

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

FİZİK ANABİLİM DALI

**Y₂O₃ TABAKALI YBa₂Cu₃O_{7-x} BİLEŞİĞİNİN YAPISAL VE FİZİKSEL
ÖZELLİKLERİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Bakiye ÇAKIR

**OCAK 2010
TRABZON**

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

FİZİK ANABİLİM DALI

**Y₂O₃ TABAKALI YBa₂Cu₃O_{7-x} BİLEŞİĞİNİN YAPISAL VE FİZİKSEL
ÖZELLİKLERİ**

Bakiye ÇAKIR

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde
“Yüksek Lisans (Fizik)”
Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 04. 01. 2010
Tezin Savunma Tarihi : 22. 01. 2010**

**Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Alev AYDINER
Jüri Üyesi : Prof. Dr. Ekrem YANMAZ
Jüri Üyesi :Yrd. Doç. Dr. Tefik KÜÇÜKÖMEROĞLU**

Enstitü Müdürü: Prof. Dr. Salih TERZİOĞLU

Trabzon 2010

ÖNSÖZ

Yüksek lisans tezi olarak sunduğum bu çalışmanın gerçekleşmesinde değerli görüş ve yardımlarını esirgemeyen çok değerli hocam ve danışmanım sayın Yrd. Doç. Dr. Alev AYDINER'e en içten saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmalarım boyunca her türlü imkânı sağlayan K.T.Ü. Fizik Anabilim Dalı Başkanı sayın Prof. Dr. Ekrem YANMAZ'a teşekkür eder saygılarımı sunarım.

Fizik Bölümünde gerekli araç ve gereç bulmamda yardımlarını ve ilgilerini esirgemeyen ve her zaman bana destek olan sayın Araş. Gör. Mehmet BAŞOĞLU'na ve yanımda olan bütün arkadaşlarıma teşekkürü bir borç bilirim.

Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) tarafından desteklenen TBAG-1001 "107T751" nolu proje kapsamında sağlanan imkanlardan dolayı TÜBİTAK'a ve Karadeniz Teknik Üniversitesi tarafından desteklenen BAP "2008.111.001" nolu proje kapsamında sağlanan imkanlardan dolayı Karadeniz Teknik Üniversitesi'ne teşekkür ederim.

Ayrıca maddi ve manevi destekleriyle bu günlere gelmemi sağlayan aileme en içten saygı, teşekkür ve minnetlerimi sunarım.

Bakiye ÇAKIR
Trabzon 2010

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ	I
İÇİNDEKİLER	III
ÖZET	V
SUMMARY	VI
ŞEKİLLER DİZİNİ	VII
TABLolar DİZİNİ.....	IX
SEMBOLLER DİZİNİ	X
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş	1
1.2. Süperiletkenliğe Ait Temel Bilgiler	2
1.2.1. Meissner - Ochsenfeld Etkisi	2
1.2.2. Kritik Sıcaklık ve Kritik Akım Yoğunluğu.....	3
1.2.3. Nüfuz Derinliği ve Eş Uyum (Koharens) Uzunluğu.....	5
1.2.4. Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri	7
1.2.4.1. I. Tür Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri	7
1.2.4.2. II. Tür Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri.....	8
1.3. Y-Ba-Cu-O Sistemi	10
1.3.1. $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ Bileşiğinin Faz Diyagramı	10
1.3.2. $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ Bileşiğinin Kristal Yapısı	11
1.4. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı.....	13
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR	15
2.1. $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ Bileşiğinin Hazırlanması	15
2.2. Yapısal Analiz	19
2.2.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA).....	19
2.2.2. X-Işımları Kırınım Analizi (XRD).....	19
2.2.3. Polarize Optik Mikroskop	20
2.3. Fiziksel Analiz.....	21
2.3.1. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümü.....	21
2.3.2. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümü	21

3.	BULGULAR VE TARTIŞMA	24
3.1.	Örnek Üretmede Kullanılan YBCO Malzemesinin Yapısal Özellikleri	24
3.1.1.	Diferansiyel Termal Analiz (DTA) Ölçümleri	24
3.1.2.	X-ışını Kırınım Desenleri	24
3.2.	Üretilen YBCO Örneklerinin Yapısal Özellikleri	26
3.2.1.	X-ışını Kırınım Desenleri	26
3.2.2.	Metalografik Analiz	30
3.3.	Üretilen YBCO Örneklerinin Fiziksel Özellikleri.....	32
3.3.1.	Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümü.....	32
3.3.2.	Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümü	37
4.	SONUÇLAR	51
5.	ÖNERİLER	52
6.	KAYNAKLAR	53
	ÖZGEÇMİŞ	

