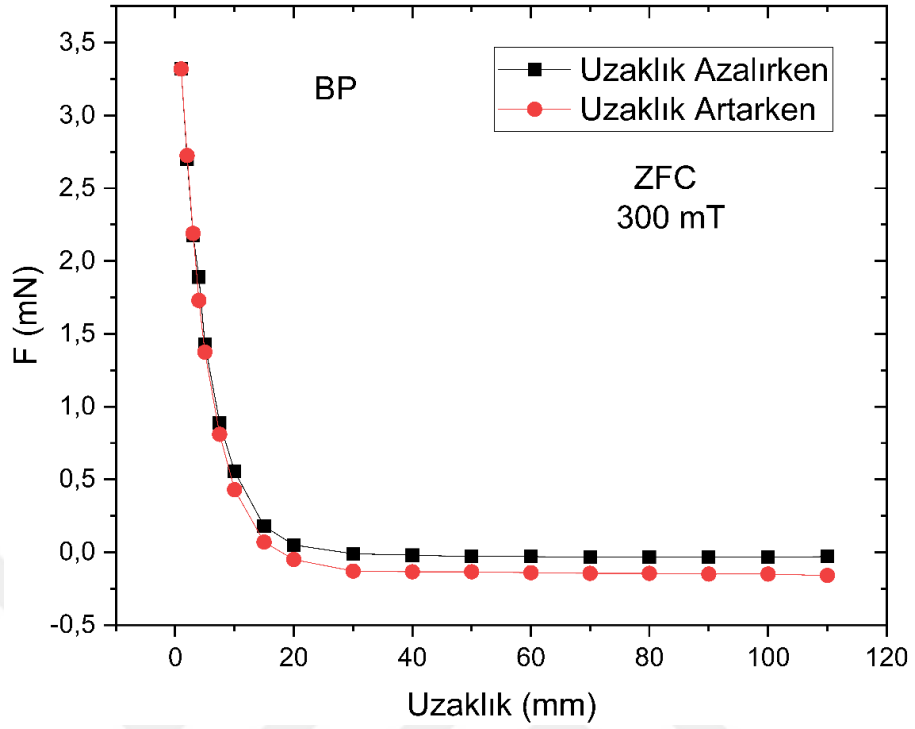


Şekil 4.23. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 200 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

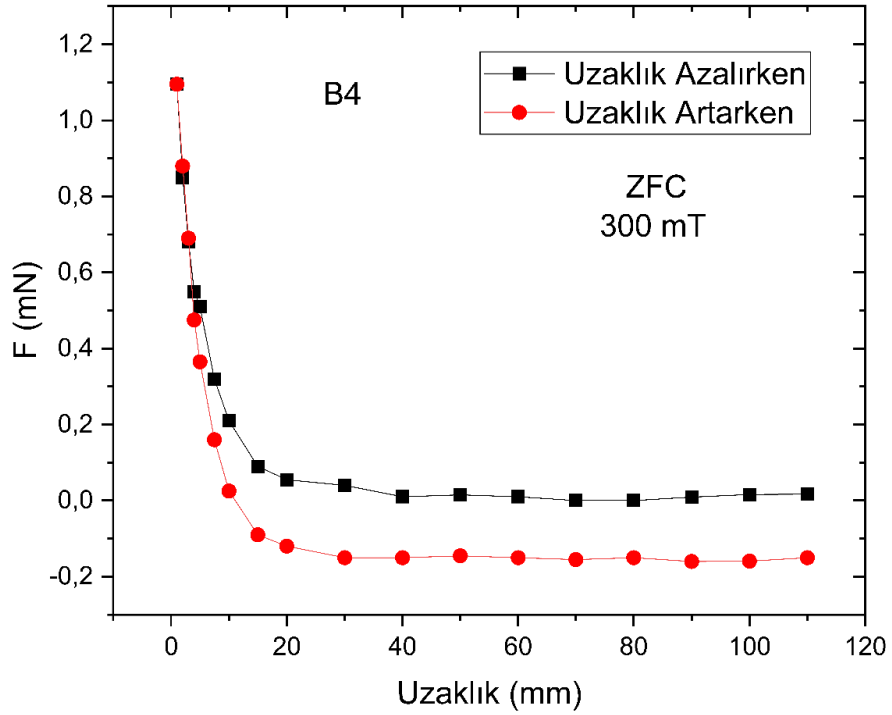
Şekil 4.19-4.22’de ZFC altında 200 mT’da, katı hal reaksiyon yöntemiyle üretilen BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin PM’ye yaklaşırken ve uzaklaşırken ölçülen manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri görülmektedir. Şekil 4.23’de ise ZFC altında 200 mT’da numunelerin manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri toplu olarak verilmiştir. Grafiklerden görüleceği üzere 110-40 mm aralığında uzaklık 40 mm mesafeye düşünceye kadar levitasyon kuvvetinde bariz bir değişim görülmemektedir. Esas değişim 40-1 mm ölçüm aralığında olmuştur. 200 mT’da alınan ölçümlerde en büyük levitasyon kuvveti $F_z = 1,25$ mN olarak BP numunesinde görülmüştür. Katkının artmasıyla ölçülen levitasyon değeri azalmaktadır.

Shlyk vd. Eritme-Yönlendirme yöntemi kullanarak ürettikleri YBCO süperiletkene farklı oranlarda Li ve Ni katkılanması yaparak ürettikleri süperiletkenin 77K de alansız soğutma (ZFC) altında manyetik levitasyon değerlerini araştırmışlardır. Katkısız, Li katkılı ve Ni katkılı YBCO süperiletkenlerin levitasyon değerlerini sırasıyla 45 N, 60 N ve 53 N olarak bulmuşlardır (Shlyk vd., 2003).

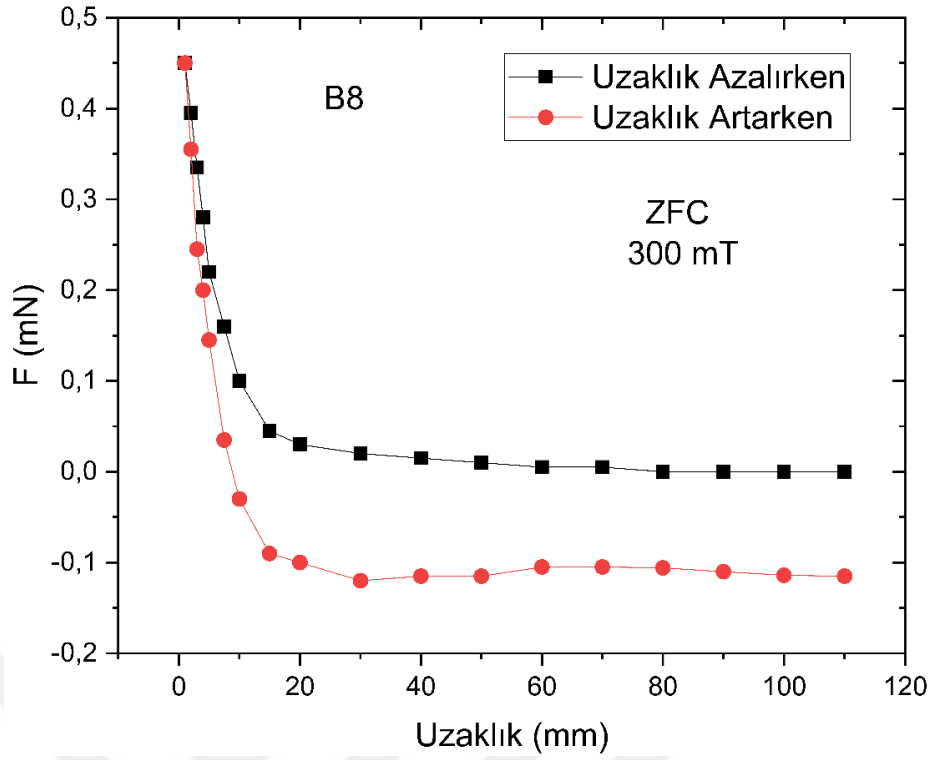
4.5.1.2 300 mT' da alınan ölçümler



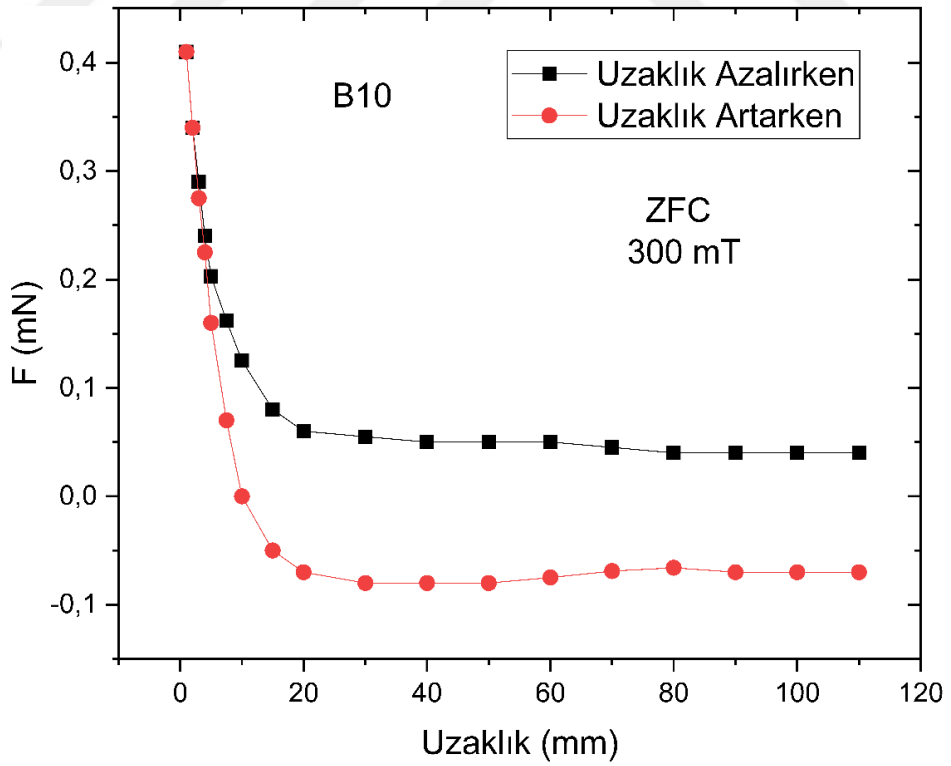
Şekil 4.24. BP numunesinin 300 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



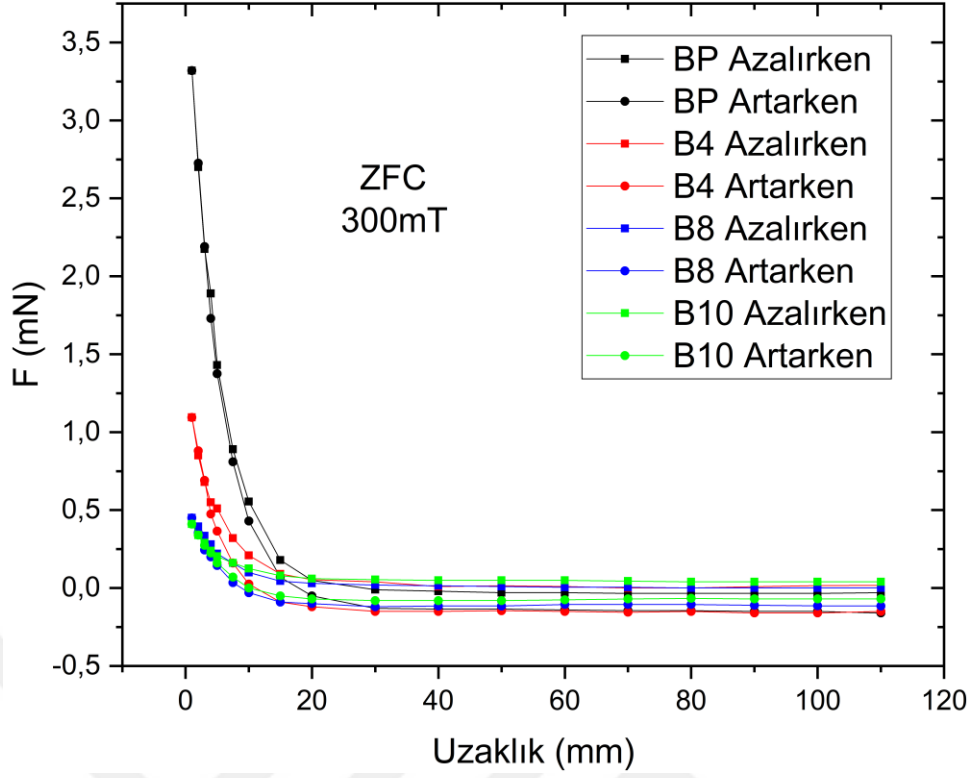
Şekil 4.25. B4 numunesinin 300 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



Şekil 4.26. B8 numunesinin 300 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



Şekil 4.27. B10 numunesinin 300 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

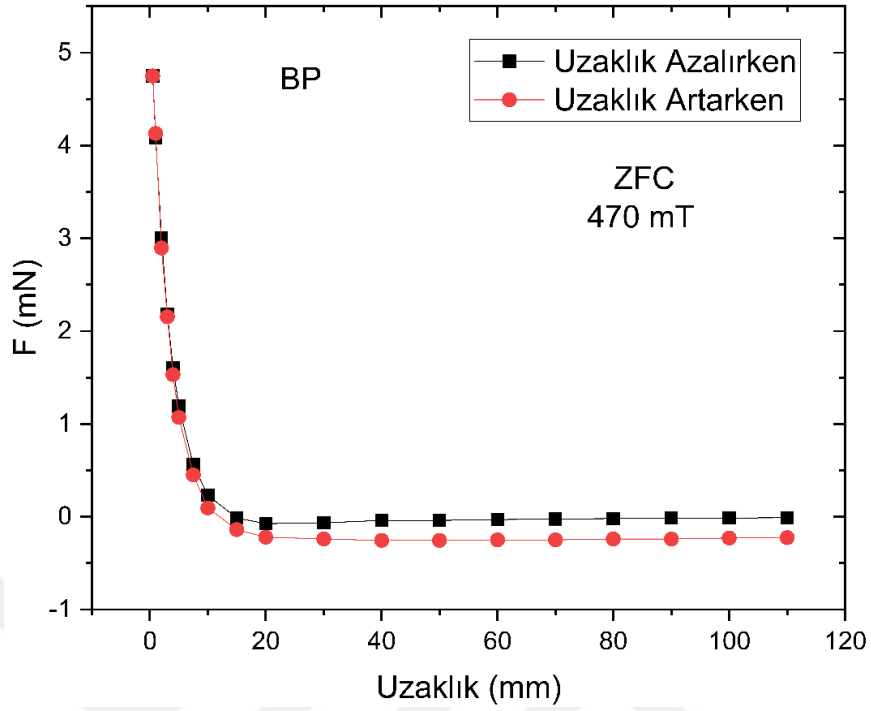


Şekil 4.28. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 300 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

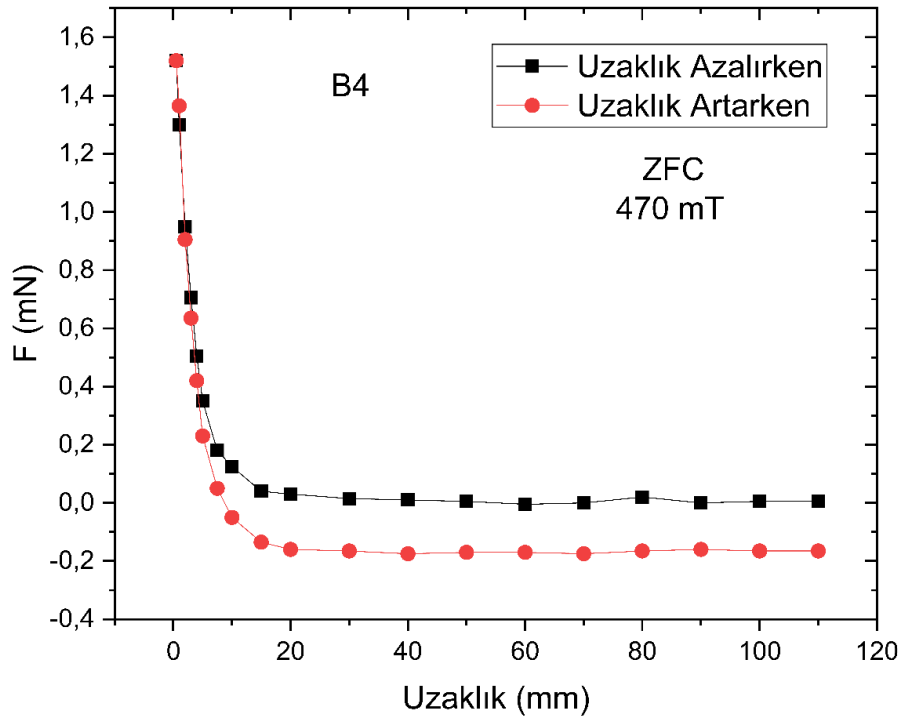
Şekil 4.24-4.27'de ZFC altında 300 mT'da, katı hal reaksiyon yöntemiyle üretilen BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin PM'ye yaklaşırken ve uzaklaşırken ölçülen manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri görülmektedir. Şekil 4.28'de ise ZFC altında 300 mT'da numunelerin manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri toplu olarak verilmiştir. Grafiklerden görüleceği üzere 110-20 mm aralığında uzaklık 20 mm mesafeye düşünceye kadar levitasyon kuvvetinde bariz bir değişim görülmemektedir. Esas değişim 20-1 mm ölçüm aralığında olmuştur. 300 mT'da alınan ölçümlerde en büyük levitasyon kuvveti $F_z = 3,30$ mN olarak BP numunesinde görülmüştür. Katkının artmasıyla ölçülen levitasyon değeri azalmaktadır.

Yang vd. tohumlama yöntemi kullanarak YBCO süperiletken üretmişlerdir. Tohum olarak NdBaCuO kullanılmıştır. Üretilen YBCO süperiletken tabletin çapı 30 mm kalınlığı ise 12 mm'dir. Levitasyon ölçümleri 77 K sıcaklıkta alan altında soğutma (FC) ile yapılmıştır. Ölçülen en büyük kuvvet değeri 7 cm'de 74 N, en küçük kuvvet değeri ise 0,8 cm'de 48 N olarak rapor edilmiştir (Yang vd., 2003).

