

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**



TRABZON



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ORCID : - - -

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce

Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : / /

Tezin Savunma Tarihi : / /

Tez Danışmanı :
ORCID : - - -

Trabzon

ÖNSÖZ

“MgO Altlık Üzerinde YBCO ve NdBCO Çift Katmanlı İnce Film Çekirdek Kullanarak Üstten Aşılama-Eritme-Büyütme [Top Seeded-Melt-Growth (TSMG)] Yöntemi ile Üretilen Eklenmiş YBCO Külçe Süperiletkeni” isimli bu tez Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Programı’nda hazırlanmıştır.

Tez çalışmam boyunca hiçbir desteğini esirgemeyen ve bilim insanı olma yolundaki ilk adımlarımı atarken kıymetli bilgileriyle ve tecrübesiyle yolumu aydınlatan danışman hocam Sayın Prof. Dr. Alev AYDINER’e teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca, yapıcı eleştirileri ve önerileri ile tezime büyük katkıları bulunan saygıdeğer hocalarım Sayın Dr. Öğr. Üyesi Bakiye ÇAKIR’a ve Sayın Dr. Öğr. Üyesi Şeyda DUMAN’a, teşekkürlerimi sunarım.

Laboratuvar çalışmalarım süresince yardımları ve ilgileri konusunda eksiklik hissetmediğim, her konuda bana destek veren Sayın Prof. Dr. Tayfur KÜÇÜKÖMEROĞLU ve Sayın Doç. Dr. Mehmet BAŞOĞLU’na ve tez çalışması sürecinde bana desteklerini esirgemeyen Fizik Bölümü’ndeki tüm değerli hocalarıma ve arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Deneyisel çalışmalarım boyunca K.T.Ü. Fizik Anabilim Dalı Başkanlığı görevini yürüten ve her türlü imkânı sağlayan Sayın Prof. Dr. Ahmet Hakan YILMAZ ve Sayın Prof. Dr. Tuncay BAYRAM’a teşekkür eder saygılarımı sunarım.

Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) tarafından desteklenen MAG-1001 “219M281” nolu proje kapsamında sağlanan imkanlardan dolayı TÜBİTAK’a teşekkür ederim.

Son olarak, doğduğum günden beri elimi hiç bırakmayan, hayatım boyunca aldığım tüm kararlarda bilgi ve tecrübelerinden faydalandığım ve her kararında arkamda olan, maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen aileme teşekkür eder, minnettarlığımı sunarım.

Kübra Nur BATUR

Trabzon 2023

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “MgO Altlık Üzerinde YBCO ve NdBCO Çift Katmanlı İnce Film Çekirdek Kullanarak Üstten Aşılama-Eritme-Büyütme [Top Seeded-Melt-Growth (TSMG)] Yöntemi ile Üretilen Eklenmiş YBCO Külçe Süperiletkeni” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Alev AYDINER’in sorumluluğunda tamamladığımı, örnekleri kendim ürettiğimi, deneyleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 29/09/2023

Kübra Nur BATUR

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET.....	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XI
SEMBOLLER DİZİNİ	XII
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş	1
1.2. Süperiletkenliğin Tanımı ve Tarihçesi	4
1.3. Süperiletkenliğe Ait Temel Bilgiler	7
1.4. YBCO Sistemi.....	12
1.5. TSMG Yöntemi ve Külçe Süperiletken Büyüme Mekanizması	16
1.6. Külçe Süperiletkenlerin Boyutlarının Artırılması	20
1.7. Külçe Süperiletkenlerin Uygulama Alanları	22
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR.....	26
2.1. Başlangıç Tozlarının Hazırlanması	26
2.1.1. $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ Bileşiğinin Hazırlanması.....	26
2.1.2. Y_2BaCuO_5 Bileşiğinin Hazırlanması	27
2.2. YBCO Süperiletken Örneklerinin Üretimi.....	28
2.2.1. $\text{Y123} + \%25 \text{Y211}$ Örneklerinin Üretimi	28
2.2.2. $\text{Y123} + \%25\text{Y211} + \%20\text{Ag}_2\text{O}$ Ekleme Örneğinin Üretimi.....	30
2.3. Külçe YBCO Süperiletkenlerin Eklenmesi	31
2.4. Yapısal Analiz.....	33
2.4.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA).....	33
2.4.2. X-Işınları Kırınım Analizi (XRD).....	33
2.4.3. Polarize Optik Mikroskop (POM).....	34
2.4.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Enerji Dağılımlı X-Işını Spektrometresi (EDS)	34
2.5. Fiziksel Analiz.....	35

2.5.1. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümü	35
2.5.2. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri	36
3. BULGULAR VE TARTIŞMA	37
3.1. Başlangıç Tozlarının Yapısal Analizi.....	37
3.1.1. Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Analizi	37
3.1.2. Diferansiyel Termal Analiz (DTA).....	39
3.1.3. X-Işınlari Kırınım Analizi (XRD).....	41
3.2. Y123 + %25Y211 Örneklerinin Yapısal Analizi	42
3.2.1. X-Işınlari Kırınım Analizi (XRD).....	42
3.2.2. Polarize Optik Mikroskop (POM).....	43
3.3. Y123 + %25Y211 + %20Ag ₂ O Ekleme Örneklerinin Yapısal Analizi	44
3.3.1. X-Işınlari Kırınım Analizi (XRD).....	44
3.3.2. Polarize Optik Mikroskop (POM).....	45
3.4. Eklenmiş Örneklerin Yapısal Analizi.....	46
3.4.1. Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) ve Enerji Dağılımlı X- Işını Spektrometresi (EDS) Analizi	46
3.5. YBCO Süperiletken Örneklerinin Fiziksel Analizi.....	50
3.5.1. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümleri	50
3.5.2. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri	54
4. SONUÇLAR.....	59
5. ÖNERİLER	60
6. KAYNAKLAR.....	61
ÖZGEÇMİŞ	

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

MgO ALTLIK ÜZERİNDE YBCO VE NdBCO ÇİFT KATMANLI İNCE
FİLM ÇEKİRDEK KULLANARAK ÜSTTEN AŞILAMA-ERİTME-BÜYÜTME
[TOP SEEDED-MELT-GROWTH (TSMG)] YÖNTEMİ İLE ÜRETİLEN
EKLENMİŞ YBCO KÜLÇE SÜPERİLETKENİ

Kübra Nur BATUR

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Alev AYDINER
2023, 70 Sayfa

Bu çalışmada teknolojik uygulamalarda kullanılmak üzere aşılama malzemesi olarak NdBCO/YBCO/MgO (300 nm NdBCO/ 20 nm YBCO/ MgO) ince film çekirdeği kullanılarak ve TSMG yöntemi uygulanarak Y123 + %25Y211 (YBCO) örnekleri ile Y123 + %25Y211 + %20Ag₂O (YBCO-Ag₂O) ekleme örneği üretildi. Ekleme örneğinden yaklaşık 1,5 mm kalınlığında iki adet dilim kesildi. Üç adet YBCO örneği ve iki ekleme malzemesi c-eksenine paralel olacak şekilde, üst üste istiflenerek eklendi. Eklenmiş örneğe su jeli yöntemi uygulanarak süperiletken halka haline getirildi. Süperiletkenlik özelliklerinin incelenmesi için eklenen külçelerden kesilen küçük parçaların direnç ve manyetizasyon ölçümleri yapıldı.

Uygulanan ekleme yöntemi sonucunda örnekler ve ek bölgelerinin mikro yapı analizinde mikro çatlaklara rastlanırken, kritik akım yoğunlukları eğrilerinden çatlakların akım akışına engel oluşturmadığı, örneğin bir bütün olarak uygulanan manyetik alana karşı dayanıklı olduğu ve direnç geçişlerinin beklendiği şekilde tekdüze (~92 K) olduğu görüldü.

Anahtar Kelimeler: YBCO, TSMG, NdBCO/YBCO/MgO ince film çekirdek, Külçe süperiletken, Lehim malzemesi ile ekleme yöntemi, Kritik akım yoğunluğu

SUMMARY

MsC. Thesis

USING YBCO AND NdBCO DOUBLE-LAYER THIN FILM CRYSTAL ON MgO
SUBSTRATE AND WELDED YBCO BULK SUPERCONDUCTOR
MANUFACTURED BY TOP SEEDED-MELT-GROWTH (TSMG) METHOD

Kübra Nur BATUR

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Physics Graduate Program
Supervisor: Prof. Alev AYDINER
2023, 70 Pages

In this study, Y123 + %25Y211 (YBCO) samples and Y123 + %25Y211 + %20Ag₂O (YBCO-Ag₂O) welding sample were produced by using NdBCO/YBCO/MgO (300 nm NdBCO/ 20 nm YBCO/ MgO) thin film seed as seeding material and applying TSMG as production method to be used in technological applications. Two slices of approximately 1.5 mm thick were cut from the welding sample. Three YBCO samples and two addition materials were added parallel to the *c*-axis, stacked on top of each other. The superconducting ring was formed by applying the water jet method to the attached sample. In order to examine the superconductivity properties, resistivity and magnetization measurements of the small pieces cut from the welded bulks were made.

As a result of the applied welded method, microcracks were encountered in the microstructure analysis of the samples and welding regions, while it was seen from the critical current density curves that the cracks did not prevent to the current flow, attached sample were resistant to the applied magnetic field as a whole and the resistance transitions were uniform (~ 92 K) as expected.

Key Words: YBCO, TSMG, NdBCO/YBCO/MgO thin film seed, Bulk superconductor, Method of joining with solder material, Critical current density

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 1.1. Süperiletken malzeme ve normal bir metalin öz dirençlerinin sıcaklıkla değişimi (Kittel, 1971).....	5
Şekil 1.2. Süperiletkenliğin kritik parametrelere (kritik akım yoğunluğu, kritik sıcaklık ve kritik manyetik alan) bağımlılığı (Rose-Innes ve Rhoderick, 1980).	9
Şekil 1.3. Süperiletkenlerde kritik manyetik alanlar (Serway, 1996).	10
Şekil 1.4. Vorteks yapısı ve ideal örgü düzeni (Rose-Innes ve Rhoderick, 1980).	11
Şekil 1.5. YBCO bileşiği için ikili faz diyagramı (Murakami, 1992).	13
Şekil 1.6. Y123 içine hapsedilmiş Y211 fazının optik fotoğrafı (Pinmangkorn vd., 2020).....	13
Şekil 1.7. YBCO bileşiğinin kristal yapısı (Çakır, 2010).	15
Şekil 1.8. Kenar eriyik dağılım modeli (Diko vd., 2003).	18
Şekil 1.9. Büyüme cephesinin önündeki difüzyon katmanındaki başlangıç basıncının şematik gösterimi (Diko vd., 2003)	19
Şekil 2.1. Y123 ve Y211 toz karışımlarının kalsinasyon işlem şeması	27
Şekil 2.2. Y123 toz karışımının eritme ısı işlem şeması.....	27
Şekil 2.3. 20 mm çapında üretilen Y123 + %25Y211 örneklerinin ısı işlem şeması	29
Şekil 2.4. 20 mm çapında üretilen Y123 + %25Y211 örneklerinin üst yüzey görünümü.....	29
Şekil 2.5. Y123 + %25Y211 + %20Ag ₂ O ekleme örneğinin ısı işlem şeması.....	30
Şekil 2.6. 20 mm çapında üretilen Y123 + %25Y211 + %20Ag ₂ O ekleme örneğinin üst yüzey görünümü	31
Şekil 2.7. Ekleme işleminin ısı işlem şeması.....	31
Şekil 2.8. (a) Y123+ %25Y211 + %20Ag ₂ O ekleme örneği kullanılarak istiflelenmiş Y123+ %25Y211 örnekleri (b) Isıl işlem sonrası eklenmiş örnek	32
Şekil 2.9. Isıl işlem sonrası eklenmiş ve 8 mm oyuk açılmış W-D20 örneği	33
Şekil 2.10. a) Direnç ölçümü için eklenmiş örnekten kesilen iki dikdörtgen parça ve b) Standart dört nokta yöntemi ile direnç ölçümünün şematik gösterimi	35
Şekil 2.11. Manyetizasyon ölçümü için eklenmiş örnekteki farklı bölgelerden kesilen parçaların şematik gösterimi	36
Şekil 3.1. a) 900 °C'de 36 saat kalsine edilmiş Y123, b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y123 ve c) Kalsine edilmiş Y211 tozlarının SEM görüntüleri	38

Şekil 3.2.	a) 900 °C’de 36 saat kalsine edilmiş Y123, b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y123 ve c) Kalsine Y211 tozlarının DTA eğrileri	39
Şekil 3.3.	a) 900 °C’de 36 saat kalsine edilmiş Y123, b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y123 ve c) Kalsine edilmiş Y211 tozlarının X-ışını kırınım desenleri.....	41
Şekil 3.4.	S-D20-1, S-D20-2 ve S-D20-3 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri	43
Şekil 3.5.	S-D20-1, S-D20-2 ve S-D20-3 örneklerinin $\times 5$, $\times 10$ ve $\times 20$ büyötmelerde alınan polarize optik fotoğrafları	44
Şekil 3.6.	A-D20 örneğinin X-ışını kırınım deseni.....	45
Şekil 3.7.	A-D20 örneğinin polarize optik fotoğrafları.....	45
Şekil 3.8.	a) WR-üst-ek ile b) WR-alt-ek örneklerinden alınan SEM görüntöleri	47
Şekil 3.9.	WR-üst-ek örneğinden alınan SEM görüntüsü ve EDS spektrumu	49
Şekil 3.10.	WR-alt-ek örneğinden alınan SEM görüntüsü ve EDS spektrumu	50
Şekil 3.11.	Süperiletken halkadan alınmış WR-üst-ek ile WR-alt-ek örneklerinin farklı manyetik alanlar altında direnç-sıcaklık değışimleri	51
Şekil 3.12.	Süperiletken halkadan alınmış WR-üst-ek ile WR-alt-ek örneklerinin farklı manyetik alan altında $d\rho/dT$ türevlerinin sıcaklıkla değışimi.....	53
Şekil 3.13.	W-üst, W-orta ile W-alt örneklerinin 50 ve 77 K sıcaklığındaki manyetizasyon eğrileri.....	55
Şekil 3.14.	W-üst-ek ile W-alt-ek örneklerinin 50 ve 77 K sıcaklığındaki manyetizasyon eğrileri.....	56
Şekil 3.15.	W-üst, W-üst-ek, W-orta, W-alt-ek ile W-alt-ek örneklerinin 50 ve 77 K’deki kritik akım yoğunluğu eğrileri.....	57

TABLÖLAR DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1.1. REBCO elementlerinin peritektik ayrışım sıcaklıkları (e. n) ve iyon yarıçapları (i.y) (Murakami vd., 1996).	17
Tablo 2.1. Kullanılan toz bileşiklerin molekül ağırlıkları ve saflık dereceleri	26
Tablo 3.1. Süperiletken halkadan alınan WR-üst-ek ile WR-alt-ek örneklerinin T_c , başlangıç, T_c , sıfır, ΔT ve T_c değerleri	52
Tablo 3.2. Örneklerin 50 K ve 77 K sıcaklığındaki A/cm ² cinsinden kritik akım yoğunluğu değerleri	58

SEMBOLLER DİZİNİ

a, b, c	: Örgü parametreleri
B	: Manyetik akı yoğunluğu
$B_{eşik}$	: Eşik manyetik alan
D	: Uzaklık (B-B' arası mesafe)
d	: Büyüme cephesi kalınlığı
E	: Elektrik alan
e	: Elektron yükü
H_a	: Uygulanan manyetik alan
H_c	: Kritik manyetik alan
H_{c1}	: Alt kritik manyetik alan
H_{c2}	: Üst kritik manyetik alan
$H_{tersinmez}$	: Tersinmez manyetik alan
I	: Akım
J_c	: Kritik akım yoğunluğu
J	: Akım yoğunluğu
J_t	: İletim akımı yoğunluğu
J_s	: Perdeleme akımı yoğunluğu
M	: Manyetizasyon
ΔM	: Histeresis genişliği
n_s	: Süperelektron yoğunluğu
r	: Tel yarıçapı
SF	: Perdeleme faktörü
T	: Sıcaklık
T_c	: Kritik sıcaklık
$T_{c, başlangıç}$	: Süperiletkenliğin başladığı sıcaklık
$T_{c, sıfır}$	: Süperiletkenliğin sonlandığı sıcaklık
T_{max}	: Maksimum sıcaklık
T_p	: Peritektik ayrışım sıcaklığı
ΔT	: Sıcaklık farkı
$\hbar$	: Planck sabiti

κ	: Ginzburg-Landau parametresi
λ	: London nüfuz derinliği
μ_0	: Boşluğun manyetik geçirgenlik katsayısı
ξ_0	: Saf malzemeler için eş uyum uzunluğu
ξ	: Saf olmayan malzemeler için eş uyum uzunluğu
$\xi(T)$	: T sıcaklığındaki eş uyum uzunluğu
ρ	: Öz direnç
Φ_0	: Manyetik akı kuantumu



1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Süperiletkenler belli koşullar sağlandığında elektrik direnci aniden sıfır olan ($\sim 10^{-26}$ Ω) malzemelerdir. Enerji kaybı olmadan bir akımın akmasını sağlamak süperiletken malzemelerle mümkün hale gelir. Teknolojik alanlarda kullanılması amacıyla süperiletkenler toz, tel, şerit, kablo, silindirik-kare külçe, ince film, kalın film gibi çeşitli şekillerde üretilirler (Namburi vd., 2021). Külçe şeklindeki süperiletkenler, yüksek akım taşıma kapasitesine sahip olmaları, klasik mıknatıslara göre çok daha fazla manyetik alan tuzaklayabilmeleri, elektromıknatıslarda olduğu gibi manyetik alanı oluşturan akımı sağlamak için hiçbir güç kaynağının ve doğrudan bağlantının gerekli olmamasından dolayı mühendislik uygulamalarında tercih edilirler (Ainslie ve Fujishiro, 2020; Namburi vd., 2021).

Tek kristal külçe süperiletkenlerde kalıcı mıknatıslardan farklı olarak örnek hacmi veya tane boyutunun artmasıyla akım taşıma kapasitesi artar ve sonuç olarak malzemenin tuzaklayacağı alan da artar. Bu nedenle teknolojik uygulamalarda büyük boyutlu, büyük tek taneli, kritik akımın mümkün olduğunca yüksek ve bir engelle karşılaşmadan aktığı süperiletken örneklerin üretilmesi önem taşır (Durell vd., 2014; Congreve vd., 2021; Namburi vd., 2021).

Büyük boyutlarda tek kristal halka şeklindeki külçe süperiletkenler ise oluşturdukları perdeleme etkisiyle uygulanan alanı etkili bir şekilde koruyabilirler ve yüksek alan tuzaklama yeteneği ile yüksek akım taşıma kapasitesine sahiptirler (Dennis vd., 2007; Durell vd., 2014).

Ek olarak süperiletken bir malzemeye uygulanan alan tersinmez manyetik alan ($H_{tersinmez}$) değerinden büyük olduğunda akım taşınamaz. $H_{tersinmez}$, karışık duruma sahip süperiletkenler için çivileme kuvvetinin sıfır olduğu, akı çizgilerinin serbestçe hareket etmeye başladığı noktadaki alan değeridir. Bu değer malzemenin alan tuzaklama kapasitesinin üst sınırını temsil eder, üst kritik alan değerinin (H_{c2}) biraz altındadır ve sıcaklık azaldıkça artar. Uygulama alanlarında manyetik alan sınırı olarak bu değer dikkate alınır. Örnek olarak $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (YBCO) sistemi için $H_{tersinmez}$ değeri 77 K'de 5-6 T gibi yüksek bir değerdir. Tomita ve Murakami (2003), YBCO külçe süperiletkeninde 17,24 T

tuzaklanan alan değerine, Durell vd., (2014) ise yüksek sıcaklık GdBCO külçe süperiletken malzemede 17,6 T tuzaklanan manyetik alan değerine ulaşmıştır. Süperiletken sistem veya alaşımlar arasında REBCO [REBaCuO (RE: nadir toprak elementleri (Rare Earths): Y, Nd, Sm, Gd,...)], TBaCaCuO, BiSrCaCuO gibi sistemler geniş bir sıcaklık aralığında en yüksek $H_{tersinmez}$ değerlerini gösterir. Bu nedenle yüksek manyetik alanlarda büyük akımları taşıma konusunda bakır oksit düzlemlerine sahip külçe süperiletkenler umut vericidir (Cardwell, 1998; Ainslie ve Fujishiro, 2020).

Külçe süperiletkende alan tuzaklamayı artırmak ve malzeme içerisinde akımın ilerlemesini kolaylaştıracak homojen, kristalografik olarak tek bir yönde yönelimi olan bir mikroyapı elde etmek için bir aşılama malzemesi kullanılarak büyük taneli tek kristal külçe örnekler üretilmelidir. Bu noktada aşılama malzemesinin ne olduğu, hangi formda ve hangi şekilde olduğu, kristal yapısı, termal olarak kararlı olup olmadığı gibi özellikler tanenin büyümesi ve külçenin mikroyapısını belirlemede önemli parametrelerdendir.

Tek kristal külçe süperiletken üretim yöntemlerinde, aşılama malzemesi olarak; süperiletken olmayan malzemeler, REBCO çekirdek kristalleri ve ince/kalın filmleri kullanılır. Aşılama süperiletken olmayan malzemeler kullanıldığında süperiletken olmayan çekirdek ile ana örnek arasında örgü uyumsuzluğu olma olasılığı yüksektir. Çünkü çekirdek ve ana örnek farklı kimyasal bileşimde olacağından örgü uyumsuzluğu olacak bunun sonucunda da çoklu tane oluşumu riski her zaman mevcut olacaktır. Literatürde süperiletken olmayan MgO çekirdeği kullanılarak yapılan büyütmelede çoğunlukla çok taneli yapıya rastlanıldığı görülmektedir. Öte yandan yapılan bazı deneylerle çekirdekten kaynaklanan çok taneli yapının, ısıtma işlemde hızlı soğutma aralığının azaltılmasıyla bastırılabilirliği görülmüştür (Cai ve Fujimoto, 2000).

Literatüre bakıldığında aşılama genellikle REBCO kristali ve daha çok REBCO süperiletken ince film çekirdekleri kullanılmaktadır (Li vd., 2010; Chen vd., 2015; Namburi vd. 2018). Çekirdek kristaller külçe örneklerden koparılan parçalardır. REBCO çekirdek kristallere kıyasla daha yüksek peritektik ayrışım sıcaklığı ve termal kararlılığa sahip olmaları nedeniyle daha fazla çeşitte REBCO külçelerde kullanılacağından REBCO ince film çekirdeklerin kullanımı tercih edilmektedir (Chen vd., 2015).

YBCO külçe süperiletkeni için kullanılabilecek REBCO kristalleri yüksek erime sıcaklıkları ve benzer örgü yapıları sebebiyle Sm123 (SmBCO) ve Nd123 (NdBCO) kristalleridir. Bu sistemler karşılaştırıldığında da NdBCO çekirdekleri yüksek peritektik ayrışım sıcaklığına sahip olması nedeniyle SmBCO çekirdeğine göre daha yaygın kullanılır.

NdBCO çekirdek kullanılarak tampon destekli-üstten aşılama-eritme-büyütme yöntemi [Buffer Assisted-Top Seed-Melt-Growth (BA-TSMG) Method], tampon destekli-üstten aşılama-sızma-büyütme yöntemi [Buffer Assisted-Top Seed-Infiltration-Growth (BA-TSIG) Method], üstten aşılama-eritme-büyütme yöntemi [Top Seed-Melt-Growth (TSMG) Method] ve üstten aşılama-sızma-büyütme yöntemi [Top Seed-Infiltration-Growth (TSIG) Method] gibi çeşitli yöntemlerle büyütülen örneklerle yapılan X-ışınları analizi ve tuzaklanan alan ölçümleriyle örneklerde tek taneli büyüme görülmüştür (Namburi vd., 2016; Namburi vd., 2018). Öte yandan çekirdeğin erken eriyip külçeye ihmal edilecek düzeyde nüfuz ettiği de görülmüştür (Shi vd., 2006).

Çekirdek kristalinde mevcut olabilecek gözeneklerin, ısı işlem sırasında ortaya çıkan sıvı fazla (Ba-Cu-O bileşimi) tepkimeye girerek, çekirdek kristalin erimesine ve külçenin kristalografik dizilimiyle uyumlu olmayan bir çekirdek kristalografisine neden olabileceği bilinmektedir. Büyütme yöntemlerindeki farklılığın çekirdek mikro yapısındaki etkisini gözlemek amacıyla büyüme yöntemleri farklı olan [TSMG, MG (eritme-büyütme yöntemi), TSIG] üç adet külçe süperiletken örnek üretildi. TSMG yöntemiyle üretilen NdBCO örnekten koparılan çekirdek kristalin daha fazla gözenekli yapıda olduğu görülürken TSIG yöntemiyle üretilen Mg-NdBCO örnekten koparılan çekirdek kristalinde en az gözenekli yapıya rastlandı (Namburi vd., 2018).

İnce film çekirdeklere gelindiğinde, YBCO/MgO (MgO altlık üzerine YBCO ince film katmanı) ince film çekirdek kullanılarak büyütülen örneklerin X-ışınları analizinde güçlü *c*-ekseni yönelim pikleri görüldü. Tuzaklanan alan ölçümlerinde konik şeklinde tek geometrik tepe elde edildi. Tek geometrik tepe, yapının tek taneli olduğuna işaret eder. Ayrıca çekirdek ve örnek arasında düzlem içi hizalamanın tek tane oluşumunda önemli olduğu görüldü (Tang vd., 2005; Tang vd., 2006).

SmBCO/MgO süperiletken ince filmi ile üretilen örneklerde, örnek yüzeyinde düzgün bir kare şekli ve çekirdekten çapraz olarak oluşan dört büyüme yönü çizgisi ile tek bir tane büyümesi gözlemlendi ve *c*-ekseni yönelimli büyüme gerçekleşti. Kimi örneklerde çekirdeğin erken erimesi sebebiyle MgO tabakasından çekirdeklenme olduğu gözlenerek çoklu tane oluşma ihtimali olduğu görüldü (Sun vd., 2009; Oda vd., 2009; Cheng vd., 2011; Li vd., 2010).

Yapılan çalışmalarda MgO altlık üzerine NdBCO süperiletken ince filmi büyütülmüş NdBCO/MgO süperiletken ince filmin termal kararlılığının 1100 °C olduğu görüldü. Bu sıcaklık değeri bütün REBCO külçe süperiletkenlerinde büyüme işlemi için kullanılabilir

bir değerdir. Büyütülen örneklerin yüzeyinde görülen dört yönlü desen, kristalin yönlü yapısını gösteren *c*-ekseninin simetrisini yansıtır. Büyütülen örneklerle yapılan X-ışınları analizi tanenin örnek yüzeyine dik olan *c*-ekseni ile büyüdüğünü gösterdi. Tuzaklanan alan ölçümlerinde ise tek tepeli konik geometrisi elde edildi (Fujimoto ve Ozaku, 2004). NdBCO/MgO ince filmi REBCO sisteminde ve bütün büyütme yöntemlerinde kullanımı elverişlidir. TSIG ile büyütme yapılan bazı çalışmalarda safsızlıklar veya sıvı fazla etkileşime girme gibi olabilecek sebeplerle çekirdeğin erken eriyerek örneğin MgO altlıktan büyüdüğü ve bu nedenle çok taneli yapının oluştuğu görüldü (Cai ve Fujimoto, 2000; Fujimoto ve Ozaku, 2004; Sun vd., 2009; Muralidhar vd., 2010; Cheng vd., 2011; Namburi vd., 2018).

Volochova vd. (2016), NdBCO/YBCO/MgO (MgO altlık üzerine YBCO üzerine NdBCO ince film katmanı) ince film çekirdekte, 200-700 nm aralığındaki farklı kalınlıklarda üretilen NdBCO ince film katmanının termal dayanıklılığının incelenmesiyle, hangi kalınlıkla ve uygulanan hangi sıcaklıkla örnekte tane büyümesinin daha iyi sonuç verdiğini incelediler. Yapılan SEM analizi incelemelerinde NdBCO/YBCO/MgO ince filmde NdBCO kalınlığının artmasıyla BaCuO safsızlıkların konsantrasyonunda bir artış olduğu ve kalınlık arttıkça safsızlıkların daha büyük hale geldiği görüldü. En yüksek termal kararlılık maksimum 1118 °C sıcaklık uygulandığında 300 nm kalınlığında NdBCO katmanına sahip olan NdBCO/YBCO/MgO ince film çekirdeğinde gözlemlendi. Bu ince film çekirdek kullanılarak yapılan büyütmelerde *c*-ekseninde iyi yönlenmiş tek kristal örnekler elde edildi (Xu vd., 2012; Yu vd., 2013).

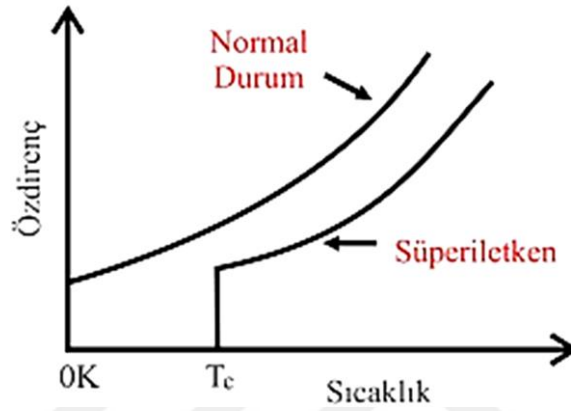
Büyük boyutlara ulaşmak, külçe süperiletkenlerin uygulama alanlarında kullanıma elverişli olması için manyetik alan tuzaklama yeteneği ile akım taşıma kapasitesi ve sürekliliği artırılmış süperiletken malzemeler ortaya çıkarmak için önemlidir. Bu nedenlerle çalışmanın amacı; büyük tane elde etmek için NdBCO/YBCO/MgO ince film çekirdeği kullanılarak üretilen YBCO külçe süperiletken örnekleri, akımın kesintiye uğramayacağı yöntemlerle üst üste istifleyerek büyük boyutlu halka tipi süperiletken örnek elde etmektir.

1.2. Süperiletkenliğin Tanımı ve Tarihçesi

İletkenlerde elektrik direnci sıcaklığın düşmesiyle azalır. Ancak bu direncin tümüyle yok edilebildiği ilk kez 1911 yılında H. Kamerlingh Onnes tarafından 4 K civarındaki

sıcaklığa soğutulan cıva metali yoluyla keşfedildi ve bu olay süperiletkenlik olarak adlandırıldı.