ÖZET

Bu çalışmada Eritme-Toz-Eritme-Büyütme (Melt-Powder-Melt-Growth, (MPMG)) yöntemi kullanılarak Y1040, Y1050-0, Y1050-1, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 olmak üzere altı YBCO örneği üretildi. Bu örneklerin üretiminde sıvı fazın fırını kirletmesini önlemek ve tane büyümesini desteklemek için pota altına Y_2O_3 tozu ya da tableti yerleştirildi. Isıl işlem sonrasında bütün örnekler aynı anda 24 saat süreyle oksijen ortamında tavlandı. Bu örneklerin mikro yapıları XRD analizi ve polarize optik mikroskop kullanılarak belirlendi ve manyetizasyon ölçümleri ise PPMS ve VSM sistemleri kullanılarak yapıldı.

Mikro yapı sonuçlardan Y_2O_3 tozu kullanılarak üretilen Y1050-1 örneğinin tane büyüklüğünün daha büyük, hemen hemen tek kristal olduğu ve tercihli bir yönelime sahip olduğu gözlenmesine rağmen manyetizasyon ölçümlerinden Y1060 örneğinin süperiletkenlik özelliklerinin daha iyi olduğu görüldü.

Tek kristal YBCO üretiminde en uygun büyüme sıcaklığının 1050 ve 1060°C civarında olduğu, 24 saatlik oksijenle süresinin yetersiz olduğu ve Y_2O_3 tabakasının büyümeyi desteklediği gözlemlendi.

Anahtar Kelimeler: YBCO, Y_2O_3 tabakası, Tek kristal, MPMG yöntemi

SUMMARY

Structural and Physical Properties of Y_2O_3 Layered $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ Compound

In this study, six kinds of melt-processed YBCO samples which are named Y1040, Y1050-0, Y1050-1, Y1050-2, Y1060 and Y1070 were fabricated and the compacted powders were located on a crucible with a buffer layer of Y_2O_3 and a crucible with Y_2O_3 powder freely poured to avoid liquid to spread on the furnace plate and also to support crystal growth. After thermal process, whole samples were oxygenated for 24 hours all together. Microstructures of these samples were defined by XRD analysis and polarized light optical microscopy and magnetization measurements were performed by using PPMS and VSM.

It was found that the sample located on crucible with freely poured Y_2O_3 powder has showed almost single crystal and has preferred orientation but superconducting properties of Y1060 was much better than the others according to magnetization measurements.

At the fabrication of single crystal YBCO, optimized temperature for crystal growth was determined to be around 1050 and 1060°C, 24 hours oxygenation period was insufficient and Y_2O_3 layer supported the growth.

Key Words: YBCO, Y_2O_3 Layer, Single crystal, MPMG method

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.1. Süperiletken bir malzemedeki manyetik alanın dışarılanması (URL-2, 2009) ..	2
Şekil 1.2. Süperiletken malzeme ve normal metalin özdirençlerinin sıcaklıkla değişimi (URL-3, 2009) ..	4
Şekil 1.3. Kritik manyetik alanın sıcaklıkla değişimi (Rose ve Rhoderick, 1980) ..	5
Şekil 1.4. Manyetik akının süperiletken bir malzeme içine nüfuz etmesi (Rose ve Rhoderick, 1980) ..	6
Şekil 1.5. I. Tür (kırmızı çizgi) ve II. Tür (mavi çizgi) süperiletkenlerde M manyetik momentinin H'ye göre değişimi (URL-6, 2009) ..	8
Şekil 1.6. II. Tür süperiletkenlerde akımın etkisiyle akı çizgileri üzerinde oluşan Lorentz kuvveti (\vec{F}_L) (URL-7, 2009) ..	9
Şekil 1.7. YBCO bileşiğinin ikili faz diyagramı (Murakami, 1992) ..	11
Şekil 1.8. $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ bileşiğinin kristal yapısı (Dew-Hughes, 1988) ..	12
Şekil 2.1. Euroterm kontrollü Lenton marka kare fırın ..	16
Şekil 2.2. YBCO toz karışımının kalsinasyon işlemi şeması ..	16
Şekil 2.3. YBCO toz karışımının eritme ısıl işlem şeması ..	17
Şekil 2.4. Bakır bir plake ile vurulmuş suretiyle hızlı bir şekilde soğutulan YBCO.....	17
Şekil 2.5. GSL-1700-80X marka vakumlu yüksek sıcaklık tüp fırını ..	17
Şekil 2.6. YBCO örneklerinin ısıl işlem şeması ..	18
Şekil 2.7. Üretilen YBCO örneklerinin tavlama ısıl işlem şeması ..	19
Şekil 2.8. Diferansiyel termal analiz (DTA) sistemi ..	20
Şekil 2.9. Rigaku D / Max III difraktometresi ..	20
Şekil 2.10. Quantum Design PPMS sistemi ..	21
Şekil 2.11. PPMS sisteminin VSM modülü (URL-8, 2009) ..	22
Şekil 3.1. (a) 900°C'de 30 saat kalsine edilmiş $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ tozu, (b) Eritilip-hızlı soğutulmuş $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ tozu için DTA sonuçları ..	25
Şekil 3.2. X-ışınları kırınım desenleri (a) 900°C'de 30 saat kalsine edilmiş $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ tozu, (b) Eritilip-hızlı soğutulmuş $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ tozu ..	26
Şekil 3.3. X-ışınları kırınım desenleri (a) Y1050-0, (b) Y1050-1, (c) Y1050-2 örneği ..	28
Şekil 3.4. X-ışınları kırınım desenleri (a) Y1040, (b) Y1050-2, (c) Y1060, (d) Y1070 örneği ..	29