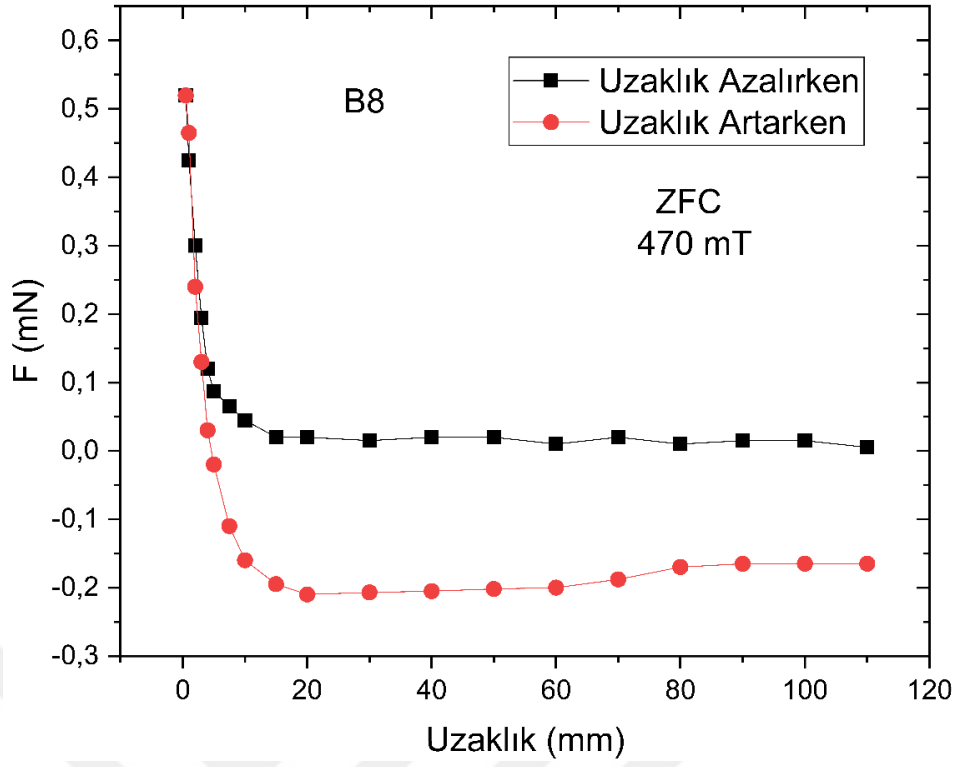
4.5.1.3 470 mT' da alınan ölçümler



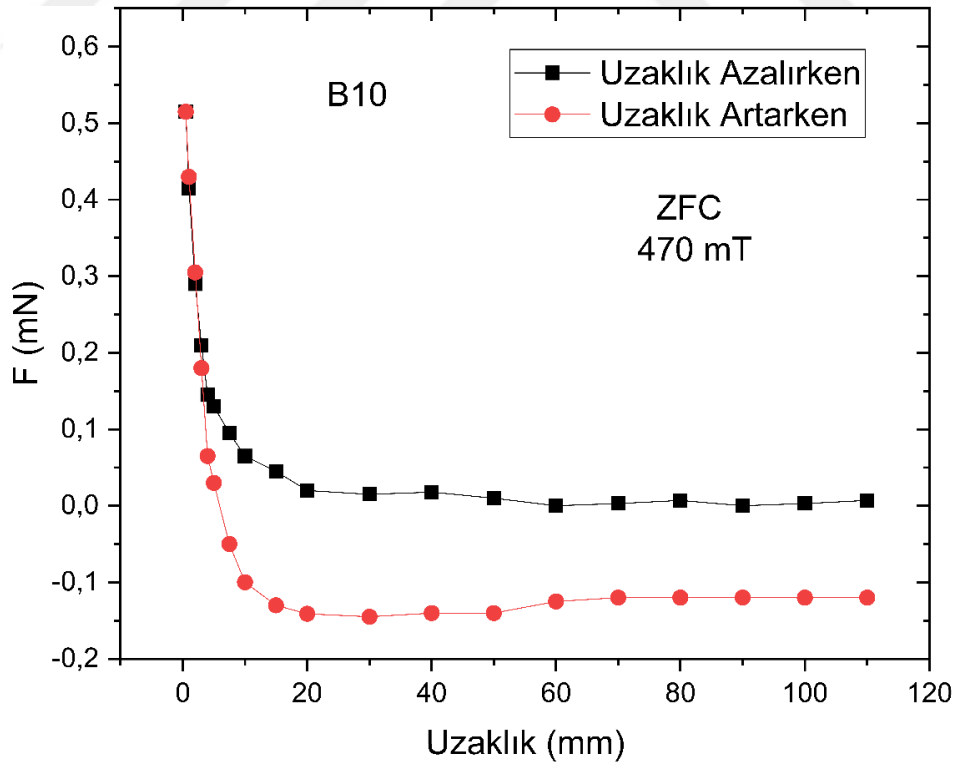
Şekil 4.29. BP numunesinin 470 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



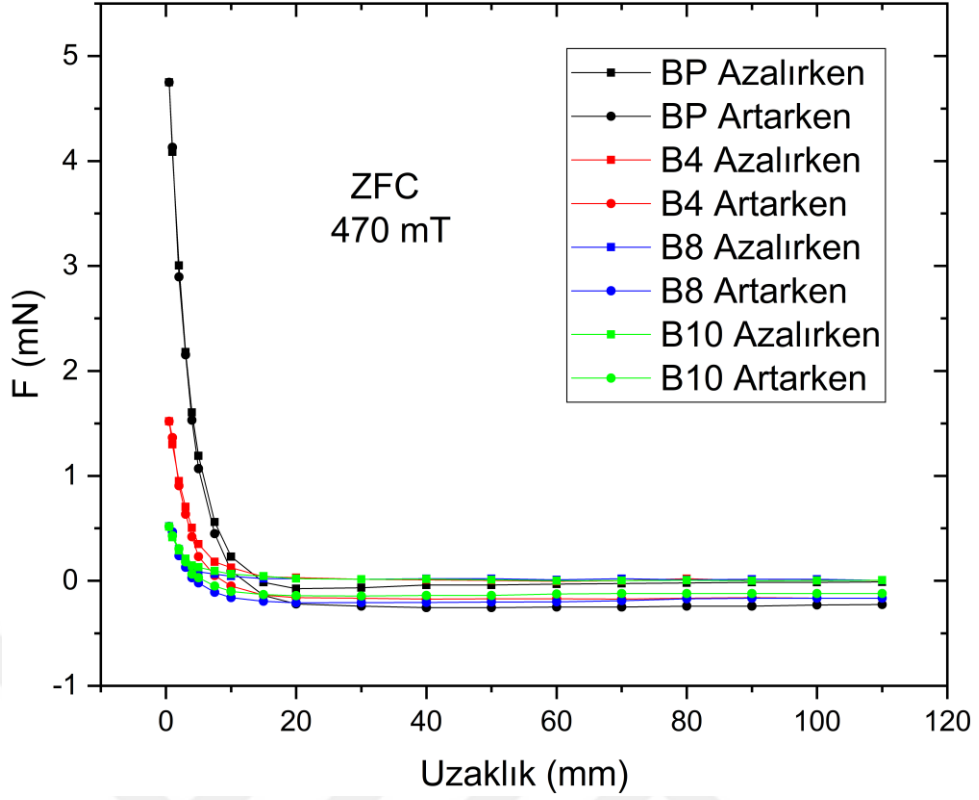
Şekil 4.30. B4 numunesinin 470 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



Şekil 4.31. B8 numunesinin 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



Şekil 4.32. B10 numunesinin 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



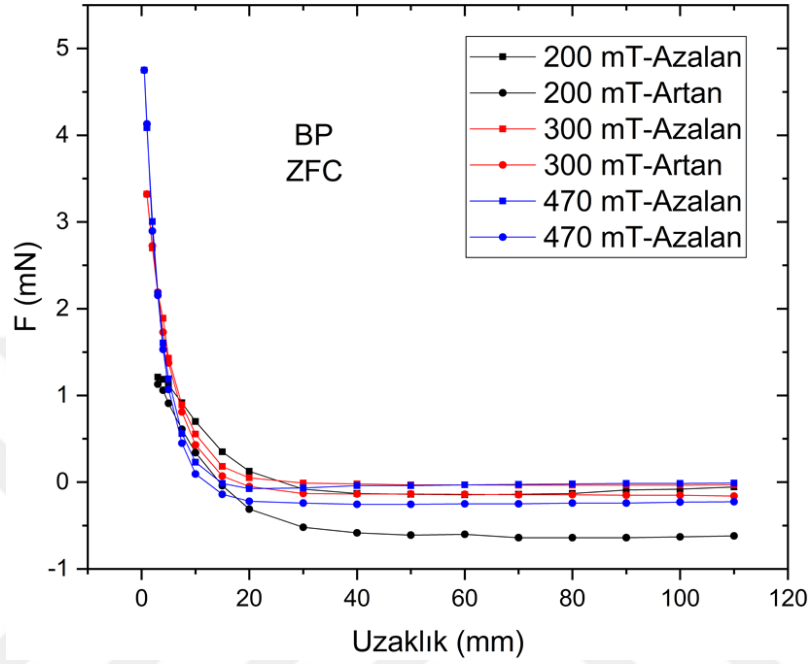
Şekil 4.33. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 470 mT'da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

Şekil 4.29-4.32'de ZFC altında 470 mT'da, katı hal reaksiyon yöntemiyle üretilen BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin PM'ye yaklaşırken ve uzaklaşırken ölçülen manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri görülmektedir. Şekil 4.33'de ise ZFC altında 470 mT'da numunelerin manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri toplu olarak verilmiştir. Grafiklerden görüleceği üzere 110-20 mm aralığında uzaklık 20 mm mesafeye düşünceye kadar levitasyon kuvvetinde bariz bir değişim görülmemektedir. Esas değişim 20-1 mm ölçüm aralığında olmuştur. 470 mT'da alınan ölçümlerde en büyük levitasyon kuvveti $F_z = 4,80$ mN olarak BP numunesinde görülmüştür.

Nano-bor katkısının artmasıyla ölçülen levitasyon değeri azalmaktadır. Bu azalma numunelerde oluşan tane sınırları arasındaki zayıf bağlar, çatlaklar ve tane boyutunun (grain) küçülmesiyle açıklanabilir. Ayrıca alınan tüm ölçümlerde (Şekil 4.1-4.15) katkının artmasıyla beraber levitasyon eğrilerinde, yaklaşma eğrisiyle uzaklaşma eğrisi arasında oluşan bölgenin (karın bölgesi) büyüklüğünde azalma görülmüştür. Bu azalmanın sebebi numune içerisindeki tuzaklama merkezlerinin (pinning center)

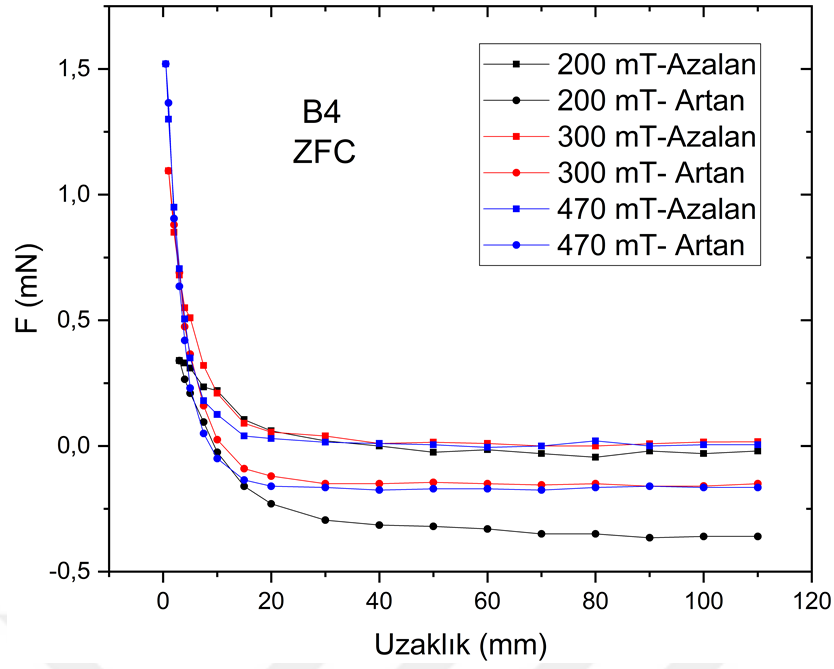
sayısının veya çapının azalmasından dolayı oluşan zayıf akı tuzaklaması olarak düşünülebilir. Bu da çekici kuvvetin azalması anlamına gelir.

4.5.2 ZFC altında dış manyetik alana bağlı ölçümler



Şekil 4.34. BP numunesinin 200 mT’da, 300 mT’da ve 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

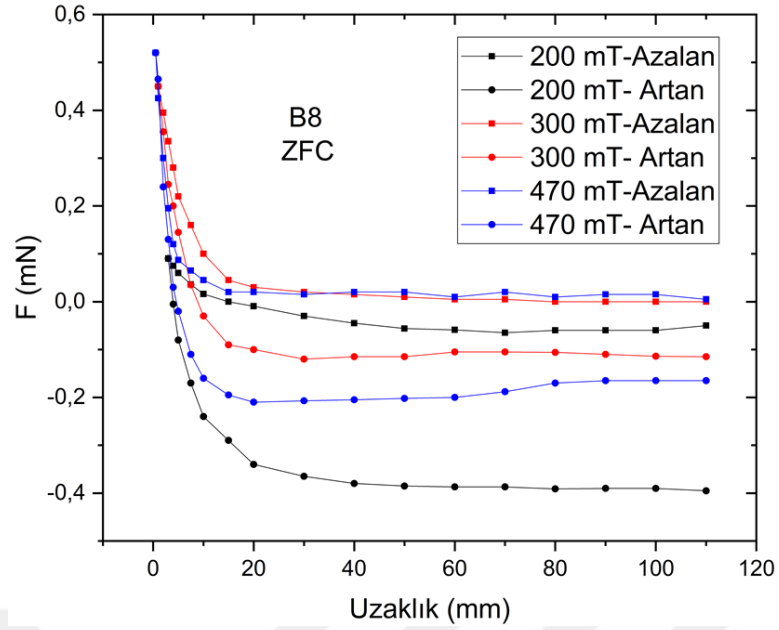
Şekil 4.34’de görüldüğü üzere dış manyetik alanın artmasıyla BP numunesine ait levitasyon kuvveti artmıştır. En yüksek levitasyon kuvveti 470 mT’da $F_z = 4,80$ mN’ dur. Buna karşın artan dış manyetik alanla beraber malzemedeki çekici kuvvetin azaldığı görülmüştür.



Şekil 4.35. B4 numunesinin 200 mT’da, 300 mT’da ve 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

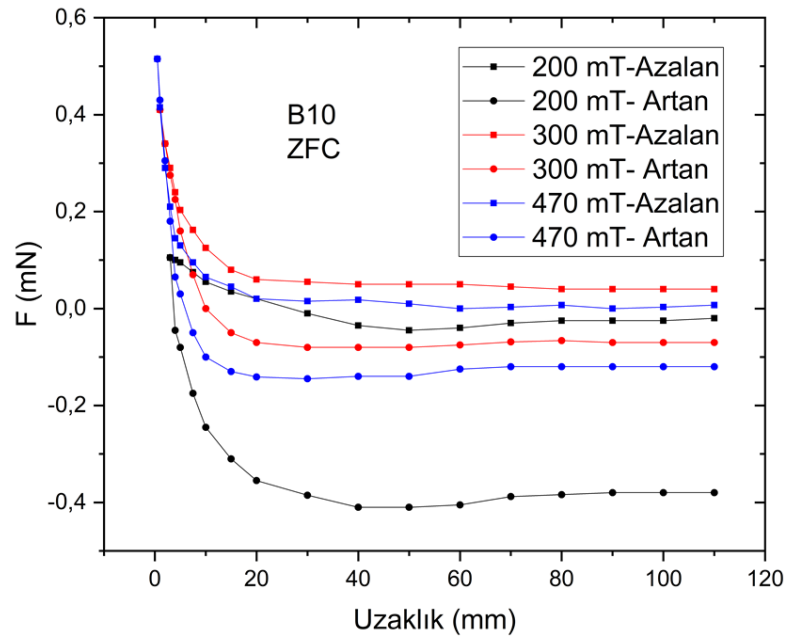
Şekil 4.35’de görüldüğü üzere dış manyetik alanın artmasıyla B4 numunesine ait levitasyon kuvveti artmıştır. En yüksek levitasyon kuvveti 470 mT’da $F_z = 1,50 \text{ mN}$ ’dur. Buna karşın artan dış manyetik alanla beraber malzemedeki çekici kuvvetin azaldığı görülmüştür.

Liu vd. eritme-büyütme yöntemi kullanarak 50 mm çapta 12 mm kalınlıkta ve 30 mm çapta 18 mm kalınlıkta 2 adet YBCO süperiletken üretmişlerdir. Levitasyon ölçümlerinde 3 farklı kalıcı mıknatıs (PM) kullanılmıştır. Bunların manyetik alan değerleri 1. ve 2. PM için 36,5 MGOe 3. PM için ise 42,7 MGOe’dir. Ölçümler FC ve ZFC altında yapılmıştır. ZFC altında alınan levitasyon verileri 50 mm ve 30 mm çaptaki numuneler için sırasıyla 98 N ve 70 N’dur (Liu vd., 2008).



Şekil 4.36. B8 numunesinin 200 mT’da, 300 mT’da ve 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

Şekil 4.36’da görüldüğü üzere dış manyetik alanın artmasıyla B8 numunesine ait levitasyon kuvveti artmıştır. En yüksek levitasyon kuvveti 470 mT’da $F_z = 0,58$ mN’dur. Buna karşın artan dış manyetik alanla beraber malzemedeki çekici kuvvetin azaldığı görülmüştür.



Şekil 4.37. B10 numunesinin 200 mT’da, 300 mT’da ve 470 mT’da ZFC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

Şekil 4.37'de görüldüğü üzere dış manyetik alanın artmasıyla B10 numunesine ait levitasyon kuvveti artmıştır. En yüksek levitasyon kuvveti 470 mT'da $F_z = 0,58$ mN'dur. Buna karşın artan dış manyetik alanla beraber malzemedeki çekici kuvvetin azaldığı görülmüştür.