Sıcaklığı düşürülen bir metal sıcaklık düşüşüyle orantılı bir şekilde elektriksel direncini kaybetmeye başlar. Bu iletkenler mutlak sifra yakınken bile safsızlık ve örgü kusurları gibi etkenler sebebiyle her zaman bir miktar direnç gösterirler. Süperiletkenlerde ise madde karakteristik kritik sıcaklığın altına indiğinde direnci aniden sıfır olur ($\sim 10^{-26} \Omega$) (Şekil 1.1).



Şekil 1.1. Süperiletken malzeme ve normal bir metalin öz dirençlerinin sıcaklıkla değişimi (Kittel, 1971).

1933 yılında Walther Meissner ve Robert Ochsenfeld süperiletkenlerin manyetik alan altındaki davranışlarını incelediler. Süperiletken haldeki bir malzemenin uygulanan manyetik alanı ittiğini/dışarıladığını gözlediler. Bu olayla süperiletkenlerin mükemmel iletkenliklerinin yanında mükemmel diamanyetik maddeler oldukları keşfedildi. Normal bir metale veya kusursuz, mükemmel bir iletkenine uygulanan bir manyetik alan akı çizgileri bir şekilde malzeme içine nüfuz edebilir. Süperiletkenlik özelliği gösteren herhangi bir malzeme uygulanan alanı dışarılar. Diamanyetik durumdaki malzemeye bir manyetik alan uygulandığında, malzemedeki atomların tamamının uygulanan alana tam zıt yönde manyetik alan oluşturması sebebiyle ortaya çıkacak olan güçlü bir itme kuvveti olacaktır (Müller ve Ustinov, 1997).

1935 yılında Fritz ve Heinz London, Maxwell denklemleriyle ilişkili olarak Meissner etkisini London denklemleri ile açıkladı. Uygulanan alanın belli bir kritik değerden sonra artık malzeme içerisine nüfuz ettiğini ileri sürdü ve alan çizgisinin malzemeye girme mesafesini tanımlayan bir ifade geliştirdi. Girme mesafesinin deneysel olarak sıcaklığa

bağımlı olduğunu gösterdi. Bu mesafe London nüfuz derinliği (λ) olarak adlandırıldı. Bu gelişmeyle süperiletkenlerin kendi içerisinde de ayrılabilceği anlaşıldı (London ve London, 1935).

1950 yılında Ginzburg ve Landau, kuantum mekaniksel özellikleri göz önünde bulundurarak süperiletkenlerin elektriksel davranışlarını açıklamaya çalıştı. Ginzburg-Landau teorisi ikinci dereceden faz geçişi yapan bir sistemin termodinamiğini inceler (Ginzburg ve Kirznits, 1982).

Aynı yıllarda yapılan birçok deney ile aynı elementin farklı izotoplarının geçiş sıcaklıkları incelendi. Buna göre izotoplarda, Fröhlich teorik olarak, Maxwell ise deneysel olarak atomik kütle artmasıyla geçiş sıcaklığının düştüğünü gözledi. İzotop etkisi olarak adlandırılan bu durum örgü hareketlerinin süperiletkenlik mekanizmasında önemli bir rol aldığını göstermektedir (Fröhlich, 1950; Maxwell, 1950).

İzotop etkisinde elektron ve kristalin örgü yapısı arasındaki etkileşmelerin elektronlar arasında ilave bir etkileşmeye neden olabileceği düşünüldü. Bazı şartlarda elektronların Coulomb etkileşimiyle birbirini itme etkisinden daha kuvvetli olarak birbirlerini çektiği bir durum ortaya atıldı. Burada kabaca bahsedilen bu durum 1957 yılında Bardeen, Cooper ve Schrieffer tarafından açıklanan BCS teorisidir. BCS teorisi atomik boyutlarda süperiletkenliği açıklayan en kapsamlı teoridir. Genellikle element ve basit alaşımlar gibi düşük sıcaklık süperiletkenleri için iyi sonuçlar verdiği bilinir (Bardeen vd., 1957).

1986 yılında Bednorz ve Müller, lantanyum, baryum, bakır ve oksijen elementlerinin karışımıyla oluşturulan seramik La-Ba-Cu-O sisteminde 30 K kritik sıcaklığını keşfetti (Bednorz ve Müller, 1986). Sonrasında baryum yerine stronsiyum kullanılarak veya basınç uygulanarak kritik sıcaklık bir miktar daha artırıldı.

1987 yılında La-Ba-Cu-O sisteminde lantanyum yerine itriyum elementi (Y) kullanıldı ve atmosfer ortamında Y-Ba-Cu-O sisteminde 92 K kritik sıcaklığına ulaşıldı (Wu vd., 1987). Daha sonra Bi-Sr-Ca-Cu-O ve Tl-Ba-Ca-Cu-O sistemlerinde sırayla 110 K ve 125 K civarındaki kritik sıcaklıkları gözlemlendi (Maeda vd., 1988; Sheng vd., 1988). Şimdiye kadar atmosfer ortamında ulaşılan en yüksek kritik sıcaklık değeri 135 K civarındadır ve Hg-Ba-Ca-Cu-O sisteminde elde edilmiştir (Schilling vd., 1993; Rey ve Malozemoff, 2015). Basınç uygulanarak oda sıcaklığında ve oda sıcaklığına çok yakın kritik sıcaklık değerlerine ulaşılan bileşikler elde edilmeye devam edilmektedir.

1.3. Süperiletkenliğe Ait Temel Bilgiler

Süperiletkenler kendilerine özgü kritik sıcaklık (T_c), kritik akım yoğunluğu (J_c) ve kritik manyetik alan (H_c) değerlerine sahiptirler. Süperiletken özellik gösteren her malzeme kendi kritik sıcaklık değerinin altında iken (bir alan uygulanmadığı ve akım verilmediği sürece) süperiletken fazdadır. Bu durumdayken süperiletkene giderek artan manyetik alan uygulandığında belli bir alan değerinde süperiletkenlik bozulur ve normal hale geçiş gerçekleşir. Eğer malzeme yine kritik sıcaklığın altında iken, bu durumda malzemedan bir akım geçiriliyorsa belli bir akım değerinden sonra da süperiletkenlik bozulur ve normal hale geçiş gerçekleşir. Tıpkı iletkenlerde olduğu gibi süperiletkenlerde de belli bir akım taşıma sınırı vardır. Eğer malzemedan geçirilen akıma ek olarak bir manyetik alan da uygulanıyorsa bu alandan dolayı oluşan akım da kritik akıma katkı sağlar, ancak malzemedan iletilen akımı kısıtlar ve belli bir değerden sonra yine süperiletkenlik bozulur.

Alan uygulandığında bütün süperiletken malzemeler uygulanan alana karşı yönde bir manyetik yönelim gösterirler, yani mükemmel diamanyetik özelliktedirler. Diamanyetik bir malzemedeki atomlar dışarıdan alan uygulanmadığı sürece net bir manyetik momente sahip değildir. Çünkü yörüngelerindeki tüm elektronlar çiftlenmiş haldedir. Bu nedenle karşılıklı elektronların manyetik momentleri birbirini sıfırlar ve ortada belli bir yönde manyetik yönelim kalmaz. Bu durumda malzeme mıknatıslık göstermez. Dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında ise, malzeme uygulanan alana zıt yönde bir manyetizasyon meydana getirir.

Elektromanyetizmada bu durum şu şekilde açıklanabilir; dışarıdan uygulanan manyetik alan süperiletken yüzeyinde bir akım oluşturur. Bu akım perdeleme akımıdır. Yüzeyin belli bir kalınlığında ilerleyen bu akım uygulanan manyetik alana eşit fakat zıt yönde bir manyetik alan oluşturur ve manyetik alanın süperiletkenin iç kısmına girmesini engeller. Sonuçta malzeme içerisinde $B=0$ olur ve böylece malzemenin iç kısmı mükemmel diamanyettir. Bu durumun bir kanıtı olarak, Ohm kanunu olan $\vec{E} = \rho \vec{J}$ ifadesinde, bir iletken içerisindeki elektrik alanın o iletkenin öz direnciyle orantılı olduğu görülür. Süperiletken malzeme için ρ öz direnci sıfır olduğundan elektrik alan da sıfır olur ve

$$\vec{\nabla} \times \vec{E} = -\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} \quad (1.1)$$

eşitliğinden süperiletken içinde zamanla değişen manyetik alanın sabit olacağı görülür (Serway, 1996).

Kritik akım yoğunluğu, süperiletken bir malzemenin taşıyabildiği maksimum akım miktarıdır. Bir süperiletken malzemenin yüzeyinden geçen akıma iki katkı vardır. Bunlar iletim ve perdeleme akımlarıdır. İletim akımı ($\vec{J}_t$) süperiletken malzemeye dışarıdan gönderilen akımdır, herhangi bir kablodan geçen bir akım olarak düşünülebilir. İletim akımı Biot-Savart yasasına göre telde,

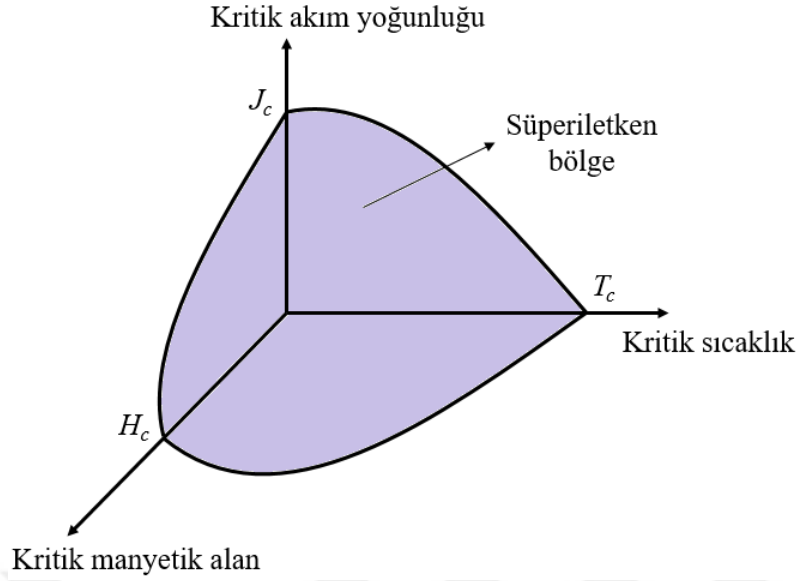
$$\vec{B} = \frac{\mu_0 I}{4\pi} \int \frac{d\vec{s} \times \hat{r}}{r^2} \quad (1.2)$$

şeklinde bir manyetik alan oluşturur. Dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında ise bu uygulanan manyetik alan da bir akım meydana getirir ve bu akıma perdeleme akımı ($\vec{J}_s$) denir. Perdeleme akımı iletim akımını sınırlandırarak toplam akıma etki eder, yani toplam akım yoğunluğu $\vec{J}$ 'yi belirler. Perdeleme akımının fazla olması iletim akımını azaltacak ve temelde birim alan başına düşen, yük taşıyan akım miktarını (iletim akımı) azaltacaktır. Herhangi bir noktadaki toplam akım yoğunluğu,

$$\vec{J} = \vec{J}_t + \vec{J}_s \quad (1.3)$$

denklemleriyle verilir. Yüzeydeki akım yoğunluğunun kritik değerine ulaşmasının bir sonucu olarak yüzeydeki manyetik alan değeri olan H_c de kritik değerde olur.

Bir süperiletkeni tanımlayan üç kritik parametre kritik sıcaklık, kritik akım yoğunluğu ve kritik manyetik alandır. Şekil 1.2'de görülen faz diyagramında kritik parametrelerden herhangi bir değer aşılması durumunda süperiletkenin normal duruma geçtiği görülür.



Şekil 1.2. Süperiletkenliğin kritik parametrelere (kritik akım yoğunluğu, kritik sıcaklık ve kritik manyetik alan) bağımlılığı (Rose-Innes ve Rhoderick, 1980).

Süperiletken bir malzemenin kritik sıcaklık şartı sağlandığında direnci ani bir şekilde sıfıra düşer ve süperiletken duruma geçiş olur. Ancak süperiletkenliğe geçiş, örneğin tamamında aynı anda ani bir şekilde gerçekleşmez. Bu durumda örnek içerisinde halen normal bölgeler bulunur. Süperiletkenliğin yaratılabildiği veya yok edilebildiği en küçük mesafe eş uyum uzunluğu olarak adlandırılır. Bu mesafe saf bir süperiletken için 10^{-4} cm civarındadır ve bu değer malzemenin safsızlığına bağlıdır (Rose-Innes ve Rhoderick, 1980). Tıpkı normal metal elektronlarının örgü içerisinde aldığı serbest yol mesafesi gibi malzemede safsızlık arttıkça alınan yol yani eş uyum uzunluğu da kısalmaktadır (Serway, 1996). Saf malzemeler için eş uyum uzunluğu ξ_0 olarak gösterilirken saf olmayan malzemeler için ξ olarak gösterilir. Sıcaklık cinsinden eş uyum uzunluğu,

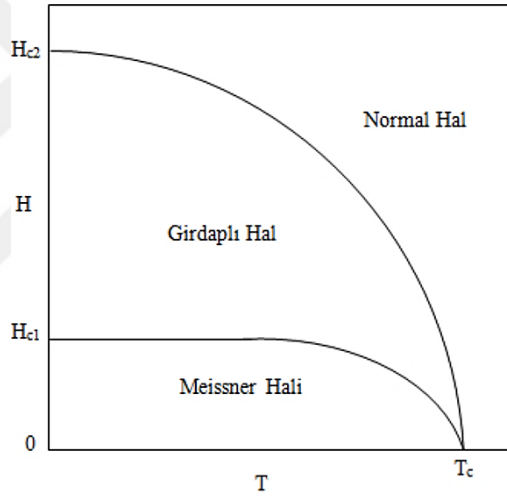
$$\xi(T) = \frac{\xi_0}{\sqrt{1 - T/T_c}} \quad (1.4)$$

şeklinde ifade edilir (Hook ve Hall, 2006).

Manyetik alan altındaki davranışlarına göre süperiletkenler I. tür ve II. tür süperiletkenler şeklinde sınıflandırılır. Malzemenin hangi türde olduğu Ginzburg-Landau parametresi olan $\kappa = \lambda/\xi$ değerine göre belirlenir. Bu değer $1/\sqrt{2}$ oranından küçük olduğunda malzeme I. tür süperiletken, büyük olduğunda ise II. tür süperiletkendir. Diğer

bir deyişle II. tür süperiletkenler belli bir manyetik alan değerinden sonra normal bölgeler barındırır. Dolayısıyla girme derinliği I. türlere göre daha fazla olacaktır. Bu nedenle λ/ξ oranındaki artış II. tür süperiletkenlerde görülürken, bu değerin azalışı I. tür süperiletkenlerde görülür (Abrikosov, 2004; Cardwell ve Ginley, 2003; Rose-Innes ve Rhoderick, 1980).

I. tür süperiletkenlere dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında tek bir kritik manyetik alan değerinde süperiletkenlik bozulur. H_c kritik değerine kadar malzemede Meissner olayı gözlenir. I. tür süperiletkenlerin kritik manyetik alan değeri çok düşük olduğundan süperiletken mıknatıs formunda kullanışlı değildir (Askerzade, 2005). II. tür süperiletkenlerde ise H_{c1} ve H_{c2} olmak üzere iki tür kritik manyetik alan değeri vardır (Şekil 1.3).

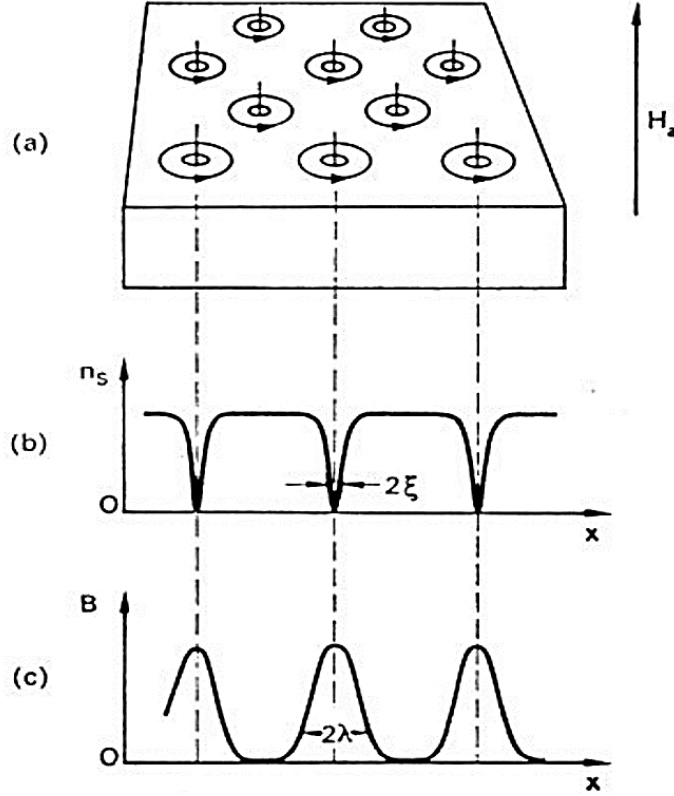


Şekil 1.3. Süperiletkenlerde kritik manyetik alanlar (Serway, 1996).

Bu malzemelerde alt kritik manyetik alan (H_{c1}) değerinin altında Meissner olayı gözlenirken üst kritik manyetik alan (H_{c2}) değerinden sonra süperiletkenlik bozulur. H_{c1} ve H_{c2} değerleri arasında malzeme karışık haldedir. Karışık hal, girdaplı veya vorteksli hal olarak da adlandırılır. Bu aralıktaki manyetik alanda bulunan süperiletken, manyetik alanı tuzaklar fakat Meissner halini devam ettirir, sadece etkisi giderek zayıflar. Manyetik alan tuzaklama malzeme içerisindeki süperiletken olmayan/normal bölgelerle sağlanır.

II. tür süperiletkenlerde H_{c1} ve H_{c2} kritik alan aralığındaki karışık durumda alan kaldırıldığında bile örnek içinde bir miktar akı tuzaklanır. Dışarıdan uygulanan manyetik alanın oluşturduğu akı çizgileri süperiletken malzemenin yalnızca belli bölgelerinde

toplanır. Bu bölgeler vorteks, girdap veya akı çizgileri olarak da adlandırılan Şekil 1.4'te görülen silindir şeklinde yapılardır.



Şekil 1.4. Vorteks yapısı ve ideal örgü düzeni (Rose-Innes ve Rhoderick, 1980).

Bir girdabı çevreleyen akım (her bir silindiri çevreleyen akım), diğer herhangi bir çekirdeği çevreleyen girdap akımının ürettiği manyetik alanla etkileşime girer ve sonuç olarak herhangi iki çekirdek birbirini iter. Girdapların karşılıklı etkileşimlerinden dolayı karışık durumda malzemedeki girdaplar düzenli, periyodik bir altıgen şeklini alırlar. Bu ideal dizilim girdap örgüsü olarak bilinir. Her bir bölge aynı miktarda akı içerir. Bu miktar,

$$\Phi_0 = \frac{\hbar}{2e} = 2.067910^{-15} \text{ (Tm}^2\text{)} \quad (1.5)$$

şeklindedir.

Her girdabın merkezine doğru süperelektronların yoğunluğu (n_s) sıfıra düşer, bu nedenle her girdabın merkezi boyunca normal malzemedен çok ince bir çekirdek (bir çizgi)

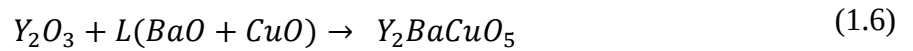
bulunur. Akı yoğunluğunun silindir merkezinden itibaren azalarak sıfırlandığı mesafe nüfuz veya girme derinliği olarak adlandırılır. Süperelektron yoğunluğundaki düşüşler, yaklaşık eş uyum uzunluğu genişliğindedir (Şekil 1.4 (b)). Silindirlerin merkezinde uygulanan alandan kaynaklanan akı yoğunluğu (B) en fazla değerde iken silindirin merkezinden itibaren kenarlara doğru gidildikçe azalarak minimum değere ulaşır (Şekil 1.4 (c)) (Rose-Innes ve Rhoderick, 1980).

1.4. YBCO Sistemi

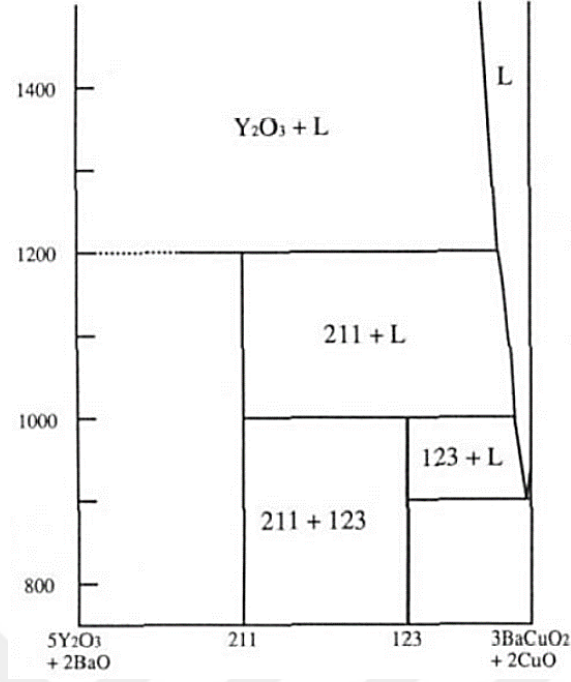
Y_2O_3 , $BaCO_3$ ve CuO bileşiklerinin belli oranlarda karıştırılarak uygun sıcaklık değerlerinde ısıtılma işlemi uygulanmasıyla YBCO sistemi $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123) ve Y_2BaCuO_5 (Y211) fazları elde edilir. Büyüme mekanizmasının daha iyi anlaşılması ve kontrol edilmesi için farklı sıcaklık değerlerinde YBCO sistemindeki fazların nasıl davrandığını bilmek önemlidir. Bu fazlar YBCO tek kristal büyüme sırasında yüksek sıcaklıklarda birbirlerine veya kısmen eriyerek sıvı faza dönüşebilir. YBCO faz diyagramı bu dönüşümler hakkında bilgi verir. Faz diyagramı dikkate alınarak uygun bir ısıtılma işlemi şeması oluşturulduğunda kaliteli süperiletken malzemeler üretilir.

YBCO sisteminde iki tür peritektik reaksiyon bulunmaktadır. Peritektik reaksiyon; belli bir sıcaklık değerinde bir sıvı ve katı fazın başka bir katı faza dönüşmesi olarak tanımlanır.

Şekil 1.5, YBCO bileşiği için faz geçişlerinin gösterildiği, peritektik reaksiyonları özetleyen diyagramdır. YBCO bileşiği, ısıtılma işlemi sıcaklık $1200\text{ }^{\circ}C$ 'nin üzerine çıkarıldığında ayrılarak Y_2O_3+L (Y_2O_3 , katı faz ve L , sıvı faz) bölgesini oluşturur.

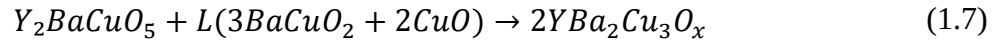


Burada sıvı faz, BaO ve CuO bileşiklerinden oluşur. Daha sonra sıcaklık azaltıldığında ($1000-1200\text{ }^{\circ}C$ aralığında) bu iki faz peritektik olarak yeniden birleşerek 211+L bölgesini oluşturur.

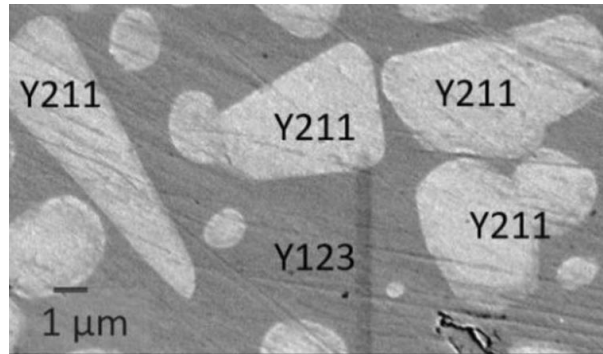


Şekil 1.5. YBCO bileşiği için ikili faz diyagramı (Murakami, 1992).

Sıcaklık 1000 °C civarına azaltıldığında Y211 fazı sıvıyla tekrar reaksiyona girer ve Y123 fazını oluşturur. Diğer bir deyişle Y211 katı fazı Y123 fazı içine tuzaklanır.



Şekil 1.6’da optik fotoğrafı verilen bu durum peritektik reaksiyonun kanıtıdır. Sıcaklık 1000 °C’nin altına düştüğünde ise yapıda bulunan farklı bileşiklerin oranına göre 211+123 veya 123+L fazları oluşacaktır.



Şekil 1.6. Y123 içine hapsolmuş Y211 fazının optik fotoğrafı (Pinmangkorn vd., 2020).

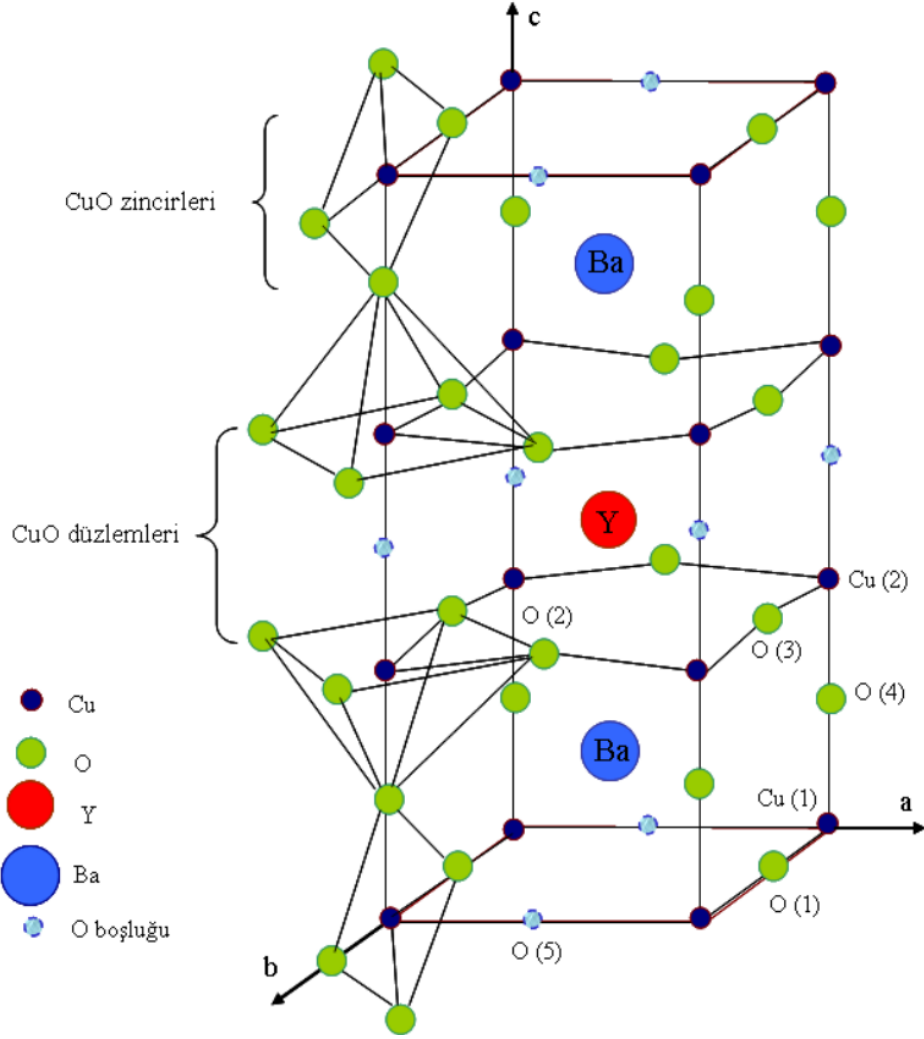
Kristal büyüme işlemi sırasındaki birçok durumda, tane içinde veya polikristal örneklerde taneler arasındaki, kusurlar, safsızlıklar ve boşluklar gibi olabilecek nedenlerle bağlantı çok zayıftır. YBCO süperiletkeni oluştuktan sonra fiziksel özelliklerinin iyi olması için Y123 fazı içinde tuzaklanan sıvı fazın yapı içerisine homojen bir şekilde dağılması gerekir.

Y123 fazının büyümesi için hem Y211 hem de sıvı bölge oluşturulmalıdır. Y211 dağılımı düzgün olmadığında, Y211 fazının olmadığı ya da az olduğu bölgelerde reaksiyon sürekli bir şekilde ilerleyemez. 211+L bölgesindeki örnek yavaşça soğutulursa Y211 daha büyük ve homojen olmayan bir şekilde dağılır. Bu şekilde süperiletken fazda zayıf bağlantı oluşacaktır.

Eğer örnek nispeten yüksek sıcaklıkta belli bir zaman boyunca eritilirse ve sonra peritektik sıcaklığa hızla soğutulur ve ardından yavaş soğutulursa iri taneli Y211 olmadan gözenek sayısı azaltılabilir. Böylece ısı işlemlerde küçük değişiklikler yapılarak hem yapıdaki gözeneklilik azaltılır hem de Y211 boyutu kontrol edilerek süperiletken fazın iletkenliği başarılı bir şekilde iyileştirilebilir (Murakami, 1992).

Şekil 1.7'de YBCO bileşiğinin kristal yapısında atomların dizilimi ve yapıya ait düzlemler gösterilmektedir. YBCO bileşiğinin temel yapısı üç adet kübik birim hücreden oluşur. Bu hücreler iç içe geçmiş kristal yapılar şeklindedir. YBCO sisteminin kristal yapısında c-ekseni boyunca bakır ve oksijenin CuO zinciri ve CuO₂ düzlemleri ile birlikte dört adet farklı katman bulunur. Bu katmanlar sırayla CuO-BaO-CuO₂-Y-CuO₂-BaO-CuO şeklinde dizilerek Y atomunun her iki yanında simetrik bir dizilim gösterirler.

Yapıdaki CuO₂ düzlemleri; c-eksenine dik olarak uzanırlar. Perovskit yapının kare tabanlarının köşelerden birleştirilmesi, *ab*-düzlemleri boyunca uzanan CuO₂ düzlemlerini meydana getirir. YBCO sisteminde bütün yapılarda iki adet CuO₂ katmanı bulunur. CuO zinciriyle birbirlerine perovskite piramitlerinin tepesindeki oksijen atomu yoluyla bağlıdırlar. Bu düzlemler iletim katmanlarıdır, elektron taşıyıcılar bu düzlemlerden ilerler. Katman sayısının artması kritik sıcaklık değerini olumlu yönde etkiler. Süperiletkenlik olayı bu düzlemlerde gerçekleşir (Askerzade, 2005; Rey ve Malozemoff, 2015).



Şekil 1.7. YBCO bileşiğinin kristal yapısı (Çakır, 2010).