Şekil 3.5. (a) Y1050-0, (b) Y1050-1 ve (c) Y1050-2 örnekleri için polarize optik fotoğraflar	31
Şekil 3.6. (a) Y1040, (b) Y1050-2, (c) Y1060 ve (d) Y1070 örnekleri için polarize optik fotoğraflar	32
Şekil 3.7. a) Y1050-0, b) Y1050-1 ve c) Y1050-2 örneklerinin 0, 1, 2, 3, 4 ve 5T manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri	34
Şekil 3.8. a) Y1040, b) Y1050-2, c) Y1060 ve d) Y1070 örnekleri için 0, 1, 2, 3, 4 ve 5T manyetik alan altındaki direnç sıcaklık eğrileri	36
Şekil 3.9. a) Y1050-0, b) Y1050-1 ve c) Y1050-2 örneklerinin 5, 40 ve 77 K'deki manyetizasyon eğrileri.....	39
Şekil 3.10. Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin a) 5 K, b) 40 K ve 77 K'deki manyetizasyon eğrileri.....	40
Şekil 3.11. a) Y1040, b) Y1050-2, c) Y1060 ve d) Y1070 örneklerinin 5, 40 ve 77 K'deki manyetizasyon eğrileri.....	42
Şekil 3.12. Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin a) 5 K, b) 40 K ve c) 77 K'deki manyetizasyon eğrileri.....	43
Şekil 3.13. a) Y1050-0, b)Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin 5, 40 ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu-manyetik alan eğrileri	45
Şekil 3.14. Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin a) 5 K, b) 40 K ve c) 77 K'deki kritik akım yoğunluğu-manyetik alan eğrileri	46
Şekil 3.15. a) Y1040, b) Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin 5, 40 ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu-manyetik alan eğrileri	48
Şekil 3.16. Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin a) 5 K, b) 40 K ve c) 77 K'deki kritik akım yoğunluğu-manyetik alan eğrileri	49

TABLULAR DİZİNİ

Sayfa No

Tablo 2.1. Başlangıç kompozisyonu hazırlanmasında kullanılan toz bileşikler ve miktarları	15
Tablo 3.1. Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin 0, 1, 2, 3, 4 ve 5T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c, sıfır}$ ve ΔT değerleri	33
Tablo 3.2. Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin 0, 1, 2, 3, 4 ve 5T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c, sıfır}$ ve ΔT değerleri	37
Tablo 3.3. Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin 0, 1, 2, 3 ve 4T manyetik alan altında ve 5, 40 ve 77 K'deki kritik akım yoğunlukları	47
Tablo 3.4. Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin 0, 1, 2, 3 ve 4T manyetik alan altında ve 5, 40 ve 77 K'deki kritik akım yoğunlukları	50