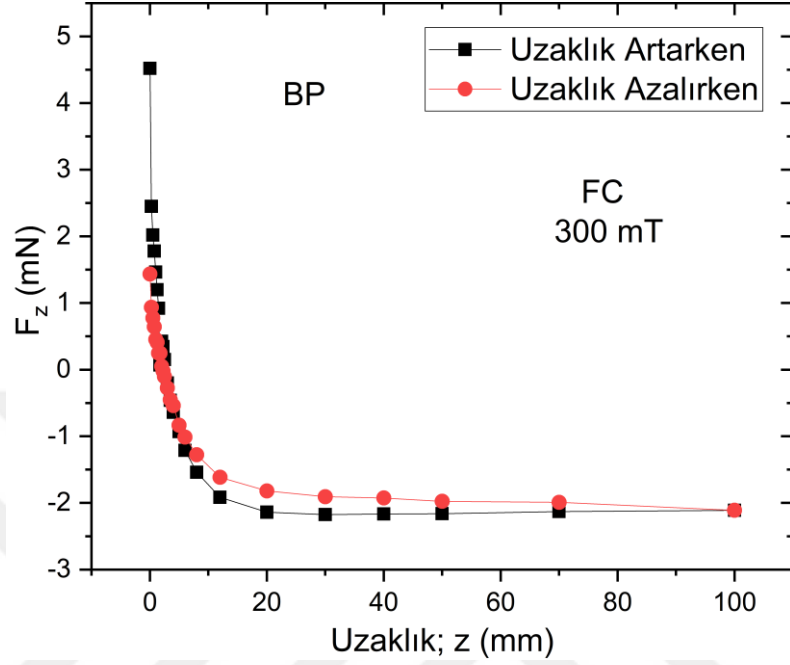
Şekil 4.34-4.37'de ZFC altında katı hal reaksiyon yöntemiyle üretilen BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin her birinin 200 mT'da, 300 mT'da ve 470 mT'da, PM'ye yaklaşırken ve uzaklaşırken ölçülen manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri görülmektedir. Her PM değeri için en büyük levitasyon kuvveti BP numunesinde görülmüştür.

Tüm numunelerde dış manyetik alanın artışına bağlı olarak levitasyon kuvvetlerinde artış gözlenmiştir. $F = m \cdot dH/dx$ denklemine göre dH/dx 'in artmasıyla doğal olarak manyetik levitasyon kuvveti de artacaktır.

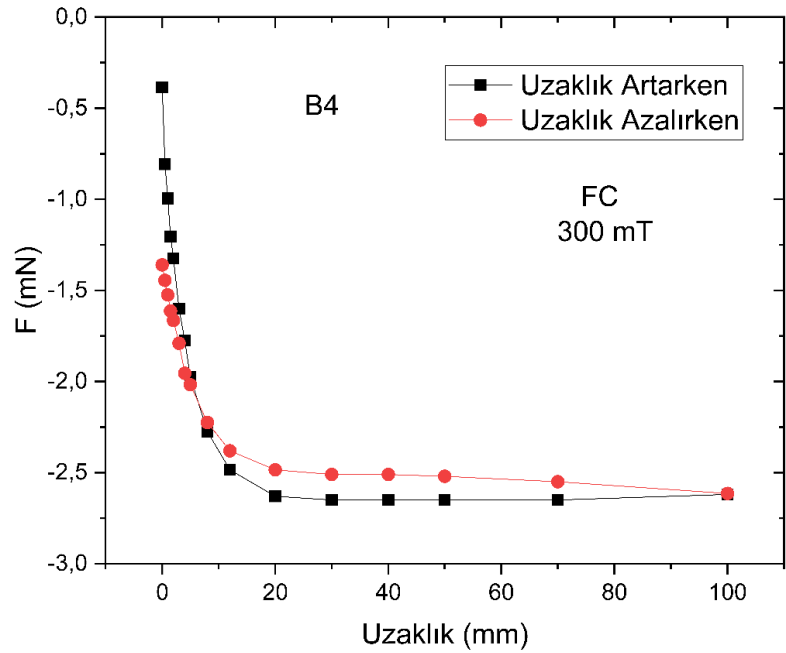
Wang vd. üstten tohumlama yöntemi kullanarak SmBCO süperiletken üretmişlerdir. Üretilen süperiletkenin nominal kompozisyonu ($Sm_2O_3 + 1,2BaCuO_2$) + x olarak verilmiştir. Tohum olarak CeO_2 kullanılmış ve ana yapıya ağırlıkça $x = 0,5, 1,0, 2,5$ olarak tohumlanmıştır. Numunelerin çapı 20 mm kalınlığı ise 10 mm'dir. Levitasyon ölçümlerinde farklı alan değerlerindeki PM'ler kullanılmıştır. Bu değerler 0,2 T, 0,4 T, 0,6 T, 0,8 T, 1,0 T, 1,2 T, 1,4 T, 1,6 T olarak verilmiştir. En yüksek levitasyon değeri FC altında kütlece $x = 0,5$ olan numunede 1,2 T dış manyetik alan değerinde 87 N olarak rapor edilmiştir (Wang vd., 2017).

4.5.3 FC altında katkıya bağlı ölçümler

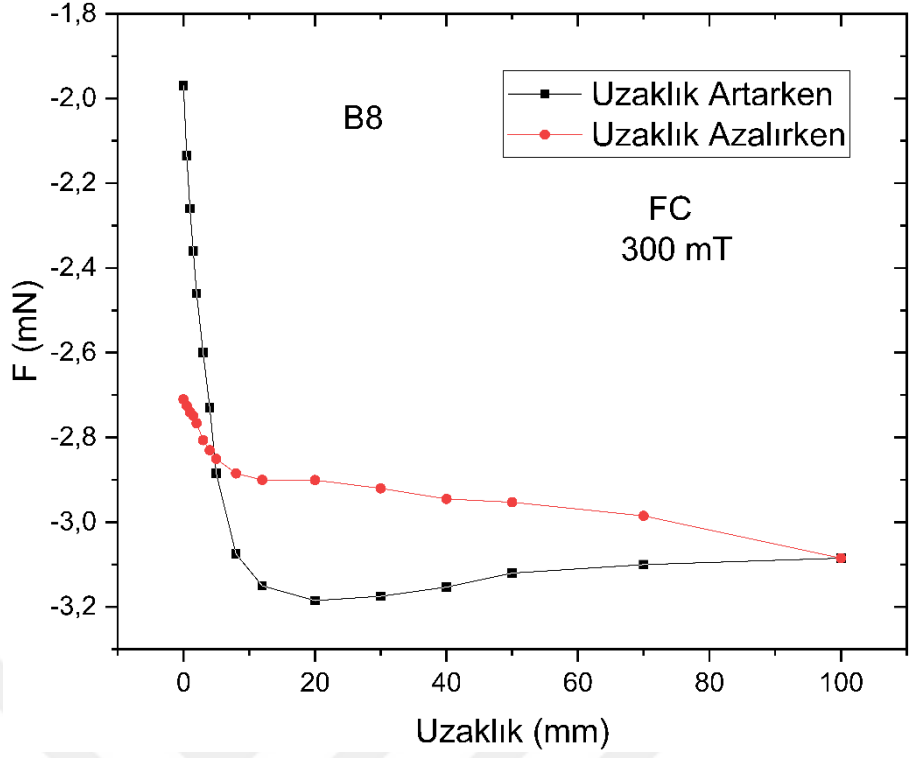
4.5.3.1 300 mT' da alınan ölçümler



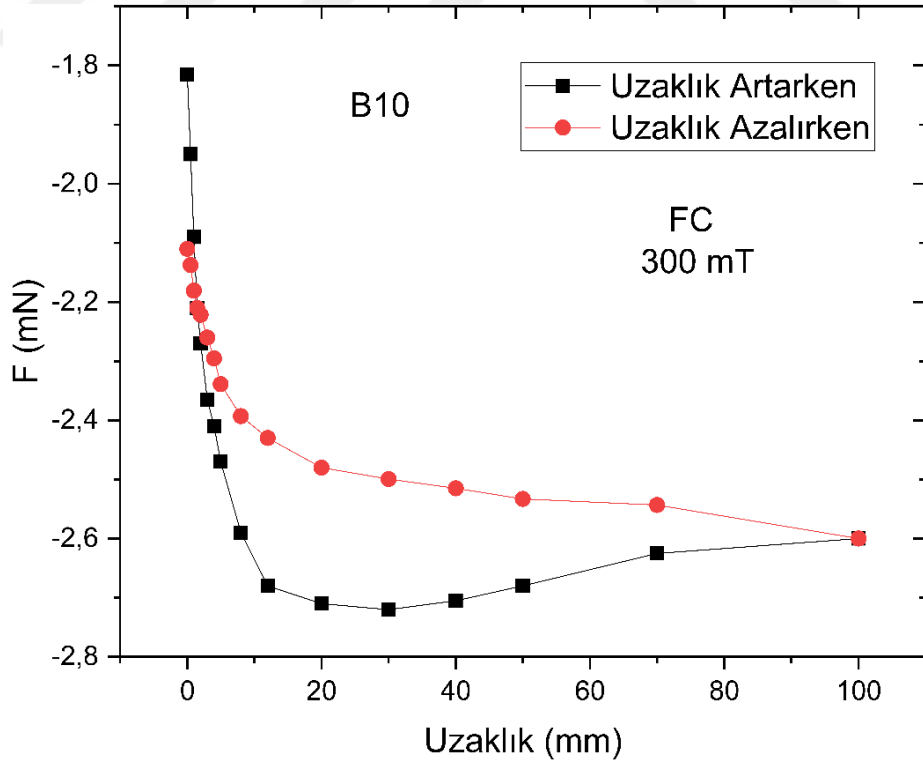
Şekil 4.38. BP numunesinin 300 mT'da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



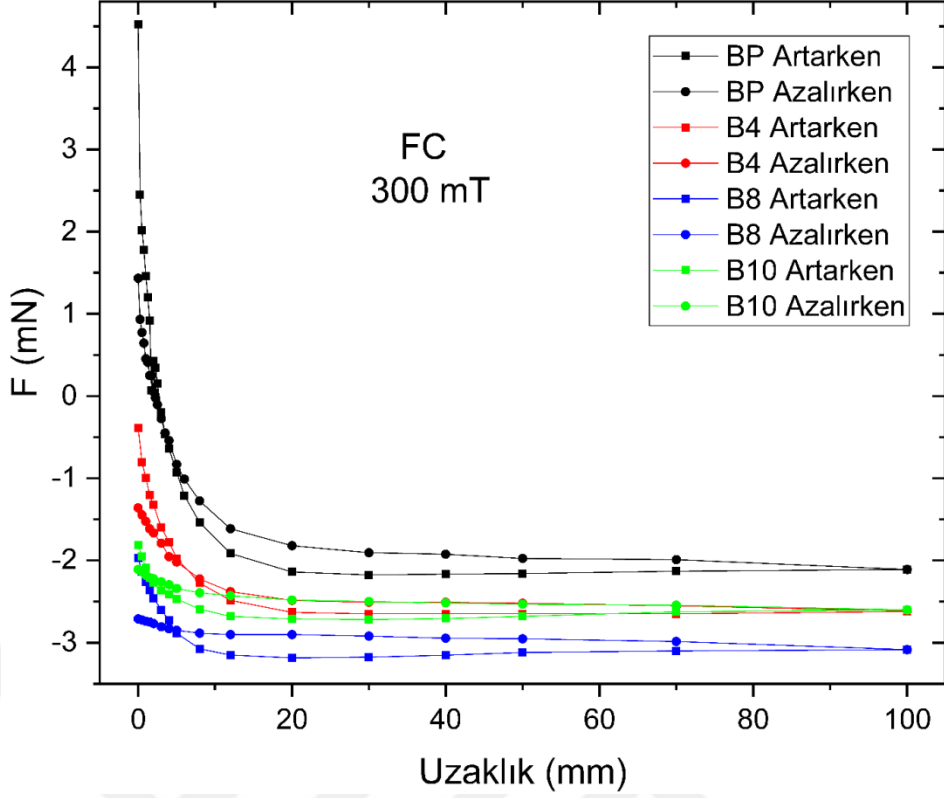
Şekil 4.39. B4 numunesinin 300 mT'da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



Şekil 4.40. B8 numunesinin 300 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



Şekil 4.41. B10 numunesinin 300 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



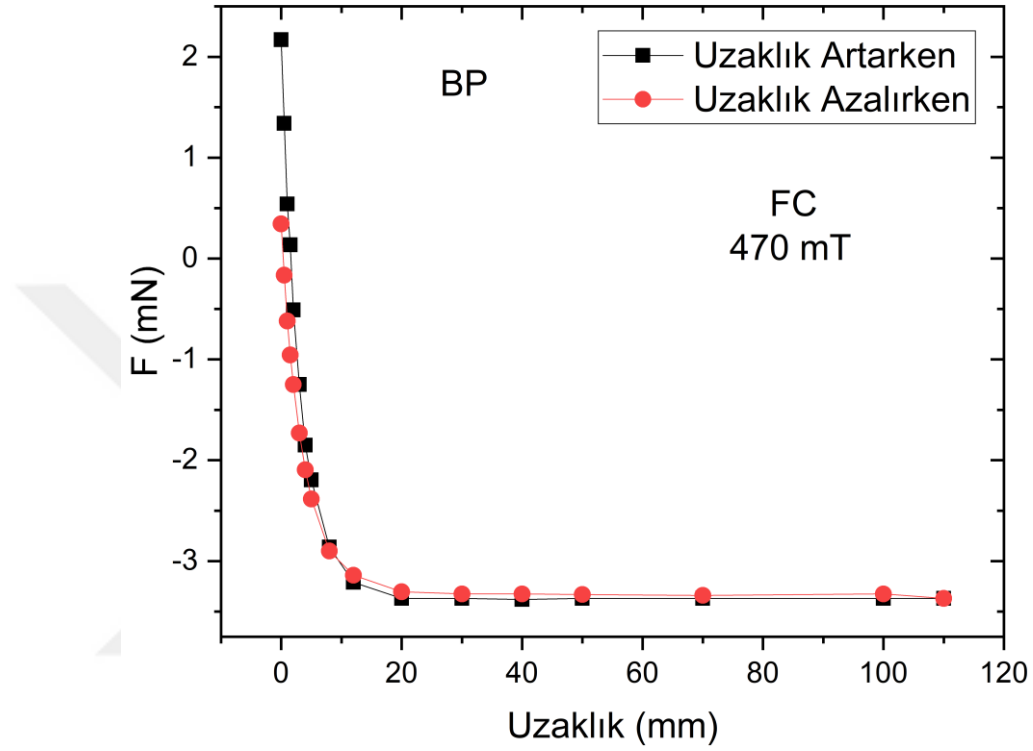
Şekil 4.42. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 300 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

Şekil 4.38-4.41’de FC altında 300 mT’da, katı hal reaksiyon yöntemiyle üretilen BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin PM’den uzaklaşırken ve yaklaşırken ölçülen manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri görülmektedir. Şekil 4.42’de ise FC altında 300 mT’da numunelerin manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri toplu olarak verilmiştir. Grafiklerden görüleceği üzere 0-15 mm aralığında kuvvet dramatik bir değişim göstermektedir. 15 mm den sonra 100 mm’e kadar levitasyon kuvvetinde bariz bir değişim görülmemektedir. 300 mT’da alınan ölçümlerde en büyük itici kuvvet ($F_z = 4,5$ mN) BP numunesinde görülürken en büyük çekici kuvvet ($F_z = -1,8$ mN) B10 numunesinde görülmüştür.

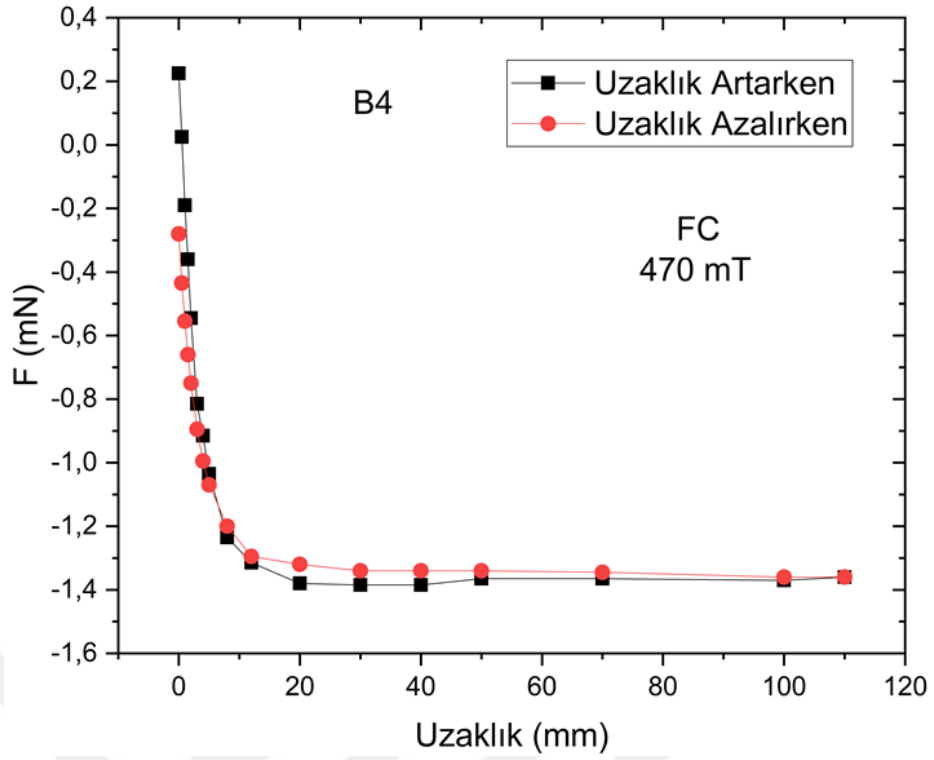
Liu vd. eritme-büyütme yöntemi kullanarak 50 mm çapta 12 mm kalınlıkta ve 30 mm çapta 18 mm kalınlıkta 2 adet YBCO süperiletken üretmişlerdir. Levitasyon ölçümlerinde 3 farklı kalıcı mıknatıs (PM) kullanmışlardır. Bunların manyetik alan değerleri 1. ve 2. PM için 36,5 MGOe 3. PM için ise 42,7 MGOe’dir. Ölçümler FC ve ZFC altında yapılmıştır. FC altında alınan levitasyon verileri PM ve HTS arasındaki başlangıç mesafesine göre iki durumda yapılmıştır. Mesafe 37 mm iken 50 mm ve 30

mm çaptaki numunelerin kuvvet değerleri sırasıyla 87 N ve 58 N'dur. Mesafe 27 mm iken 50 mm ve 30 mm çaptaki numunelerin kuvvet değerleri sırasıyla 81 N ve 49 N'dur (Liu vd., 2008).