YBCO bileşiğinin normal durum ve süperiletken durumda olması bileşikteki oksijen miktarına bağlıdır. $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ yapısında bulunan oksijen miktarı $0,5 \leq x < 1$ olduğunda YBCO kristal yapısı tetragonal fazda, $0 < x < 0,5$ olduğunda ise ortorombik fazdadır. Kristal örgü yapısı ortorombik fazda iken örnek süperiletken hale geçer (Cardwell ve Ginley, 2003). Oksijen miktarı malzemenin hazırlanması sırasında uygulanan ısıtma ve soğutma şartlarına bağlıdır. Örneğin, YBCO süperiletken fazı çevredeki atmosfere ve oksijen kısmi basıncı değerine bağlı olarak 600-750 °C sıcaklıkları arasında ortorombik-tetragonal faz geçişi gösterir (Çakır, 2010).

Süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı da oksijen miktarına duyarlıdır. Oksijen miktarının artmasıyla geçiş sıcaklığı artar, birim hücre hacmi küçülür, örgü parametrelerinden a ve c parametresi azalır ve yapı ortorombik hale geçer. Örneğin, birim hücredeki oksijen atomları

sayısı 7 olduğunda geçiş sıcaklığı 90 K'nin üzerindedir. Bu miktar 6,7 değerine düştüğünde geçiş sıcaklığı 55-60 K civarına kadar azaldığı bilinir. (Çelik, 2006).

1.5. TSMG Yöntemi ve Külçe Süperiletken Büyüme Mekanizması

Yüksek sıcaklık külçe REBCO malzemeler, tane sınırlarının zayıf bağlantılı yapısı, mikro yapıda mevcut olan gözenekler ve kusurların varlığı ile ciddi şekilde sınırlandırıldığından doğası gereği taneli (polikristal) olma eğilimindedir (Namburi vd., 2021). Bu taneli ve/veya kusurlu yapıyı iyileştirmek için çeşitli üretim yöntemleri geliştirilmiştir. REBCO külçe süperiletken üretiminde kullanılan temel yöntemler katı hal tepkime yöntemi ve eritme yöntemleridir. Süperiletken üretiminde daha başarılı sonuçlar elde edildiğinden eritme yöntemleri tercih edilir (Murakami, 1992). Temelde bütün eritme yöntemleri 1000 °C ve 1080 °C arasında meydana gelen bir katı faz ile bir sıvı fazın birleşerek yeni bir katı faz oluşturduğu peritektik reaksiyonlara dayanır (Çakır, 2015). Bu yöntemlerin ortak hedefleri, yüksek kritik akım yoğunluğuna sahip homojen örneklerin elde edilmesidir. Üretim yönteminin ne olduğu ve uygulanan ısı işlem, malzemenin mikro yapısını iyileştirmede oldukça belirleyicidir. Mikroyapının iyi olduğu durumda malzemelerin kritik akım yoğunluğu değeri de yüksek olacaktır (Murakami, 1992; Namburi vd., 2021). Aynı zamanda bu hazırlama yöntemleri malzemelerin daha iyi fiziksel özellikler ve yüksek kritik sıcaklık göstermesi açısından da oldukça belirleyicidir (Oldier vd., 2004).

Tane sınırı sorununun üstesinden gelmek ve tüm örneği tek bir büyük taneye dönüştürmek için ani soğutma-eritme-büyütme yöntemi [Quench-Melt-Growth (QMG) Method], eritme-toz-eritme-büyütme yöntemi [Melt-Powder-Melt-Growth (MPMG) Method], oksijen kontrollü-eritme-büyütme yöntemi [Oxygen Controlled-Melt-Growth (OCMG) Method], TSMG, TSIG, BA-TSMG ve BA-TSIG yöntemleri dahil olmak üzere bir dizi etkili eritme yöntemi geliştirildi. TSMG tekniği ile başlangıçta başarı oranı % 30-40 ile sınırlı olsa da zaman içinde zayıf yönleri iyileştirilerek yüksek kaliteli süperiletkenlik özelliklerine sahip REBCO tek kristallerinin üretilmesi sağlanmış ve bu amaçla TSIG, BA-TSIG ve BA-TSMG gibi yöntemler geliştirilmiştir (Namburi vd., 2021).

TSMG yöntemi son yirmi yılda, 77 K'de 10^4 A/cm²'yi aşan akım yoğunluklarını destekleyebilen REBCO tek kristallerinin üretimi için en pratik ve başarılı yöntem olarak ortaya çıkmıştır. TSMG yönteminde heterojen tane çekirdeklenmesini ve büyümesini kontrol etmek için bir aşılama malzemesi (çekirdek) kullanılarak eritme-büyütme işlemi

sırasında oluşan tane sınırlarının sayısını azaltmak amaçlanır. Örnek olarak YBCO süperiletken malzemesi üretilirken uygun oranlardaki Y123 ve Y211 (büyümenin daha hızlı ilerlemesi ve etkin çivileme merkezleri için Y211) kullanılarak toz karışımı hazırlanır ve tablet haline getirilir (Namburi vd., 2021). Tablet üzerine çekirdek konulma zamanına göre TSMG yöntemi, soğuk aşılama [Cold-Seeding-Method (CSM)] ve sıcak aşılama [Hot-Seeding-Method (HSM)] olmak üzere ikiye ayrılır. Çekirdek, örnek fırına konulmadan, yani oda sıcaklığında örneğin üzerine yerleştirilirse bu yöntem soğuk aşılama değildir. Örnek fırında iken ve büyütme aşamasına geçmeden yerleştirilirse bu yöntem sıcak aşılama yöntemidir.

Aşılama sürecinde kullanılacak çekirdeğin bazı özelliklere sahip olması gerekir. Bunlar, üretilen malzemeyle uyumlu kristal yapı, ısıtma işlemi sırasında oluşabilecek sıvı ile faz kararlılığı ve tek bir tane halinde büyütülen REBCO sisteminden daha yüksek bir erime sıcaklığıdır (Namburi vd., 2021).

REBCO malzemelerinden biri olan külçe YBCO'nun üretiminde en iyi sonucu elde etmek için kullanılacak çekirdek YBCO kristal yapısıyla uyumlu olan REBCO sistemlerinden biri olmalıdır. Ayrıca bu sistemin erime sıcaklığı YBCO'nun peritektik ayrışım sıcaklığı üzerinde olmalıdır. Tablo 1.1'de REBCO sistemindeki nadir toprak elementlerinin peritektik ayrışım sıcaklıkları verilmiştir.

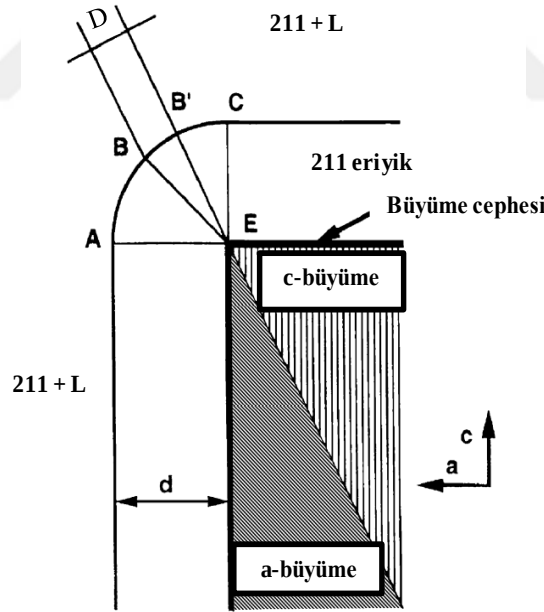
Tablo 1.1. REBCO elementlerinin peritektik ayrışım sıcaklıkları (e.n) ve iyon yarıçapları (i.y) (Murakami vd., 1996).

RE	La	Nd	Sm	Eu	Gd	Dy	Y	Ho	Er	Tm	Yb	Lu
i.y(Å)	1,160	1,109	1,079	1,066	1,053	1,027	1,019	1,015	1,004	0,994	0,985	0,977
e.n(°C)	1090	1090	1060	1050	1030	1010	1000	990	980	960	900	880

Tabloda verildiği üzere elementlerin artan iyonik yarıçapıyla T_p (peritektik ayrışım sıcaklığı) değerleri artmakta ve itriyum elementinin peritektik ayrışım sıcaklığının 1000 °C olduğu görülmektedir. Yani itriyum tabanlı YBCO bileşiğinin farklı fazlara (katı ve sıvı) ayrıştığı sıcaklık 1000 °C'dir. Büyütme işlemi ısıtma işlemde uygulanacak maksimum sıcaklık (T_{max}) değerinin ne olduğu önemlidir. Hinai vd. (2001), YBCO seramiklerinin katılaşması üzerinde T_{max} 'ın etkisinin araştırılması çalışmasında, örnekte büyüme modunun güçlü bir şekilde T_{max} 'a bağlı olduğunu ortaya çıkarmıştır. YBCO külçe örnek üretimi için uygulanan ısıtma işlemde maksimum sıcaklık aralığının 1040-1050 °C olduğu dikkate alındığında kullanılabilecek çekirdekler La, Nd, Sm ve Eu element bazlı çekirdekler

(REBaCuO, RE: La,Nd,Sm,Eu) olacaktır (Hinai vd., 2001). La'un erime sıcaklığının oldukça yüksek olması ve kritik geçiş sıcaklığının sıvı azot sıcaklığının yukarısında olmasından dolayı LaBaCuO sistemi diğer sistemler için çekirdek olarak kullanılabilecek niteliktedir. Fakat kritik akım yoğunluklarının düşük olması ve sıvı azot sıcaklığında manyetik alanın artmasıyla birlikte de bu değerin aniden azalması bu malzemelerin kullanılması için problem yaratır. Eu ise radyoaktif bir elementtir ve bu işlem için uygun değildir. Sonuç olarak YBCO sisteminde yüksek T_p değerleri ve yüksek kritik akım yoğunluklarından dolayı genellikle NdBCO ya da SmBCO sistemlerinin küçük kristalleri ve ince filmleri çekirdek olarak kullanılmaktadır (Çakır, 2015).

YBCO külçe örneğinin büyütülmesi süreci genellikle örneğin peritektik bozunma sıcaklığının üzerine ısıtılmasını içerir. Y123 tanesi bir tek kristal çekirdekten epitaksiyel olarak çekirdeklenir ve yavaş soğutma sırasında Y211 parçacıklarının birer karışımından ve sıvı faz bileşiminden büyür. Tek kristal külçe süperiletkenlerin büyüme mekanizmasında Şekil 1.8'de görülen kenar eriyik dağılımı (Edge Melt Distribution-EMD) modeli kullanılır.



Şekil 1.8. Kenar eriyik dağılım modeli (Diko vd., 2003).

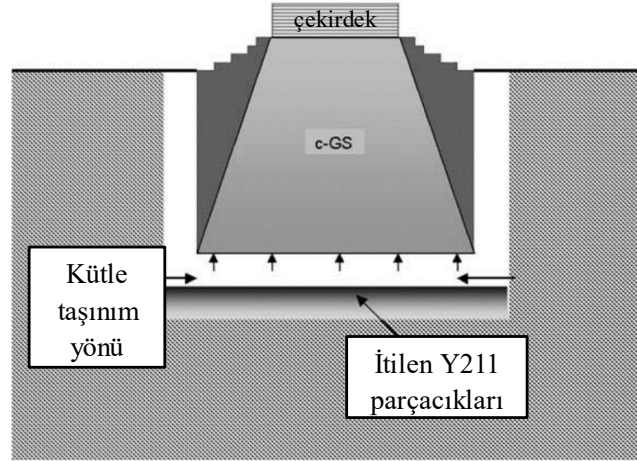
Bu modelin temelinde büyüyen kristal kenarındaki kütle aktarımı ile c-ekseni boyunca itilen Y211 parçacıklarının çekirdek konumundan bir sivrilme ile birlikte koni şeklinde bir

c -büyüme alanı meydana getirmesi vardır. Y123 tanesinin büyümesi için itriyum iyonları sürekli bir şekilde Y123 fazına gönderilmelidir.

Isıl işlem sırasında örneğin tane büyüme aşamasına geçildiğinde büyüyen tane tarafından itriyum tüketimi sebebiyle büyüme cephesinde d kalınlığında Y^{+3} konsantrasyon gradyanına sahip bir katman oluşur. Bu katmanda Y211 parçacıkları çözülerek Y123 tanesi için Y^{+3} iyonları sağlar. Bu iyonlar büyüme cephesinin kenarlarında a/a ve a/c yüzeylerine dağılmalıdır.

Şekilde EB'C ile gösterilen bölge tane büyümesi sırasında, c -büyüme bölgesine ve EB'A ile gösterilen bölge ise tanenin a -büyüme bölgesine dahil edilir. Buna rağmen EAC ile tanımlanan bölgedeki eriyiğin atomlarının c - veya a -büyüme bölgesine dahil olması olasılığı eşittir. Sonuç olarak bu bölgenin yarısı (EBC) c -büyüme bölgesine, diğer yarısı (EBA) a -büyüme bölgesine karışır. EB'B ile gösterilen bölge ise a - ve c -büyüme oranlarındaki farkla ilişkilidir. Bu bölgede c -ekseni büyüme bölgesi, D kalınlığındaki eriyik tabakası içindeki iyonları içine alır. c -büyüme bölgesi almadığı takdirde bu iyonları a -büyüme bölgesi içine alır.

Büyüme sırasında c -büyüme bölgesi önünde birikebilecek fazla sıvı, d bölgesinin dışında kalan Y211/sıvı bölgelerine kayabilir (Şekil 1.9).



Şekil 1.9. Büyüme cephesinin önündeki difüzyon katmanındaki başlangıç basıncının şematik gösterimi (Diko vd., 2003).

Eriyik içindeki Y211 parçacıkları, d bölgesi dışına kaydırılan sıvının geri akışını engellemek üzere c -büyüme bölgesine doğru itilerek bir bariyer gibi davranırlar. Eğer büyüme cephesinin çok ilerisindeki bölgeye kıyasla bu katman içinde daha düşük Y211

derişimi ve dolayısıyla daha düşük viskozite söz konusu olursa fazla sıvı bu kez bir miktar içeri akacaktır. Bu akışa YBCO'nun *a*- ve *c*-ekseni büyüme hızlarındaki fark neden olur. Büyüme bölgeleri arasındaki açılar 45°'den büyük olduğunda *c*- yönündeki büyüme hızı, 45°'den küçük olduğu durumlarda *a*- yönündeki büyüme hızı daha büyük olacaktır. Sıvının iç tarafa akışı, büyüyen kristali yukarı doğru kaydıran katılaşılan Y123'ün *c*-ekseni büyüme cephesinde d tabakası içinde bir basınç açığa çıkarır. Bu basınç büyüyen kristalin yukarı doğru yer değiştirmesine neden olur.

Bu işlemin aralıklı bir şekilde devam etmesiyle çekirdek konumundan bir dizi büyüme basamakları ile Şekil 1.9'da koni biçimde görülen *c*-büyüme bölgesi oluşur. Y211 parçacıklarının kuvvetle itilmesiyle çekirdek konumundan sivrilme meydana gelir. Bir sivrilme gözlenmediği durumlarda ise Y211 parçacıklarının zayıf bir şekilde itildiği söylenir (Diko vd., 2003).

1.6. Külçe Süperiletkenlerin Boyutlarının Artırılması

Uygulama alanları için büyük boyutlu ve yüksek alan tuzaklama yeteneğine sahip külçe süperiletken malzemelere ihtiyaç vardır. Yüksek alan tuzaklama için süperiletken örneğin J_c değerinin iyileştirilmesi gerekir. Bunun için uygun bir ısıl işlemle birlikte örnek içerisindeki Y211 parçacıkları homojen dağılmalı ve örnek olabildiğince büyük bir tek kristale sahip olmalıdır. TSMG yöntemiyle üretilen örneklerde tane çapı 10 cm değerine varan örnekler üretilir ancak bu durumda örnek üretimi oldukça zaman alıcı ve zordur (Çakır, 2015). Süperiletken örneğin tek kristal büyüklüğünü artırmak için TSMG yanında MSMG (Multy-Seed-Melt-Growth) üretim tekniği de kullanılabilir (Jee vd., 2000). Ancak MSMG tekniğinde aynı örnek üzerinde birden fazla tane büyüdüğü için tane sınırları veya burada oluşabilecek kusurlar zayıf bağlantıya neden olur ve bu durum akım geçişine engel oluşturur. Bu durumda TSMG yöntemi kullanılarak tek kristal örneklerin birbirine eklenmesiyle, mühendislik uygulamaları için arzu edilen büyüklüklerde külçe süperiletkenler üretilerek süperiletkenlerin boyutları artırılabilir.

Ekleme işlemi için örnekler hızlı ve pahalı olmayacak bir yöntemle üretilmelidir (Yoshioka vd., 2002). Ana örnekler ve eklenecek örneklerin kristal yapısı uyumlu olmalı ve ayrıca ek kısımlarında oluşabilecek kusurlar tane sınırlarında süper akımların akmasını engelleyebileceğinden ek işlemi başarılı olmalı ve ekleme örneği kaliteli olmalıdır (Noudem vd., 2001).

Külçe süperiletkenleri birleştirmek için çeşitli ekleme yöntemleri denenmiştir. Bu yöntemler genel olarak, doğrudan ekleme yöntemi ve kaynak malzemeli ekleme yöntemleri şeklinde sınıflandırılabilir (Iida vd., 2004; Noudem vd., 2001; Salama ve Selvamanickam, 1992). Doğrudan ekleme yöntemi külçe süperiletkenlere arada herhangi bir kaynak malzeme olmadan dışarıdan basınç uygulanarak doğrudan eklenmesi işlemidir. Bu yöntemi ilk olarak Salama ve Selvamanickam (1992), örneklerin birbirine kaynaşmasını kolaylaştırmak amacıyla yüzeyleri iyice parlatılan iki külçe YBCO süperiletkeni yüz yüze yerleştirerek denemişlerdir. Daha sonra eklenmiş örnek birkaç MPa basınç altında 910 °C’de 18 saat bekletilmiş ardından 930 °C’ye ısıtılarak burada 12 saat daha bekletildikten sonra oda sıcaklığına soğutmuşlardır. Bu yöntemle birleştirilen örneğin uygulanan alanla kritik akım yoğunluğu değeri her bir örneğin akım yoğunluğuna göre giderek azaldığı görüldü. Birleşme arayüzünde boşluk ve sınırlara rastlandı.

Basınç uygulanarak denenmiş birleştirme yöntemlerinde ise küçük boyutta örneklerin başarılı bir şekilde eklendiği görüldü. Basınç uygulanmadan yapılan birleştirmede örnekler arasında belirgin sınır ve boşlukların olması, artık sıvı faz gibi kusurların eklenmiş ara yüzeyde kalması zayıf bağlantıya sebep olmuştur. Örnekler arasında kalan büyük boşluklar örneklerden sıvı faz kaybına yol açmakta ve 123 fazının bütünlüğünü sınırlamaktadır (Noudem vd., 2001).

Kaynak malzemeli ekleme yönteminde ise külçe örnekler arasında son derece yoğun sinterlenmiş kaynak malzemesi kullanılır. Eklencek kaynak malzemesi öncelikle ana örneklerle uygun kristal yapıda olmalıdır. Kristalografik farklılıklar temas bölgelerinde oluşacak streten dolayı oksijen tavlama işlemi sırasında çatlak oluşumlarına yol açabilir (Harnois vd., 2002). Kaynak veya ek malzemesi ana örneklerden daha düşük bir erime sıcaklığına sahip olmalıdır. Bu özelliklere göre ek malzemesi olarak YBCO’nun erime noktasından daha düşük sıcaklıklarda sıvı fazda bulunan $\text{BaCuO}_2\text{-CuO}$ bileşikler (tercihen $3\text{BaCuO}_2 + 2\text{CuO}$), Re_{123} ($\text{Re} = \text{Ho, Er, Tm, Yb}$) bileşimleri ve $\text{YBCO/Ag}_2\text{O}$ bileşimi kullanılır (Bozzo vd., 2006; Çakır, 2019; Iida vd., 2002; Harnois vd., 2002; Noudem vd., 2001; Schmitz vd., 1998; Yoshioka vd., 2002; Zheng vd., 1999).

Kaynak malzemeli ekleme yönteminde karşılaşılan başlıca problemler, örneklerin birleşme bölgelerinde ikincil fazların (RE_{211} , BaO , CuO) oluşmasıdır. Çünkü bu fazlar süperiletken akımların önündeki engellerdir. Bu engeller kaynak malzemesinin kalınlığı, lehimdeki RE_{211} başlangıç miktarı, boyutu ve kompozisyonda farklı malzemelerin kullanılması gibi etkilere bağlıdır (Harnois vd., 2002).

Ho123, Er123, Tm123 ve Yb123 süperiletkenlerinin erime noktaları yaklaşık olarak 990 °C, 980 °C, 960 °C ve 900 °C olup YBCO süperiletken fazından daha düşüktür. Bu külçeler 900-990 °C arasında uygun bir sıcaklığa ısıtılırsa bu süperiletkenlerin ince dilimlerinde sürüklenme ya da kısmî sıvı faz oluşur. Bu sıcaklık azaltılırsa malzemedeki fazlar süperiletken olmaya başlar, böylece ek kısmının ara yüzeyinde karakteristik yapı bozulmamış olur. Yb123 malzemesinde sıvı kaybı fazla olduğundan zayıf süperiletken özelliklere sahiptir ve dolayısıyla tercih edilen bir kaynak malzemesi değildir. Tm123 malzemesi kullanılan kaynak işlemlerinde birleşme bölgesinin süperiletkenlik ve mekaniksel özelliklerinin YBCO külçesine benzer olmasının yanında kaynak işlemini basitleştirdiği ve işlem süresini azalttığı için pratik uygulamalar için umut vericidir (Prikhna vd., 2003). Ho123 ve Er123 malzemeleri ise YBCO'ya benzer süperiletken özelliklere sahiptir ve bu özelliğinden dolayı kaynak malzemesi olarak iyi birer adaylardır (İida vd., 2004). Fakat buradaki temel sorun ise ferromanyetik özellikte olan bu malzemelerin süperiletken fazda üretilebilmesidir (Çakır, 2015).

Kaynak malzemesi olarak kullanılabilecek bir diğer malzeme ise Ag₂O bileşiğidir. YBCO süperiletkenine yapılan gümüş katkısı (YBCO+Ag), uyumlu bir kristalografi ile birlikte örneğin süperiletken özelliklerini bozmadan YBCO'nun ayrışma sıcaklığını 970 °C'ye azaltır. Ag, YBCO'ya ikinci bir faz olarak dâhil olur. Bu şekilde örnek mikro yapısındaki boşlukları doldurarak mekanik dayanıklılık sağlar ve çatlak oluşumunu en aza indirir. Böylece tane bağlantısını da artırarak J_c değerini olumlu etkiler (Congreve vd., 2019; Çakır vd., 2019; Diko vd., 2001; Harnois vd., 2002; Puig vd., 2001). Ekleme işleminde de birleştirme yüzeyleri arasındaki boşluk genişliğinin azaltılması ve dolayısıyla sıvı faz kaybının en aza indirilmesiyle başarılı bir ekleme örneği elde edilebilir (Noudem vd., 2001). Bahsedilen örnekler külçe şeklindeki süperiletkenlerdir. Ek malzeme olarak külçe yerine Ag folyolar kullanılarak uygun bir ısıl işlemle yine başarılı ekleme örnekleri üretilebilmektedir (Bartolome vd., 2010).

1.7. Külçe Süperiletkenlerin Uygulama Alanları

Oluşturdukları mevcut alanın geleneksel kalıcı mıknatıslardan çok daha yüksek olması ve akımın bir enerji kaybı olmadan iletilmesi külçe süperiletkenlerin teknolojik uygulamalarda kullanımını öne çıkaran başlıca özellikleridir.

Geleneksel neodimyum (NdFeB) mıknatıslar 1,5-2 T manyetik alan üretebilirken, külçe süperiletken malzemeler 50 K değerinde bile 10 T üzerindeki manyetik alanları tuzaklayabilmektedir. Cambridge Üniversitesi Külçe Süperiletken Araştırma Grubu 26 K sıcaklığında yüksek sıcaklık süperiletken (high-temperature-superconductor-HTS) malzemede tuzaklanan manyetik alan değerini 17,6 T olarak ölçtü ve süperiletken mıknatıslarda yeni rekor değere ulaşıldı (Durell vd., 2014; Ainslie ve Fujishiro, 2020).

Büyük taneli yüksek sıcaklık külçe süperiletkenler, külçe süperiletken ile kalıcı bir mıknatıs arasındaki kuvvetin kullanıldığı motorlar ve volan için manyetik yataklar, enerji depolama sistemleri ve manyetik olarak havaya kaldırılan araçları (Maglev) içeren uygulamalarda, etkili manyetik perdelemenin gerçekleştirildiği uygulamalarda, yük taşıma, yük kaldırma ve alan tuzaklama mıknatısları olarak mühendislik uygulamalarında ve MRI/NMR cihazlarında kullanılır.

MRI görüntüleme sistemlerinin performansını iyileştirmek için kullanılan süperiletken mıknatıslarla ulaşılan yüksek ve çok kararlı manyetik alanlar sayesinde görüntüde yüksek çözünürlüğe ulaşılır. Ogawa vd. (2011), halka şeklindeki altı adet EuBCO külçe süperiletkeni *c*-yönünde üst üste istifleyerek süperiletken manyetik rezonans mikroskobu/sistemi geliştirmiş ve bu sistemi kullanarak, sabitlenmiş bir fare fetüsünün net bir 3D görüntüsü elde etmişlerdir (Larbalestier vd., 2001; Nakamura vd., 2007; Durell vd., 2018; Namburi vd., 2021).

Halka şeklindeki külçe süperiletkenler üst kritik alan altındaki belirli bir kritik alan değerinin altında verimli manyetik perdeleme olarak işlev görürler. Perdeleme, halka veya tüp şeklindeki süperiletken malzemenin duvar kalınlığı veya dış tabakası boyunca dolaşan akım döngüleri tarafından sağlanır. Süperiletken perdelemenin verimliliği, dışarıdan uygulanan alan (H_a) ve bu alana karşı süperiletkende oluşan akımın yarattığı manyetik akı yoğunluğu (B) arasındaki oran ile belirlenebilir. Bu oran perdeleme faktörü (shielding factor - SF) olarak isimlendirilir.

Süperiletkenin perdelemeyi etkili kılacak özellikleri perdeleme faktörü ile limit/eşik manyetik indüksiyon ($B_{eşik}$) değeridir. Eşik manyetik alan değeri, B alanına ulaşma derecesidir. Genel olarak perdeleme faktörü ve eşik alan değerinin yüksek olması perdelenen alanı artırır. Bunlarla birlikte örneğin en/boy oranı da perdeleme hacmini etkiler. Kısa boylu halka tipi silindirik süperiletkenlerde uzun silindirlere kıyasla perdeleme hacminin azaldığı görülmekle birlikte örnekte oluşan yüzey akımları yalnızca birkaç milimetrelik derinlikte akacağı için halkanın duvar kalınlığı silindirin J_c değeri bakımından önem taşır. Çünkü eşik

alan değeri silindirin duvar kalınlığı ile orantılıdır (Niculescu vd., 1994; Wera vd., 2019; Namburi vd., 2021).

Perdeleme özelliğı ile hassas cihazları manyetik olarak izole etmek/korumak ve süperiletken cihazlar gibi yüksek manyetik alan cihazlarını çalıştırırken aynı zamanda alandan bağımsız bir bölge oluşturularak dış ortamı korumak amaçlanır. İstenmeyen harici alanları iç ortamdan uzaklaştırmak, kablo veya iletkenlerden gelen radyasyonu azaltmak amacıyla ihtiyaca yönelik olacak şekilde manyetik odalar ve kablo, kutu, kapak, boru gibi çeşitli şekillerde makro boyutlardan, nano düzeyde yüksek hassasiyetli ölçme cihazlarına kadar çeşitli uygulamalarda düşük bir manyetik alan arka planının elde edilmesi için geniş ölçekte kullanılırlar (Degen, 2008; Gu vd., 2017; URL-1, 2023).

Süperiletken malzemeler oluşturdukları perdeleme etkisiyle manyetik alanları, eşdeğer bir ferromanyetik halkadan daha verimli bir şekilde koruyabilmektedir. Ferromanyetik malzemelerle eşik manyetik alan değeri süperiletkenlerin aksine oldukça düşüktür.

Yapılan bir çalışmada AC ve DC eksenel manyetik alana maruz kalan çok kristalli Bi-2223 süperiletken halkanın, uygulanan eksenel manyetik alanı bir eşik eksenel alan değerine kadar etkili bir şekilde koruduğı gösterilmiştir. Burada malzemenin kaldıracabildiğı eşik alan değeri halkanın uzunluğu ve ortalama yarıçapı ile belirlenir (Tomkow vd., 2015; Namburi vd., 2021). Başka bir çalışmada ise YBCO silindirinde 20 K'de ~1,5 T'lik perdeleme elde edilmiştir (Wera vd., 2017).

Süperiletken manyetik fırlatıcılar kullanılarak geleneksel fırlatıcılara göre çok daha yüksek hızlara ulaşılabilir. Kalkış sistemi olmayan araçlarda (hedef uçak, İHA gibi) kalkış, fırlatma sistemleriyle gerçekleştirilir. Geleneksel sistemlerde kalkış hızı sabittir ve fırlatma yapıldıktan sonra sistemin hareket kabiliyeti bir süre kısıtlanır. Süperiletken mıknatısların kullanıldığı elektromanyetik fırlatıcılı sistemlerde kalkışlar daha kontrollü hale gelir ve bu şekilde sistemin gövdesinin zarar görmesi engellenir (Başaran vd., 2021).

Volanlı sistemlerde dönme kayıplarını azaltmak ve %90'a kadar enerji depolama verimliliğı elde etmek için süperiletken mıknatıslar kullanılarak kinetik enerjinin büyük bir dönen kütlede toplanmasıyla volanlı enerji depolama sistemleri geliştirilmiştir (Strasik vd., 2010; Werfel vd., 2012).

Manyetik olarak kaldırılmış Maglev treni külçe süperiletken mıknatısların birleşimiyle oluşturulan bir süper yüksek hızlı taşıma sistemidir. Trenin çalışma prensibinde; yol boyu dizilmiş olan elektromıknatıslara alternatif akım verilir. Araçtaki süperiletken malzemeler

ile yol boyu dizilen elektromıknatıslar, itme ve çekme kuvvetleriyle birlikte trenin havaya kalkmasını sağlayarak aracın doğrusal hareketini sağlayan, tek bir eş zamanlı motor oluşturur (Aydiner, 2006). Bu olay Meissner Etkisine denk gelir. Meissner Etkisinde dışarıdan uygulanan mıknatısın yarattığı manyetik alan süperiletken malzeme yüzeyinde bir elektrik akımı oluşturur. Bu akımın yarattığı manyetik alan da dışarıdan uygulanan alana ters yöndedir ve karşılıklı alanlar sıfırlanarak arada bir manyetik yastık oluşur ve mıknatıs havada kalır. Çin'de Maglev teknolojisi için tahliye tüpüyle taşıma da dahil olmak üzere günümüzde havaya kaldırma üzerinde aktif olarak çalışan birkaç grup vardır (Hull ve Murakami, 2004; Sotelo vd., 2012; Jiang vd., 2012).