SEMBOLLER DİZİNİ

a_0	: Örgü parametresi
B	: Manyetik indüksiyon
$B(0)$: Metal yüzeyindeki akı yoğunluğu
$B(x)$: x uzunluğundaki akı yoğunluğu
B_c	: Dış manyetik alan
E	: Elektrik alan
F_L	: Lorentz kuvveti
F_p	: Çivileme kuvveti
H	: Manyetik alan
H_c	: 1. tip süperiletkenlerde termodinamik kritik manyetik alan
$H_c(0)$: Mutlak sıfırdaki kritik akım yoğunluğu
H_{c1}	: II. tip süperiletkenlerde alt kritik manyetik alan
H_{c2}	: II. tip süperiletkenlerde üst kritik manyetik alan
J	: Akım yoğunluğu
J_c	: Kritik akım yoğunluğu
J_t	: İletim akım yoğunluğu
J_s	: Perdeleme akım yoğunluğu
k	: Ginzburg – Landau parametresi
M	: Mıknatıslanma
n_s	: İletim elektronlarının yoğunluğu
T_c	: Kritik sıcaklık
v	: Hız
ξ	: Eşuyum uzunluğu
ξ_0	: Saf bir metalin eş uyum uzunluğu
$\xi(T)$: Sıcaklığa bağlı eş uyum uzunluğu
λ	: Nüfuz derinliği
λ_0	: Mutlak sıfırdaki nüfuz derinliği
ρ	: Özdirenç
ρ_0	: Artık özdirenç
μ_0	: Boşluğun manyetik geçirgenlik katsayısı

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

1911 yılında Hollandalı fizikçi Kamerling Onnes Leiden'deki laboratuvarında 4,2 K'in altında soğutulduğu zaman cıvanın DC öz direncinin aniden sıfıra düştüğünü keşfetti ve bu yeni olguyu süperiletkenlik olarak adlandırdı (Rose ve Rhoderick, 1980). Bu sıcaklığın üzerinde cıvanın sonlu bir direnci vardır. Hemen altında ise direnç sıfırdır. Bu faz geçişinin olduğu sıcaklığa, kritik sıcaklık (T_c) denir. T_c 'nin altındaki bu duruma süperiletkenlik fazı denilmektedir. Onnes süperiletkenlik geçişinin dönüşümlü olduğunu yani maddeyi ısıttığı zaman T_c sıcaklığının hemen üzerinde normal halini aldığını gördü. 1933'te iki Alman fizikçi Meissner ve Ochsenfeld, süperiletkenlerin manyetik özelliklerini incelediler. Manyetik alanda soğutulan süperiletkenin manyetik akıyı dışarıladığını ve içine sokmadığını gözlediler (Müller ve Ustinov, 1997). Bu olay Meissner Olayı olarak adlandırılmaktadır. Ayrıca süperiletkenliğin, dış manyetik alanın belli bir B_c kritik değerini geçince ortadan kaybolduğunu gözlediler. Yani süperiletkenlik fazı için belli bir kritik sıcaklığın ve manyetik alanın altında olmak gereklidir. Fritz London 1950'de süperiletkenliğin kuantum mekaniği açısından anlaşılabilirliğini önerdi. Ginzburg ve Landau 1950 yılında kuantum mekanik dalga boyunu veya süperiletken elektronların yoğunluğunun iç düzen parametresini geliştirdiler (Ginzburg ve Kirznits, 1982). Bu teoriye göre normal metal/süperiletken sınırında önemli derecede değişebilen süperiletken elektronların yoğunluğunun minimum mesafesi, sıcaklığa bağımlı eşyuum uzunluğu ($\xi(T)$) olarak tanımlanır. 1957'de Barden, Cooper ve Schrieffer tarafından süperiletkenlerde yük taşıyıcılarının Cooper çiftleri olarak bilinen zıt momentumlu elektron çiftleri oluşturmasına dayanan BCS teorisi geliştirildi (Barden vd., 1957). Bununla birlikte II. tür süperiletkenlerin manyetik davranışlarını açıklamada Bean modeli iyi bir yaklaşım vermektedir (Bean, 1962).

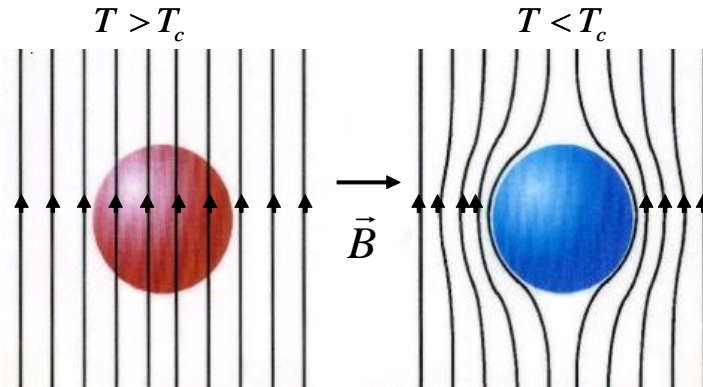
Bu olayı takip eden yıllarda çok düşük sıcaklıklarda süperiletkenlik gösteren birçok metalik element bulundu. 1986 yılının sonlarına doğru araştırmacılar bakır tabanlı oksitlerde (La-Ba-Cu-O) süperiletkenlik keşfettiler (Bernordz ve Müler, 1986). 1987 yılında bir araştırma grubu $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (YBCO) seramiğinin (oksit süperiletken) süperiletkenlik özelliği gösterdiğini ve kritik sıcaklığının da sıvı azot sıcaklığının üzerinde olduğunu buldu (Wu vd., 1987). Daha sonraları sırasıyla 110 K ve 125 K geçiş sıcaklığına