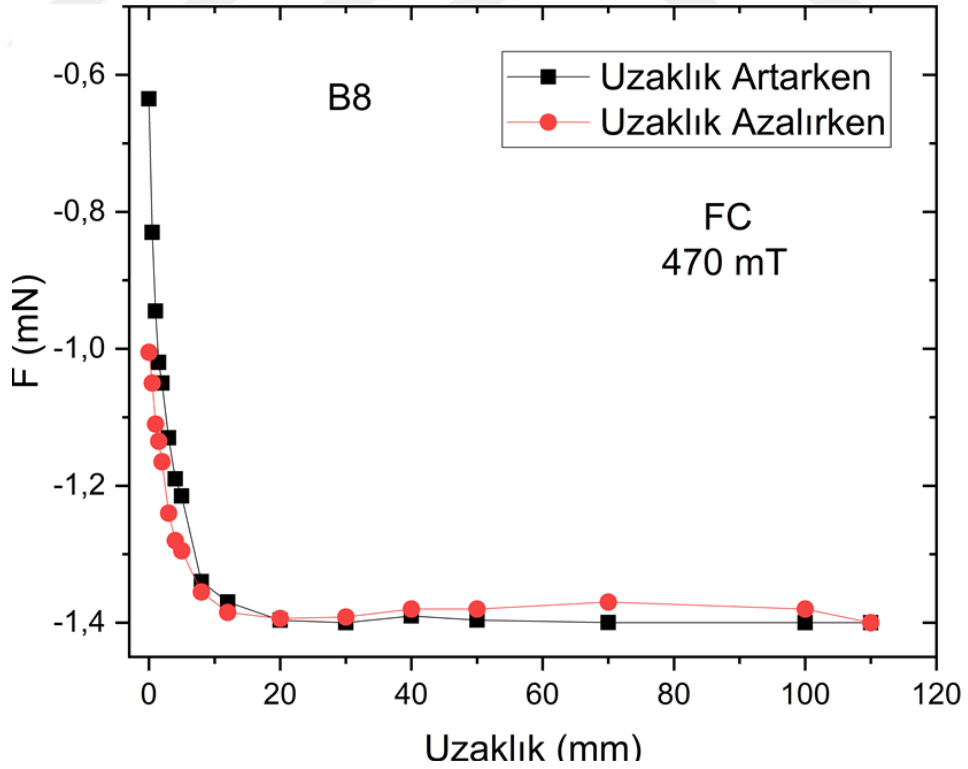
4.5.3.2 470 mT' da alınan ölçümler



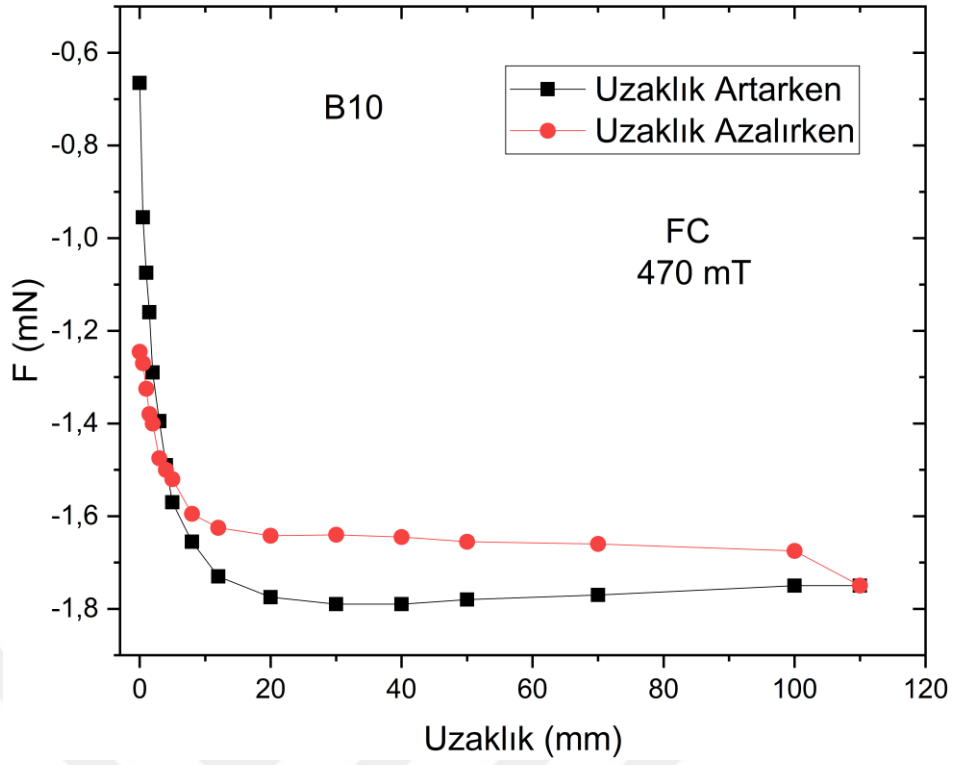
Şekil 4.43. BP numunesinin 470 mT'da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



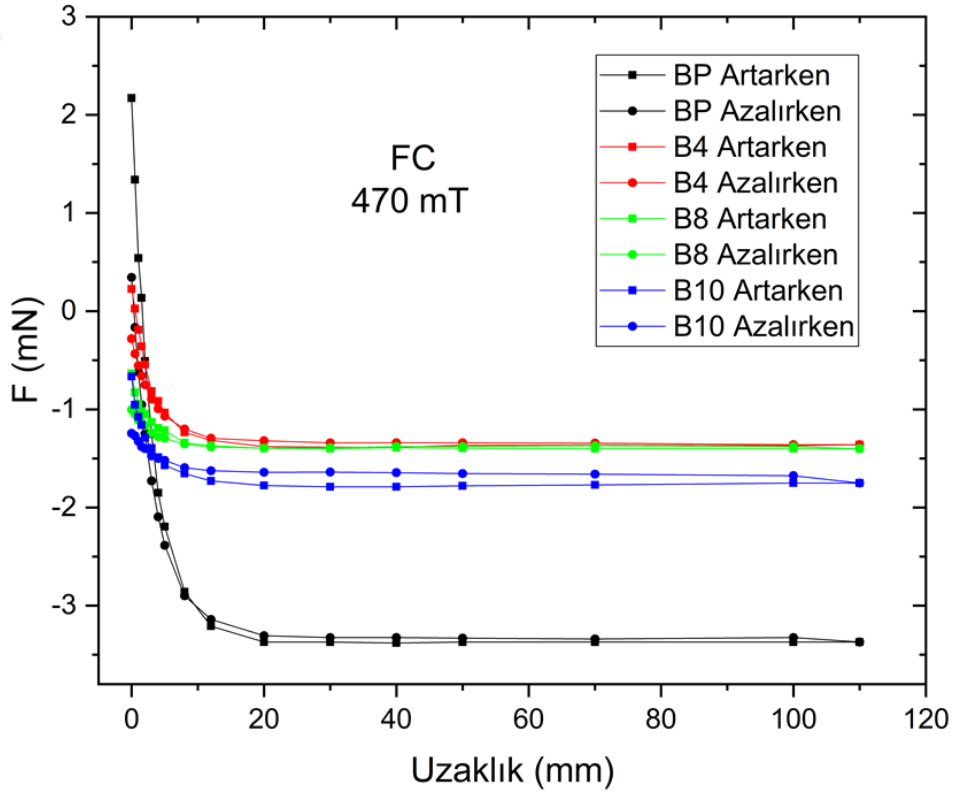
Şekil 4.44. B4 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



Şekil 4.45. B8 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi



Şekil 4.46. B10 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

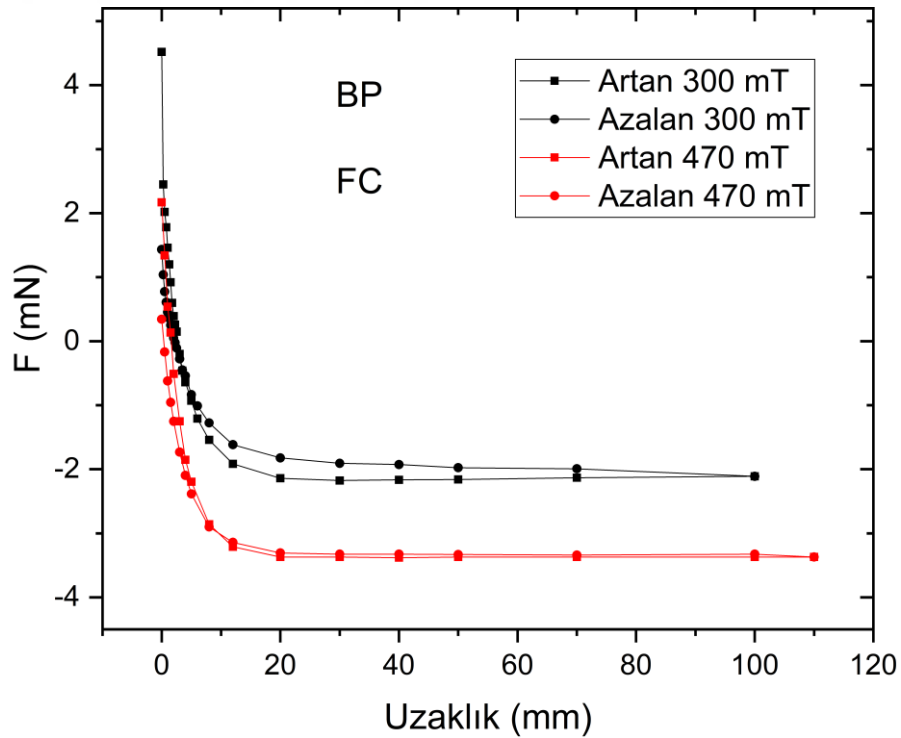


Şekil 4.47. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

Şekil 4.43-4.46'da FC altında 470 mT'da, katı hal reaksiyon yöntemiyle üretilen BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin PM'den uzaklaşırken ve yaklaşırken ölçülen manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri görülmektedir. Şekil 4.47'de ise FC altında 470 mT'da numunelerin manyetik levitasyon-uzaklık eğrileri toplu olarak verilmiştir. Grafiklerden görüleceği üzere 0-20 mm aralığında kuvvet dramatik bir değişim göstermektedir. 20 mm den sonra 100 mm'e kadar levitasyon kuvvetinde bariz bir değişim görülmemektedir. 470 mT'da alınan ölçümlerde en büyük itici kuvvet ($F_z = 2,2$ mN) BP numunesinde görülürken en büyük çekici kuvvet ($F_z = -0,6$ mN) B10 numunesinde görülmüştür.

Savaskan vd. katı hal reaksiyon yöntemi kullanarak 18 mm çapında 5 mm kalınlığında MgB_2 süperiletken üretmişlerdir. Numune üzerinde FC altında 33 K ve 37 K de levitasyon ölçümleri yapılmıştır. Ölçümde kullanılan PM 0,64 T'dır. FC işleminde soğutma uzaklığı 10 mm, 20 mm ve 77 mm'dir. Rapor edilen en yüksek levitasyon değeri, 33 K sıcaklığında 77 mm soğutma uzaklığında 28,5 N'dur (Savaskan vd., 2020).

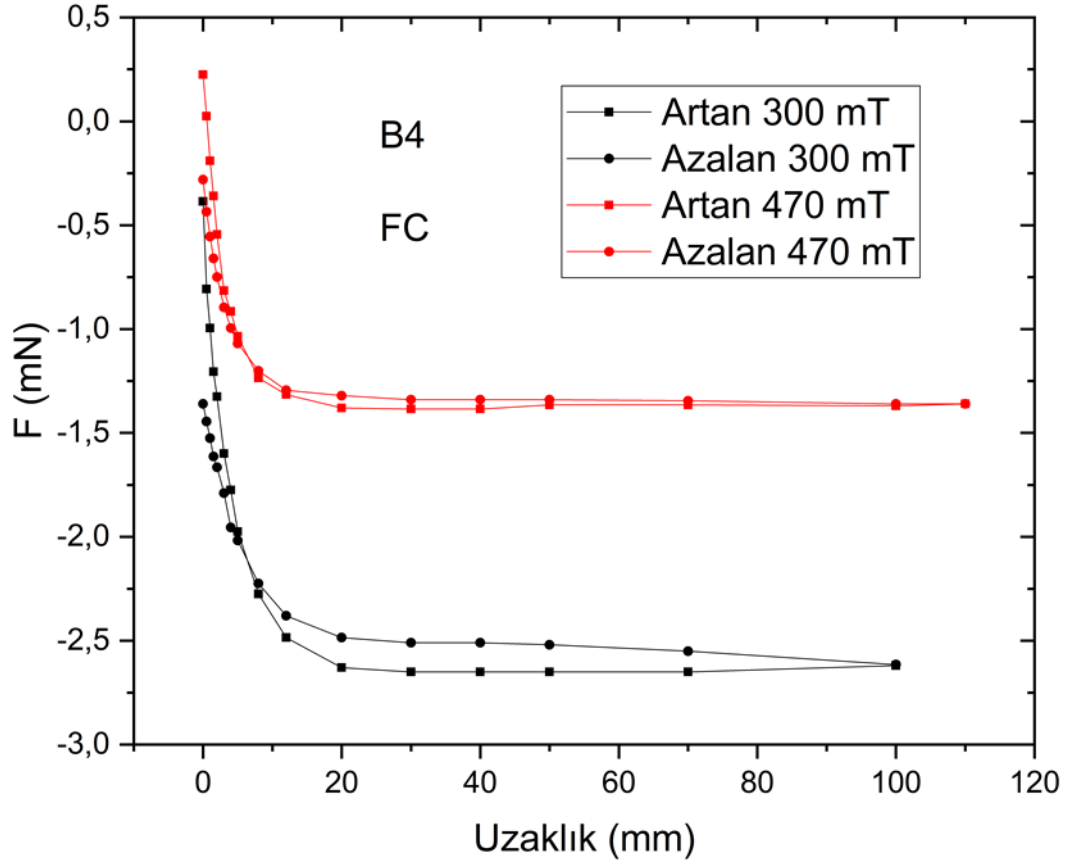
4.5.4 FC altında dış manyetik alana bağlı ölçümler



Şekil 4.48. BP numunesinin 300 mT ve 470 mT'da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

Şekil 4.48’de FC altında BP numunesinin 300 mT ve 470 mT’da levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi görülmektedir. Numune 300 mT’da maksimum $F_z = 4,5$ mN levitasyon değerine çıkarken 470 mT’da $F_z = -0,5$ mN çekici kuvvet değerine ulaşmıştır. BP numunesindeki akı tuzaklama merkezlerinin noksanlığı itici kuvvetin baskınlığını gösterir.

Karaca, çözelti-jel yöntemi kullanarak $\text{Bi}_{1,84}\text{Pb}_{0,34}\text{Sr}_{1,91}\text{Ca}_{2,03}\text{Cu}_{3,06}\text{O}_{10}$ nominal kompozisyonuna sahip çapı 13 mm kalınlığı 13,52 mm olan Bİ-2223 ve Bİ-2212 süperiletkenler üretmiştir. Levitasyon ölçümleri 77 K de ZFC altında yapılmıştır. Ölçümlerde kullanılan PM’nin manyetik alan değeri 0,15 T’dir. Ölçülen en yüksek manyetik levitasyon kuvveti değeri $1,5 \times 10^{-5}$ olarak rapor edilmiştir (Karaca, 2008).

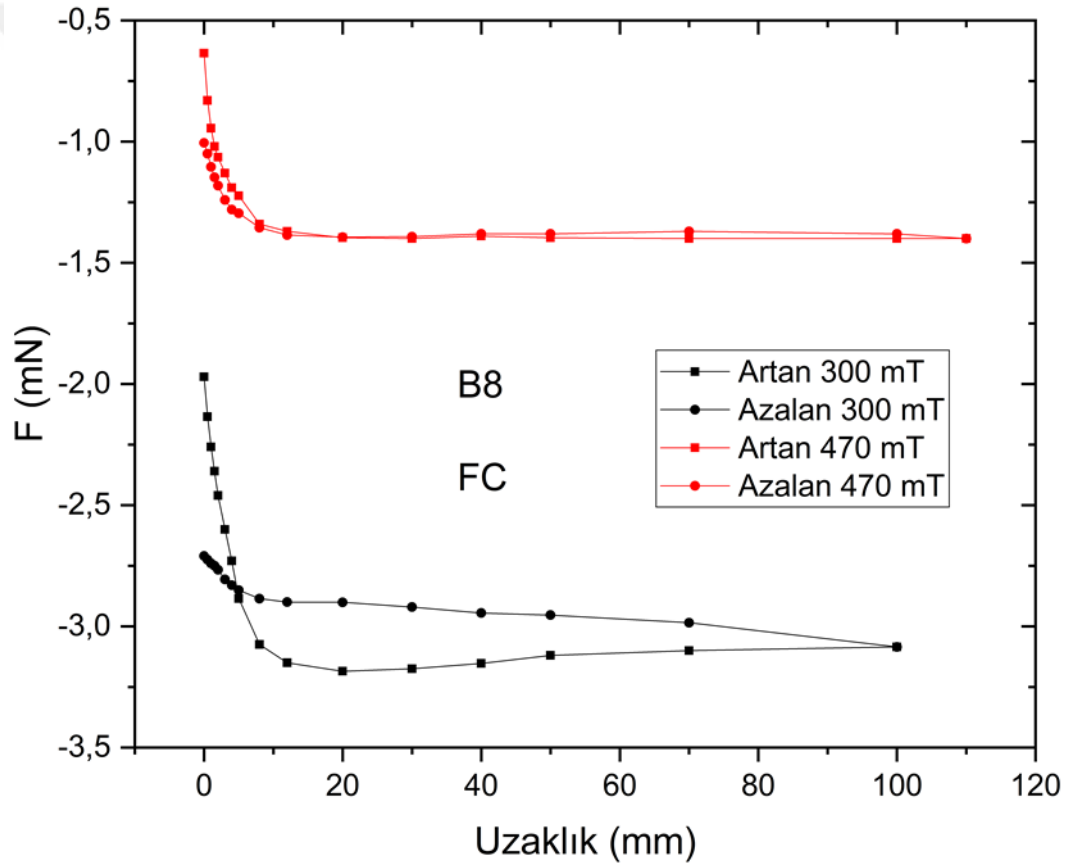


Şekil 4.49. B4 numunesinin 300 mT ve 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

Şekil 4.49’da FC altında B4 numunesinin 300 mT ve 470 mT’da levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi görülmektedir. Numune 470 mT’da maksimum $F_z = 0,25$ mN

levitasyon değerine çıkarken 300 mT'da $F_z = -0,35$ mN çekici kuvvet değerine ulaşmıştır.