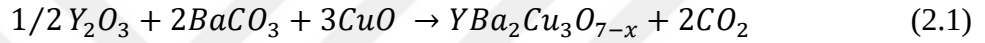
Tıbbi ve biyoteknolojik uygulamalarda, çeşitli çözeltileri karıştırmak için kirliliğe ve filtre temizlemesi için zahmete neden olan mekanik karıştırıcılar yerine manyetik akı tuzaklayan süperiletken külçe ile alt ve üst tabakada iki kalıcı mıknatısın itme-çekme etkisinin kullanılarak geliştirilen dönüş hızı iyileştirilmiş temasız bir şekilde kullanılabilen manyetik karıştırıcılar da uygulama alanları arasında yer alır. Bunların çalışma prensibi manyetik yataklarla aynıdır (Koyama vd., 2006).

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Başlangıç Tozlarının Hazırlanması

2.1.1. YBa₂Cu₃O_{7-x} Bileşiğinin Hazırlanması

Molekül ağırlıkları ve saflık dereceleri Tablo 2.1’de verilen *Sigma Aldrich* marka Y₂O₃, BaCO₃ ve CuO başlangıç tozlarının uygun oranlardaki miktarları aşağıdaki kimyasal tepkime kullanılarak hesaplandı ve YBa₂Cu₃O_{7-x} (Y123) toz karışımı elde edildi. Tozların tartılmasında 0,1 mg hassasiyetli *Sartorius* marka elektronik terazi kullanıldı.



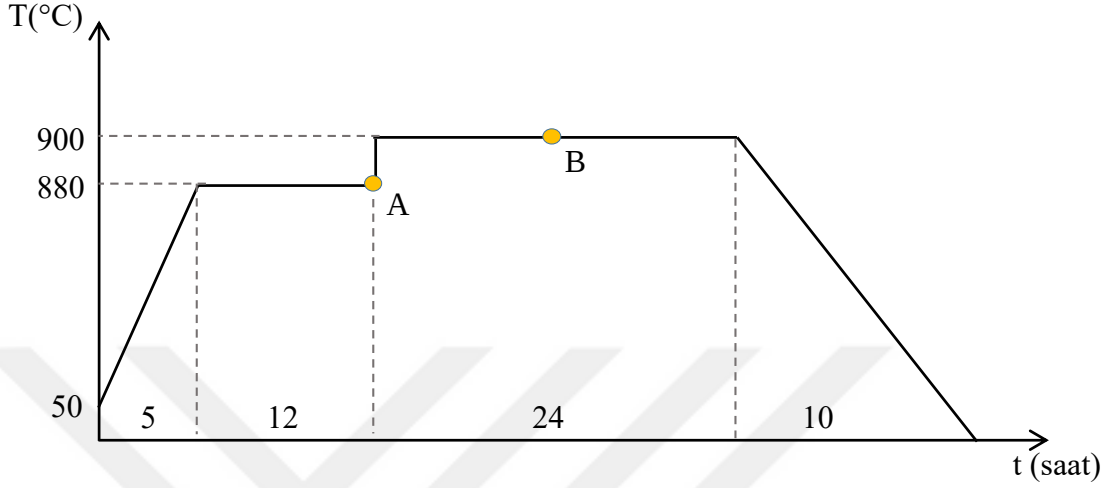
Tablo 2.1. Kullanılan toz bileşiklerin molekül ağırlıkları ve saflık dereceleri

Tozun adı	Sembolü	Molekül ağırlığı	Saflık derecesi(%)
İtriyum Oksit	Y ₂ O ₃	225,81	99,99
Baryum Karbonat	BaCO ₃	197,34	99,999
Bakır Oksit	CuO	79,54	99,99

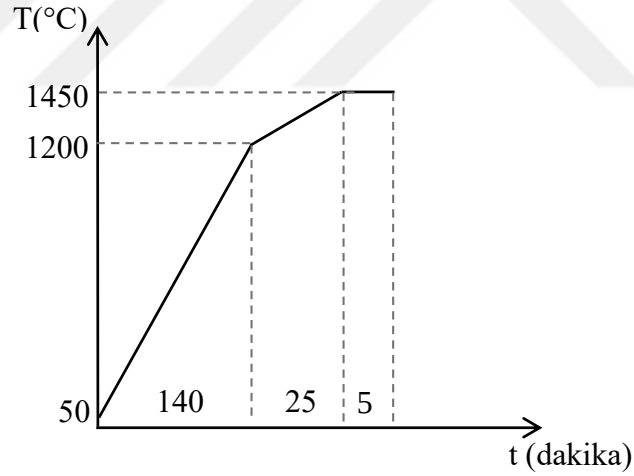
Hazırlanan Y123 toz karışımı akik taşından yapılmış havan içinde bir süre elle karıştırıldı ve homojen bir karışım elde etmek amacıyla 15 dakika süreyle *Retsch* marka öğütme aletinde öğütüldü. Öğütme sonrasında toz karışımı alümina pota (Al₂O₃) içerisinde *KSL-1700X-A2* MTI marka kare fırına yerleştirildi. Toz karışımdan nem ve CO₂ gazı gibi ısı işlem sırasında açığa çıkacak gazları veya safsızlıkları uzaklaştırmak için Şekil 2.1’deki ısı işlem şemasında verilen kalsinasyon işlemi yapıldı. Homojenliği artırmak için A ve B noktalarında toz karışım fırından alınarak 15’er dakika süreyle ara öğütme işlemi yapıldı. Kalsinasyon işleminden sonra toz karışım öğütücü ile tekrar 15 dakika öğütüldü.

Kalsinasyon işlemi sonrasında elde edilen Y123 toz karışımı eritme işlemi için platin (Pt) bir potaya konuldu ve kare fırına yerleştirildi. Şekil 2.2’de verilen ısı işlem şemasındaki gibi 1450 °C’ye ısıtıldı ve bu sıcaklıkta 5 dakika bekletildikten sonra eriyik haldeki karışım fırından alınıp bakır bir levhaya döküldü. Karışımın yüksek sıcaklıktaki faz durumunu korumak için üzerine bakır bir plakayla hızlı bir şekilde vurularak eriyik haldeki karışım

soğutuldu. Eritilip hızlı bir şekilde soğutularak elde edilen ince plakalar akik havanda elle biraz karıştırılıp toz haline getirildikten sonra öğütme makinesinde 15 dakika süreyle öğütüldü ve eritilmiş Y123 toz karışımı hazır hale geldi.



Şekil 2.1. Y123 ve Y211 toz karışımlarının kalsinasyon işlem şeması

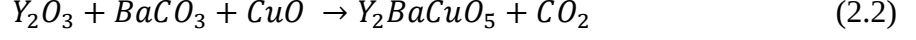


Şekil 2.2. Y123 toz karışımının eritme ısıl işlem şeması

2.1.2. Y_2BaCuO_5 Bileşiğinin Hazırlanması

Süperiletken olmayan Y_2BaCuO_5 (Y211) toz karışımını elde etmek için Tablo 2.1'de saflık dereceleri ve molekül ağırlıkları verilen *Sigma Aldrich* marka Y_2O_3 , $BaCO_3$ ve CuO başlangıç tozlarının uygun oranlardaki miktarları aşağıdaki kimyasal tepkime kullanılarak

hesaplandı ve Y211 toz karışımı elde edildi. Tozların tartılmasında 0,1 mg hassasiyetli *Sartorius* marka elektronik terazi kullanıldı.



Elde edilen toz karışımı akik havanda elle bir süre karıştırıldı. Y211 toz karışımının yapı içerisindeki boyutlarının küçük olması gerektiğinden *Retsch* marka öğütme aletinde 30 dakika süreyle öğütüldü. Öğütme sonrasında toz karışımı alümina pota (Al_2O_3) içerisinde *KSL-1700X-A2* MTI marka kare fırına yerleştirildi. Şekil 2.1'deki ısıtım işlem şemasında verilen kalsinasyon işlemi yapıldı. Homojenliği artırmak için toz karışım A ve B noktalarında fırından alındı ve Y123 başlangıç tozunun ısıtım işleminden farklı olarak bu kez 30 dakika süreyle ara öğütme işlemi yapıldı. Kalsinasyon işleminden sonra fırından alınan toz karışım 30 dakika tekrar öğütüldü ve Y211 toz karışımı örnek kompozisyonunda kullanılmak üzere hazır hale geldi.

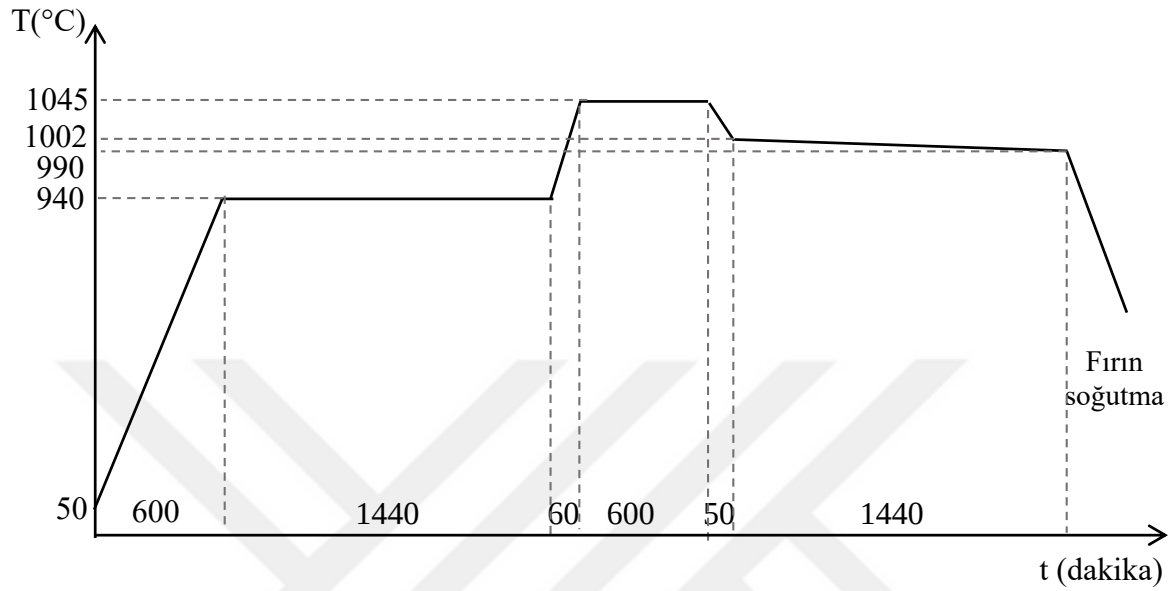
2.2. YBCO Süperiletken Örneklerinin Üretimi

2.2.1. Y123 + %25 Y211 Örneklerinin Üretimi

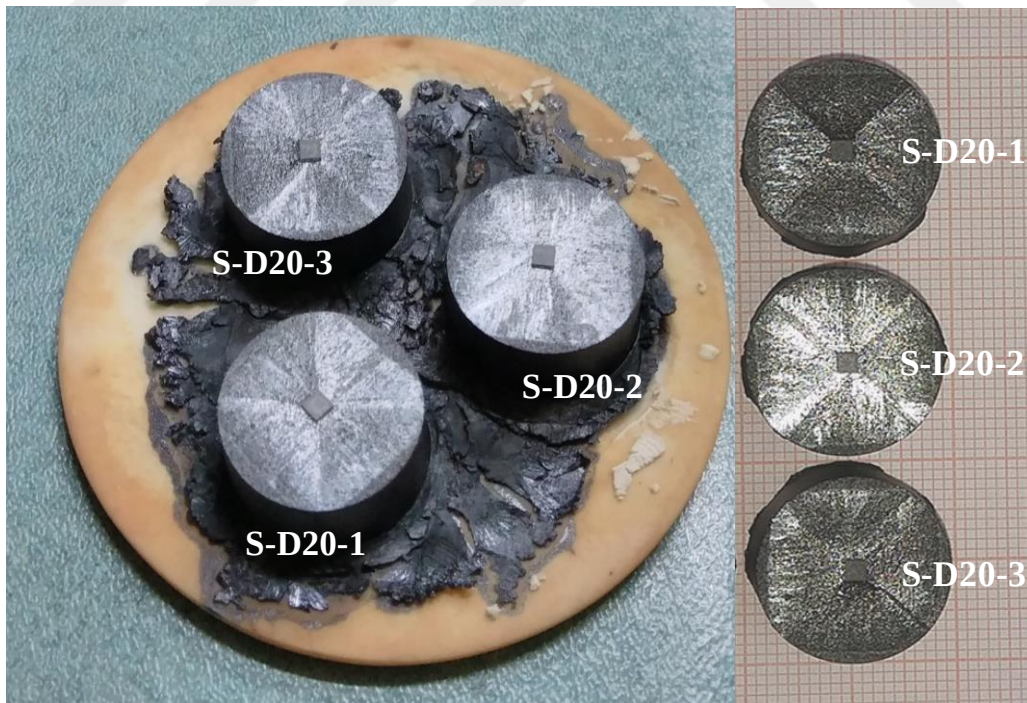
Hazırlanan toz karışımlardan Y123:Y211 = 1:0,25 oranında 14 gram tartılarak 10 ton/cm² basınç altında 20 mm çapında silindirik tabletler hazırlandı.

Tabletlerin altına sıvı faz kaybını önlemek amacıyla Y_2O_3 tozu serpildi (Chaud vd., 2000) ve tanelerin c-ekseni boyunca yönlendirilerek büyümesi için üst yüzey merkezlerine 2 mm × 2 mm boyutunda NdBCO/YBCO/MgO (MgO altlık üzerinde 20 nm kalınlıklı YBCO ve 300 nm kalınlıklı NdBCO) ince film çekirdek, NdBCO katmanının bulunduğu parlak yüzey örneklerle temas edecek şekilde yerleştirildi. Hazırlanan tabletler *KSL1700X MTI* marka kare fırına konularak Şekil 2.3'te görülen ısıtım işlem şeması uygulandı. Yapı içerisindeki gözeneklerin sayısını azaltmak amacıyla 940 °C sıcaklığına ulaşıldıktan sonra bu sıcaklıkta örnek bir süre bekletildi (Li vd., 2017). Bu aşamadan sonra YBCO faz diyagramındaki (Şekil 1.4) 211+L bölgesinde maksimum 1045 °C sıcaklığa ısıtılarak 60 dakika boyunca bu sıcaklıkta bekletildi. Ardından 1002 °C'ye hızla soğutulularak 211+123 bölgesindeki tanelerin oluşması sağlandı. Bu adımdan sonra oluşan tanelerden 211+123 bölgesinde tek bir tane oluşumunu sağlamak için örnek yavaş bir şekilde soğutulularak sıcaklık 990 °C'ye düşürüldü ve ardından örnek oda sıcaklığına soğutuldu. Aynı bileşime sahip toplamda üç adet ana

örnek üretildi ve örnekler S-D20-1, S-D20-2, S-D20-3 şeklinde isimlendirildi. Burada S ana örneği, D ise örneğin çapını temsil etmektedir. Üretilen Y123 + %25Y211 örneklerinin üst yüzey fotoğrafları Şekil 2.4’te görülmektedir.



Şekil 2.3. 20 mm çapında üretilen Y123 + %25Y211 örneklerinin ısıtım işlem şeması

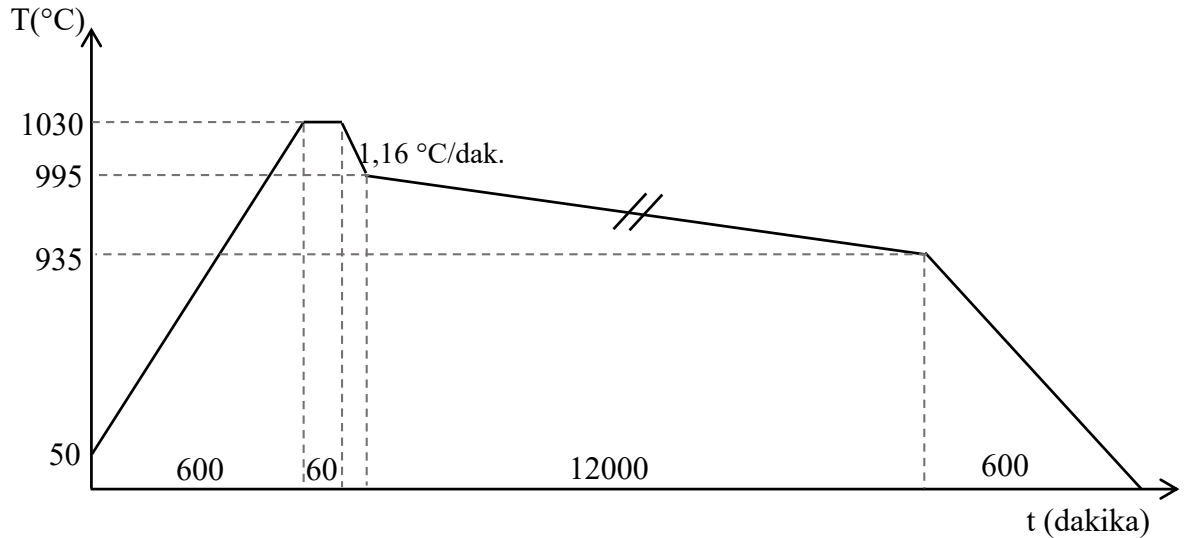


Şekil 2.4. 20 mm çapında üretilen Y123 + %25Y211 örneklerinin üst yüzey görünümü

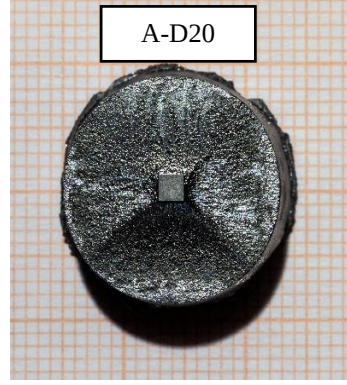
2.2.2. Y123 + %25Y211 + %20Ag₂O Ekleme Örneğinin Üretimi

Kaliteli ve daha büyük boyutlarda süperiletken külçe üretmenin pratik bir yolu örneklerin birbirine eklenmesidir. Ekleme işleminin başarılı olması için üretilecek ekleme örnekleri ile ana örnekler benzer yapıda olmalı ve ekleme örneğinin erime sıcaklığı daha düşük olmalıdır. Ag₂O katkılı örnekler bu özelliklerin yanında mekanik dayanıklılığı da sağlamasıyla ek malzemesi olarak tercih edilebilir ve Ag₂O katkı oranı süperiletken fazı bozmayacak şekilde belli değerlerde olmalıdır (Ateş ve Yanmaz, 1998). Bu çalışmadaki ekleme örneğinde %20 oranında Ag₂O toz karışımı kullanıldı.

14 gram örnek için Y123 + %25Y211 + %20Ag₂O karışımı hazırlandı ve toz karışım 10 ton/cm² basınçta 20 mm çapında silindirik tablet haline getirildi. Tablet altına sıvı faz kaybını önlemek amacıyla Y₂O₃ tozu serpildi ve üst yüzey merkezine 2 mm × 2 mm boyutunda NdBCO/YBCO/MgO ince film çekirdek yerleştirilerek Şekil 2.5'te görülen ısıtım işlemi uygulandı. Gümüş katkısı örneğin erime noktasını düşürdüğünden ısıtım işlemde maksimum sıcaklık 1030 °C olarak belirlendi. Ardından örnek 995 °C'ye hızla soğutulduktan sonra sıcaklık yavaş bir şekilde düşürülerek tane büyümesi sağlandı. Üretilen örnek A-D20 şeklinde isimlendirildi. Burada A, ekleme örneğini, D ise örneğin çapını temsil etmektedir. Üretilen Y123 + %25Y211 + %20Ag₂O örneğinin fotoğrafı Şekil 2.6'da görülmektedir.



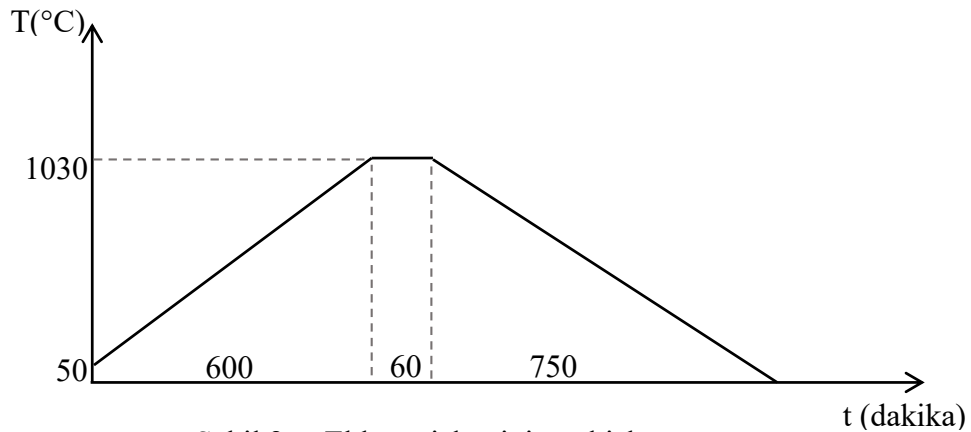
Şekil 2.5. Y123 + %25Y211 + %20Ag₂O ekleme örneğinin ısıtım işlem şeması



Şekil 2.6. 20 mm çapında üretilen $Y_{123} + \%25Y_{211} + \%20Ag_2O$ ekleme örneğinin üst yüzey görünümü

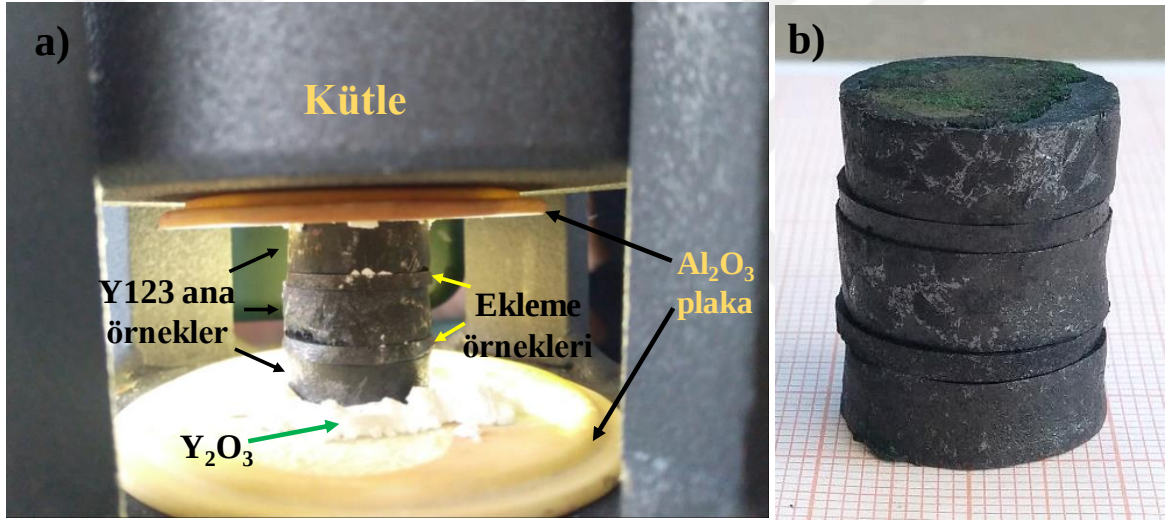
2.3. Külçe YBCO Süperiletkenlerin Eklenmesi

Üretilen $Y_{123} + \%25Y_{211}$ ana örneklerini ekleme işlemi için erime noktası daha düşük olan gümüş katkılı $Y_{123} + \%25Y_{211} + \%20Ag_2O$ ekleme örneği kullanıldı. Ekleme örneği, kalınlığı yaklaşık 1 mm olacak şekilde yatay olarak ince dilimler halinde kesildi. Y_{123} örnekleri ve kesilen ekleme örneklerinin birbirine temas edecek yüzeyleri zımparalandı ve üst üste istiflenerek iki Al_2O_3 plaka arasına konuldu. Örnekler arasında dengeyi sağlamak ve ısıtım sırasında oluşabilecek sıvı faz kaybını önlemek amacıyla plakalarla örnek arasına Y_2O_3 tozu serpildi. Örneklerin birbirine eklenmesini sağlamak için istiflenmiş örnekler üzerine 2,4 kg'lık bir kütle yerleştirildi ve ısıtım işlemi uygulandı. Uygulanan ısıtım işlemde istiflenmiş örnek $1030\text{ }^{\circ}C$ 'ye yükseltildikten sonra bu sıcaklıkta 60 dakika bekletildi ve oda sıcaklığına soğutuldu (Şekil 2.7).



Şekil 2.7. Ekleme işleminin ısıtım işlem şeması

Şekil 2.8 (a)'da istiflenmiş örneklerin ısıtılma işlemi uygulanmadan önceki görüntüsü ve Şekil 2.8 (b)'de ise ısıtılma işlemi uygulandıktan sonra örneklerin eklenmiş halinin görüntüsü verilmiştir. Eklenmiş örnek W-D20 şeklinde isimlendirildi ve bu örneği süperiletken halka haline getirmek için çekirdeğin bulunduğu konum merkez alınarak 8 mm çapında oyuk açıldı (Şekil 2.9). Oyuk açma işlemi çatlak oluşumunu en aza indirmek, kısa sürede temiz ve kesin bir kesme sağlaması ve süperiletken yapıya herhangi bir zarar vermediğinden su jeti yöntemi kullanılarak yapıldı (Withnell vd., 2005). Yapı içerisindeki oksijen atomu boşluklarını gidermek amacıyla 450 °C'de 200 saat süreyle oksijenle tavlama işlemi uygulandı. Oksijenleme işleminden sonra örnek dikey olarak ikiye bölündü. İki parçadan birinin farklı bölgelerinden küçük parçalar kesilerek yapısal ve fiziksel özellikleri incelendi.



Şekil 2.8. (a) Y123+ %25Y211 + %20Ag₂O ekleme örneği kullanılarak istiflenmiş Y123+ %25Y211 örnekleri (b) Isıtılma işlemi sonrası eklenmiş örnek



Şekil 2.9. Isıl işlem sonrası eklenmiş ve 8 mm oyuk açılmış W-D20 örneği

2.4. Yapısal Analiz

2.4.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA)

DTA analizi, ölçümü yapılacak örnek ve erime sıcaklığı çok yüksek olan referans bir malzemeye kontrollü biçimde aynı şartlarda aynı sıcaklık programı uygulanırken örnek ile referans malzeme arasındaki sıcaklık farkının (ΔT), sıcaklığın fonksiyonu olarak ölçüldüğü bir tekniktir (Skoog vd., 1998). Elde edilen veriler malzemelerin faz değişimleri (erime, kristallenme) ve tepkimelerin yapısı (endotermik, ekzotermik) hakkında bilgi verir.

Başlangıç tozlarının kalsinasyon ve erime sıcaklıklarının belirlenmesi için *EXTAR SII TG/DTA6300* marka DTA cihazı kullanıldı. Ölçüm yapılacak toz karışımı DTA cihazının küçük alümina (Al_2O_3) potalarından birine yerleştirildi. Referans malzemesi olarak diğer potaya yüksek erime sıcaklığından dolayı Al_2O_3 tozu ($2030\text{ }^{\circ}C$) yerleştirildi. Cihaz Y123 toz karışımları için $1100\text{ }^{\circ}C$ sıcaklığına, Y211 toz karışımı için $1300\text{ }^{\circ}C$ sıcaklığına ısıtıldı. Referans malzemenin termoçiftinin sinyalinden elde edilen değerler termografinin yatay eksenini oluştururken örnek ile referans malzemenin sıcaklık farkı, potansiyel farkına dönüştürülerek grafiğin dikey eksenini oluşturuldu.

2.4.2. X-Işınlari Kırınım Analizi (XRD)

X-ışınları kırınımı katı bir kristalde bulunan çeşitli fazların kendine özgü atomik dizilimlerine bağlı olarak X-ışınlarını karakteristik olarak kırması ile gerçekleştirilir. Oluşan

kırınım desenleri ile kristalde bulunan farklı fazlar ve bu fazların kendine özgü doğrultuları, malzemenin saflığı, atomların geometrik düzeni ve atomlar arasındaki mesafe hakkında bilgiler elde edilir (Skoog vd., 1998).

Başlangıç tozlarının ve örneklerin X-ışını kırınım desenleri *XPert3 Powder* marka toz difraktometresinde $\text{CuK}\alpha$ ışınımı ($\lambda=1.54059 \text{ \AA}$, 45 kV, 40 mA) kullanılarak elde edildi. Ölçümler atmosfer ortamında ve oda sıcaklığında $20^\circ\text{-}60^\circ$ aralığında, $3^\circ/\text{dak.}$ hızında ve 0.02° adımlarla yapıldı. Ölçümler yapılmadan önce örneklerin üst yüzeyleri zımparalanarak parlatıldı.

2.4.3. Polarize Optik Mikroskop (POM)

Polarize optik mikroskop ışığın polarizasyon (kutuplanma) özelliğinden yararlanılarak yapılan bir cihazdır. Polarize mikroskoplarda ışık kaynağından gelen ışınlar polarizasyon filtreleri (prizmaları) yardımıyla tek bir doğrultuda titreşen polarizasyon ışınlarına çevrilerek yüzeyden görüntü alınır.

Üretilen örneklerin üst yüzeyleri önce zımparalandı daha sonra malzeme üzerindeki kirlilikleri gidermek amacıyla elmas parlatma kremi ile keçesi kullanılarak parlatıldı. *NIKON ECLIPSE ME600* marka polarize ışıklı optik mikroskop kullanılarak yüzey mikro yapıları incelendi. Polarize optik fotoğrafları $\times 5$, $\times 10$ ve $\times 20$ büyütmelemlerde çekildi.

2.4.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Enerji Dağılımlı X-Işını Spektrometresi (EDS)

Taramalı elektron mikroskobu ile yüksek büyütmelemlere çıkılarak yüzey görüntüsü alınır. Görüntünün oluşması, yüksek voltaj uygulanarak hızlandırılan elektronların manyetik lensler aracılığıyla odaklanarak örnek üzerine gönderilmesiyle sağlanır. Gelen elektronlar ile örnek atomlarındaki elektronların etkileşmesi sonucu saçılan elektronlardan elde edilen sinyallerle görüntü elde edilir.