sahip $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$ (BSCCO) ve $\text{Tl}_2\text{Ba}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$ (TBCCO) sistemlerinde süperiletkenlik keşfedildi (Michel vd., 1987; Sheng vd., 1988). 2001 yılında Japonya’da düzenlenen bir kongrede Jun Akimitsu ve ekibi basit hegzagonal yapıya sahip olan MgB_2 bileşiğinin 39 K gibi oldukça yüksek bir sıcaklıkta süperiletkenlik gösterdiğini açıkladılar (Nagamatsu vd., 2001). Daha sonraları Kamihara ve arkadaşları (2008) O^{2-} bölgesine F elementinin katkılanması ile süperiletkenlik geçiş gösteren demir tabanlı dörtlü bileşikleri ($\text{La}[\text{O}_{1-x}\text{F}_x]\text{FeAs}$) buldular.

1.2. Süperiletkenliğe Ait Temel Bilgiler

1.2.1. Meissner - Ochsenfeld Etkisi

Madde süperiletken hale dönüşürken içerisindeki atomların manyetik momentleri birbirlerini sıfırlar ve sadece yüzeydeki atomların manyetik momentleri korunur. Sonuçta süperiletken maddede sadece yüzey akımı oluşur. Normal durumda süperiletken, manyetik madde değildir. Bu yüzden manyetik alana konulursa manyetik alan içine nüfuz edebilir ve alan çizgileri kesilmeksizin içinden geçer. Fakat Şekil 1.1’de görüldüğü gibi manyetik alanın varlığında kritik sıcaklığın altındaki sıcaklıklara kadar soğutulursa uygulanan manyetik alana karşı bu maddeler manyetize hale gelir ve manyetik indüksiyon çizgileri dışarı itilir. Yani metalin normal sıcaklığı kritik sıcaklığın üstündeyse içerisinden manyetik alan geçen madde kritik sıcaklığın altına indiğinde manyetik alanı dışarılayacaktır, bu olay Meissner olayı olarak bilinir (Müller ve Ustinov, 1997; URL-1, 2009).



Şekil 1.1. Süperiletken bir malzemedeki manyetik alanın dışarılanması (URL-2, 2009).

Süperiletken maddeler ideal bir eski duyarlı mıknatıs (diamagnet) gibi davranırken her eski duyarlı mıknatıs süperiletken değildir. Süperiletken bir madde manyetik alan olmayan bir bölgeye konulup yanına bir mıknatıs getirilirse, başlangıçta süperiletken içinde \vec{B} manyetik alanı sıfır olduğundan, yeni durumda da \vec{B} yine sıfır olmalıdır. Faraday yasasına göre yaklaştırılan mıknatıs, süperiletken içinde akımlar oluşturur ve bu akımların yol açtığı manyetik alan mıknatısın manyetik alanını sıfırlayacak büyüklükte ve yönde olur. Böylece mıknatıs havada kalır.

Bu olay Maxwell denkleminde faydalanılarak da şu şekilde açıklanabilir:

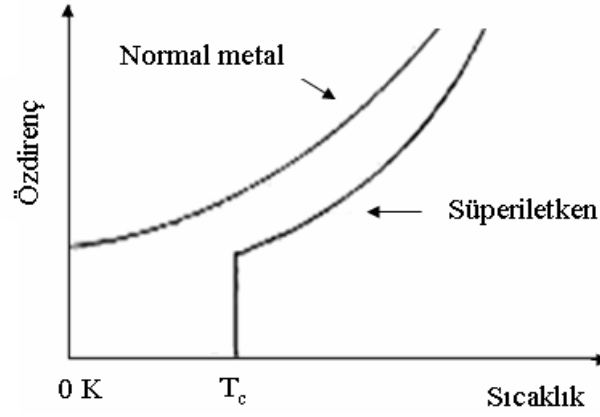
\vec{B} manyetik alanının zamanla değişimi bir \vec{E} elektrik alanının indüklenmesine neden olacaktır.