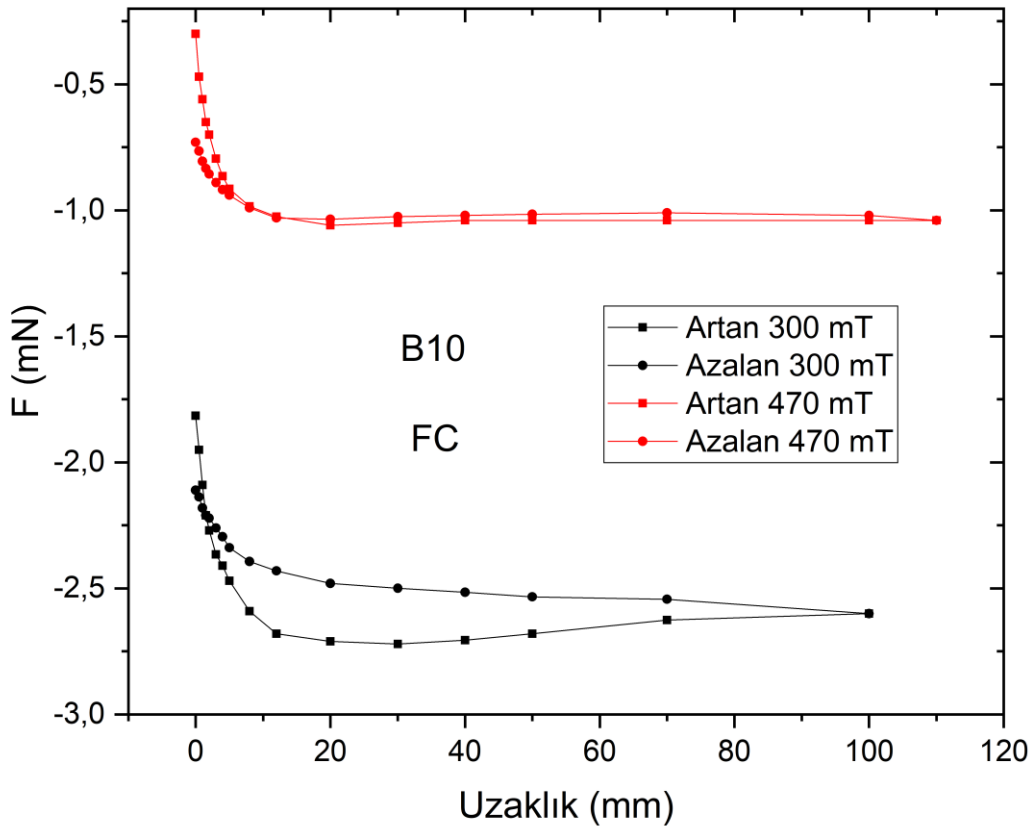
Güner vd., üstten tohumlama büyütme yöntemiyle 20 mm çapında 8 mm kalınlığında YBCO süperiletken üretmişler ve tohum olarak da Nd123 kullanmışlardır. Levitasyon kuvveti ölçümleri ZFC ve FC altında yapılmıştır. ZFC ve FC altında ölçülen kuvvetler sıcaklık değişimine bağlı olarak alınmıştır. ZFC'de en küçük ve en büyük kuvvet değerleri sırasıyla 77 K'de 7,02 N ve 37 K'de 11,23 N'dur. FC' de en küçük ve en büyük kuvvet değerleri sırasıyla 37 K'de 4,33 N ve 77 K'de 2,74 N'dur (Güner vd., 2017).



Şekil 4.50. B8 numunesinin 300 mT ve 470 mT'da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

Şekil 4.50'de FC altında B8 numunesinin 300 mT ve 470 mT'da levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi görülmektedir. Numune 470 mT'da maksimum $F_z = -0,65$ mN levitasyon değerine çıkarken 300 mT'da $F_z = -2,0$ mN çekici kuvvet değerine ulaşmıştır.

Abdioğlu vd. ticari olarak satın aldıkları 45 mm çapında 15 mm kalınlığında YBCO süperiletkene FC ve ZFC altında levitasyon kuvveti ölçümleri yapmışlardır. Ölçümde kullanılan PM'ler 0,50 T, 0,53 T ve 0,55 T'dir. ZFC ölçümüne 75 mm den başlanmış son alınan değer 5 mm'de ölçülmüştür. ZFC altında ölçülen en büyük kuvvet 420 N, en küçük kuvvet ise 240 N'dur. FC ölçümleri soğutma mesafesine göre iki farklı şekilde yapılmıştır. İlk FC ölçümü 5mm soğutma mesafesinde yapılmış ve en büyük levitasyon kuvveti değeri 105 N'dur. İkinci FC ölçümü 20 mm soğutma mesafesinde yapılmış ve en büyük levitasyon kuvveti değeri 325 N olarak rapor edilmiştir (Abdioğlu vd., 2015).



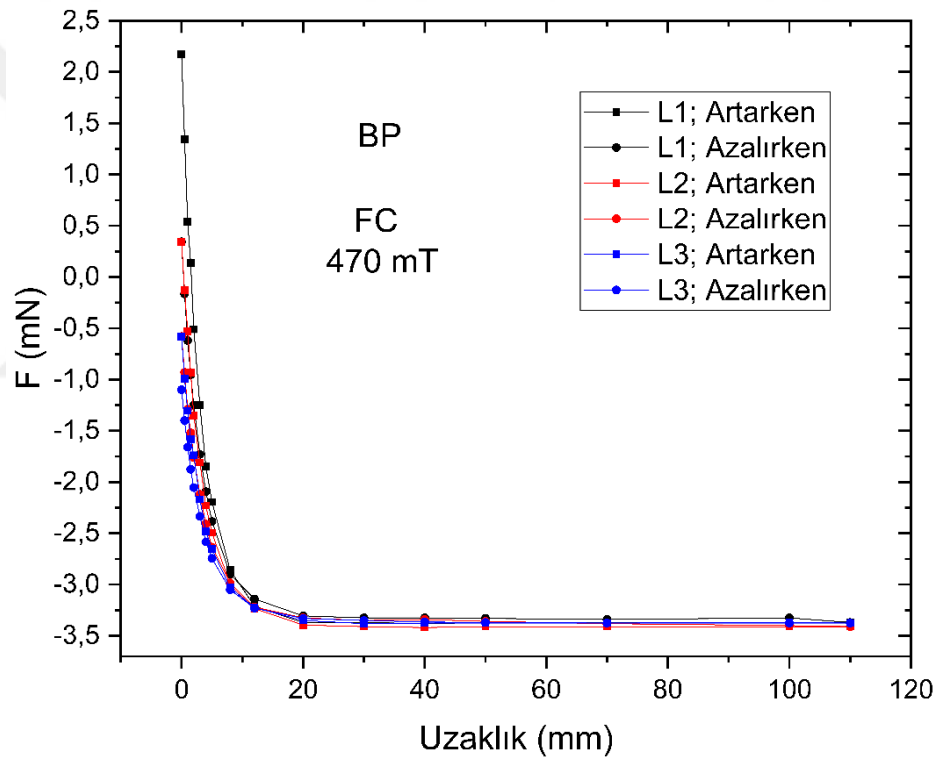
Şekil 4.51. B10 numunesinin 300 mT ve 470 mT'da FC altında levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi

Şekil 4.51'de FC altında B10 numunesinin 300 mT ve 470 mT'da levitasyon kuvvetinin mesafeye göre değişimi görülmektedir. Numune 470 mT'da maksimum $F_z = -0,30$ mN levitasyon değerine çıkarken 300 mT'da $F_z = -1,8$ mN çekici kuvvet değerine ulaşmıştır. Şekil 4.48-4.51 grafikleri incelendiğinde artan katkılamayla oluşan tuzaklama merkezlerinin sayısı veya çapının artışı çekici kuvvetin artmasına sebep olmuştur. Bununla beraber artan manyetik alan ise itici kuvveti arttırmıştır. Ancak üretilen

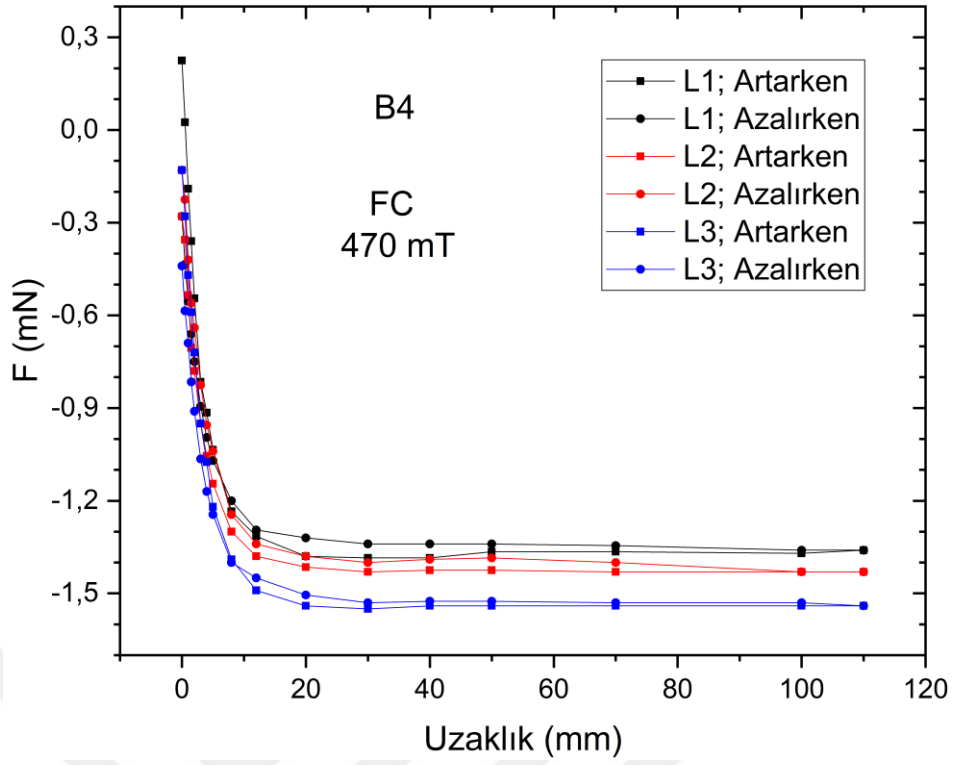
malzemenin belirli bir akı tuzaklama kapasitesi olduğundan manyetik alan artsa bile belirli bir noktadan sonra bu artış çekici kuvveti değiştirmeyecektir. Buradan itici ve çekici kuvvetlerin oluşturduğu net kuvvet dikkate alındığında şekil 4.48'de 470 mT'daki kuvvet değeri 300 mT'da gözlenen kuvvet değerinden küçük çıkmıştır.

Dış manyetik alanın artışıyla etkin olması gereken levitasyon kuvveti yerini çekici kuvvete bırakmıştır. Ancak B8 numunesinden sonra malzemeye yapılan nano bor katkısının levitasyon verilerinde herhangi bir değişim göstermediği ortaya konmuştur.

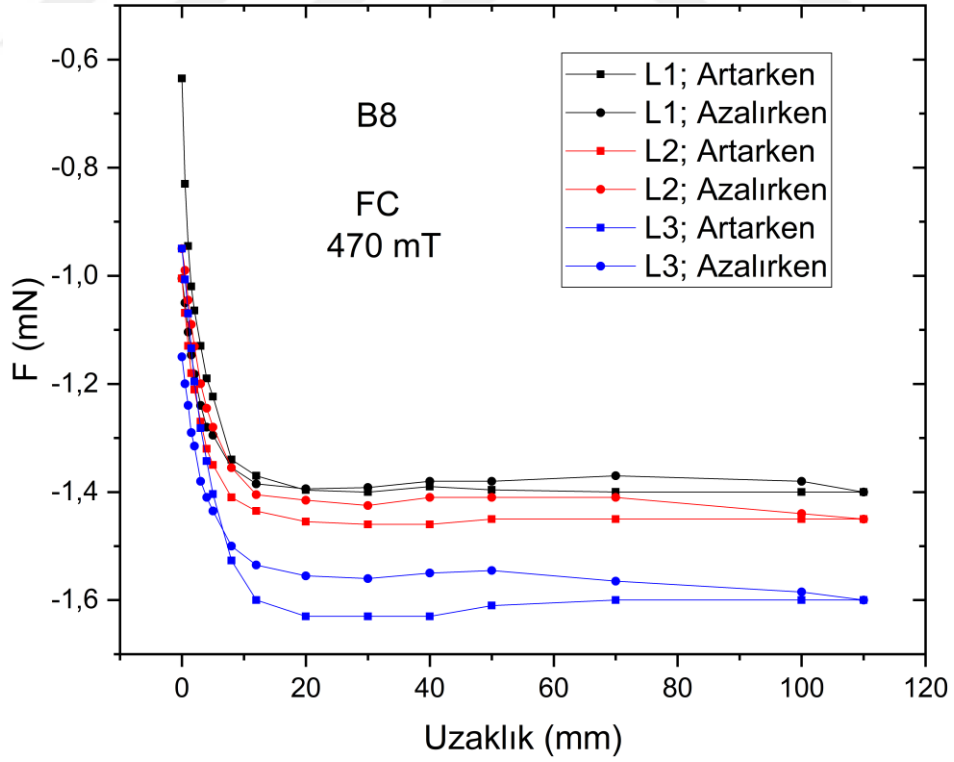
4.5.5 FC etkisinde 470 mT'da çoklu loop ölçümleri



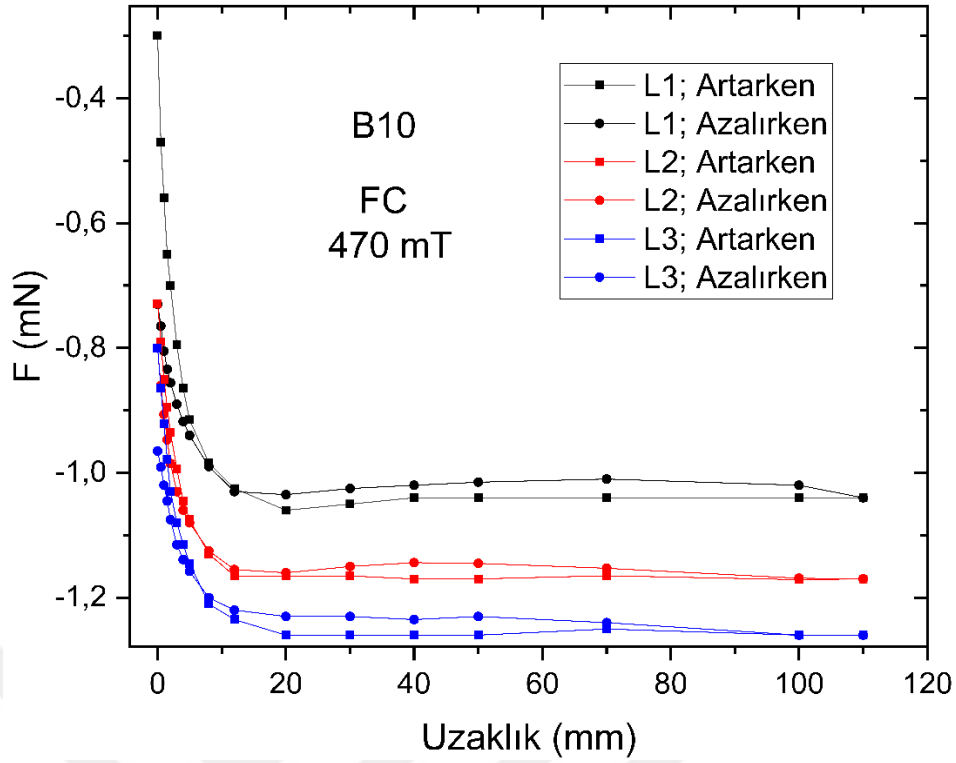
Şekil 4.52. BP numunesinin 470 mT'da FC altında levitasyon kuvvetinin (3 Loop) mesafeye göre değişimi



Şekil 4.53. B4 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin (3 Loop) mesafeye göre değişimi



Şekil 4.54. B8 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin (3 Loop) mesafeye göre değişimi



Şekil 4.55. B10 numunesinin 470 mT’da FC altında levitasyon kuvvetinin (3 Loop) mesafeye göre değişimi

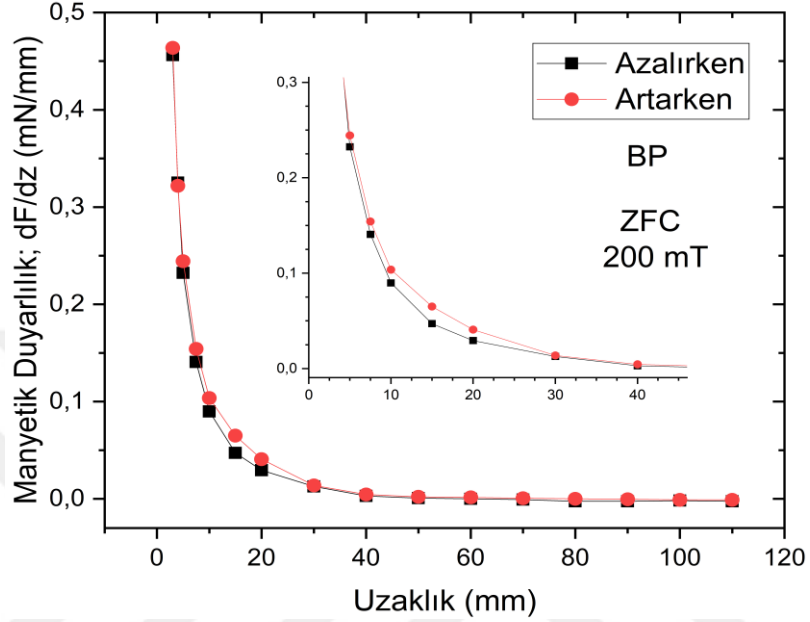
Şekil 4.52-4.55’de görüldüğü üzere levitasyon ölçümleri 3 çevrim (loop) üzerinden alınmıştır. Levitasyon kuvveti malzemedeki nano bor katkısının artmasıyla beraber çekici kuvvete dönüşmektedir. Katkıyla beraber oluşan akı tuzaklama merkezleri çekici kuvveti baskın hale getirir. Levitasyon kuvvetinde 20 mm den sonra 110 mm’e kadar bariz bir değişim görülmemektedir. Her çevrim sonucunda oluşan kuvvet bir önceki çevrime göre daha büyüktür. Diğer bir ifadeyle çevrim (loop) lerde aşağıya doğru bir kayma görülür. Bu kaymalar Bean’in Kritik Durum Modeli (Critical State Model) ile açıklanabilir.