Başlangıç tozlarının parçacık boyutlarının analizi ve eklenmiş örneklerin ekleme bölgelerinin içyapı analizlerinin yapılması amacıyla *CARL ZEISS EVO LS-10* marka Taramalı Elektron Mikroskobunda SEM fotoğrafları elde edildi.

Taranan bölgelerde bulunan elementlerin oranı ve dağılımlarının belirlenmesinde SEM cihazına bağlı *EDS* sistemi kullanıldı. Her bir elemente özgü olan X-ışınları enerji

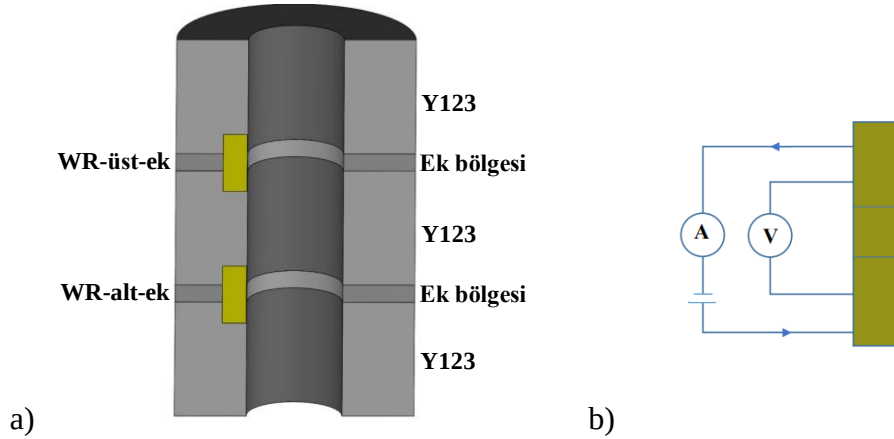
histogramı haline dönüştürülerek bölgedeki her bir elementin ne olduğu ve miktarı belirlendi.

2.5. Fiziksel Analiz

2.5.1. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümü

Direnç-sıcaklık değişimleri, standart dört nokta yöntemi ile *Quantum Design* fiziksel özellik ölçme (PPMS) sistemi kullanılarak, 40-300 K aralığında yapıldı. Örnekler 40 K değerine soğutulduktan sonra 1 K/dak. hızla 300 K değerine çıkartılırken ölçüm alındı. Örneklerin direnç ölçümü ZFC (Zero-Field-Cooled, alansız soğutma) yöntemi ile 0, 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 T gibi farklı manyetik alanlar uygulanarak yapıldı. ZFC yönteminde örnekler önce soğutulur, daha sonra manyetik alan uygulanır. Manyetik alan örneklerin c-eksenine paralel olacak şekilde uygulandı.

Ölçüm işlemi için istiflenmiş örnekten ek bölgeyi de kapsayacak şekilde $3\text{ mm} \times 3\text{ mm} \times 8\text{ mm}$ boyutlarında Şekil 2.10 (a)'da görülen ek bölgelerinden WR-üst-ek ve WR-alt-ek şeklinde isimlendirilen iki dikdörtgen prizma örnek kesildi.



Şekil 2.10. a) Direnç ölçümü için eklenmiş örnekten kesilen iki dikdörtgen parça ve b) Standart dört nokta yöntemi ile direnç ölçümünün şematik gösterimi

Standart dört nokta yöntemi için kesilen örneğe dört noktadan gümüş boya kullanılarak kontak yapıldı. Ölçüm hatalarını en aza indirmek için noktaların mesafeleri eşit alındı. Şekil 2.10 (b)'de görülen standart dört nokta yöntemi ile dış iki bakır telden sabit bir akım geçirildi ve içteki iki bakır tel arasındaki potansiyel fark yoluyla direnç ölçüldü.

2.5.2. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri

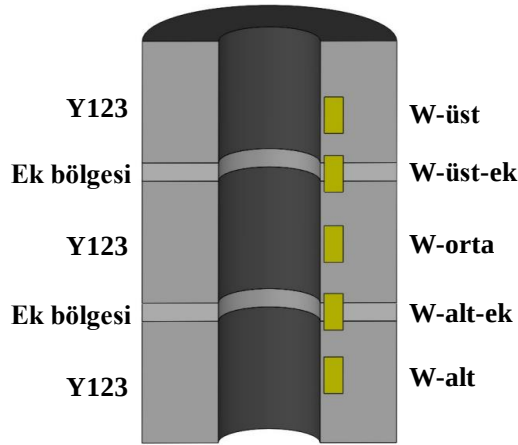
Düşük sıcaklık manyetizasyon ölçümleri *Quantum Design* fiziksel özellik ölçme (PPMS) sisteminin VSM modülü kullanılarak 50 ve 77 K'lık sabit sıcaklıklarda, 100 Oe/s'lik süpürme hızında ve -6 T ile $+6$ T arasında manyetik alan uygulanarak yapıldı.

Örneklerin kritik akım yoğunlukları (J_c) Denklem 2.3'te verilen Bean modeline göre belirlendi.

$$J_c = \frac{20 \Delta M}{a \left[1 - \frac{a}{3b} \right]} \quad (2.3)$$

Denklemde verilen ΔM emu/cm³ cinsinden manyetizasyon eğrisinin genişliğidir. a ve b ($a < b$) cm cinsinden dikdörtgen şeklindeki örneğin boyutlarıdır.

Düşük sıcaklık manyetizasyon ölçümü için Şekil 2.11'de görüldüğü gibi yaklaşık 3 mm $\times$ 3 mm $\times$ 4 mm boyutlarında üst ek bölgesinin üzerinden (W-üst) ve altından (W-orta), ek bölgelerinden (W-üst-ek ve W-alt-ek) ve alt ek bölgesinin altından (W-alt) olmak üzere toplam beş dikdörtgen prizma örnek kesildi.



Şekil 2.11. Manyetizasyon ölçümü için eklenmiş örnekteki farklı bölgelerden kesilen parçaların şematik gösterimi

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Başlangıç Tozlarının Yapısal Analizi

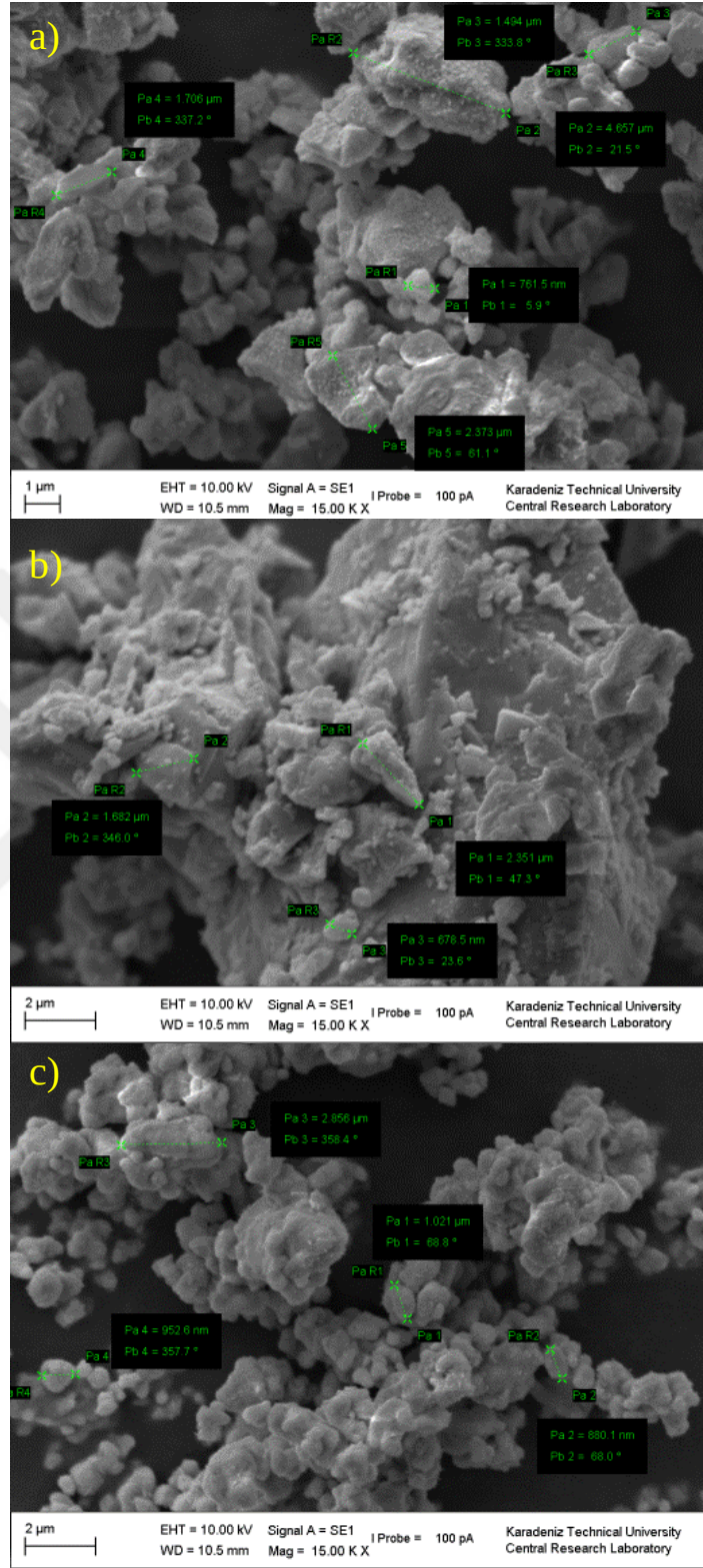
3.1.1. Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Analizi

900 °C’de 36 saat kalsine edilmiş Y123 ve Y211 tozları ile 1450 °C’de eritilip hızlı soğutulmuş Y123 eritme tozlarının parçacık boyutlarını analiz etmek için Şekil 3.1’de verilen SEM görüntülerinden yararlanıldı.

Kalsine tozların üretimi esnasında, iki toz karışımına da aynı ısı işlem uygulandı ve Y123 toz karışımının üretiminde ara öğütme süresi 15 dakika, Y211 toz karışımında bu süre 30 dakika olarak belirlendi. Çünkü toz karışımlarının üretim aşamalarında öğütme sırasında parçacıkların tane boyutları çok fazla küçüldüğünde, Y211 katkılı örneklerde daha fazla olmak üzere, süperiletken örneklerde diamanyetik davranış yanında ferromanyetik davranış gibi diğer manyetik etkilerin de olduğu ve bu durumun örneğin süperiletkenlik özelliğini azaltan bir etki gösterdiği bilinmektedir (Hasanain, 2010). Ferromanyetik özellik gösteren süperiletken örneklerde de J_c değeri olumsuz etkilenir. Öyle ki bu örneklerdeki J_c değeri Y211 katkısının olmadığı örneklerin J_c değerinden bile daha düşüktür. Bu nedenle tane boyutunun küçülmesinden kaynaklanan ferromanyetik etkinin giderilmesi için örneklerin öğütme süreleri veya öğütme sırasında uygulanan kuvvet önemlidir. Toz karışımlarına uygulanan ara öğütme süreleri bu durum dikkate alınarak belirlendi (Çakır, 2015).

Şekil 3.1 (a) ve (b)’de kalsine edilmiş ve eritilip soğutulmuş Y123 toz karışımlarının parçacık boyutları sırayla $\sim 0,7\text{--}4,6\ \mu\text{m}$ ve $\sim 0,6\text{--}2,3\ \mu\text{m}$ civarındadır. Literatürde de belirtildiği gibi Y123 için uygun boyut $1\text{--}3\ \mu\text{m}$ aralığındadır (Namburi vd., 2018; Wei Zhang vd., 2017).

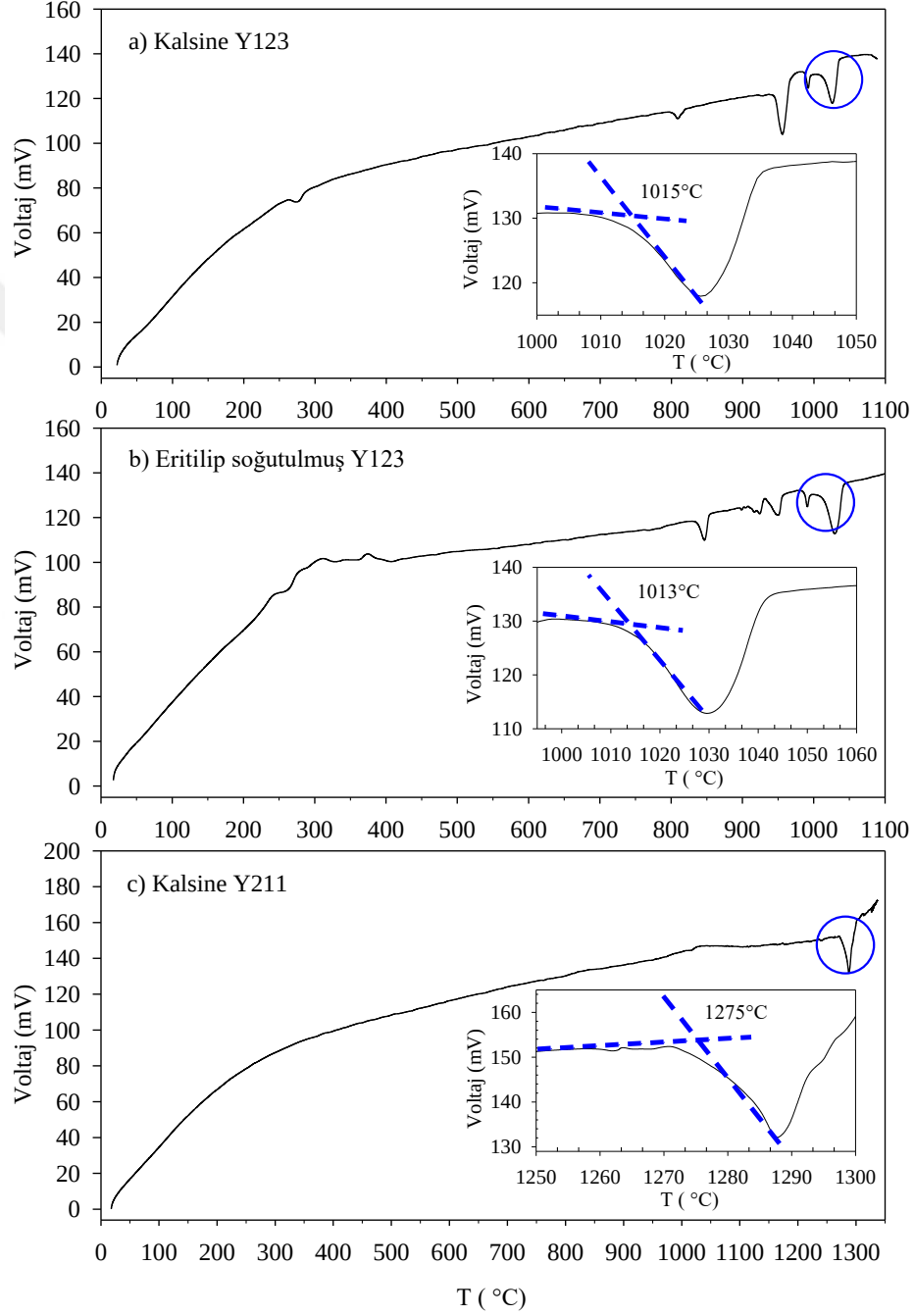
İdeal bir çivileme merkezi olarak Y211 parçacık boyutunun süperiletken uyum uzunluğu düzeyinde olması gerekir. $1\text{--}2\ \mu\text{m}$ boyutlarındaki Y211 parçacıklarının Y123 matrisi içerisinde düzgün bir şekilde dağılarak Y123 örneğinin süperiletkenlik özelliklerinde iyileşmeye yol açtığı görülmüştür (Pinmangkorn vd., 2020). Öte yandan Y211 parçacıklarının çivileme için etkili boyutları esas olarak $1\ \mu\text{m}$ civarındadır (Radusovska vd., 2018). Şekil 3.1 (c)’de görüldüğü gibi ölçülen Y211 parçacık boyutları $\sim 0,8\text{--}2,8\ \mu\text{m}$ değerleri arasındadır.



Şekil 3.1. a) 900 °C’de 36 saat kalsine edilmiş Y123, b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y123 ve c) Kalsine edilmiş Y211 tozlarının SEM görüntüleri

3.1.2. Diferansiyel Termal Analiz (DTA)

900 °C’de 36 saat kalsine edilmiş Y123 ve Y211 tozları ile 1450 °C’de eritilip hızlı soğutulmuş Y123 eritme tozlarının katı hal faz geçişlerini belirlemek için örnekler ısıtılırken DTA analizi yapıldı. Şekil 3.2’de analiz sonuçları görülmektedir.



Şekil 3.2. a) 900 °C’de 36 saat kalsine edilmiş Y123, b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y123 ve c) Kalsine Y211 tozlarının DTA eğrileri

Her bir toz karışımı için bulunan erime sıcaklık değerleri grafikteki iç şekil içerisinde görüldüğü gibidir. Şekil 3.2 (a) ve (b)'de verilen toz karışımlarında, ilk kimyasal işlem olan kalsinasyon işlemiyle elde edilmiş Y123 tozunun erime sıcaklığı 1015 °C, kalsinasyon işleminden sonra eritme işlemi uygulanmış Y123 tozunun erime sıcaklığının ise 1013 °C değerinde olduğu görüldü.

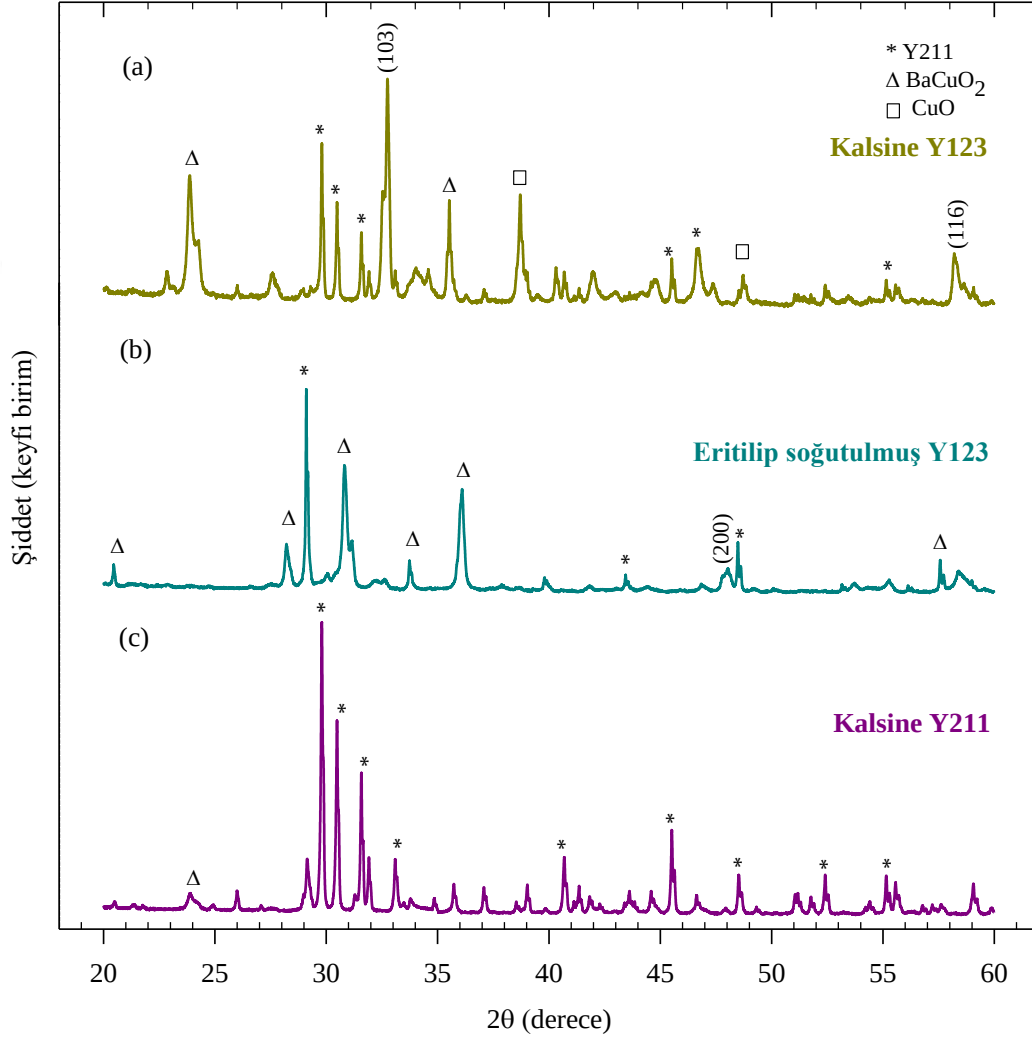
Şekil 3.2 (a)'da 300 °C civarındaki endotermik pik ve (b)'de 300-400 °C civarında görülen küçük ekzotermik pikler, örneğin oksijen kaybettiği sıcaklıkları göstermektedir (Öztürk, 2006). Y123 karışımı, $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_6$ kompozisyonunda süperiletken olmayan tetragonal fazdadır. Tetragonal fazda bulunan örnek içerisinde çok sayıda oksijen boşlukları bulunmaktadır. Örneklerle uygulanan oksijen tavlama işlemiyle yapı içerisindeki eksik oksijen içeriği giderilerek tetragonal fazdan süperiletken faza geçiş sağlanır. Şekil 3.2 (a) ve (b)'de 300 °C'de görülen küçük pikler ile 800-950 °C'de görülen endotermik pikler, bu toz karışımları için oksijen tavlama işleminde en uygun sıcaklık aralığının 300-800 °C arasında olabileceğini gösterir (Fossheim ve Sudbu, 2004; Çakır, 2015; Khuanbay vd., 2022).

Şekil 3.2 (a) ve (b)'de görülen Y123 toz karışımlarının her ikisinde de 800 °C sıcaklığından itibaren erime sıcaklığına kadar olan endotermik pikler malzemedeki safsızlıklar, farklı fazların erimesi ve salınan veya soğrulan oksijen gazıyla oluşan katı hal faz değişimlerini gösterir (Hlasek, 2019). Y123 toz karışımındaki bu piklerin sayısının kalsine Y123 toz karışımına göre daha fazla olması eritilip hızlı soğutulmuş toz karışımın daha fazla farklı bileşimde faz içerdiğini gösterir (Çakır, 2015). Şekil 3.2 (b)'de 925-950 °C civarında görülen endotermik pik, toz karışımında reaksiyona girmemiş oksitlerin varlığını gösterir (Li vd., 2017).

Şekil 3.2 (c)'de 1260 °C'ye kadar olan ısıtma sürecinde belirgin bir katıhal faz geçişinin olmadığı görülmektedir. 1260 °C civarında Y211 toz karışımının erimeye başladığı ve 1275 °C sıcaklıkta eridiği görülmektedir. Toz karışımlarının erime sıcaklığı değerlerine bakıldığında Y211 toz karışımının erime sıcaklığı Y123 toz karışımlarından oldukça yüksektir. Süperiletken örnek bileşiminde süperiletken olmayan Y211 parçacıkları kullanılır. Çünkü Y211 parçacıkları örnekte akı çivileme merkezleri olarak görev alır. Y211 parçacıkları yüksek sıcaklıklara dayanıklılığı sayesinde erimeyerek, küçük boyut ve homojen dağılımının da sağlanmasıyla birlikte süperiletken malzemede etkin çivileme merkezleri oluştururlar (Murakami, 1992).

3.1.3. X-Işınları Kırınım Analizi (XRD)

900 °C’de 36 saat kalsine edilmiş Y123 ve Y211 tozları ile 1450 °C’de eritilip hızlı soğutulmuş Y123 eritme tozlarının yapısındaki süperiletken ve diğer fazlar XRD desenleri yardımıyla belirlendi. Toz karışımlarının analiz sonuçları Şekil 3.3’te görülmektedir.



Şekil 3.3. a) 900 °C’de 36 saat kalsine edilmiş Y123, b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y123 ve c) Kalsine edilmiş Y211 tozlarının X-ışını kırınım desenleri

Toz karışımlarındaki BaCO_3 bileşiğinin erime noktası 811 °C civarında olup bu bileşik kalsinasyon sırasında kaybolacağından X-ışını desenlerinde gözlenmemiştir (URL-2, 2022). Y_2O_3 bileşiğindeki itriyum (Y) elementinin de erime noktasının çok yüksek olduğu bilindiğinden bu elementin malzeme içerisinde Y123 ve Y211 gibi farklı fazlara dönüştüğü düşünülmektedir.

Şekil 3.3'teki kalsine edilmiş Y123 toz karışımında (116) piki ve net bir şekilde (103) süperiletkenlik piki görüldü. Bununla birlikte yapıda Y211, BaCuO₂ ve CuO gibi süperiletken olmayan ikili ve üçlü fazların bulunduğu görülmektedir. Çoğunlukla 20-30° civarında görülen BaCuO₂ ile Şekil 3.3. (a) ve (b) toz karışımlarında oluşan Y211 bileşiklerinin malzeme içerisinde gerçekleşen eksik reaksiyonlar veya bu eksik reaksiyonlar sonucu oluşan bileşiklerin yeniden tepkimeye girmesi sonucunda oluştuğu düşünülmektedir (Suharta vd., 2013; Çakır ve Aydın, 2017). Şekil 3.3 (a) ve (b)'deki toz karışımlarında görülen bu farklı fazlar süperiletken yapının henüz tam oluşmadığını göstermektedir (Ateş, 1998; Çakır, 2015).

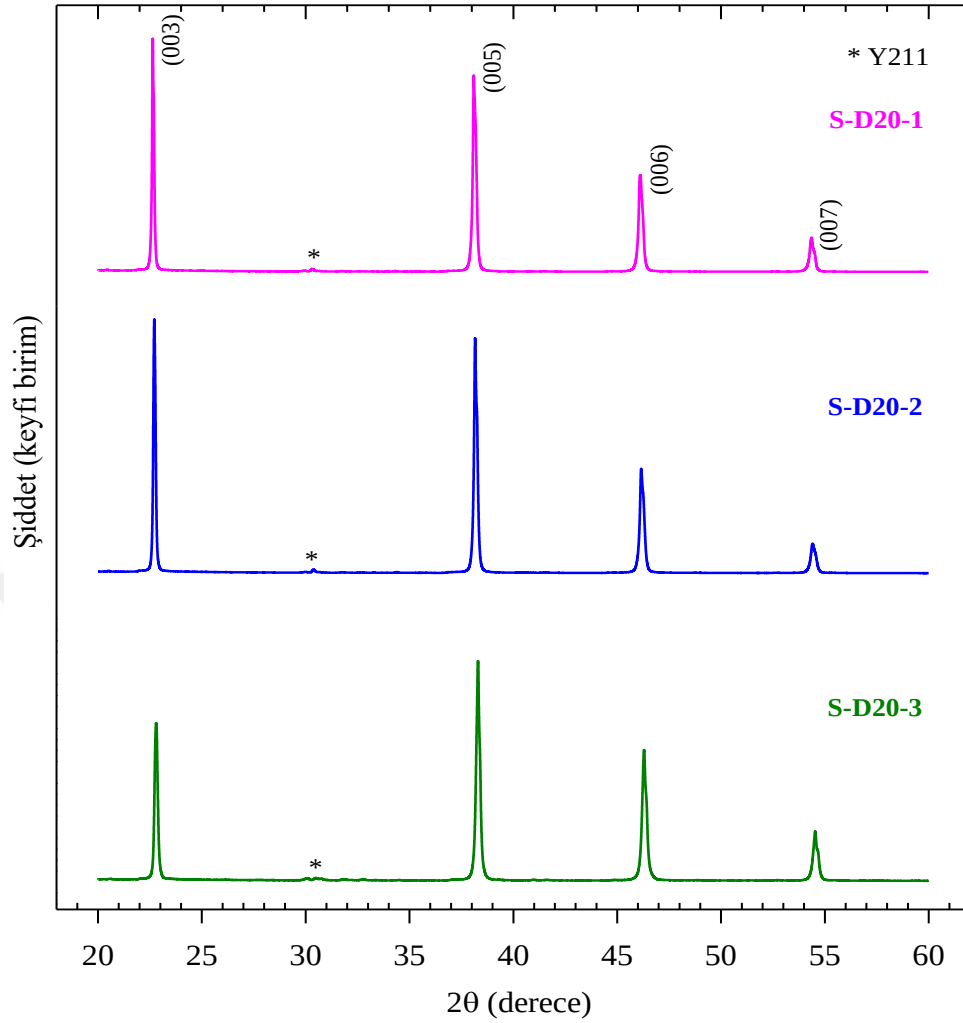
Başlangıç toz karışımlarından kaliteli süperiletken örnekler elde edebilmek için yapıdaki Y211 fazının Y123 fazı içerisinde düzgün dağılması gerekir (Murakami vd., 1991). Bu durum Y₂O₃ bileşiğinin sıvı faz içerisinde (Ba ve Cu içeren bileşikler) homojen dağılması ile sağlanır. Homojen dağılımı sağlamak için kalsine toz karışımı yüksek sıcaklıklarda (1450 °C) eritildikten sonra bakır plaklar kullanılarak hızlı soğutma işlemi uygulandı ve Şekil 3.3 (b)'de görülen toz karışımı elde edildi. Sonuçta eritilip hızlı soğutulmuş toz karışımının kalsine toz karışımına göre Ba ve Cu elementlerinden daha zengin olduğu ve çoğunlukla BaCuO₂ fazından (sıvı fazdan) oluştuğu görülmektedir. Bu karışımda sadece (200) süperiletkenlik piki görüldü.

Şekil 3.3 (c)'deki kalsine Y211 toz karışımında malzemenin neredeyse tamamının baskın bir şekilde Y211 fazlarını içerdiği görülmektedir. Bu durum uygulanan ısıtma işlemiyle saf bir Y211 fazının üretildiğini kanıtlar niteliktedir (Rotta vd., 2019).

3.2. Y123 + %25Y211 Örneklerinin Yapısal Analizi

3.2.1. X-Işınlı Kırınım Analizi (XRD)

Şekil 3.4'te 20 mm çaplı Y123 + %25Y211 kompozisyonuna sahip S-D20-1, S-D20-2 ve S-D20-3 örneklerinin 2θ = 20-60° aralığındaki X-ışını kırınım desenleri görülmektedir. Her bir örneğin X-ışını kırınım desenlerinde yalnızca c-ekseni yönünde yönelen (00ℓ) pikleriyle birlikte 29-30° civarında şiddeti çok az olan süperiletken olmayan karakteristik Y211 pikleri görülmektedir. Sonuç olarak örneklerin baskın bir şekilde c-ekseninde tercihli bir yönelime sahip tek kristaller olarak büyüdüğü görülmektedir.