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

\vec{E} elektrik alanının, ρ öz direnci ve \vec{J} elektriksel akım yoğunluğu cinsinden ifade edildiği $\vec{E} = \rho \vec{J}$ eşitliğine göre direncin sıfır olması elektrik alanının da sıfır olduğu anlamına gelir. \vec{E} elektrik alanının sıfır olması durumunda $-\partial \vec{B} / \partial t = 0$ olacağı açıkça görülebilir. Yani süperiletken malzeme içerisindeki manyetik indüksiyon zamanla değişmeyecek ve sıfır olacaktır (Rose ve Rhoderick, 1980).

1.2.2. Kritik Sıcaklık ve Kritik Akım Yoğunluğu

Bazı elementler ve bazı bileşikler belli bir sıcaklığa kadar soğutulduklarında öz dirençlerini (ρ) kaybederler ve karşı direnç göstermezler. Akımı dirençsiz bir şekilde ileten bu malzemelere süperiletken denir ve süperiletkenliğin ortaya çıktığı bu sıcaklığa ise kritik sıcaklık (T_c) denir. Kritik sıcaklıkta süperiletken malzemenin direnci keskin bir şekilde sıfıra düşer. Şekil 1.2’de görüldüğü gibi eğer malzeme saf bir malzeme değilse, malzemenin içindeki safsızlıklardan dolayı direnç sıfıra düşmeyecek, az da olsa bir artık öz direnç (ρ_0) kalacaktır. Malzeme içindeki safsızlık ne kadar fazla olursa artık öz direnç o kadar fazla olacaktır.



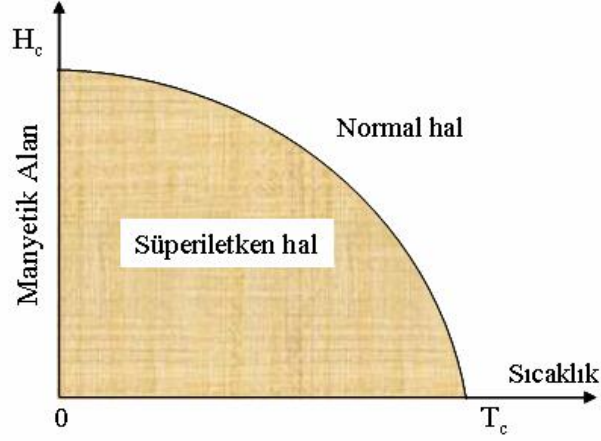
Şekil 1.2. Süperiletken malzeme ve normal metalin özdirençlerinin sıcaklıkla değişimi (URL-3, 2009).

Kritik akım yoğunluğu (J_c) bir süperiletkeni tanımlayan en önemli özelliktir ve dağılma olmaksızın örnekten geçen maksimum akımı ifade eder. Bir süperiletken malzemenin yüzeyinden akan akıma iki katkı olmaktadır. Bunlar süperiletken bir metalden bir DC akımı geçirildiğinde yükleri metalin içine ve dışına taşıyan iletim akımı (transport current, J_t) ve dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında metalin içindeki akı yoğunluğunu yok edecek şekilde dolanan perdeleme akımıdır (screening current, J_s). Bu perdeleyici akımlar, iletim akımının üzerine ilave olur ve herhangi bir noktadaki akım yoğunluğu $\vec{J} = \vec{J}_t + \vec{J}_s$ olarak ifade edilir. Bir süperiletken üzerinden akan toplam akım yeterince büyük olursa yüzeydeki akım yoğunluğu (\vec{J}_c) kritik değerine ulaşır ve böylece yüzeydeki manyetik alan şiddeti kritik manyetik alan (H_c) değerine sahip olur.

Oksit süperiletkenlerin kritik akım yoğunluğu uygulanan manyetik alana ve ölçülen sıcaklığa bağlıdır. Bir süperiletken malzemedeki hem uygulanan manyetik alanın hem de kritik sıcaklığın artırılmasıyla süperiletkenlik bozulur ve kritik akım yoğunluğunda azalma meydana gelir (Şekil 1.3). Süperiletkenliğin bozulduğu bu manyetik alan değerine kritik manyetik alan denir (H_c) ve sıcaklığın fonksiyonu olarak aşağıdaki gibi ifade edilir:

$$H_c(T) = H_c(0)[1 - (T/T_c)^2] \quad (1.2)$$

Burada $H_c(0)$ mutlak sıfırdaki kritik alan olmak üzere, kritik manyetik alanın değeri $T = 0\text{K}$ 'de maksimum değerini alırken sıcaklık kritik sıcaklığa eşit olduğunda sıfır olmaktadır (Rose ve Rhoderick, 1980; Müller ve Ustinov, 1997).