4.6 Manyetik Duyarlılık (Stiffness) Ölçümleri

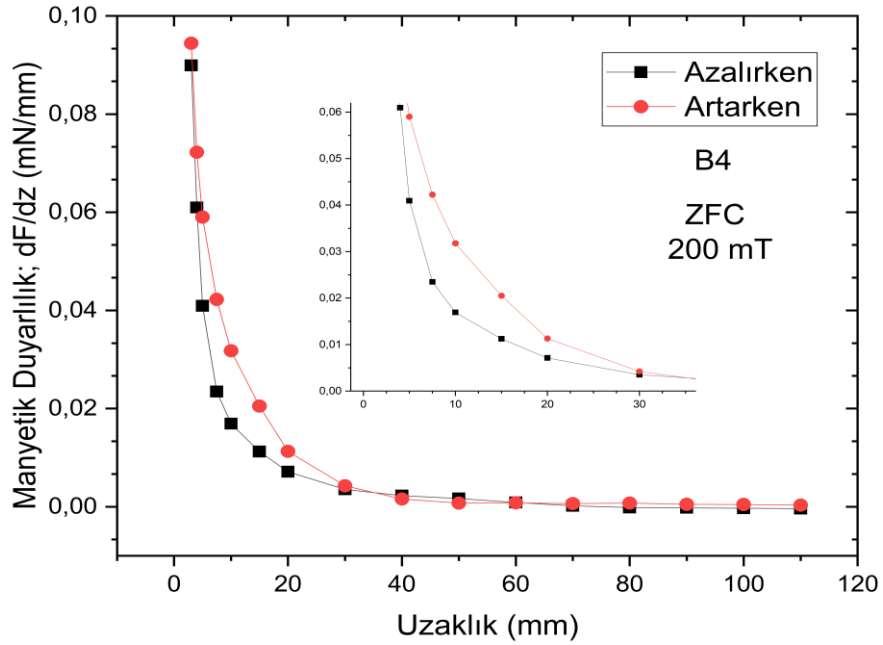
Mekanik sistemlerde elastik duyarlılık sabitken, HTS ve PM arasındaki manyetik duyarlılık değişkenlik gösterir. Dolayısıyla manyetik duyarlılık, $k_{zz} = -\frac{\partial F_z}{\partial z}$, $k_{xx} = -\frac{\partial F_x}{\partial x}$, $k_{zx} = -\frac{\partial F_z}{\partial x}$ olarak tanımlanır. Manyetik duyarlılık birimi N/mm’dir. Manyetik duyarlılık ölçümleri statik ve dinamik olarak iki şekilde yapılır (Moon ve Chang, 1994). Bu çalışmada manyetik duyarlılık ölçümlerinde statik ölçüm yöntemi kullanılmıştır.

DüŖey stiffness değerleri, deneysel levitasyon eğrilerinin mesafeye (z) bağlı türevi alınarak hesaplanmıŖtır.

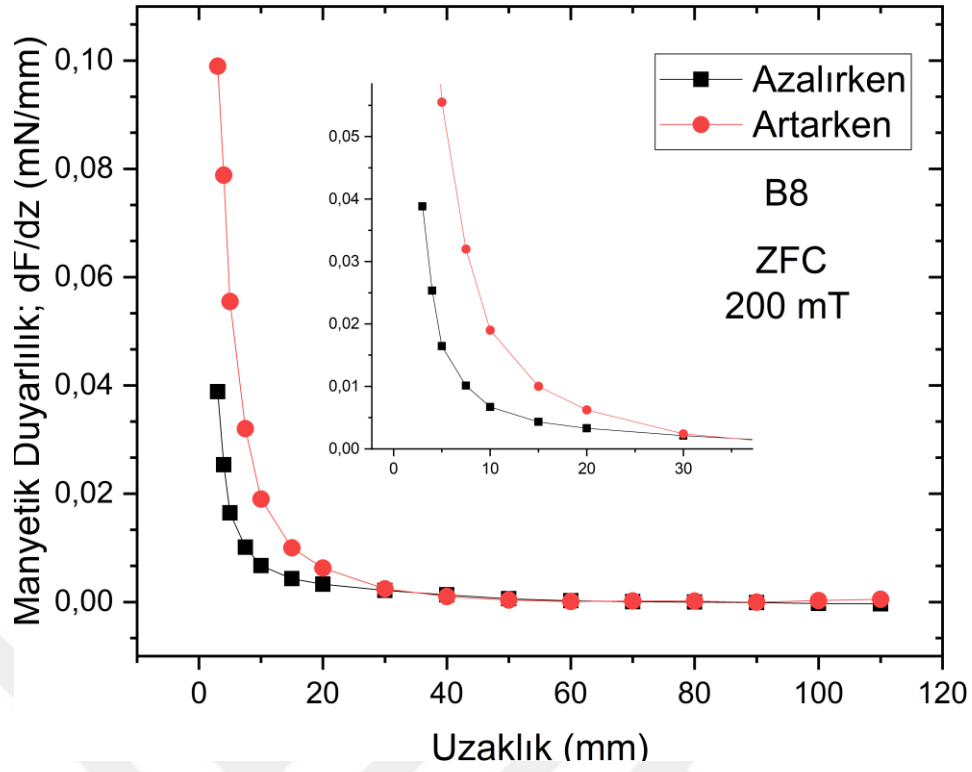
4.6.1 Manyetik duyarlılığın ZFC altında katkıya bağlı deęiŖimi



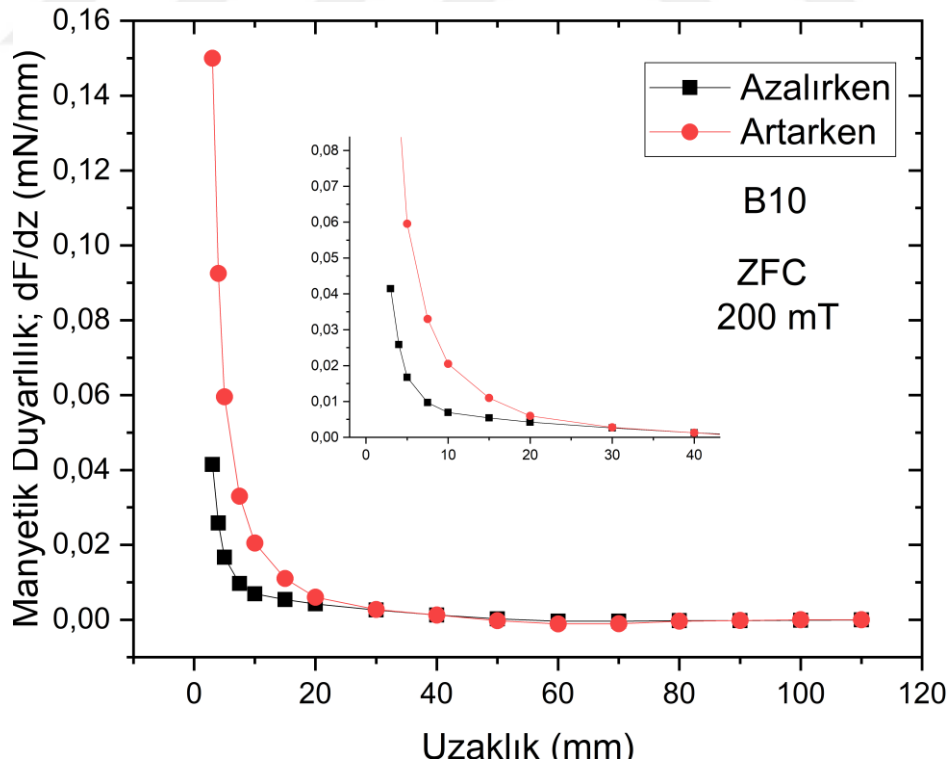
Ŗekil 4.56. BP numunesinin 200 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre deęiŖimi



Ŗekil 4.57. B4 numunesinin 200 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre deęiŖimi

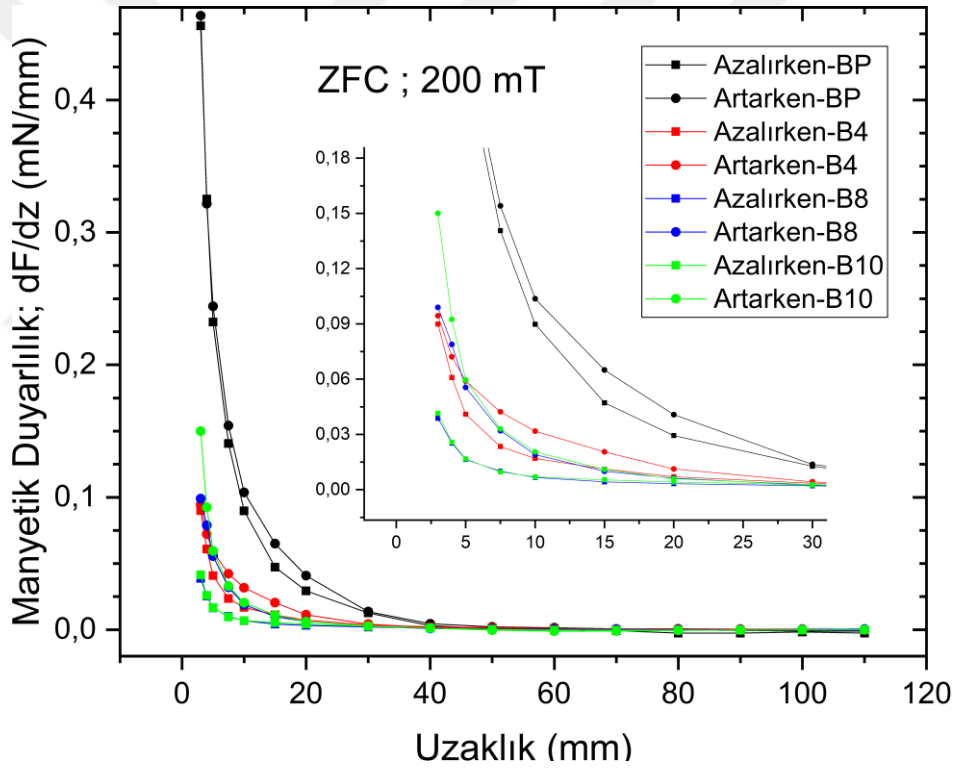


Şekil 4.58. B8 numunesinin 200 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre değişimi



Şekil 4.59. B10 numunesinin 200 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre değişimi

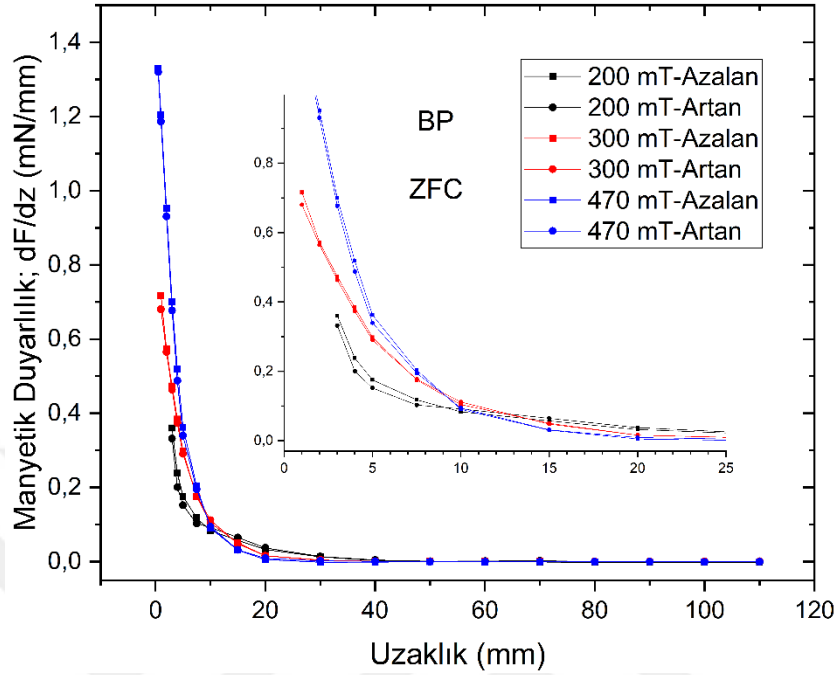
Şekil 4.56-4.59'da ZFC altında 200 mT' da BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin PM'ye yaklaşırken ve uzaklaşırken ölçülen manyetik levitasyon-uzaklık eğrilerinin mesafeye göre türevi alınarak oluşturulan manyetik duyarlılık (stiffness) eğrileri görülmektedir. Şekil 4.60'da ise ZFC altında 200 mT'da numunelerin manyetik duyarlılık-uzaklık eğrileri toplu olarak verilmiştir. Grafiklerden görüleceği üzere 110-20 mm aralığında uzaklık 20 mm mesafeye düşünceye kadar manyetik duyarlılıkta bariz bir değişim görülmemektedir. 20-1 mm aralığında dramatik bir değişim görülmektedir. 200 mT'da alınan ölçümlerde en büyük duyarlılık değeri $k_z=0,47$ mN/mm olarak BP numunesinde görülmüştür. Üretilen süperiletken seramiklerdeki nano-bor katkısının artmasıyla beraber ölçülen manyetik stiffness değerleri azalmaktadır. Bu da malzemenin manyetik duyarlılığının zayıfladığı anlamına gelir.



Şekil 4.60. BP, B4, B8 ve B10 numunelerinin 200 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre değişimi

Duyarlılık daha yakından incelendiğinde, ZFC koşullarında düşey duyarlılık grafiğindeki ilk iniş (descending), birinci çıkışa (ascending) göre değer olarak her zaman biraz daha fazladır. Bu küçük farklılık, HTS'deki farklı miktarlarda tuzaklanan akıya bağlıdır. YBCO süperiletkenlerde artan manyetik alanla birlikte J_c azalır. Bu nedenle ölçümlerde tuzaklanan akı ile birlikte manyetik duyarlılığın azalması beklenir.

Eğer bu ölçümler J_c değerinin manyetik alanla birlikte arttığı bir HTS'de yapılırsa manyetik duyarlılığın (stiffness) artması beklenir (Yang ve Li, 2017).



Şekil 4.61. BP numunesinin 200 mT, 300 mT ve 470 mT'da ZFC altında manyetik duyarlılığın mesafeye göre değişimi

Şekil 4.61'de manyetik levitasyon ölçümlerinden yapılan hesaplamayla elde edilen manyetik stiffness eğrileri görülmektedir. Şekil 4.61 incelendiğinde dış manyetik alan artışıyla, malzemeye ait manyetik stiffness değerlerinin de arttığı görülür. Bu da literatürle uyum içerisindedir.

BÖLÜM IV

SONUÇLAR

$\text{Sm}_{1,75}\text{Ca}_{(2,20-x)}\text{B}_x\text{Cu}_{3,4}\text{O}_y$ ($x = 0,0; 0,4; 0,8; 1,0$) nominal kompozisyonu katı-hal tepkime yöntemiyle üretilmiştir. Y123 ailesinden Sm123 seramik süperiletkenine nano-bor katkılanması literatürde ilk defa bu tez çalışmasıyla yapılmıştır. Dolayısıyla bu katkılamayla üretilen numuneler üzerinde yapılan araştırmaların sonuçları önem arz etmektedir. Üretilen malzemeler üzerinde malzeme karakterizasyonu; DTA/TGA, EDX, SEM, XRD ölçümleri alınarak yapılmıştır. Ayrıca numuneler manyetik açıdan da karakterize edilmiştir. Bu aşamada manyetik kaldırma (levitasyon) ve manyetik duyarlılık (stiffness) çalışmaları yapılmıştır. Bütün bu çalışmalar ışığında aşağıdaki sonuçlar elde edilmiş ve bu sonuçlara bağlı olarak bazı öneriler sunulmuştur.

- 1- Karıştırılan toz malzemelerin DTA/TGA ölçümleri yapılarak üretilen süperiletken seramiklerin sinterleme sıcaklığı 960 °C ve 1040 °C olarak belirlenmiştir. Numuneler iki kez sinterleme aşamasından geçirilmiştir. Üretilen numunelerin çapları ~15mm kalınlıkları ise ~2mm olarak ölçülmüştür.
- 2- Şekil 4.4-4.7'de sunulan EDX verilerinden, eZAF numune sonuçları numunelerin stokiyometrik oranının seçilen nominal bileşime neredeyse eşit olduğu görülmüştür.
- 3- Fotoğraf 4.1-4.4 incelendiğinde artan nano-bor katkısıyla beraber tane yapılarında büyüme gözlemlendiği görülmektedir. Bu da kristal yapısının dönüştüğüne işaret eder.
- 4- X-ışını ölçüm sonuçları üzerinde birtakım teorik çalışmalar neticesinde ilk etapta numunelerin faz analizinin tespiti yapıldı. Literatür verilerinden ve ölçüm alınan cihazın yazılımına ait veri tabanından yararlanarak numunelerin Ortorombik ve Tetragonal fazlar içerdiği sonucuna varıldı. Fazların tespitiyle beraber her bir numuneye ait XRD spektrumlarındaki piklerin hangi faza ait olduğu ve hangi (hkl) değerlerine sahip oldukları belirlendi. Buradan yola çıkarak numunelere ait her bir faz için a , b , c örgü parametreleri, piklere ait FWHM (çizgi yarı genişliği) ve Parçacık Büyüklüğü (Particle Size) gibi numuneyi karakterize eden parametreler hesaplandı. Bu çalışmalar her bir numune için Çizelge 4.1-4.4'de detaylıca verildi.

- 5- Şekil 4.12'de verildiği üzere 20=29-34 derece aralığında faz dönüşümü bariz şekilde görülmüştür. Bu aralıkta, BP numunesinin baskın tetragonal fazı yoktur ancak üç baskın ortorombik fazı vardır. Numune içerisindeki nano-bor katkısının artmasıyla matriste tetragonal faz yoğun hale gelmiştir.
- 6- Şekil 4.14'de B4 numunesi için ortorombik kafes parametrelerinin diğer numunelerden farklı olduğunu göstermektedir. B4 örneğindeki kafes parametresi, minimum bor katkılı olmasına rağmen daha yüksek değere sahiptir. Artan Bor katkısının kafes parametresini değiştirdiği, yani ortorombik faz için c kafes parametresi azalırken a ve b parametrelerinin arttığı sonucuna varılmıştır.
- 7- Şekil 4.15, matris içindeki tetragonal fazın Kafes parametrelerinin, artan bor katkı maddesi miktarı ile neredeyse doğrusal bir korelasyona sahip olduğunu göstermiştir. Bor katkısının artmasıyla kristal hacminde artışlar gözlemlenmiştir. Bu da kafes parametresindeki artışın hacim değişikliğine yol açtığı anlamına gelir.
- 8- Nano-Bor katkısının artması karışımdaki tetragonal fazın baskınlığını arttırdı. Matristeki tetragonal faz yüzdesi 12,30'dan 69,07'ye yükseldi. Ortorombik faz açısından ise değişim yüzdesi 87,70'den 30,93'e düştü. Şekil 4.13'de görüldüğü üzere, katkılamada nano-bor kullanımı, matristeki tetragonal fazın iyileştiğini ortaya koymaktadır.
- 9- Şekil 4.16'dan kristal hacminde ortorombik faz için çok büyük bir fark görülmedi. Ancak tetragonal faz için, bor katkısı miktarı ile kristal hacmi artmıştır. En az katkılı B4 örneğinde tetragonal hacim $522,29 \text{ \AA}^3$ ile en düşük değere sahiptir. B10 örneğinde artan katkı ile beraber tetragonal hacim $751,19 \text{ \AA}^3$ ile en yüksek değere ulaştığı görüldü. Bu sonuçlar katkılamamanın kristalde büyümeye sebep olduğunu gösterir.