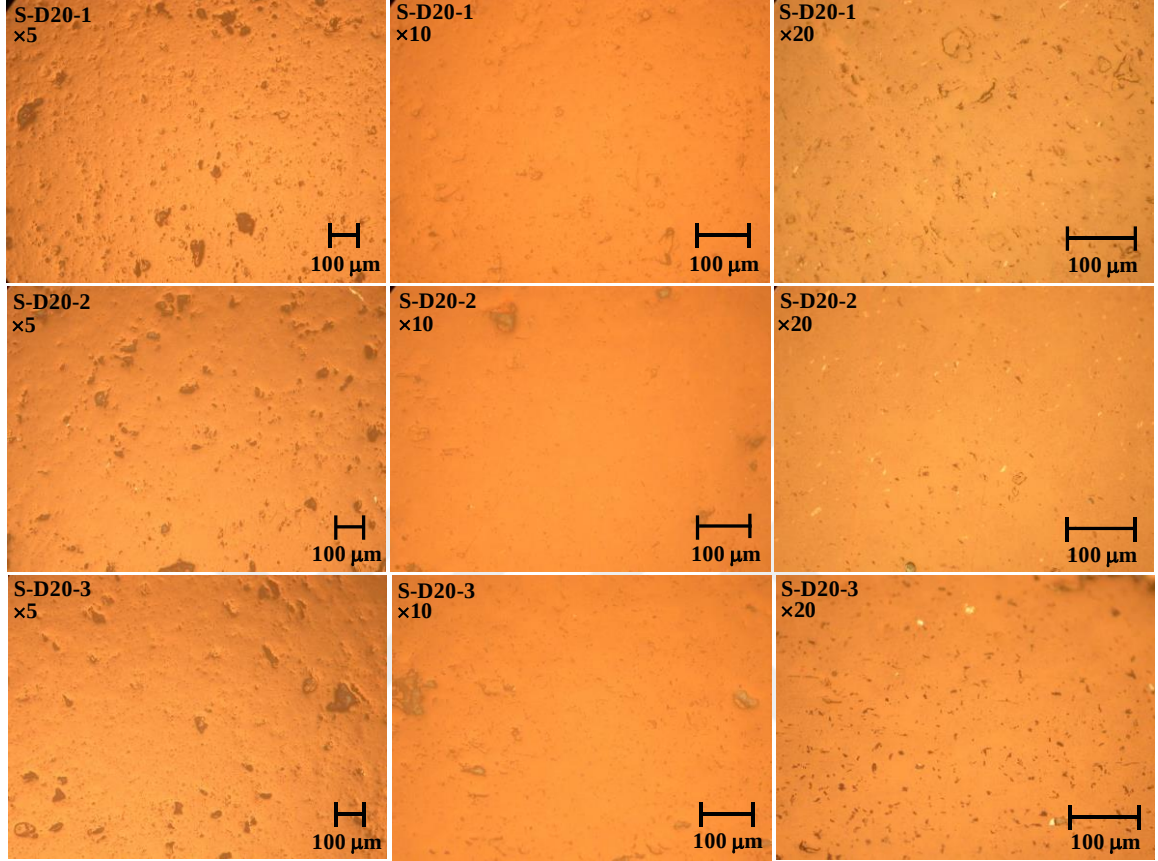


Şekil 3.4. S-D20-1, S-D20-2 ve S-D20-3 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri

3.2.2. Polarize Optik Mikroskop (POM)

Şekil 3.5'te S-D20-1, S-D20-2 ve S-D20-3 tek kristal örneklerinin polarize optik fotoğrafları görülmektedir. Daha iyi görüntü alınması için her bir örneğin üst yüzeyi parlatıldı ve $\times 5$, $\times 10$ ve $\times 20$ büyütmelerde optik fotoğrafları çekildi. Mikroskop incelemelerinde örnek yüzeyinde farklı yönelimde başka bir tane oluşumundan kaynaklanabilecek herhangi bir renk farkına rastlanılmadı. Şekilde siyah renkte görülen kısımlar yüzeydeki boşluk veya kirliliklerdir (Roa vd., 2012). Örnekler tek kristal olarak üretildiğinden polikristal olarak üretilen örnekler gibi yapıda tane sınırları ve sınırlarda

akıma engel oluşturabilecek safsızlıklar olmayacağından tek kristal örneklerde J_c değerlerinin daha yüksek olacağı beklenmektedir (Murakami, 1992).



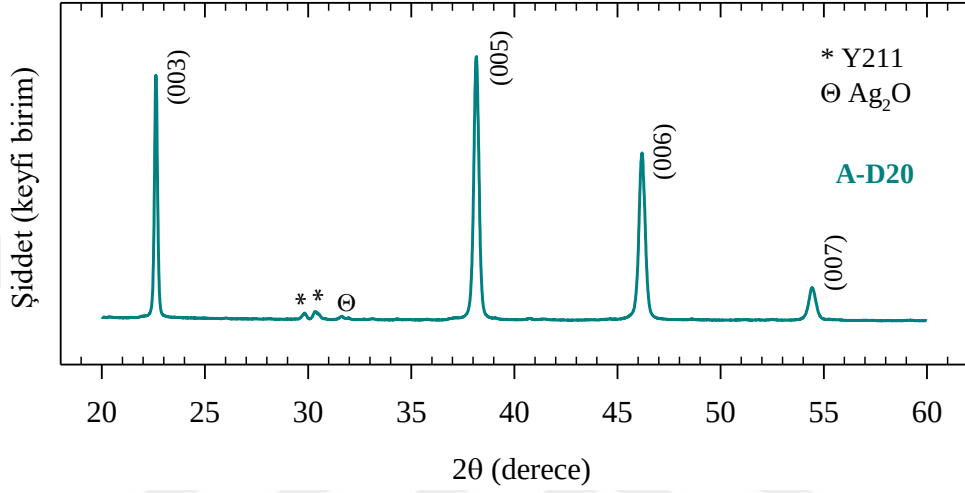
Şekil 3.5. S-D20-1, S-D20-2 ve S-D20-3 örneklerinin $\times 5$, $\times 10$ ve $\times 20$ büyütmelerde alınan polarize optik fotoğrafları

3.3. Y123 + %25Y211 + %20Ag₂O Ekleme Örneklerinin Yapısal Analizi

3.3.1. X-Işınları Kırınım Analizi (XRD)

Şekil 3.6'da 20 mm çaplı Y123 + %25Y211 + %20Ag₂O kompozisyonuna sahip ekleme örneğinin (A-D20) $2\theta = 20-60^\circ$ aralığındaki X-ışını kırınım desenleri verilmektedir. Örneğin kırınım desenlerinde (00 ℓ) pikleri baskın bir şekilde görülmektedir. Bu durumda örneğin c-ekseninde tercihlili bir yönelime sahip olduğu söylenebilir. XRD desenlerinde tek bir açıda gümüş pikine rastlanmıştır. Tek kristal piklerinden (005), (006), (007) piklerine yakın açılarda Ag₂O piklerinin de açıları mevcuttur. Dolayısıyla var olan gümüşlerin bu c-

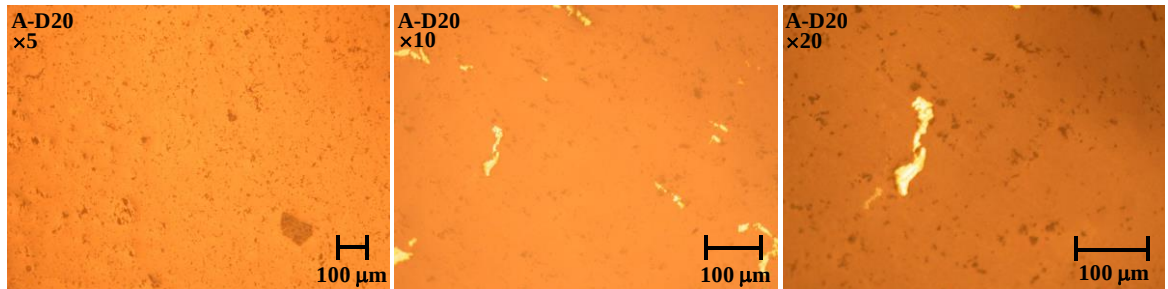
ekseninde yönlenmiş piklerin yüksek şiddeti sebebiyle baskılandığı ve ana örneklerin pik şiddetlerine göre gümüşlü örneklerin pik şiddetlerinin azaldığı, bu durumda gümüşün yapıya iyi difüz ettiği söylenebilir (Suan vd., 2017). Örneklerde gümüş dağılımı ileride bölüm 3.3.3'te verilecek olan Enerji Dağılımlı X-Işını Spektrometresi (EDS) analiziyle görülmüştür.



Şekil 3.6. A-D20 örneğinin X-ışını kırınım deseni

3.3.2. Polarize Optik Mikroskop (POM)

Şekil 3.7'de A-D20 ekleme örneğinin bir kısmından çekilen polarize optik fotoğrafları görülmektedir. Örneğin üst yüzeyi parlatıldı ve $\times 5$, $\times 10$ ve $\times 20$ büyütmelelerde optik fotoğrafları çekildi.



Şekil 3.7. A-D20 örneğinin polarize optik fotoğrafları

Mikroskop incelemelerinde ekleme örneğinin de ana örneklerde olduğu gibi farklı yönelimlere ve tane sınırlarına sahip taneler içermediği, dolayısıyla kullanılan ince film çekirdek ile tek taneye sahip örnek üretiminin başarılı olduğu görüldü. Ekleme işleminin başarılı olması için ana örneklerle birlikte ekleme örneğinin de c-yönünde yönelmiş tek kristal olması akımın engelsiz akması ve manyetik alanın tekdüze olması bakımından gerekli özelliklerden biridir (Çakır, 2023).

Çekirdek kristali kullanılarak TSMG yöntemi ile üretilen örneklerle kimi zaman farklı yönelimler olduğunu gösteren farklı renk tonlarına da rastlanırken, ince film çekirdek kullanılarak yapılan büyütmelemlerle tek taneye sahip örnek üretiminin başarılı olduğu görülmüştür (Çakır, 2023).

Literatüre bakıldığında kompozisyona eklenen Ag_2O bileşiğinin YBCO ile tepkimeye girmedikten mekanik dayanıklılığı artırdığı bilinir (Salama vd., 1989; Murakami, 1992; Congreve vd., 2019). Şekil 3.7’de $\times 10$ ve $\times 20$ büyütmelemlerde görülen parlak renkli kısımlar yapıdaki boşluğu doldurarak akımın engelsiz akmasına yardım edeceği düşünülen ve aynı zamanda dayanıklılığı da artıran gümüşlerdir.

3.4. Eklenmiş Örneklerin Yapısal Analizi

Şekil 2.9’da görülen eklenmiş ve merkezden oyuk açılmış süperiletken halkanın dikey olarak kesilmiş bir parçasından WR-üst-ek ile WR-alt-ek şeklinde isimlendirilen iki dikdörtgen parça ek bölgesinden kesildi. Parçaların üst yüzeyi parlatılarak ek bölgelerinin kalitesini gözlemlemek ve mikro yapıyı incelemek amacıyla SEM analizi yapıldı. Kesilen parçalar Şekil 2.10 (a)’da şematik olarak gösterilmiştir.

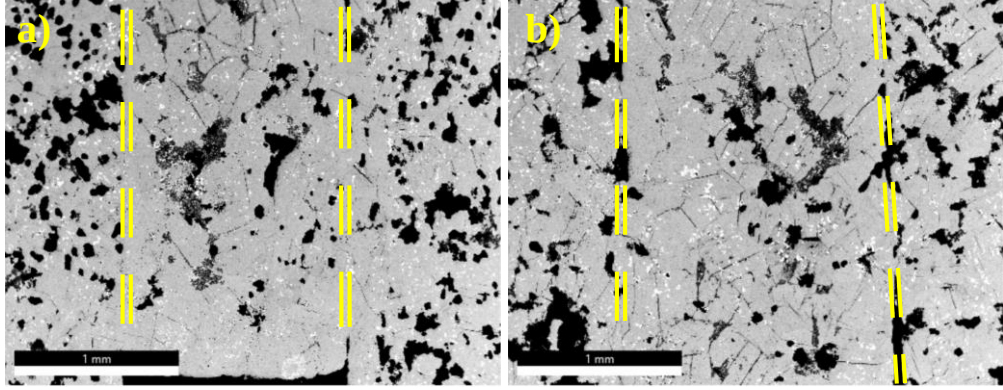
3.4.1. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Enerji Dağılımlı X-Işını Spektrometresi (EDS) Analizi

Ekleme işleminin başarılı olması için ekleme örnekleri ile ana örneklerin aralarında herhangi farklı bir faz veya artık bir faz oluşmasına izin vermeden süperiletken matrisin sürekliliği sağlanmalıdır.

Eklenmiş örnek Y123 fazın peritektik sıcaklığı civarına ($1000\text{ }^{\circ}\text{C}$) ısıtıldığından bu sıcaklıkta $BaCuO$ ile zengin sıvı faz süperiletken fazdan ayrışır. Ek bölgesinde Y123 fazının sürekliliğinin sağlanması için Y211 fazının ve burada ortaya çıkan sıvı fazın tepkimeye girmesi gerekir. Tepkimelerin sürekliliği halinde Y123 fazı oluşur. Aksi halde burada oluşan

ikincil fazlar (Ba, Cu, O elementlerinden oluşan çeşitli bileşikler ve Y211 fazı) akım akışını engelleyen kusurlar gibi davranır. Öyle ki bu fazlar özellikle ek bölgesinde ve boşluklarda oluşmaya eğilimlidir. Başarılı ekleme işlemi için kilit faktör, sınır bölgelerde aşırı miktarda Y211 partikülleri veya BaCuO gibi fazların birikimi olmadan birbirleriyle uyumlanmış temiz sınırların elde edilmesi ve ek arayüzü boyunca kristalografik hizalamanın korunmasıdır.

Şekil 3.8 (a) ve (b)'de WR-üst-ek ile WR-alt-ek örneklerinden alınan SEM analizinin görüntüsü verilmiştir. Her iki şekilde de sarı renkli çizgiler arasındaki bölge ek bölgesidir. Şekildeki siyah bölgeler ile WR-alt-ek örneğinin sınırında görülen siyah dikey çizgiler yapı içerisindeki boşluklardır. Boşluklar ısıtma ve soğutma işlemleri sırasında ortaya çıkmaktadır. Isıtma hızının yüksek veya düşük olması boşluk boyutu ve yoğunluğunu etkiler. Örnek olarak, ısıtma hızı fazla ise tane büyüme süreçleri sırasında oluşan oksijen gazı malzeme içerisinde çıkmak için yeterli süreyi bulamadığından bu durumun yapıda gözenek oluşmasıyla sonuçlandığı bilinmektedir. Bununla birlikte boşlukların bulundukları yüzeydeki düzlemleri kesintiye uğratmalarına rağmen tanenin büyüme yönüne etkisi olmadığı ve süperiletkenlik özellikleri önemli ölçüde etkilemediği bilinmektedir (Cloots vd., 2005). Her iki görüntüden ek örnekleri ile ana örneklerin kristalografik olarak iyi uyumlandığı söylenebilir.



Şekil 3.8. a) WR-üst-ek ile b) WR-alt-ek örneklerinden alınan SEM görüntüleri

Ekleme malzemesindeki boşlukların ana örneklerde bulunan boşluklara göre önemli ölçüde daha küçük olduğu ve daha az sayıda olduğu görülmektedir. Ayrıca her iki ek bölgesinde mikro çatlakların var olduğu ve WR-alt-ek örneğindeki çatlak yoğunluğunun WR-üst-ek örneğine göre daha fazla olduğu gözlenmiştir.

Kompozisyona eklenen gümüşün yapıda var olan boşlukları doldurarak gözeneklerin küçülmesine katkı sağladığı ve böylece mevcut boşluk boyutunu azaltarak ek bölgelerinde dayanımı veya tokluğu artırdığı söylenebilir. Bununla birlikte ana örnek ve ekleme örneğin üretiminde uygulanan ısıt işlemlerin farklılığı da göz önünde bulundurulabilir (Çakır ve Aydın, 2017).

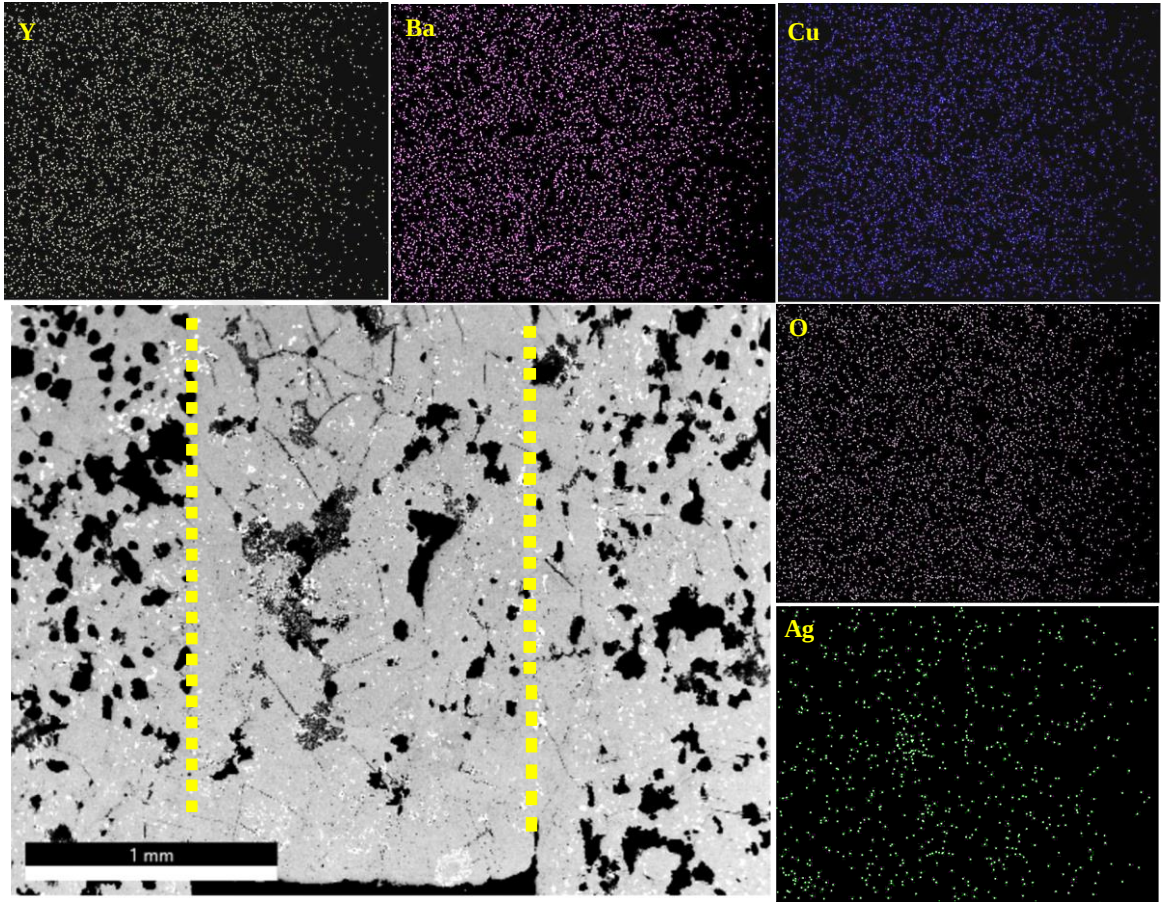
Ek örneği kompozisyonunda %20Ag₂O mevcuttur. Yapıya eklenen gümüşün genellikle çatlakları azalttığı, özellikle %20Ag₂O oranına sahip örneklerde çatlak mesafesinin ana örneklere göre önemli ölçüde azaldığı literatürden bilinmektedir (Ateş ve Yanmaz, 1998; Mendoza vd., 2000). Öte yandan ekleme işleminin başarılı olması için istiflenmiş örneklerin üzerine konulan kütlenin WR-alt-ek örneğinin bulunduğu ekleme örneğine daha fazla yük uygulamış olduğu düşünülebilir. Bununla birlikte çatlakların tuzaklanan alan ve dolayısıyla kaldırma kuvvetine önemli ölçüde etki edecek yönde (c-eksenine dik) olmadığı ve mikro düzeyde oldukları söylenebilir (Hlasek vd., 2019; Antal vd., 2009). Ayrıca ekleme işleminden sonra örneklere uygulanan oksijenleme işleminin yapıdaki çatlakları artırdığı bilinmektedir. Yapıda oksijenden kaynaklanan çatlaklar olduğunu gösterebilecek ac- yönünde fakat mikro düzeyde çatlakların varlığı görülmektedir (Shi vd., 2004; Antal vd., 2009). Ek olarak incelenen ek bölgeleri örneğin oyuk kenarından küçük bir kısmı temsil eder. Oyuk açma işlemi, süperiletken malzemeyle kimyasal tepkime vermemesi ve örneklerde daha az çatlaklara rastlanması amacıyla su jeti yöntemiyle yapılmıştır. Ayrıca TSMG yöntemiyle üretilmiş örneklere uygulanan oyuk açma işleminin su jeti yöntemi ile yapılmasının örneklerin kritik akım yoğunluğunu etkilemediği bilinmektedir. Yine de oyuk açma işleminin çatlaklara sebep olması durumu olasıdır (Duman, 2022).

Şekil 3.9 ve Şekil 3.10'da WR-üst-ek ile WR-alt-ek örneklerinin SEM görüntüleri, aynı bölgenin elementel dağılımını gösteren EDS görüntüleri ile birlikte verilmiştir. Her iki bölgenin elementel dağılımlarının oldukça düzgün olduğu ve özellikle gümüşün sadece ek bölgesinde değil ana örneklere de yayılım sergilediği, WR-alt-ek bölgesindeki gümüş dağılımının üst ek bölgesine göre daha homojen olduğu görülmektedir.

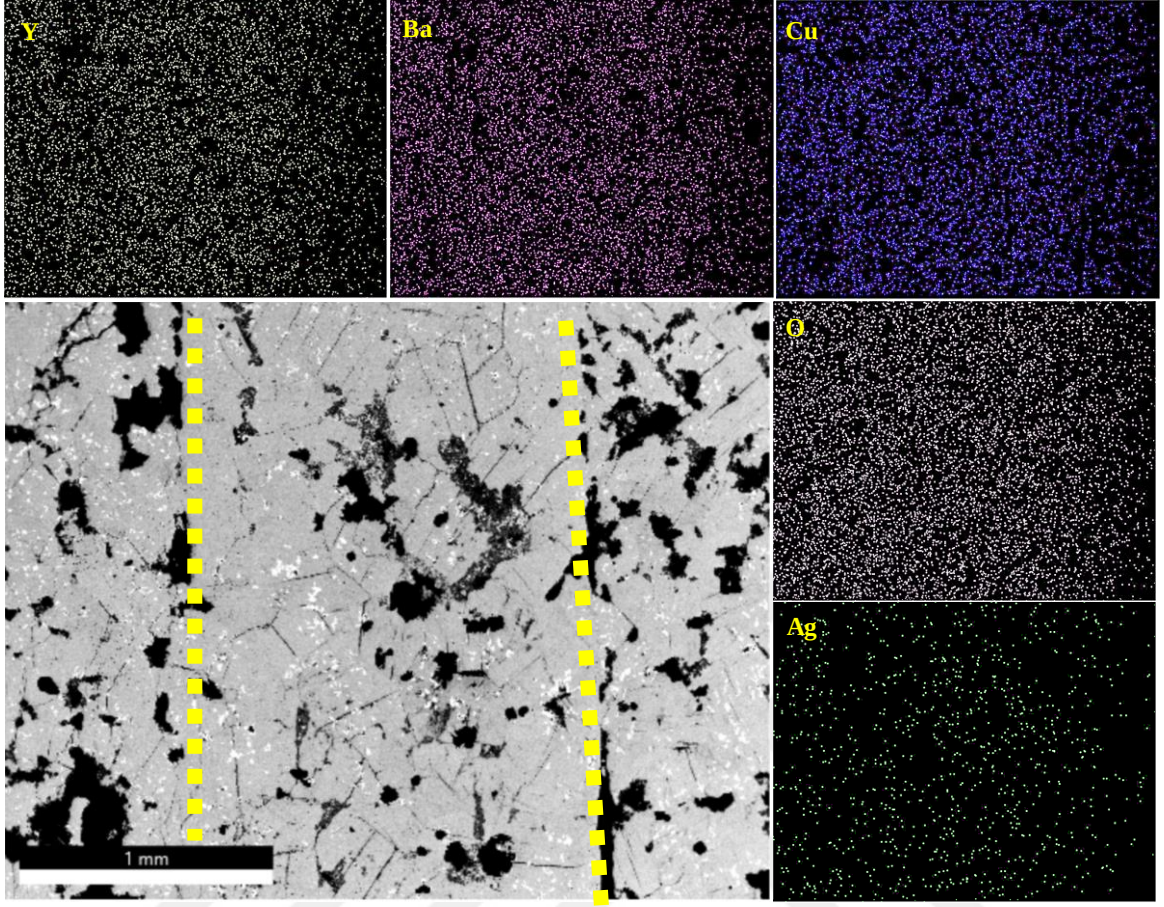
Ekleme işleminde uygulanan ısıt işlemin 1000 °C üzerinde olması (gümüşün erime sıcaklığına yakın) ve tavlama işleminde de örneğin tekrar ısıya maruz kalması gümüşün eklenmiş bütün yapıya dağılımıyla sonuçlanmış olabileceğini düşündürmektedir. Gümüşün bütün örneğe yayılabilmesi, tüm yapıda ek örneklerin ve ana örneklerin iyi uyumlandığı ve

ana örneklerde de tane büyümesinin *ab*- düzlemleri ile *c*-ekseni boyunca homojen olduğunu, bu durumun akımın geçişini de kolaylaştıracağı sonucuna varılabilir (Congreve vd., 2021).

Örneklerin SEM görüntüsünde görülen beyaz renkli küçük bölgelerin çatlaklara yerleşme eğiliminde olan baryum hidratlar veya BaCuO sıvı fazı ile örneğin genelinde Y211 faz formunun mevcut olduğu söylenebilir. Yapıdaki beyaz bölgeler örneğin neredeyse tamamında görülmüştür (Diko vd., 2018; Congreve vd., 2019). EDS analiziyle görüntülenen bölgelerde yapıda mevcut olmayan yabancı bir elemente rastlanmamıştır.



Şekil 3.9. WR-üst-ek örneğinden alınan SEM görüntüsü ve EDS spektrumu

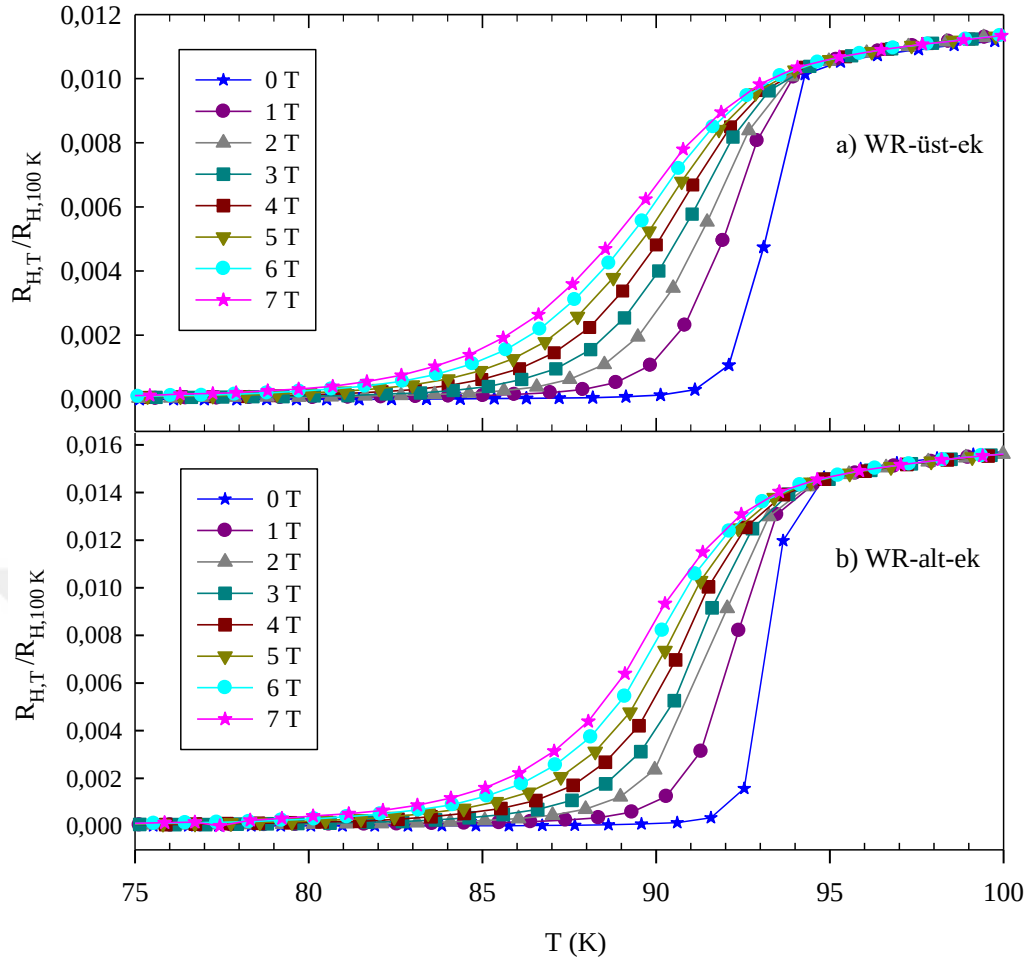


Şekil 3.10. WR-alt-ek örneğinden alınan SEM görüntüsü ve EDS spektrumu

3.5. YBCO Süperiletken Örneklerinin Fiziksel Analizi

3.5.1. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümleri

Eklenmiş ve oyuk açılmış halkanın (Şekil 2.9), dikey olarak kesilmiş bir parçasından alınan WR-üst-ek ile WR-alt-ek (Şekil 2.10) parçalarının süperiletkenlik geçişini gözlemlemek için 0, 1, 2, 3, 4, 5, 6 ve 7 T gibi farklı manyetik alanlar uygulanarak örneklerin öz direncinin sıcaklığa bağlılığı ölçüldü. Her ölçüm öncesi örnekler geçiş sıcaklığının üzerine ısıtılarak alansız olarak (ZFC) tekrar soğutuldu. Örneklerin farklı manyetik alanlar altında dirençlerinin değişim eğrileri Şekil 3.11’de görüldüğü gibidir.