Şekil 1.3. Kritik manyetik alanın sıcaklıkla değişimi (Rose ve Rhoderick, 1980).

1.2.3. Nüfuz Derinliği ve Eşyuum (Koharens) Uzunluğu

Süperiletken malzemeler ideal eski duyarlı mıknatıs olduklarından dolayı malzeme içinde elektrik akımı dolaşamayacaktır. Diğer yandan akımlar yüzeyde tamamen hapsedilemez. Çünkü böyle bir durumda akım tabakasının kalınlığı olmaz ve akım sonsuz olur. Akımın sonsuz olması ise fiziksel olarak imkânsızdır. Gerçekte, akımlar çok ince bir yüzey katmanında dolanırlar. Bu katmanın değeri metalden metale değişir ve yaklaşık olarak 10^{-5} cm mertebesindedir. Bu tabaka çok küçük olmasına rağmen süperiletkenin özelliklerinin belirlenmesinde önemli rol oynar.

Süperiletken bir örneğe bir manyetik alan uygulanması durumunda, yüzey akımları içerideki akıyı yok etmek için bu yüzey tabakasında dolanmalıdır. Böylece akı yoğunluğu metal sınırında aniden sifira düşmeyecek fakat yüzey akımlarının dolandığı bölgede yavaş bir şekilde azalacaktır. Bu derinlik, uygulanan manyetik alan akısının girdiğinin görüldüğü derinlik olduğundan akımların aktığı bu derinlik nüfuz derinliği olarak adlandırılır.

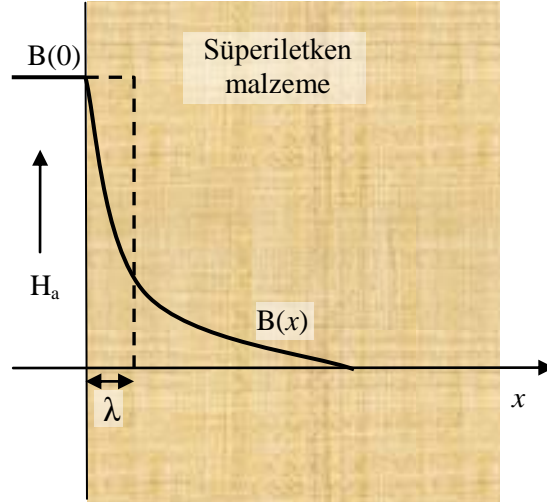
Metal içinde bir x uzunluğunda akı yoğunluğunun $B(x)$ değerine düştüğü yarı sonsuz bir dilim sınırı düşünülüğünde, nüfuz derinliği (λ) aşağıdaki gibi tanımlanmaktadır:

$$\int_0^{\infty} B(x)dx = \lambda B(0) \quad (1.3)$$

Burada $B(0)$ metal yüzeyindeki akı yoğunluğudur. Çıkarılacak sonuç; dış alanın akı yoğunluğu metal içinde λ mesafesine kadar sabit kalırsa, süperiletken içinde aynı miktarda

akı olacağıdır. Buna ek olarak London teorisi, nüfuz derinliğinden daha kalın bir örnekte, manyetik akının metale girdiği gibi üstel olarak yok olduğunu öngörür (Denklem (1.4), Şekil 1.4).

$$B(x) = B(0) e^{-x/\lambda} \quad (1.4)$$



Şekil 1.4. Manyetik akının süperiletken bir malzeme içine nüfuz etmesi (Rose ve Rhoderick, 1980).

Nüfuz derinliği sabit bir değere sahip olmayıp sıcaklıkla değişmektedir. Bu değişim düşük sıcaklıklarda neredeyse sıcaklıktan bağımsızdır ve bazı metallerde λ_0 değerine sahiptir. Daha yüksek sıcaklıklarda nüfuz derinliği hızla artar ve kritik sıcaklıkta sonsuza yaklaşır. Bu durum aşağıdaki eşitlikle ifade edilmektedir (Müller ve Ustinov, 1997):

$$\lambda(T) = \frac{\lambda_0}{\sqrt{1 - (T/T_c)^4}} \quad (1.5)$$

Burada λ_0 mutlak sıfırdaki nüfuz derinliğidir. Nüfuz derinliği çok küçük olduğu için alışılmış boyutlardaki örneklerin manyetik ölçümlerinde akı girişi dikkate alınmaz ve $\vec{B} = 0$ ile mükemmel eski duyarlı mıknatıslık ortaya çıkar.