Bu sonuçlar, faz dönüşümünün ortorombikten tetragonal hale bor katkısı ile gerçekleştiğini göstermiştir. Az miktardaki nano-bor katkısı, baskın fazın ortorombiklikten tetragonalliğe dönüştüğünü açıkça ortaya koymuştur.

Malzemelere ait manyetik levitasyon ölçümleri, ZFC ve FC altında katkı ve dış manyetik alan değişimi dikkate alınarak uzaklığa bağlı olarak yapılmıştır. Manyetik duyarlılık ise ZFC altında ölçülen levitasyon kuvveti-mesafe eğrilerinden hesaplanmıştır. Bu ölçümler neticesinde aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

- ZFC altında BP numunesinin 200 mT, 300 mT ve 470 mT'da ölçülen en yüksek manyetik kaldırma kuvvetleri sırasıyla $F_z = 1,21$ mN, $F_z = 3,32$ mN ve $F_z = 4,75$ mN'dur.
- ZFC altında B4 numunesinin 200 mT, 300 mT ve 470 mT'da ölçülen en yüksek manyetik kaldırma kuvvetleri sırasıyla $F_z = 0,34$ mN, $F_z = 1,09$ mN ve $F_z = 1,52$ mN'dur.
- ZFC altında B8 numunesinin 200 mT, 300 mT ve 470 mT'da ölçülen en yüksek manyetik kaldırma kuvvetleri sırasıyla $F_z = 0,09$ mN, $F_z = 0,45$ mN ve $F_z = 0,52$ mN'dur.
- ZFC altında B10 numunesinin 200 mT, 300 mT ve 470 mT'da ölçülen en yüksek manyetik kaldırma kuvvetleri sırasıyla $F_z = 0,10$ mN, $F_z = 0,41$ mN ve $F_z = 0,51$ mN'dur.
- Bu sonuçlara göre ZFC'de en yüksek manyetik levitasyon kuvveti 470 mT'da BP numunesi ait olup değeri $F_z = 4,75$ mN'dur. En düşük kuvvet ise 200 mT'da B8-B10 numunelerine ait olup değeri $F_z = 0,10$ mN'dur.
- FC altında BP numunesinin 300 mT ve 470 mT'da ölçülen en yüksek manyetik kaldırma kuvvetleri sırasıyla $F_z = 4,52$ mN ve $F_z = 2,17$ mN'dur.
- FC altında B4 numunesinin 300 mT ve 470 mT'da ölçülen en yüksek manyetik kaldırma kuvvetleri sırasıyla $F_z = -0,38$ mN ve $F_z = 0,22$ mN'dur.
- FC altında B8 numunesinin 300 mT ve 470 mT'da ölçülen en yüksek manyetik kaldırma kuvvetleri sırasıyla $F_z = -1,97$ mN ve $F_z = -0,63$ mN'dur.
- FC altında B10 numunesinin 300 mT ve 470 mT'da ölçülen en yüksek manyetik kaldırma kuvvetleri sırasıyla $F_z = -1,87$ mN ve $F_z = -0,66$ mN'dur.
- Bu sonuçlara göre FC'de en yüksek manyetik levitasyon kuvveti 300 mT'da BP numunesi ait olup değeri $F_z = 4,52$ mN'dur. En düşük kuvvet ise 470 mT'da B4 numunelerine ait olup değeri $F_z = 0,22$ mN'dur.

Nano-bor katkısının artmasıyla ZFC altında ölçülen levitasyon değerinin azalması, numunelerde oluşan tane sınırları arasındaki zayıf bağlar, çatlaklar ve tane boyutunun (grain) küçülmesiyle açıklanabilir. Katkılamanın artışı, levitasyon eğrilerinde, yaklaşma eğrisiyle uzaklaşma eğrisi arasında oluşan bölgenin (karın bölgesi) büyüklüğünde azalma göstermiştir. Bu azalmanın sebebi de numune içerisindeki tuzaklama

merkezlerinin (pinning center) sayısının veya çapının azalmasından dolayı oluşan zayıf akı tuzaklaması olarak düşünülebilir. Bu da çekici kuvvetin azalması anlamına gelir.

FC altında, dış manyetik alanın artışıyla etkin olması gereken levitasyon kuvveti yerini çekici kuvvete bırakmıştır. Ancak B8 numunesinden sonra malzemeye yapılan nano-bor katkısının levitasyon üzerine olumlu ya da olumsuz bir katkı getirmediği görülmüştür.

Şekil 4.52-4.55’de görüldüğü üzere levitasyon kuvveti ölçümleri FC altında, tekrar eden 3 çevrim (loop) üzerinden alınmıştır. Levitasyon kuvveti malzemedeki nano bor katkısının artmasıyla beraber çekici kuvvete dönüşmektedir. Katkıyla beraber oluşan akı tuzaklama merkezleri çekici kuvveti baskın hale getirir. Her çevrim sonucunda oluşan kuvvet bir önceki çevrime göre daha büyüktür. Diğer bir ifadeyle çevrim (loop) larda aşağıya doğru bir kayma görülür. Bu kaymalar Bean’in Kritik Durum Modeli (Critical State Model) ile açıklanabilir.

Tez çalışmasında, ZFC altında ölçülen levitasyon kuvveti-mesafe eğrilerinden yola çıkarak düşey manyetik duyarlılık (stiffness) verileri elde edilmiştir. Düşey manyetik stiffness değerleri, deneysel levitasyon eğrilerinin mesafeye (z) bağlı türevi alınarak hesaplanmıştır. Bu hesaplamalar sonucundan aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

- ZFC altında BP numunesinin 200 mT’da manyetik levitasyon kuvveti-mesafe eğrilerinden hesaplanan manyetik duyarlılık verisi $k_z = 0,46$ mN/mm’dir.
- ZFC altında B4 numunesinin 200 mT’da manyetik levitasyon kuvveti-mesafe eğrilerinden hesaplanan manyetik duyarlılık verisi $k_z = 0,08$ mN/mm’dir.
- ZFC altında B8 numunesinin 200 mT’da manyetik levitasyon kuvveti-mesafe eğrilerinden hesaplanan manyetik duyarlılık verisi $k_z = 0,09$ mN/mm’dir.
- ZFC altında B10 numunesinin 200 mT’da manyetik levitasyon kuvveti-mesafe eğrilerinden hesaplanan manyetik duyarlılık verisi $k_z = 0,15$ mN/mm’dir.

Bu verilere göre üretilen malzemelerde, katkı artışıyla beraber ölçülen manyetik stiffness değerlerinin azaldığı görüldü. Bu da malzemenin manyetik duyarlılığının zayıfladığı anlamına gelir.

Şekil 4.61’de verilen manyetik stiffness eğrileri incelendiğinde, dış manyetik alan artışıyla beraber malzemeye ait stiffness değerlerinde artış görülmüştür. Bu sonuç literatürle uyum içerisindedir.

Sonuç olarak, bu çalışmada elde edilen manyetik kaldırma kuvveti ve manyetik duyarlılık ile ilgili veriler Maglev ve taşıyıcı sistemlerin teknolojik uygulamalarında oldukça faydalıdır.

Bu tez çalışmasında üretilen süperiletken seramik numunelerde nano-bor katkılmasıyla manyetik levitasyon ve manyetik stiffness değerleri olumsuz etkilenmiştir. Bu olumsuz etkinin giderilmesi için şu öneriler sıralanabilir;

- Üretilen malzemede farklı üretim yöntemlerine başvurulabilir.
- Malzeme kompozisyonunda değişime gidilebilir.
- Sm elementi yerine nadir toprak elementlerinden herhangi biri kullanılabilir.
- YBCO süperiletken seramiklerine nano-bor katkı uygulamasına literatürde rastlanmadığından bu katkının farklı oranları YBCO veya BSCO ailesi için denenebilir.

KAYNAKLAR

Abdioglu, M., Ozturk, K., Gedikli, H., Ekici, M. ve Cansiz, A., “Levitation and guidance force efficiencies of bulk YBCO for different permanent magnetic guideways”, *Journal of Alloys and Compounds* 630, 260–265, 2015.

Äkäslompolo L., “Critical magnetic field of a superconductor”, <http://physics.aalto.fi/groups/nanospin/facilities/pulsed-laserdeposition/critical/>, 2012.

Alamgir, A .K. M., Yamada, H., Harada, N., Osaki, K. and Tada, N., “Effects of Pb doping on the microstructure and superconductivity of bulk BSCCO 2212”, *IEEE Transaction on applied superconductivity* 9, 1864, 1999.

Arkadiev, V., “A floating magnet”, *Nature* 160, 330, 1947.

Arkadiev, V., “Hovering a magnet over a superconductor”, *Journal. Phys. (USSR)* 9,148, 1945

Asikuzun, E., Ozturk, O., Aydemir, G. ve Tasci, A., “The effect of zinc on the structural, electrical, and mechanical properties of YBCO-123 superconducting nanoparticles prepared by an acetate-based sol-gel process”, *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism* 32, 2019.

Balchev, N., Nazarova, E., Buchkov, K., Nenkov, K., Pirov, J. and Kunev, B., “Effect of Sn-doping on the superconducting properties of HoBa₂Cu₃O_y, obtained by the MTG method”, *J. Supercond. Nov. Magn.* 27, 763, 2014.

Barden, J., Cooper, L. N. and Schrieffer, J. R., “Theory of superconductivity”, *Physical Review* 108, 1175, 1957.

Bean, C. P., “Magnetization of hard superconductors”, *Phys. Rev. Lett.* 8, 250, 1962.

Bednorz, J.G. and Muller, K.A., “Possible high T_c superconductivity in the La-Ba-Cu-O system”, *Z.Phys. B-Condensed Matter* 64, 189-193, 1986.

Benzi, P., Bottizzo, E. and Rizzi, N., “Oxygen determination from cell dimensions in YBCO superconductors”, *J. Cryst. Growth* 269, 625, 2004.

Bobylev, I.B., Gerasimov, E.G. and Zyuzeva, N.A., “Improvement of critical parameters of YBa₂Cu₃O_{6.9} by low temperature treatment in the presence of water vapors”, *Cryogenics* 72, 36–43, 2015.

Brodts, K., Fuess, H., Paulus, E. F., Assmus, W. and Kowalewski, J., “Untwinned single crystals of the high-temperature superconductor YBa₂Cu₃O_{7-δ}”, *Acta Crystallogr C* 46, 354, 1990.

Calestani, G. and Rizzoli, C., “Crystal structure of the YBa₂Cu₃O_{7-δ} superconductor by single-crystal X-ray diffraction”, *Nature* 328, 606, 1987.

Calzona, V., Cimberle, M.R., Ferdeghini, C., Putti, M. and Siri, A. S., “AC susceptibility and magnetization of High-T_c superconductors: critical State model for the intergranular region”, *Physica C* 157, 425-430, 1989.

Cansız, A., force, stiffness and hysteresis losses in high temperature superconducting bearings, , Phd Thesis, *Illinois Institute of Technology*, Chicago, 3, 1999.

Chang, P. Z., Moon, F. C., Hull, J. R. and Mulcahy, T. M., “Levitation force and magnetic stiffness in bulk high-temperature superconductors”, *J. Appl. Phys.* 67, 4358, 1990.

Chen, I. I-G., Hsu, J-C. , Janm, G., Kuo, C-C., Liu, H-J. and Wu, M. K., “Magnetic levitation force of single grained YBCO materials”, *Chin. J. Phys.* 36, 420, 1998.

Choi, J.S., Park, S.D., Jun, B.H., Han, Y.H., Jeong, N.H., Kim, B.G., Sohn, J.M. and Kim, C.J., “Levitation force and trapped magnetic field of multi-grain YBCO bulk superconductors”, *Physica C* 468, 1473–1476, 2008.

Çimen, G., bizmut tabanlı süperiletken seramiklerde katkı atomları ile yapı analizi, Yüksek Lisans Tezi, **Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İzmir, s. 31-32, 2006.

Dahl, F. P., Kamerlingh Onnes And The Discovery Of S Superconductivity: The Leyden Years, 1911–1919, **University of California Press**, Historical Studies in the Physical Sciences, Vol. 15, No. 1 pp. 1–37, 1984.

Decker, B.F., and Kasper, J.S., “The crystal structure of a simple rhombohedral form of boron”, **Acta Cryst.** 12, 503, 1959.

Dew-Huges, D., “The critical current of superconductors: an historical review”, **Low Temperature Physics** 27, 9-10, 2001.

Dikici, M. ve Nezir, S., Süperiletkenlik, Katıhal Fiziği, 2. Baskı, **Seçkin Yayıncılık**, Ankara, 2012.

DPT, Bor Tuzları – Trona – Kaya Tuzu – Sodyum Sülfat – Stronsiyum, **Çalışma Grubu Raporu**, Ankara, cilt 11, 2001.

Dvurečenskij, A., Cigáň, A., van Driessche, I., Škrátek, M., Majerová, M., Bruneel, E., and Maňka, J., “Superconducting and magnetic properties of Sn-doped $\text{EuBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ compound”, **Acta Phys. Pol. A** 131, 1045, 2017.

Dzhafarov, D.T., “Diffusion in high-temperature superconductors”, **Phys. Stat. Sol.** 158,335, 1996.

Eugene, I. R., Stiffness and Damping in Mechanical Design, **Marcel Dekker Inc.**, New York Basel, 1999.

Fischer, G.A., Trammell, H., Barlow, S.B., Jardim, R.F. and Torikachvili, M.S., “Electrical resistivity in $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{8\pm\delta}$ compounds synthesized via melt-casting”, **Physica C** 267 293-302, 1996.

Ford, P.J. and Saunders, G.A. The Rise of the Superconductors, 1st ed., **Taylor & Francis**, Boca Raton, 2004.

Ginzburg, V. L. and Landau, L. D., On The Theory Of Superconductivity, **Zh.Exsperim, i Thor. Fiz.** 20, 1064, 1950.

Ginzburg, V.L. and Andryushin, E.A., Superconductivity, **World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd.**, Singapore, 371, 2004.

Ginzburg, V.L., Kirzhnits, D.A., High-temperature Superconductivity, **Consultants Bureau**, New York, 375 p., 1982.

Goldfarb, R. B., Lelental, M. and Thompson, C.A., Alternating-Field Susceptometry and Magnetic Susceptibility of Superconductors, **Plenum Press**, New York, 1992.

Goodrich, L. and Bray, S. L. “High T_c superconductors and critical current measurement”, **Cryogenics** 30, 667, 1990.

Güner, S.B., Celik, S. and Tomakin, M., “The investigation of magnetic levitation performances of single grain YBCO at different temperatures”, **Journal of Alloys and Compounds** 0925-8388, 30572-8, 2017.

Haj33, “Unit cell structure of YBa₂Cu₃O₇ compound using polyhedrons to denote relationship of oxygen atoms to the metal atoms”, Wikipedia, <https://en.wikipedia.org/wiki/File:Ybco.jpg>, 2009

Hall, H. E., and Hook, J.R., Katıların Fiziği, **Literatür Yayınları**, İstanbul, , 290-291. 1999.

Hasan, N., Hafeath, H. and Ahmed, A., “Synthesis and characterization of the bulk YBCO-target of superconducting material”, **Materials Today: Proceedings** 42, 2268–2272, 2021.

Hazen, R. M., Finger, L. W., Angel, R. J., Prewitt, C. T., Ross, N. L., Hadidiacos C. G., Heaney P. J., Veblen, D. R., Sheng, Z. Z., El-Ali, A. and Hermann, A. M., “100 K superconducting phases in the Tl-Ca-Ba-Cu-O system”, *Phys. Rev. Lett.* 60, 16, 1657-1660, 1988.

Hoard J. L. and Newkirk A. E., “An analysis of polymorphism in boron based upon X-Ray diffraction results”, *Journal of the American Chemical Society*, 82, (1), 70-76, 1960

Hulliger, F., Handbook on the Physics and Chemistry of Rare Earths, *Elsevier, Rare earth pinctides*, 1979

Ikeda, Y., Takano, M., Hirio, Z., Oda, K., Kitaguchi, H., Takada, J., Miura, Y., Takeda, Y., Yamamoto, O. and Mazaki, H., “The High-Tc phase with a new modulation mode in the Bi,Pb-Sr-Ca-Cu-O system”, *Jpn. Journal of App. Phys.* 27, 11, 2067-2070, 1988.

Jin, S., Tiefel, T.H., Sherwood, R.C., van Dover, R.B., Davis, M.E., Kammlott, G.W. and Fastnacht, R.A., “Melt-textured growth of polycrystalline $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ with high transport J_c at 77 K”, *Phys Rev. B.* 37, 13:7850, 1988.

Johansen, T. H., Yang, Z. J., Bratsberg, H., Helgesen, G. and Skjeltorp, A. T., “Lateral force on a magnet placed above a planar $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ superconductor”, *Appl. Phys.Lett.* 58, 179, 1991.

Jorgensen, J. D., Beno, M. A., Hinks, D. G., Soderholm, L., Volin, K. J., Hitterman, R. L., Grace, J. D., Schuller, I. K., Segre, C. U., Zhang, K. and Kleefisch, M. S., “Oxygen ordering and the orthorhombic-to-tetragonal phase transition in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ ”, *Physical Rev. B* 36(7), 3608-3616, 1987.

Jorgensen, J. D., Veal, B.W., Paulikas, A.P., Nowicki, L.J., Crabtree, G.W., Claus, H. and Kwok, W.K., “Structural properties of oxygen-deficient $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ ”, *Phys. Rev. B* 41, 1863, 1990.

Kamimura, K., Yoshimura, T., Nagaoka, T., Nakao, M., Onuma, Y., and Makimura, M., “Preparation and thermoelectric property of boron thin film”, *Journal of Solid State Chemistry* 154, 153-156, 2000.