Şekil 3.11. Süperiletken halkadan alınmış WR-üst-ek ile WR-alt-ek örneklerinin farklı manyetik alanlar altında direnç-sıcaklık değişimleri

Örneklerin geçiş aralıkları (ΔT), kritik geçiş sıcaklıkları (T_c) ile direncin ani bir şekilde düşmeye başladığı sıcaklık (T_c , başlangıç) ve sıfırlandığı sıcaklık (T_c , sıfır) değerleri Tablo 3.1’de verilmiştir. Örneklerin farklı manyetik alanlardaki kritik sıcaklık değerleri, T_c , başlangıç ve T_c , sıfır sıcaklık değerlerinin bir ortalaması olarak belirlenir. Uygulanan manyetik alan arttıkça süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları azalmakta ve geçiş aralıkları artmaktadır (Şekil 3.11 ve Tablo 3.1). II. tür süperiletkenlerin doğası gereği uygulanan manyetik alanın artmasıyla süperiletken olmayan bölgeler artacağından ve dolayısıyla malzemenin süperiletken faz bütünlüğünün azalmasıyla geçişteki keskinliklerin giderek azalması beklenen bir durumdur.

Tablo 3.1. Süperiletken halkadan alınan WR-üst-ek ile WR-alt-ek örneklerinin T_c , başlangıç, T_c , sıfır, ΔT ve T_c değerleri

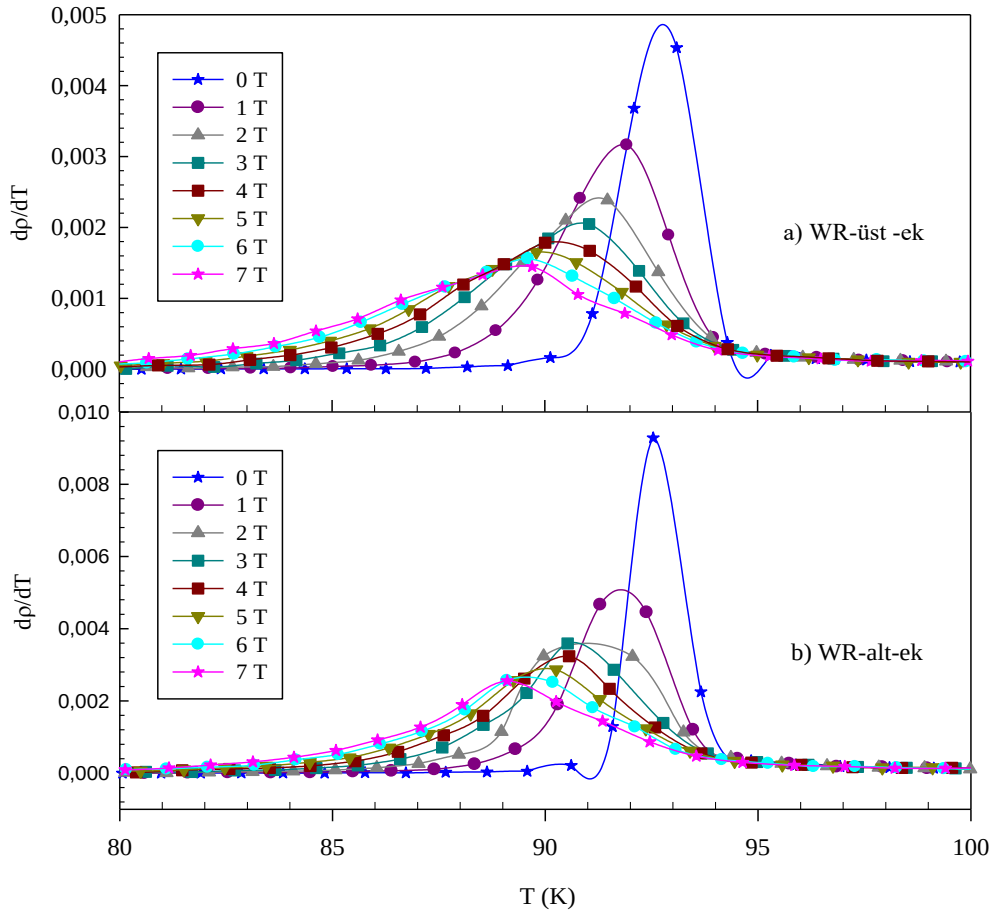
		0 T	1 T	2 T	3 T	4 T	5 T	6 T	7 T
WR-üst-ek	T_c , başlangıç	94,38	93,82	93,64	93,46	93,52	93,0	92,67	92,50
	T_c , sıfır	91,83	90,19	89,10	87,97	86,90	86,22	85,84	85,35
	ΔT	2,55	3,63	4,54	5,49	6,52	6,78	6,83	7,15
	T_c	93,10	91,98	91,50	91,03	90,00	89,80	89,60	89,70
WR-alt-ek	T_c , başlangıç	93,94	93,75	93,71	93,32	92,30	92,73	92,54	92,47
	T_c , sıfır	92,44	90,71	89,34	88,83	88,20	87,67	86,80	86,38
	ΔT	1,50	3,04	4,37	4,49	4,10	5,06	5,74	6,09
	T_c	92,54	91,30	92,05	90,53	90,56	90,25	89,10	89,10

Bununla birlikte geçiş genişliğinin malzeme içerisindeki safsızlık ve yapıdaki tane sınırlarından ileri geldiği bilinmektedir (Rose ve Rhoderick, 1980; Murakami, 1992; Volochova, 2014). Şekil 3.4-7’de verilen X-ışını kırınım desenleri ve optik fotoğraflarda ana örnekler ile ekleme örneklerinin tek kristal olduğu görülmektedir. EDS analizine bakıldığında herhangi bir yabancı elemente rastlanmadı. Ancak yapıda oluşabilecek reaksiyona girmemiş artık sıvı fazların var olabileceği içyapı analiziyle görüldü (Şekil 3.9-10).

Tablo 3.1’de her iki örnekte de başlangıç sıcaklık değerlerinin kendi içerisinde birbirine çok yakın olduğu, büyük ölçüde dalgalanmadığı görülmektedir. Malzemenin T_c değeri yapıdaki oksijen oranına büyük ölçüde bağlıdır. WR-üst-ek ve WR-alt-ek örnekleri oyuk sınırında olduğundan ve süperiletken malzeme halka haline getirildikten sonra oksijenlenme işlemi yapıldığından parçalardaki YBCO bileşik stokiometrisindeki oksijen değerlerinin neredeyse aynı olacağı tahmin edilebilir (Li vd., 2015). Bu beklenen bir durumdur. Ayrıca her bir örnek *ab*-düzlemleri yönünde homojenliği sağlayarak tekdüze manyetik alan oluşturmak bakımından süperiletken kalitesini artırmak amacıyla üst üste dizilmiştir. Tablo 3.1’de bu bölgelerdeki başlangıç T_c değerleri ve kritik sıcaklık değerlerinin YBCO süperiletken fazdan beklendiği gibi tekdüze olduğu görülmektedir. Dolayısıyla WR-üst-ek ile WR-alt-ek örnekleri ana örneklerin alt kısmına yakın konumda olmasına rağmen YBCO tanenin çekirdekten itibaren *c*-yönünde örneğin alt konumlarına kadar iyi büyüdüğünü ve ekleme örneğiyle uyumlandığını gösterir. WR-üst-ek ile WR-alt-ek örnekleri ana örnekler ile ekleme örneklerini içerir. Geçişlerin tek aşamada gerçekleşmesi

de ana örneklerle ekleme malzemesi arasındaki bağlantının iyi olduğunu gösteren bir işarettir (Rani vd., 2014).

WR-üst-ek ile WR-alt-ek örneklerinin kritik geçiş sıcaklıkları, ölçülen öz direnç ve sıcaklık değerleri (ρ -T değerleri) kullanılarak elde edilen $d\rho/dT$ türevinin sıcaklıkla değişim grafiği kullanılarak belirlendi. Örneklerin $d\rho/dT$ türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri Şekil 3.12’de görüldüğü gibidir. Şekilde görülen türev piklerinin tek olması ve her pikin devamında ikinci bir pikin görülmemesi, ek bölgenin alt ve üst örnek ile iyi uyum sağladığını, YBCO ve gümüş bileşiğinin tek bir bölge gibi davrandığını gösterir. (Han vd., 1997; Rani vd., 2014). 0 T değerinde türev piklerinden özellikle WR-alt-ek örneğinin türev pikinin keskin olduğunu söyleyebiliriz. Bu durumda örneklerde kritik akım yoğunluğu değerinin yüksek olması beklenebilir. Uygulanan alanın artmasıyla piklerin genişliğinin arttığı ve şiddetlerinin azaldığı görülmektedir.



Şekil 3.12. Süperiletken halkadan alınmış WR-üst-ek ile WR-alt-ek örneklerinin farklı manyetik alan altında $d\rho/dT$ türevlerinin sıcaklıkla değişimi

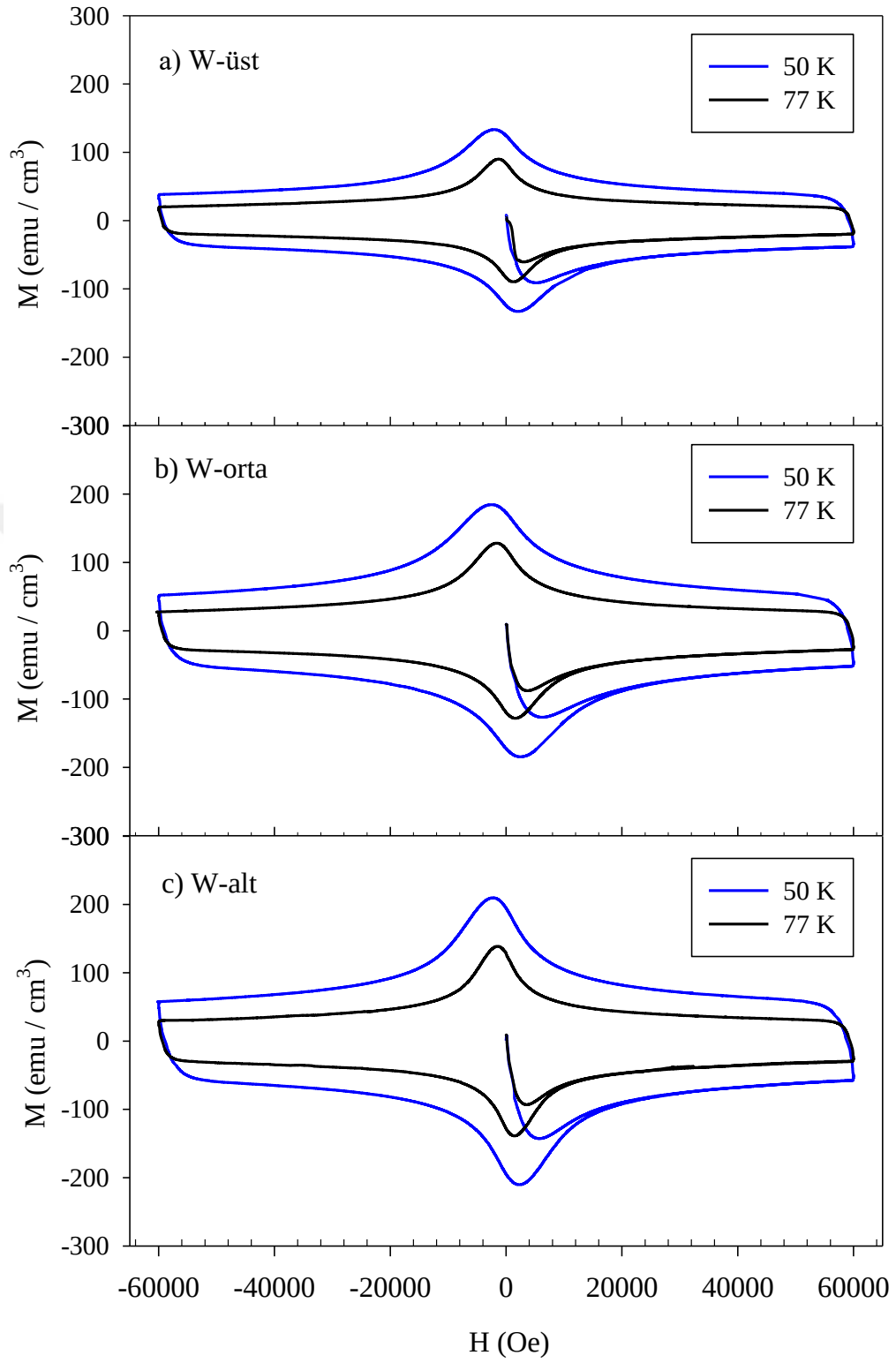
3.5.2. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri

Şekil 2.11’de gösterilen eklenmiş süperiletken halkanın ana örnekler ve ekleme örneklerden olmak üzere oyuk sınırından alınarak W-üst, W-orta, W-alt, W-üst-ek ile W-alt-ek olarak adlandırılmış parçalarının 50 ve 77 K sıcaklıklarında, dışarıdan uygulanan alana karşı gösterilen manyetizasyon davranışı ölçüldü. Manyetik alan c -eksenine paralel olarak uygulandı (Hassan vd., 2020).

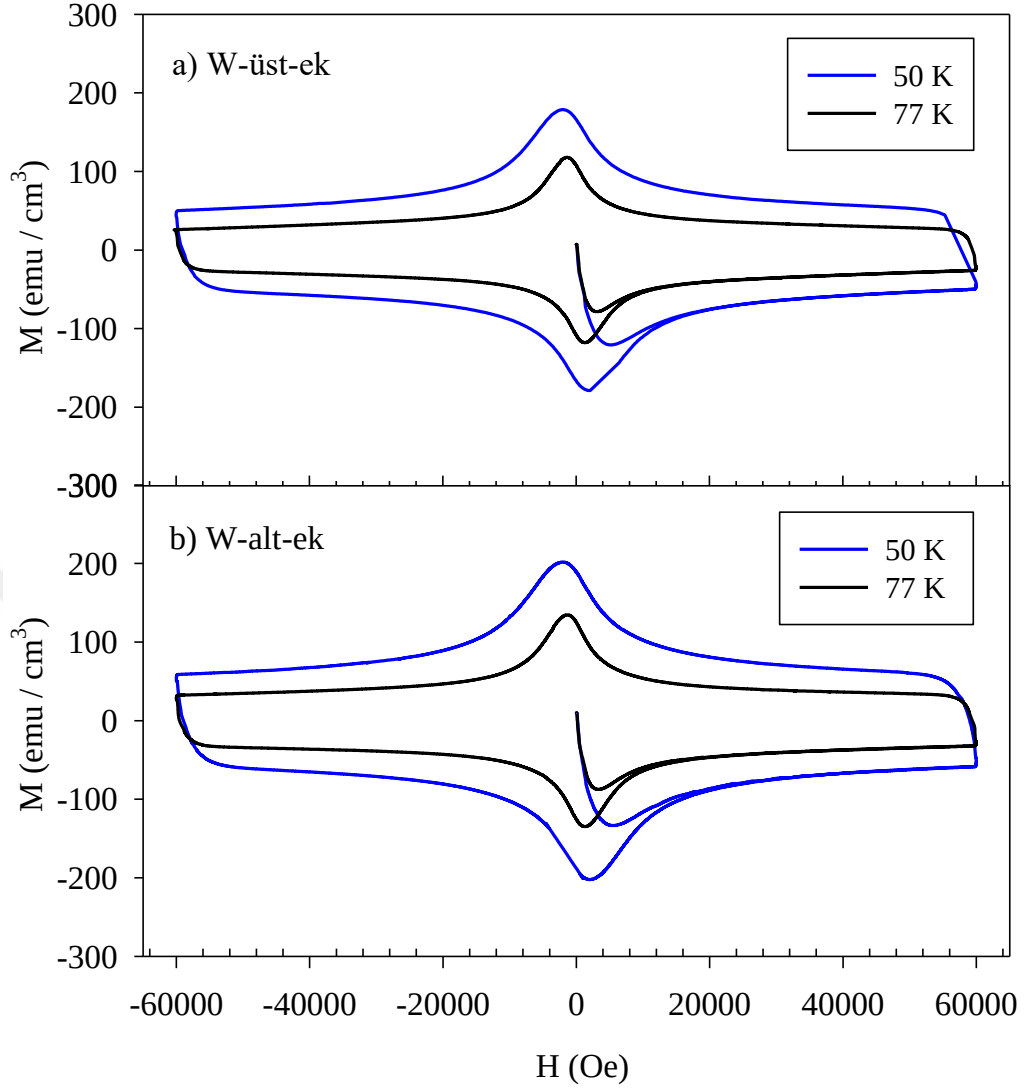
W-üst, W-orta, W-alt, W-üst-ek ile W-alt-ek örneklerinin farklı sabit sıcaklıklardaki birim hacim başına manyetizasyon eğrileri sırayla Şekil 3.13 ve Şekil 3.14’te verilmiştir. Şekilde her bir örnekte 50 K sıcaklığındaki çevrim genişliğinin 77 K sıcaklığındaki çevrim genişliğinden daha fazla olduğu görülmektedir. Sıcaklığın değişmesiyle örneklerde çivileme merkezleri sayısı dolayısıyla J_c değerleri değişeceğinden histeresis eğrisinin genişliği de değişecektir. Sıcaklığın azalmasıyla kritik akım yoğunluğu artacağından şekillerdeki tüm histeresis eğrilerinin de alanının artmış olduğu görülmektedir. Ayrıca her iki sıcaklık değerinde de eğrilerin şeklinin aynı olması örneğin uygulanan manyetik alana karşı kararlı olduğunu gösterir. Uygulanan 6 T manyetik alanda eğrinin tamamen kapanmadığı görülmektedir. Bu durum örneğin 6 T üzerindeki uygulanacak yüksek manyetik alana bile dayanıklı olabileceğini, dolayısıyla örneklerin genel olarak H_{c2} değerlerinin 6 T değerinden yüksek olduğunu gösterir (Murakami vd, 1989; Gokhfeld vd., 2018).

Eğrilerin şekline bakıldığında genel olarak 0 Oe alandan itibaren (1. Bölge) uygulanan manyetik alanın artmasıyla süperiletken örneğin manyetizasyon değerinin belirli bir manyetik alan değerine kadar arttığı (M değerinde artma) ve belli bir tepe değerinden sonra artan manyetik alanla M değerinde azalma olduğu şeklinde yorumlanabilir.

Süperiletken halkadaki farklı bölgelerden alınan beş parçanın ΔM genişliklerinin halkanın üst bölgesinden (W-üst örneğinden W-alt örneğine doğru) aşağı doğru gidildikçe giderek arttığı görülmektedir. W-alt örneğine doğru gidildikçe süperiletkenin uygulanan manyetik alana karşı daha iyi manyetizasyon gösterdiği ve ΔM genişliğinin arttığı görülmektedir. ΔM genişliği kritik akım yoğunluğu miktarı ile orantılıdır (Jun vd., 2011; Hassan vd., 2020). Burada ΔM genişliğinin W-alt örneğine doğru gidildikçe giderek artması halkanın akım taşıma kapasitesinin tekdüze olmayacağını giderek artacağını gösterir. Bununla birlikte tüm örnek boyunca ΔM değerindeki değişimin homojen olduğu, buradan ana örnekler ve ek bölgelerinin tek bir örnek gibi davranarak iyi uyumlandığı söylenebilir.



Şekil 3.13. W-üst, W-orta ile W-alt örneklerinin 50 ve 77 K sıcaklığındaki manyetizasyon eğrileri



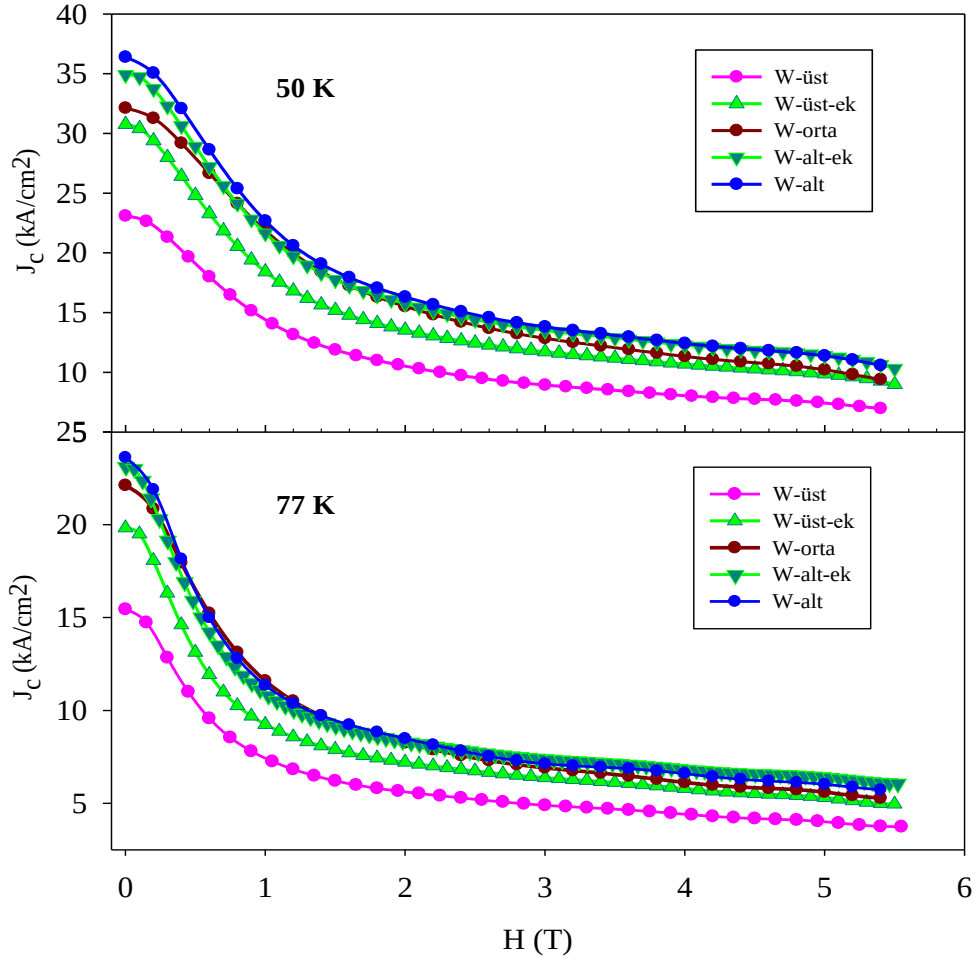
Şekil 3.14. W-üst-ek ile W-alt-ek örneklerinin 50 ve 77 K sıcaklığındaki manyetizasyon eğrileri

Şekil 3.15, W-üst, W-üst-ek, W-orta, W-alt-ek ile W-alt-ek örneklerinin 50 ve 77 K sıcaklıklarında, uygulanan manyetik alana göre kritik akım yoğunluklarının değişimini göstermektedir. Kritik akım yoğunluğu değerleri, Bean kritik durum modeline dayalı manyetizasyon histeresisinden hesaplandı.

Şekilde her iki sıcaklık değerinde de uygulanan alanın artmasıyla örneklerin J_c değerlerinin giderek azaldığı görülmektedir. Tek kristal örneklerde kritik akım yoğunluğunun giderek azalmasının girdapların hareket etmesinden kaynaklandığı bilinir (Zheng vd., 2005). Örneklerin 6 T alanda bile J_c değerlerinin sıfırlanmadığı, bu durumda alan uygulanmaya devam edildiğinde bile örneklerin manyetizasyon göstermeye devam edeceği anlaşılmaktadır. Aynı zamanda örneklerin manyetizasyon eğrilerindeki ΔM

genişliklerine bakıldığında W-üst örneğinden W-alt örneğe doğru gidildikçe kritik akım yoğunluğunun beklendiği gibi ΔM ile orantılı bir şekilde artmış olduğu görülmektedir.

Kritik akım yoğunluğu değerlerinde malzeme yapısındaki Y211 dağılımı önemli bir parametredir (Murakami, 1992). J_c değerlerinin bölgesel olduğu bilinir. Y211 ile veya çivileme merkezi olarak davranan kusurların yoğun olan bölgelerde kritik akım yoğunluğunun daha yüksek çıkması beklenebilir veya yoğunluk çok fazla olduğunda bu bölgeler süperiletken fazdan çok normal bölge özelliği göstereceğinden grafikte bu etki ani düşüş, pik veya dalgalanmalar şeklinde görülebilir. Grafiklere bakıldığında bütün örneklerde eksponansiyel olarak düzgün bir azalma görülmesinin yapıdaki Y211 dağılımının homojen olması ile ilişkilendirilebilir.



Şekil 3.15. W-üst, W-üst-ek, W-orta, W-alt-ek ile W-alt-ek örneklerinin 50 ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri

Tablo 3.2’de örneklerin 50 ve 77 K’de uygulanan her bir alana karşılık gelen J_c değerleri verilmiştir. Genel olarak her iki sıcaklık değerinde de W-alt örneğine doğru gidildikçe kritik akım yoğunluğunun bütün örneklerde arttığı, artışın bozulduğu alanların mertebe olarak bozulma olmaksızın daha çok 77 K sıcaklığında olduğu görülmüştür. Her iki sıcaklık değerinde de alan uygulanmadığında ve 2 T alan altında örneklerin kritik akım yoğunluğu değerlerinin W-üst örneğinden başlayarak net bir şekilde arttığı görülmektedir. 1 T’da 50 ve 77 K’de W-alt-ek ile W-orta örnekleri arasında küçük farklılık, 3 T ve 4 T’da 77 K’de W-alt ile W-alt-ek örnekleri arasında küçük farklılık, 5 T’da her iki sıcaklık değerinde de sadece W-alt ile W-alt-ek örnekleri arasındaki kritik akım yoğunluğu değerlerinde küçük farklılıklar olduğu görülmüştür.

Tablo 3.2. Örneklerin 50 K ve 77 K sıcaklığındaki A/cm^2 cinsinden kritik akım yoğunluğu değerleri

		0 T	1 T	2 T	3 T	4 T	5 T
W-üst	50 K	$2,30 \times 10^4$	$1,43 \times 10^4$	$1,05 \times 10^4$	$0,89 \times 10^4$	$0,80 \times 10^4$	$0,74 \times 10^4$
	77 K	$1,54 \times 10^4$	$0,74 \times 10^4$	$0,56 \times 10^4$	$0,48 \times 10^4$	$0,44 \times 10^4$	$0,40 \times 10^4$
W-üst-ek	50 K	$3,07 \times 10^4$	$1,84 \times 10^4$	$1,35 \times 10^4$	$1,17 \times 10^4$	$1,06 \times 10^4$	$0,98 \times 10^4$
	77 K	$1,98 \times 10^4$	$0,92 \times 10^4$	$0,72 \times 10^4$	$0,63 \times 10^4$	$0,57 \times 10^4$	$0,53 \times 10^4$
W-orta	50 K	$3,21 \times 10^4$	$2,18 \times 10^4$	$1,55 \times 10^4$	$1,28 \times 10^4$	$1,13 \times 10^4$	$1,02 \times 10^4$
	77 K	$2,21 \times 10^4$	$1,15 \times 10^4$	$0,82 \times 10^4$	$0,69 \times 10^4$	$0,61 \times 10^4$	$0,56 \times 10^4$
W-alt-ek	50 K	$3,49 \times 10^4$	$2,16 \times 10^4$	$1,57 \times 10^4$	$1,35 \times 10^4$	$1,22 \times 10^4$	$1,14 \times 10^4$
	77 K	$2,31 \times 10^4$	$1,09 \times 10^4$	$0,83 \times 10^4$	$0,74 \times 10^4$	$0,68 \times 10^4$	$0,64 \times 10^4$
W-alt	50 K	$3,63 \times 10^4$	$2,26 \times 10^4$	$1,63 \times 10^4$	$1,38 \times 10^4$	$1,24 \times 10^4$	$1,13 \times 10^4$
	77 K	$2,36 \times 10^4$	$1,13 \times 10^4$	$0,84 \times 10^4$	$0,71 \times 10^4$	$0,65 \times 10^4$	$0,60 \times 10^4$

4. SONUÇLAR

1. Başlangıç toz boyutu $\sim 0,8 - 2,8 \mu m$ aralığında olan ve kompozisyonda %25 oranında Y211 kullanılan örnekte diamanyetikliği baskılayabilecek ferromanyetik özellik olduğuna dair bir bulgu görülmedi.
2. NdBCO/YBCO/MgO ince film çekirdek ile büyütülen örneklerle yapılan XRD analizi ile örneklerin *c*-yönünde tercihlili yönelime sahip tek kristaller olarak büyüdüğü görüldü.
3. Mikro yapı analizinde ekleme örneğinde görülen boşluk sayısı ana örneklerle karşılaştırıldığında oldukça azdır. Yapıya eklenen gümüş bileşiği boşlukları doldurarak yapıya iyi difüz etmiştir.
4. Sadece ekleme örneklerine eklenen gümüş bileşiğinin, ekleme ısı işlemiyle bütün yapıya dağılmış olduğu EDS analiziyle görüldü. Bu durumda tanenin her örnekte homojen büyüdüğü ve kaliteli bir ek yapılmış olduğu söylenebilir.
5. Yapılan mikro yapı analizi ile ekleme örnekleri ve ana örnekler arasındaki bağlantının iyi olduğu, bununla birlikte ek arayüzünde boşlukların olabileceği görüldü.
6. Direnç ($\rho - T$) ölçümlerinde 0 T'da geçişlerin keskin olması örneğin elektriksel özelliklerinin iyi olduğunu, manyetizasyon ($M - H$) ölçümlerinde eğrilerin simetrik olması süperiletken halkada Y211 veya safsızlıkların düzgün dağıldığını gösterir.
7. Kritik akım yoğunluğu ölçümlerinde uygulanan alanın artmasıyla eğrilerin eksponansiyel olarak düzgün bir şekilde azalması örneklerde Y211 dağılımının homojen olduğunu göstermektedir.

5. ÖNERİLER

1. Isıl işlemde 940 °C’deki bekleme süresi ve yavaş soğutma basamakları iyileştirilebilir.
2. Gözenekliliği azaltmak amacıyla örnekler TSIG, BA-TSIG veya BA-TSMG gibi yöntemlerle üretilir.
3. Eklenmiş örneğin mikro yapısında olabilecek çatlak oluşumuna önlem almak amacıyla ekleme yönteminde uygulanan kütlenin ağırlığı azaltılabilir.