Karaca, I., Celebi, S., Varilci, A. and Malik, A.I., “Effect of Ag₂O addition on the intergranular properties of the superconducting Bi-(Pb)-Sr-Ca-Cu-O system”, *Supercond. Sci. Technol.* 16 100 2003.

Karaca, İ., “Characterization of a cylindrical superconductor disk prepared by the wet technique with microstructure analysis and levitation force measurements using a permanent magnet”, *Chinese Journal Of Physics* 47, 5, 2008.

Karaca, İ., Yüksek sıcaklık süperiletkenlerin üretimi ve katkı maddelerinin fiziksel özellikler üzerine etkisi, Doktora Tezi, *Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon*, 2001.

Karaca, İ., Şimşek, N., Özen, S. ve Güler, M.T. “Infiltration effects on (RE) 123 superconductors”, *Chinese Journal of Physics* 59, 556-566, 2019.

Khan, N.A., Hassan, N., Irfan, M. and Firdous, T., “Different regions of fluctuation conductivity in Sn-doped Cu_{0.5}Tl_{0.5}Ba₂Ca₂Cu_{3-y}Sn_yO_{10-δ} superconductors”, *Physica B: Condensed Matter* 405, 6, 1541-1545, 2010.

Kılıç, A., Okur, S., Güçlü, N., Kölemen, U., Uzun, O., Özyüzer, A. ve Gencer, A., “Structural and low-field magnetic characterization of superconducting MgB₂ Aires”, *Physica C* 415, 51-56, 2004.

Kılıç, S., Yüksek geçiş sıcaklıklı süperiletkenlerde kritik durum modellerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, *Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Adana*, 2008.

Kırat, G., Kızılaslan, O. ve Aksan, M.A., “Effect of the Er-substitution on critical current density in glass-ceramic Bi₂Sr₂Ca₂(Cu_{3-x}Er_x)O_{10+δ} superconducting system”, *Ceramics International* 42, 15072–15076, 2016.

Kim, C.J., Lee, H.G., Kuk, I.H., Chang, I.S., Rim, C.S., Han, P.S. and Won, D.Y., “The orthorhombic-totetragonal phase transition in $\text{YBa}_2(\text{Cu}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{3O}_{7-y}$ ”, *J Mater Sci.* 25:2165, 1990.

Kim, C-J., Superconductor Levitation Concepts and Experiments, *Springer*, Singapore, 2019.

Kim, K.T., Jang, S.H., Park, E.C., Joo, J., Kim, H., Hong, G-W, Kim, C.-J., Kim, H-R. and Hyun, O-B., “Fabrication and characterization of bulk BSCCO(2212)- SrSO_4 composites by melt casting process”, *Physica C* 445–448, 447–450, 2006.

Kim, Y., No, K., Han, Y.H., Kim, C-J., Jun, B-H., Lee, S.Y., Youn, J.S. and Sung, T.H., “Interaction mediated by size differences between Y_2BaCuO_5 and CeO_2 particles in melt-textured YBCO superconductors”, *Cryogenics* 51, 247–252, 2011.

Komatsu, T., Sato, R., Meguro, H., Matusita, K. and Yamamashita, T., “Effect of Cooper content on Glass Formation and Superconductivity in the Bi,Pb-Sr-Ca-Cu-O System”, *J. Material Science* 26, 683-688, 1991.

Koralay, H., Farklı oranlarda vanadyum katkısı yapılmış bi-tabanlı yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin üretimi, yapısal ve fiziksel özelliklerinin incelenmesi. Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 2007.

Koyama, S., Endo, U. and Kawai, T., “Preparation of Single 110 K Phase of the Bi-Sr-Ca-Cu-O Superconductor”, *Jpn. Journal of App. Phys.* 27, 10, 1861-1863, 1988.

Krabbes, G., Fuchs, G., Canders, W.R., May, H. and Palka R., High Temperature Superconductor Bulk Materials: Fundamentals-Processing-Properties-Control-Application Aspects, *John Wiley & Sons Ltd.*, England, 2006.

Kulpa, A., Chaklader, A.C.D., Osborne, N.R., Roemer, G., Sullivan, B. and Williams, D.L., “Influence of oxygen ordering and sintering temperatures on the

superconducting transition temperature of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ compound at fixed oxygen content x higher than $x = 6.8$ ”, *Solid State Commun.* 71, 265–268, 1989.

Larbalestier, D.C., Gurevich, A., Feldmann, D.M. and Polyanskii, A.A., “High-Tc superconducting materials for electric power applications”, *Nature* 414, 368, 2001.

Liu, W., Wang, S.Y, Jing, H., Zheng, J., Jiang, M. and Wang, J.S., “Levitation performance of YBCO bulk in different applied magnetic fields”, *Physica C* 468, 974–977, 2008.

Liua, M. and Wang, Y., “The attenuation of the levitation force of HTS bulk exposed to AC magnetic field on the above NdFeB guideway”, *Physica C* 472, 75–77, 2012.

London, F., and London, H., “The electromagnetic equations of the supraconductor” *Proceedings of the Royal Society of London* A149, 71, 1935.

Lu, Y. Y., Lu, B. J. and Wang, S. Y., “The relationship of magnetic stiffness between single and multiple YBCO superconductors over permanent magnet guideway”, *J. Low Temp. Phys.* 164, 279, 2011.

Maeda, A., Noda, K., Uchinokura, K., and Tanaka, S., “Study on the preparation and the physical properties of a 110 K $(\text{Bi,Pb})_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ Superconductor”, *Jpn. Journal of App. Phys.* 28, 4, 576-579, 1989.

Maeda, H., Tanaka, Y., Fukitomi, M. and Asano, T., “A New-High Tc oxide superconductor without a rare earth element”, *Jpn. J. Appl. Phys.* 27, 2, 209-210, 1988.

Marnel, S., Wang, J., Monoy, I., Delare, M.P., Provost, J. and Desgardin, G., “Top-seeding melt texture growth of single-domain superconducting $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ pellets”, *Supercond. Sci. Technol.* 10:147, 1997.

Marouchkine, A., Room-Temperature Superconductivity, 1st ed, *Cambridge International Science Publishing*, Great Abington, Cambridge, 2004.

Maxwell, I E., “Isotope effect in the superconductivity of mercury”, *Phys. Rev.* 78, 477, 1950.

Mazaki, H., Takano, M., Takada, J., Kitaguchi, H., Miura, Y., Ikeda, Y., Tomii, Y. and Kubozoe T., “Complex Susceptibility of Bi,Pb-Sr-Ca-Cu-O Superconductors”, *Jpn. Journal of App. Phys.* 27, 1639-1641, 1988.

Meissner, W., and Ochsenfeld, R.. “Ein neuer effect bei eintritt der supraleitfaehigkeit” *Naturwissenschaften* 21, 787, 1933.

Michel, C., Hervieu, M., Borel, M. M., Gradlin, A., Deslandes, F., Provost, J. and Raveau, B., “Superconductivity in the Bi-Sr-Cu-O system” *Z. Phys. B-Condensed Matter* 68, 421-423, 1987.

Moon, F. C., Weng, K. C. and Chang, P. Z., “Dynamic magnetic forces in superconducting ceramics”, *J. Appl. Phys.* 66, 5643, 1989.

Moon, F. C., Yanoviak, M. M. and Ware, R., “Hysteretic levitation forces in superconducting ceramics”, *Appl. Phys. Lett.* 52, 1534, 1988.

Moon, F.C., “Superconducting Levitation: Applications to Bearings and Magnetic Transportation”, *John Wiley & Sons*, New York, 1994.

Moon, F.C., Superconducting Levitation, 2nd edition, *WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA*, Weinheim, 2004.

Murakami, M., “Novel application of high Tc bulk superconductors”, *Appl. Supercond.*, 1, 1157, 1993.

Murakami, M., Gotoh, S., Fujimoto, H., Yamaguchi, K., Koshizuka, N. and Tanaka, S., “Flux pinning and critical currents in melt processed YBaCuO superconductors”, *Supercond. Sci.Technol.* 48, 43-50, 1991.

Murakami, M., Melt Processed High-Temperature Superconductors, *World Scientific*, Singapore, 1992.

Nagashima, K., Otani, T. And Murakami, M., “Magnetic interaction between permanent magnets and bulk superconductors”, *Physica C*, 328, 137-144, 1999.

Nikolo, M. and Goldfarb, R. B., “Flux creep and activation energies at the grain boundaries of Y-Ba-Cu-O superconductors”, *Phys. Rev. B.* 39, 10, 6615-6618, 1989.

Ozogul, O., “Calculation of levitation force using a critical-state model”, *J. Supercond. Nov. Magn.* 25, 221, 2012.

Ozturk, O., Yegen, D., Yilmazlar, M., Varilci, A. ve Terzioglu, C., “The effect of cooling rates on properties of $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.35}\text{Sr}_{1.9}\text{Ca}_{2.1}\text{Cu}_3\text{O}_y$ superconductors produced by solid-state reaction method”, *Physica C* 451, 113–117, 2007.

Özabacı, M., Süperiletken MgB_2 kalın filmlerin hazırlanması, mikroyapısal ve elektriksel özelliklerinin belirlenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Malatya, *İnönü Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 2008.

Özkurt, B., Nd ve Gd katkılı BSCCO cam seramik süperiletken sisteminin fiziksel ve iletim özellikleri, Doktora Tezi, *Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Adana, s. 57, 2007.

Patnaik, P.S. and Kadam, L.D., “Preparation and characterization of spray pyrolyzed nickel oxide (NiO) thin films”, *Applied Surface Science*, 199, 211–221, 2002.

Prozorov, R., Static and dynamic irreversible magnetic properties of high temperature superconductors, PhD Thesis, *Submitted to the Senate of Bar-Ilan University Ramat-Gan*, Israel, 1998.

Ray, P. J., Structural investigation of $\text{La}_{2-x}\text{Sr}_x\text{CuO}_{4+y}$ following staging as a function of temperature, Master’s thesis, *Niels Bohr Institute*, Copenhagen, Denmark, 8-9, 2015.

Rose-Innes, A.C. and Rhoderick, E.H., Introduction to Superconductivity, 2nd edition, *Pergamon Press Ltd.*, England, 1980.

Sanchez, A., Del-Valle, N., Navau, C. and Chen, D. X., “Critical-current density analysis of force and stability in maglev systems”, *J. Appl. Phys.* 105, 023906, 2009.

Sangster, A. J., Fundamentals of Electromagnetic Levitation, 7th chapter, *The Institution of Engineering and Technology*, London, 152-157, 2012.

Savaskan, B., Abdioglu, M. ve Ozturk, K., “Determination of magnetic levitation force properties of bulk MgB₂ for different permanent magnetic guideways in different cooling heights”, *Journal of Alloys and Compounds* 834, 155167, 2020.

Scalapino, D.J., “The case for dx²-y² pairing in the cuprate superconductors”, *Physics Reports* 250(6), 329-365, 1995.

Schilling, A., Cantoni, M., Guo, J. D. and Ott, H. R.,” Superconductivity above 130 K in the Hg–Ba–Ca–Cu–O system” *Nature* 363, 56, 1993.

Sheng, Z. Z, and Hermann, A. M., “Superconductivity in Rare-Earth-Free Tl-Ba-Cu-O system above liquid-nitrogen temperature”, *Nature* 332, 55-59, 1988.

Shi, Y., Namburi, D.K., Zhao, W., Durrell, J.H., Dennis, A.R. and Cardwell, D.A., “The use of buffer pellets to pseudo hot seed (RE)-Ba-Cu-O-(Ag) single grain bulk superconductors”, *Supercond. Sci. Technol.* 29:015010, 2016.

Shiohara, Y. and Endo, A., “Crystal growth of bulk high-Tc Superconducting oxide materials”, *Materials Science and Engineering* 19, 1-86, 1997.

Shlyk, L., Krabbes, G. and Fuchs, G., “Trapped field and levitation force in melt-textured YBCO doped with Ni and Li”, *Physica C* 390, 325–329, 2003.

Siegrist, T., Sunshine, S., Murphy, D.W., Cava, R.J. and Zahurak, S.M., “Crystal structure of YBCO system”, *Phys. Rev. B.* 35, 7137, 1987.

Simon, I., “Forces acting on superconductors in magnetic fields”, *Journal Apply. Phys.* 24, 19, 1953.

Sözeri, H., Özkan, H. and Ghazanfari, N., “Properties of YBCO superconductors prepared by ammonium nitrate melt and solid-state reaction methods”, *Journal of Alloys and Compounds*, 428, 1–7, 2007.

Unsworth, J., Du, J., Crosby, B.J. and Macfarlane, J.C., “Magnetic levitation force measurement on high T_c superconducting ceramic/polymer composites”, *IEEE Trans. Mag.* 29, 1, 1993.

Url 1, http://ffden-2.phys.uaf.edu/212_fall2003.web.dir/T.J_Barry/bcstheory.html, (online access on 17 March, 2017). 2017

Valle, N. D., Sanchez, A., Pardo, E., Navau, C. and Chen, D. X., “Enhanced stability by field cooling in superconducting levitation with translational symmetry”, *Appl. Phys. Lett.* 91, 112507, 2007.

Vinila, V., Jacob, R., Mony, A., Nair, H., Issac, S., Rajan, S., Nair, A. and Isac, J., “XRD studies on nano crystalline ceramic superconductor PbSrCaCuO at different treating temperatures”, *Phys. B* 405, 1541, 2010.

Vlasko-Vlasov, V. K., Dorosinskii, L. A., Indenbom, M. V., Nikitenko, V. I., Polyanskii, A. A. and Prozorov, R., "Visual representation of the Meissner expulsion of the magnetic flux in YBaCuO single crystals", *Supercond., Phys. Chem. Technol.* 5(11), 1917, 1992.

Wang, J., Wang, S. and Zheng, J., “Recent development of high temperature superconducting Maglev system in China”, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* 19, 2142, 2009.

Wang, W., Chen, Q., Cui, Q., Ma, J. and Zhang, H., “Preparation of c-axis oriented YBa₂Cu₃O₇ polycrystalline ceramics by sol–gel method”, *Physica C* 511, 1–3, 2015.

Wang, Y-N., Yang, W-M., Yang, P-T., Zhang, C-Y., Chen, J-L., Zhang, L-J. and Chen, L., “Influence of trapped field on the levitation force of SmBCO bulk superconductor”, *Physica C: Sup. and its App.* 542, 28–33, 2017.

Wei, J. C. and Yang, T. J., “Theoretical calculation of magnetic force for Type-II superconductor in a levitated magnetic field”, *Chin. J. Phys.* 34, 1344, 1996.

Werfel, F. N., Floegel-Delor, U., Rothfeld, R., Riedel, T., Goebel, B., Wippich, D. and Schirrmeister, P., “Superconductor bearings, flywheels and transportation”, *Supercond. Sci. and Technol.* 25, 014007, 2012.

Worthington, T. K., Gallagher, W. J. and Dinger, T. R., “Anisotropic nature of high-temperature superconductivity in single-crystal $Y_1Ba_2Cu_3O_{7-x}$ ”, *Phys. Rev. Lett.* 59, 1160, 1987.

Wu, M.K., Ashburn, J. R., Torng, C. J., Hor, P. H., Meng, R.L., Gao, L., Huang, Z. J., Wang, Y. Q. and Chu, C. W., “Superconductivity at 93 K in a New Mixed-Phase Y-Ba-Cu-O system at ambient pressure”, *Phys. Rev. Lett.* 58, 9, 908-910, 1987.

Yang, W.M., Zhou, L., Feng, Y., Zhang, P.X., Wang, J.R., Zhang, C.P., Yu, Z.M., Tang, X.D. and Wei, W., “The effect of magnet configurations on the levitation force of melt processed YBCO bulk superconductors”, *Physica C* 354, 5-12, 2001.

Yang, W.M., Zhou, L., Feng, Y., Zhang, P.X., Nicolsky, R. and de Andrade Jr, R., “The characterization of levitation force and attractive force of single-domain YBCO bulk under different field cooling process”, *Physica C* 398, 141–146, 2003.

Yang, Y. and Li, C., “Numerical investigation of the relationship between magnetic stiffness and minor loop size in the HTS levitation system”, *Aip Advances* 7, 105327, 2017.

Yang, Y. and Zheng, X. J., “Method for solution of the interaction between superconductor and permanent magnet”, *J. Appl. Phys.* 101, 113922, 2007.

Yanmaz, E., Abell, J.S., Harris, Lr., “YBa₂Cu₃O_{7-y} superconducting oxides obtained by Arc-Casting”, *Joumd ofthe Less-Common Metah* 164 & 165, 193-199, 1990.

Yazıcı, D., Tek fazlı BSCCO süperiletken malzeme üretimi ve malzemenin fiziksel özelliklerinin araştırılması, Doktora Tezi, *Çukurova Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Adana, s. 57-59, 2010.

Zakaullah, K., Preparation and characterization of Bi-based High – Tc superconductors, PhD Thesis, *Ghulam Ishaq Khan Institute*, Pakistan, 2008.

Zhao, Z.M., Xu, J.M., Yuan, X.Y. and Zhang, C.P., “Levitation force of melt-textured YBCO superconductors under non-quasi-static situation”, *Physica C* 549, 154-159, 2018.

Zheng, B., Zheng, J., He, D., Ren, Y. and DenG, Z., “Magnetic characteristics of permanent magnet guideways at low temperature and its effect on the levitation force of bulk YBaCuO superconductors”, *JALCOM* 656, 77-81, 2016.

ÖZ GEÇMİŞ

Münir Taner GÜLER yılında de doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini tamamladı. yılında girdiği Çukurova Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü'ndende mezun oldu. Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı Başkanlığı'nda yılında başladığı yüksek lisans çalışmasını “Metal Destekli Katı Oksit Yakıt Hücresi Geliştirilmesi” başlıklı tezini yılında vererek tamamladı. yılında Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalında doktora öğrenimine başladı.



TEZ ÇALIŞMASINDAN ÜRETİLEN ESERLER

Bu tez çalışmasından, 1 (bir) adet uluslararası makale ve 1 (bir) adet uluslararası bildiri üretilmiştir.

Güler, M. T., Karaca, İ. and Ş. Ünlüer, “Crystallographic effects of Boron doping into Sm-Ca-Cu-O Ceramic”, *Journal of Molecular Structure* 1231, 129876, 2021.

Güler, M. T. and İ. Karaca, “B Doping Effects Into SM123 Superconductor in View of Crystallographic Properties”, *3rd International Conference on Physical Chemistry & Functional Materials*, Malatya Turgut Ozal University, 22-24 September, Malatya, Turkey.