6. KAYNAKLAR

- Abrikosov, A. A. (2004). Nobel Lecture: Type II Superconductors and the Vortex Lattice. *Rev. Mod. Phys.*, 76, 975-979.
- Ainslie, M., & Fujishiro, H., (2020). *Numerical Modelling of Bulk Superconductor Magnetisation*. IOP Publishing Ltd, 133s.
- Antal, V., Kanuchova, M., Sefcikova, M., Kovac, J., Diko, P., Eisterer, M., Hörhager, N., Zehetmayer, M., Weber, H.W., & Chaud, X. (2009). Flux Pinning in Al Doped TSMG YBCO Bulk Superconductor. *Superconductor Science and Technology*, 22, 105001, 7pp.
- Askerzade, İ. (2005). *Süperiletkenlik Fiziğine Giriş*, Ankara, Gazi Kitabevi, 150s.
- Ateş, A. (1998). *YBa₂Cu₃O_{7-x} Süperiletkenlerinin "Eritme-Hızlı Soğutma-Büyütme" Metodu ile Üretilmesi, Yapısal ve Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Trabzon.
- Ateş, A., & Yanmaz, E. (1998). The Effects of Ag Addition and Magnetic Field on Melt-Processed YBaCuO Superconductor. *Journal of Alloys and Compounds*, 279, 220-228.
- Aydiner, A. (2006). *Tek Kristal Süperiletkenlerde Tuzaklanan Manyetik Alanın Hesaplanması*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Trabzon.
- Bardeen, J., Cooper, L. N., & Schrieffer, J. (1957). Theory of Superconductivity. *Phys. Rev.*, 108, 1175-1204.
- Bartolomé, E., Roa, J. J., Bozzo, B., Segarra, M., & Granados, X. (2010). Effective Silver-Assisted Welding of YBCO Blocks: Mechanical Versus Electrical Properties, *Superconductor Science and Technology*, 23, 045013, 1-6.
- Başaran, S., Altinkılıç, M., & Yıldız, A. S. (2021). Süperiletken Manyetik Yataklı Doğrusal Fırlatıcı Sistemi için H-Formülü Yöntemi ile Manyetik Ray Konfigürasyonu Tasarımı. *European Journal of Science and Technology*, 23, 742-749.
- Bednorz, J. G., & Müller, K. A. (1986). Possible High T_c Superconductivity in The Ba-La-Cu-O System. *Z. Phys. B, Condensed Matter*, 64, 189-193.
- Bozzo, B., Bartolomé, E., Granados, X., Puig, T., & Obradors, X. (2006). Obtention and Characterization of YBCO/Ag/YBCO Welds at Different Misorientation Angles. *Journal of Physics: Conference Series*, 43, 401-404.
- Buzea, C., & Yamashita, T. (2001). Review of the Superconducting Properties of MgB₂. *Superconductor Science and Technology*, 14, R115-R146.

- Cai, C., & Fujimoto, H. (2000). Effects of Nd123/MgO Thin Film and MgO Single-Crystal Seeds in Isothermal Solidification of YBaCuO/Ag. *Journal of Materials*, 15(8), 1742-1748.
- Cardwell, D. A. (1998). Processing and Properties of Large Grain REBCO. *Materials Science and Engineering B53*, 1-10.
- Cardwell, D. A., & Ginley, D. S. (2003). *Handbook of Superconducting Materials*. Volume 1, London, Institute of Physics Publishing Ltd..
- Chaud, X., Isfort, D., Beaunon, E., & Tournier, R. (2000). Isothermal Growth of Large YBa₂Cu₃O_{7-x} Single Domains up to 93 mm. *Physica C*, 341-348, 2413-2416.
- Chen, Y., Cui, X., & Yao, X. (2015). Peritectic Melting of Thin Films, Superheating and Applications in Growth of REBCO Superconductors. *Progress in Materials Science*, 68, 97-159.
- Cheng, L., Li, T., Yan, S., Sun, L., Yao, X., & Puzniak, R. (2011). Large Size and High Performance of a Gd-Ba-Cu-O Bulk Superconductor Grown Using New Approaches, *J. Am. Ceram. Soc.*, 94(9), 3139-3143.
- Cloots, R., Koutzarova, T., Mathieu, J-P., & Ausloos, M. (2005). From RE-211 to RE-123 How to Control the Final Microstructure of Superconducting Single-Domains. *Superconductor Science and Technology*, 18, R9-R23.
- Congreve, J. V. J., Shi, Y. H., Dennis, A. R., Durrell J. H., & Cardwell, D. A. (2019). Comparison of the Superconducting Properties of Y-Ba-Cu-O and Y-Ba-Cu-O-Ag Bulk Superconductors. *Materials Science and Engineering*, 502, 012181, 7pp.
- Congreve, J. V. J., Dennis, A. R., Shi, Y., Bumby, C. W., Druiff, H., Cardwell, D. A., & Durrell, J. H. (2021). A Reliable Technique to Fabricate Superconducting Joints Between Single Grain, Y-Ba-Cu-O Bulk Superconductors. *Superconductor Science and Technology*, 34, 094003.
- Çakır, B. (2010). *Y₂O₃ Tabakalı YBa₂Cu₃O_{7-x} Bileşiğinin Yapısal ve Fiziksel Özellikleri*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Trabzon.
- Çakır, B. (2015). *Üstten Aşılama-Eritme-Büyütme Yöntemiyle Üretilen İstiflenmiş Silindirik Halka YBCO Külçe Süperiletkeni*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Trabzon.
- Çakır, B., & Aydın, A. (2017). Structural and Magnetic Properties of the Ring Shaped 40 Wt% Y211 Added TSMG Y123 Bulk Superconductors Welded by Ag₂O Added MPMG YBCO Solder Material. *J Mater Sci: Mater Electron*, 28, 17098-17106.
- Çakır, B., Öztürk, K., Güner, S. B., Çelik, Ş., & Aydın, A. (2019). Magnetic Properties of the Welded Joined TSMG Y123 + x wt% Y211 (x = 20 and 30) Bulk Superconductors. *Physica C: Superconductivity and its Applications*, 557, 19-25.

- Çakır, B. (2023). Effect of the Heat Treatment Applied During the Welding Process on Superconducting Properties of the Welded YBCO Samples. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 33(2), 9000107.
- Çelik, Ş. (2006). *(Yb_{1-x}Yb_{x/2}Gd_{x/2})Ba₂Cu₃O_{7-δ} ve (Yb_{1-x}Gd_x)Ba₂Cu₃O_{7-δ} Süperiletkenlerinin Yapısal ve Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Trabzon.
- Degen, C. L. (2008). Scanning Magnetic Field Microscope with a Diamond Single-Spin Sensor. *Appl. Phys. Lett.*, 92, 243111, 3pp.
- Dennis, S., Dusoulier, L., Dirickx, M., Vanderbemden, P., Cloots, R., Ausloos, M., & Vanderheyden, B. (2007). Magnetic Shielding Properties of High-Temperature Superconducting Tubes Subjected to Axial Fields. *Superconductor Science and Technology*, 20, 192.
- Diko, P., Fuchs, G., & Krabbes, G. (2001). Influence of Silver Addition on Cracking in Melt-Grown YBCO. *Physica C*, 363, 60-66.
- Diko, P., Zmorayova, K., Babu, N. H., & Cardwell, D. A. (2003). Shape Change During Solidification of Bulk, Single Grain Y-Ba-Cu-O Samples Fabricated by Top Seeded Melt Growth. *Physica C*, 398, 1-7.
- Diko, P., Piovarci, S., Antal, V., Kanuchova, M., & Volochova, D. (2018). Corrosion of YBCO Bulk Superconductor in Air. *J. Am. Ceram. Soc.*, 101, 3703–3709.
- Duman, Ş. (2022). *Eritme Yöntemleri ile Üretilen Ek Malzemesiyle Eklenmiş Y123 + Molar % X Y211 (X = 20, 25, 30) Süperiletkenlerinde Su Jeti Uygulamasının Örneğin Ek Bölgesinin Yapısal ve Fiziksel Özelliklerine Etkisi*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Trabzon.
- Durell, J. H., Dennis, A. R., Jaroszynski, J., Ainslie, M. D., Palmer, K. G. B., Shi, Y. H., Campbell, A. M., Hull, J., Strasik, M., Hellstrom, E. E., & Cardwell, D. A. (2014). A Trapped Field of 17.6 T in Melt-Processed, Bulk Gd-Ba-Cu-O Reinforced with Shrink-Fit Steel. *Superconductor Science and Technology*, 27, 082001, 5pp.
- Durrell, J. H., Ainslie, M. D., Zhou, D., Vanderbemden, P., Bradshaw, T., Speller, S., Filipenko, M., & Cardwell, D. A. (2018). Bulk Superconductors: a Roadmap to Applications. *Superconductor Science and Technology*, 31, 103501, 17pp.
- Fossheim, K., & Sudbu, A. (2004). *Superconductivity Physics and Applications*. Chapter 8, England, John Wiley & Sons, Ltd., 228s.
- Fröhlich, H. (1950). Theory of the Superconducting State. I. The Ground State at the Absolute Zero of Temperature. *Physical Review*, 79(5), 845-856.
- Fujimoto, H., & Ozaku, H. (2004). Superconducting and Mechanical Properties of Sm–Ba–Cu–O Bulk Superconductors. *Physica C*, 412–414, 657–661.

- Ginzburg, V. L., & Kirznits, D. A. (1982). *High Temperature Superconductivity*. New York and London, Consultants Bureau.
- Gokhfeld, D. M. (2018). Analysis of Superconductor Magnetization Hysteresis. *J. Sib. Fed. Univ. Math. Phys.*, 11(2), 219–221.
- Gu, C., Chen, S., Pang, T., & Qu, T. M. (2017). Experimental Realization of Open Magnetic Shielding. *Appl. Phys. Lett.*, 110, 193505, 4pp.
- Han, S. H., Lundqvist, P., & Rapp, Ö. (1997). Excess Conductivity in $Y_{1-2x}Ca_xTb_xBa_2Cu_3O_{7-\delta}$. *Physica C*, 282-287, 1571-1572.
- Harnois, C., Desgardin, G., Laffez, I., Chaud, X., & Bourgault, D. (2002). High Quality Weld of Melt Textured YBCO Using Ag Doped YBCO Junctions. *Physica C*, 383, 269-278.
- Hasanain, S. K., Akhtar, N., & Mumtaz, A. (2010). Particle Size Dependence of the Superconductivity and Ferromagnetism in YBCO Nanoparticles. *J Nanopart Res*, 13, 1953–1960.
- Hassan, A. A. E., Labrag, A., Bghour, M., & Taoufik, A. (2020). Determination of the Critical Current Density and The Flux Pinning Force in Single Crystals $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ From the Magnetization Hysteresis Cycles. *Journal Pre-proof*, 10.1016/j.cjph.2020.06.025, 14 pp.
- Hinai, H., Nariki, S., Ogasawara, K., Sakai, N., Murakami, M., & Otsuka, M. (2001). Cold Seeded Melt Growth of RE-Ba-Cu-O Superconductor (RE=Gd, Y). *Physica C*, 357-360, 706-708.
- Hlasek, T., Shi, Y., Durrell, J. H., Dennis, A. R., Namburi, D. K., Plechacek, V., Rubesova, K., Cardwell, D. A., & Jankovsky, O. (2019). Cost-Effective Isothermal Top-Seeded Melt-Growth of Single-Domain YBCO Superconducting Ceramics. *Solid State Sciences*, 88, 74-80.
- Hook, J. R., & Hall, H. E. (2006). *Katıhal Fiziği*. Köksal, F., Dinçer, M., Altunbaş, M., & Başaran, E., 2, Literatür Yayıncılık.
- Hull, J. R., & Murakami, M. (2004). Applications of Bulk High-Temperature Superconductor. *Proceedings of the IEEE*, 92, 10.
- Iida, K., Yoshioka, J., Sakai, N., & Murakami, M. (2002). Superconducting Joint of Y-Ba-Cu-O Superconductors Using Er-Ba-Cu-O Solder. *Physica C*, 370, 53-58.
- Iida, K., Kono, T., Kaneko, T., Katagiri, K., Sakai, N., Murakami, M., & Koshizuka, N. (2004). Joining of Different Y–Ba–Cu–O Blocks. *Physica C*, 402, 119–126.
- Jee, Y. A., Kim, C-J., Sung, T-H., & Hong, G-W. (2000). Top-Seeded Melt Growth of Y–Ba–Cu–O Superconductor with Multiseeding. *Superconductor Science and Technology*, 13, 195-201.

- Jiang, J., Bai, X., Wu, L., & Zhang, Y. (2012). Design Consideration of A Super-High Speed High Temperature Superconductor Maglev Evacuated Tube Transport (I). *Journal of Modern Transportation*, 20(2), 108-114.
- Jun, B.-H., Jung, S.-A., Park, S.-D., Park, B. J., Han, Y. H., & Kim, C.-J. (2011). Effects of Y_2O_3 Additions on the Oxygen Diffusion in Top-Seeded Melt Growth Processed $YBa_2Cu_3O_{7-y}$ Superconductors. *Physica C*, 47, 876-879.
- Khuanbay, Ye., Ibrayev, N. Kh., Ghyngazov, S. A., & Afanasyev, D. A. (2022). Influence of the Increase in Temperature on Electrical Resistance of YBCO. *Russian Physics Journal*, 65(2), 263-266.
- Kittel, C. (1971). *Introduction to Solid State Physics*. Second Edition, John Wiley, America.
- Koyama, F., Akiyama, S., & Murakami, M. (2006). Developments of Superconducting Mixers for Medical Applications. *Superconductor Science and Technology*, 19, 572-574.
- Larbalestier, D., Gurevich, A., Feldmann D. M., & Polyanskii, A. (2001). High- T_c Superconducting Materials for Electric Power Applications. *Nature*, 414, 368-377.
- Li, T. Y., Cheng, L. Yan, S. B., Sun, L. J., Yao, X., Yoshida, Y., & Ikuta, H. (2010). Growth and Superconductivity of REBCO Bulk Processed by a Seed/Buffer Layer/Precursor Construction. *Supercond. Sci. Technol.*, 23, 125002, 4pp.
- Li, G.-Z., Wang, M., & Yang, W.-M. (2015). Enhanced Superconducting Properties in Infiltration Processed Y-Ba-Cu-O Single-Grain Superconductor with Nano-Sized Pinning Centers. *Journal of Alloys and Compounds*, 649, 559-563.
- Li, J., Shi, Y., Dennis, A. R., Namburi, D. K., Durrell, J. H., Yang, W., & Cardwell, D. A. (2017). A Novel Pre-Sintering Technique for the Growth of Y-Ba-Cu-O Superconducting Single Grains from Raw Metal Oxides. *Superconductor Science and Technology*, 30, 095001, 9pp.
- London, F., & London, H. (1935). The Electromagnetic Equations of the Superconductor. *Proceeding of the Royal Society of London A*, 149, 866, 71-88.
- Maeda, H., Tanaka, Y., Fukotomi, M., & Asano, T. (1988). A New High- T_c Oxide Superconductor without a Rare Earth Element. *Jpn. J. App. Phys.*, 27, L209.
- Maxwell, E. (1950). Isotope Effect in the Superconductivity of Mercury. *Physical Review*, 78, 477.
- Mendoza, E., Puig, T., Varesi, E., Carrillo, A. E., Plain, J., & Obradors, X. (2000). Critical Current Enhancement in YBCO-Ag Melt-Textured Composites: Influence of Microcrack Density. *Physica C*, 334, 7-14.

- Murakami, M., Morita, M., Doi, K., & Miyamoto, K. (1989). A New Process with the Promise of High J_c in Oxide Superconductors. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 28(7), 1189-1194.
- Murakami, M., Oyama, T., Fujimoto, H., Gotoh, S., Yamaguchi, K., Shiohara, Y., Koshizuaka, N., & Tanaka, S. (1991). Melt Processing of Bulk High T_c Superconductors and Their Application. *IEEE Trans. Mag*, 27(2), 1479-1486.
- Murakami, M. (1992). Processing of Bulk YBaCuO. *Superconductor Science and Technology*, 5, 185-203.
- Murakami, M., Sakai, N., Higuchi, T., & Yoo, S. I. (1996). Melt-Processed Light Rare Earth Element-Ba-Cu-O. *Supercond. Sci. Technol.*, 9, 1015-1032.
- Muralidhar, M., Suzuki, K., Ishihara, A., Jirsa, M., Fukumoto, Y., & Tomita, M. (2010). Novel Seeds Applicable for Mass Processing of LRE-123 Single-Grain Bulks. *Supercond. Sci. Technol.*, 23, 124003, 8pp.
- Müller, P., & Ustinov, A.V. (1997). The Physics of Superconductors. Springer, Germany.
- Nakamura, T., Itoh, Y., Yoshikawa, M., Oka, T., & Uzawa, J. (2007). Development of a Superconducting Magnet for Nuclear Magnetic Resonance Using Bulk High-Temperature Superconducting Materials. *Concepts in Magnetic Resonance Part B*, 31B(2), 65-70.
- Namburi, D. K., Shi, Y., Palmer, K. G., Dennis, A. R., Durrell, J. H., & Cardwell, D. A., (2016). Control of Y-211 Content in Bulk YBCO Superconductors Fabricated by a Buffer-Aided, Top Seeded Infiltration and Growth Melt Process. *Supercond. Sci. Technol.*, 29, 034007, 9pp.
- Namburi, D. K., Shi, Y., Dennis, A. R., Durrell, J. H., & Cardwell, D. A. (2018). A Robust Seeding Technique for the Growth of Single Grain (RE)BCO and (RE)BCO–Ag Bulk Superconductors. *Superconductor Science and Technology*, 31, 044003, 10pp.
- Namburi, D. K., Shi, Y., & Cardwell, D. A. (2021). The Processing and Properties of Bulk (RE)BCO High Temperature Superconductors: Current Status and Future Perspectives. *Superconductor Science and Technology*, 34, 053002, 51pp.
- Niculescu, H., Schmidmeier, R., Topolski, B., & Gielisse P. J. (1994). Shielding Effects in Ceramic Superconductors. *Physica C*, 229, 105-112.
- Noudem, J. G., Reddy, E. S., Tarka, M., Noe, M., & Schmitz, G. J. (2001). Melt-Texture Joining of YBa₂Cu₃O_y Bulks. *Superconductor Science and Technology*, 14, 363-370.
- Oda, M., Yao, X., Yoshida, Y., & Ikuta, H. (2009). Melt-Textured Growth of (LRE)–Ba–Cu–O by a Cold-Seeding Method Using SmBa₂Cu₃O_y Thin Film as a Seed. *Supercond. Sci. Technol.*, 22, 075012, 6pp.

- Ogawa K., Nakamura T., Terada Y., Kose, K., & Haishi, T. (2011). Development of a Magnetic Resonance Microscope Using a High T_c Bulk Superconducting Magnet. *Appl. Phys. Lett.*, 98, 234101.
- Oldier, P., Supardi, Z., Barros, D. D., Vergnieres, L., Castellanos, J. R., Calbet, J. M. G., Regi, M. V., Villard, C., Peroz, C., & Weiss, F. (2004). Spray Pyrolysis for High T_c Superconductor Films. *Superconductor Science and Technology*, 17, 1303-1310.
- Öztürk, K. (2006). *Gadolinyum ve İterbiyum Difüzyonunun $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ Bileşiğinin Yapısal ve Süperiletkenlik Özelliklerine Etkisi*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Trabzon.
- Pinmangkorn, S., Miryala, M., Arvapalli, S. S., & Murakami, M. (2020). Effect of Ultrasonicated Y_2BaCuO_5 on Top-Seeded Melt Growth $YBa_2Cu_3O_y$ Bulk Superconductor. *J Supercond Nov Magn.*, 33, 1667–1673.
- Prikhna, T. A., Gawalek, W., Moshchil, V. E., Sergienko, N. V., Sverdun, V. B., Surzhenko, A. B., Wendt, M., Litzkendorf, D., Habisreuther, T., & Vlasenko, A.V. (2003). Joining of Melt-textured YBCO Using Tm123 Powder as a Solder. *Physica C*, 386, 221-224.
- Puig, T., Rodriguez Jr. P., Carrillo, A. E., Obradors, X., Zheng, H., Welp, U., Chen, L., Claus, H., Veal, B. W., & Crabtree, G. W. (2001). Self-Seeded YBCO Welding Induced by Ag Additives. *Physica C*, 363, 75-79.
- Radusovska, M., Vojtkova, L., Piovarci, S., Rajnak, M., & Diko, P. (2018). Influence of Sm Doping on YBCO Bulks in $YBa_2Cu_3O_{7-x}/Y_2BaCuO_5$ System. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 28(4), 6800904.
- Rani, P., Pal, A., & Awana, V. P. S. (2014). High Field Magneto-transport Study of $YBa_2Cu_3O_{7-x}Ag_x$ ($x = 0.00-0.20$). *Physica C*, 497, 19–23.
- Rey, C. M., & Malozemoff, A. P. (2015). *Superconductors in the Power Grid: Materials and Applications*, First Edition, Cambridge, Woodhead Publishing, 62-63.
- Roa, J. J., Dias, F. T., Martinez. M., Padilla, J. A., & Segarra, M. (2012). Oxygenation Kinetics of YBCO-TSMG Samples Using the Nanoindentation Technique. *Journal of the European Ceramic Society*, 32, 425–431.
- Rose-Innes, A. C., & Rhoderick, E. H. (1980). *Introduction to Superconductivity*, Second Edition, England, Pergamon Press Ltd..
- Rotta, M., Namburi, D. K., Shi, Y., Pessoa, A. L., Carvalho, C. L., Durrell, J. H., Cardwell, D. A., & Zadorosny, R. (2019). Synthesis of Y_2BaCuO_5 Nano-Whiskers by A Solution Blow Spinning Technique and Their Successful Introduction into Single-Grain, YBCO Bulk Superconductors. *Ceramics International*, 45, 3948–3953.

- Salama, K., Selvamanickam, V., Gao, L., & Sun, K. (1989). High Current Density in Bulk $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ Superconductor. *Appl. Phys. Lett.*, 54(23), 2352-2354.
- Salama, K., & Selvamanickan, V. (1992). Joining of High Current Bulk YBaCuO Superconductor. *Appl. Phys. Lett.*, 60, 898-900.
- Schilling, A., Cantoni, M., GuO, J. D., & Ott, H. R. (1993). Superconductivity above 130 K in the Hg-Ba-Ca-Cu-O System. *Nature*, 363, 56-58.
- Schmitz, G. J., Tigges, A., & Schmidt, J. C. (1998). Microstructural Aspects of Joining Superconductive Components Using $(\text{Re})\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ Solder. *Superconductor Science and Technology*, 11, 73-75.
- Serway, R. A. (1996). *Fen ve Mühendislik için Fizik-3*. Çolakoğlu, K., Ankara, Palme Yayıncılık.
- Sheng, Z. Z., & Hermann, A. M. (1988). Superconductivity in the Rare-Earth-Free Tl-Ba-Cu-O System Above Liquid-Nitrogen Temperature. *Nature*, 332.
- Shi, D., Isfort, D., Chaud, X., Odier, P., Mast, D., & Tournier, R. (2004). Suppression of ab-Plane Crack Formation in Single Domain $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ by Uniaxial c-Axis Pressure. *Physica C*, 402, 72–79.
- Shi, Y., Hari Babu, N., Iida, K., & Cardwell, D. A. (2006). The influence of Nd–Ba–Cu–Mg–O Generic Seed Crystal Composition on T_c of Seeded, Bulk (RE)–Ba–Cu–O Grains. *Physica C*, 445–448, 295-298.
- Skoog, D. A., Holler, F. J., & Nieman, T. A. (1998). *Principles of Instrumental Analysis*. Fifth Edition, Saunders Golden Sunburst Series, 801-803.
- Sotelo G. G., Dias D. H. N., Motta E. S., Sass F., Ferreira A. C., De Andrade R. Jr., & Stephan R. M. (2012). Operation Tests of a Full Scale Superconducting MagLev Vehicle Unit. *Phys. Proc.*, 36, 943–947.
- Strasik, M., Hull, J. R., Mittleider, J. A., Gonder, J. F., Johnson, P. E., McCrary, K. E., & McIver, C. R. (2010). An Overview of Boeing Flywheel Energy Storage Systems with High-Temperature Superconducting Bearings. *Superconductor Science and Technology*, 23, 034021, 5pp.
- Suan, M. S. M., Hasim, N. A., Manaf, M. E. A., & Johan, M. R. (2017). Effects of Ag_2O Nanoparticles Addition on Electrical Conductivity and Microhardness Properties of Polycrystalline $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$. *Chin. J. Phys.*, 55, 1857–1864.
- Suharta, W. G., Mugirahardjo, H., Pratapa, S., Darminto, D., & Suasgoro, S. (2013). X-Ray and High-Resolution Neutron Diffraction Studies on $\text{Nd}_x\text{Y}_{1-x}\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ Superconductor. *J. Supercond Nov Magn.*, 26, 3209–3214.

- Sun, L., Li, W., Liu, S., Mertelj, T., & Yao, X. (2009). Growth of a High Performance SmBCO Bulk Superconductor with the Addition of a $\text{Sm}_2\text{Ba}_4\text{Cu}_2\text{O}_9$ Phase. *Supercond. Sci. Technol.*, 22, 125008, 6pp.
- Tang, C., Yao, X., Hu, J., Rao, Q., Li, Y., & Tao, B. (2005). YBCO Melt-Textured Growth Seeded by Superheating YBCO/MgO Thin Film. *Superconductor Science and Technology*, 18, L31–L34.
- Tang, C. Y., Yao, X., Shi, A. B., Shen, W. Z., & Rao, Q. L. (2006). Homo-Epitaxial Growth of YBCO Bulk by Using YBCO/MgO Thin-Film Seed. *Physica C*, 445–448, 299–302.
- Tomita, M., & Murakami, M. (2003). High-Temperature Superconductor Bulk Magnets that can Trap Magnetic Fields of Over 17 Tesla at 29 K. *Nature*, 421, 517–520.
- Tomkow, L., Cizek, M., & Chorowski, M. (2015). Combined Magnetic Screen Made of Bi-2223 Bulk Cylinder and YBCO Tape Rings: Modeling and Experiments. *Journal of Applied Physics*, 117, 043901.
- URL-1. (2023, Agosto 4). <https://www.magnetic-shield.com>.
- URL-2. (2022, Şubat 18). <https://www.sigmaaldrich.com/TR/tr/sds/aldrich/329436>.
- Wang J. S., Wang S. Y., Ren Z. Y., Jiang H., Zhu M., Wang X. R., Shen X. M., & Song H. H. (2003). Experiment Results of High Temperature Superconducting MagLev Vehicle. *Physica C*, 386, 431–437.
- Wei, G., Guisheng, Z., Xiao, C., Aiping, W., Jiarun, H., Hailin, B., Jialie, R., & Yulei, J. (2010). Joining of Textured YBCO with YBCO Added Ag_2O Additive. *Physica C*, 470, 482–486.
- Wei Zhang, Z., Shi, Y., Zhai, W., Dennis, A. R., & Cardwell, D. A. (2017). Effect of Pt and CeO_2 on Growth of Y-123/nano- Y_2O_3 Single Grain Superconductors. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 27(4), 6800804.
- Wera, L., Fagnard, J. F., Namburi, D. K., Shi, Y., Vanderheyden, B., & Vanderbemden, P. (2017). Magnetic Shielding Above 1 T at 20 K With Bulk, Large Grain YBCO Tubes Made by Buffer-Aided Top Seeded Melt Growth. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 27, 6800305.
- Wera, L., Fagnard, J. F., Hogan, K., Vanderheyden, B., Namburi, D. K., Shi, Y., Cardwell, D. A., & Vanderbemden, P. (2019). Magnetic Shielding of Open and Semi-closed Bulk Superconductor Tubes: The Role of a Cap. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 29(3), 6801109.
- Werfel, F. N., Floeger-Delor, U., Rothfeld, R., Goebel, B., Wippich, D., & Schirrmeister, P. (2012). Superconductor Bearings, Flywheels and Transportation. *Superconductor Science and Technology*, 25, 014007, 16pp.

- Withnell, T. D., Babu, N. H., Majoros, M., Reddy, E. S., Astill, D. M., Shi, Y., Cardwell, D. A., Campbell, A. M., Kerley, N., & Zhang, S. (2005). Trapped Field in Individual and Stacked Rings of Bulk Melt Processed Y-Ba-Cu-O. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 15(2), 312-318.
- Volochova, D., Jurek, K., Radusovska, M., Piovarci, S., Antal, V., Kovac, J., Jirsa, M., & Diko, P. (2014). Contamination of YBCO Bulk Superconductors by Samarium and Ytterbium. *Physica C*, 496, 14-17.
- Volochova, D., Kavečanský, V., Antal, V., Diko, P., & Yao, X. (2016). Thermal Stability of NdBCO/YBCO/MgO Thin Film Seeds. *Superconductor Science and Technology*. 29, 044004, 7pp.
- Wu, M. K., Ashburn, J. R., Torng, C. J., Hor, P. H., Meng, R. L., Gao, L., Huang, Z. J., Wang, Y. Q., & Chu, C. W. (1987). Superconductivity at 93 K in a New Mixed-Phase Y-Ba-Cu-O Compound System at Ambient Pressure. *Physical Review Letters*, 58(9), 908-910.
- Xu, H. H., Chen, Y. Y., Cheng, L., Yan, S. B., Yu, D. J., & Yao, X. (2012). YBCO-Buffered NdBCO Film with Higher Thermal Stability in Seeding REBCO Growth. *Superconductor Science and Technology*, 25, 035014, 4pp.
- Yoshioka, J., Iida, K., Negichi, T., Sakai, N., Noto, K., & Murakami, M. (2002). Joining Y123 Bulk Superconductors Using Yb-Ba-Cu-O and Er-Ba-Cu-O Solders. *Superconductor Science and Technology*, 15, 712-716.
- Yu, D. J., Cheng, L., Peng, B. N., Chen, Y. Y., Xu, H. H., Li, H., Yao, X., & Ikuta, H. (2013). Two-Layer Batch-Process of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ Bulk Superconductors Induced by $\text{NdBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ Film-Seeds. *Journal of Applied Physics*, 113, 203914, 5pp .
- Zheng, H., Jiang, M., Nikolova, R., Welp, U., Paulikas, A. P., Huang, Y., Crabtree, G. W., Veal, B. W., & Claus, H. (1999). High Critical Current “Weld” Joints in Textured $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$. *Physica C*, 322, 1-8.
- Zheng, X. J., Gou, X. F., & Zhou, Y. H. (2005). Influence of Flux Creep on Dynamic Behaviour of Magnetic Levitation Systems with a High- T_c Superconductor. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 15(3), 3856-3863.

ÖZGEÇMİŞ

Kübra Nur BATUR, ilk, Orta ve Lise eğitimlerini Trabzon’da tamamladı. 2017 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi Fatih Eğitim Fakültesi Fen Bilimleri Öğretmenliği bölümünden mezun olduktan sonra 2018 yılında Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Fizik Anabilim dalında yüksek lisans eğitimine başladı. 2020 yılı ekim ayından itibaren TÜBİTAK MAG-1001 “219M281” nolu projede “Yüksek Lisans Bursiyeri” olarak çalışmak olup İngilizce bilmektedir.