Geçiş sıcaklığının altında normal elektronların biri ve süper elektronların birinin oluşturduğu iki elektron akışının malzemeye tamamen nüfuz etmesiyle süperiletken hal ortaya çıkar. Pippard'a göre süper iletim elektronlarının yoğunluğu (n_s) konumla birlikte

hızlı bir şekilde değişmez fakat sadece saf bir süperiletken için 10^{-4} cm civarında olan bir mesafede değişir. Eşuyum uzunluğu (ξ) olarak adlandırılan bu mesafede süper elektronlar ve normal elektronlar birlikte kalabilirler. Eşuyum uzunluğu malzemenin saflığına bağlıdır, malzeme içinde safsızlık varsa azalır. Diğer bir deyişle eşuyum uzunluğu süperiletkenliğin oluşturulabildiği veya yok edilebildiği en küçük mesafe olarak da ifade edilebilir. Saf bir metal için ξ_0 olarak gösterilirken saf olmayan malzemeler için ξ olarak gösterilir ve sıcaklık cinsinden ifadesi aşağıdaki gibidir (Rose ve Rhoderick, 1980; URL-4, 2009):

$$\xi(T) \approx \frac{\xi_0}{\sqrt{1-T/T_c}} \quad (1.6)$$

1.2.4. Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri

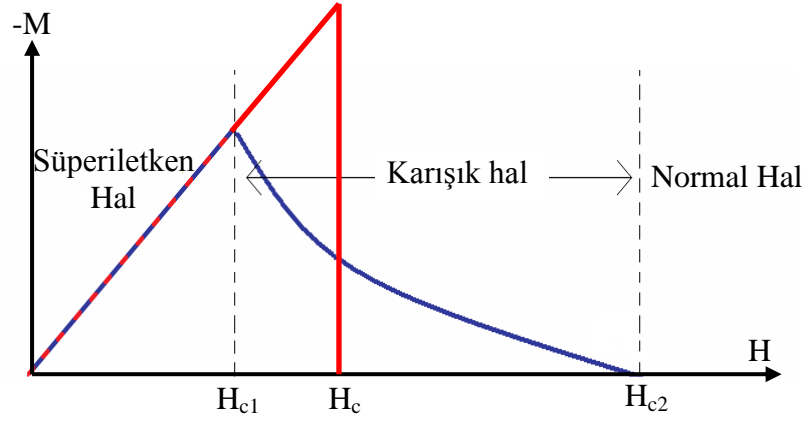
Süperiletken malzemeler manyetik özelliklerine göre I. tür ve II. tür olmak üzere iki çeşittir. Süperiletkenin hangi türden olduğu ise aşağıdaki gibi ifade edilen Ginzburg-Landau parametresi $k = \lambda / \xi$ 'nin $1/\sqrt{1/2}$ değerinden büyük ya da küçük olmasına göre belirlenir. Burada, λ süperiletken içindeki manyetik alanın nüfuz derinliği ve ξ ise 0'dan maksimum değeri n'ye kadar artan Cooper çifti yoğunluğunun eşuyum uzunluğudur. I. tür süperiletkenler için $k < 1/\sqrt{1/2}$ iken II. tür süperiletkenler için $k > 1/\sqrt{1/2}$ olmalıdır. Bu iki tür süperiletkeni birbirinden ayırmanın bir diğer yöntemi ise dış manyetik alandaki davranışlarını gözlemektir. Bu iki tür süperiletken de dış manyetik alana farklı tepkiler verecektir (Iliescu, 2005; URL-5, 2009).

1.2.4.1. I. Tür Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri

Oda sıcaklığında iletkenlik gösteren metaller ve alaşımlar (Nb ve V elementleri hariç) I. tür süperiletkenler olarak adlandırılır ve normal hale dönüncüye kadar manyetik akıyı dışarılarlar. I. tür süperiletkenler ilk olarak keşfedilen ve süperiletken olmak için çok daha soğuk sıcaklıklara gereksinim duyan yumuşak süperiletkenlerdir. Şekil 1.5'ten de görüleceği gibi bir H_c değerinde süperiletken hale keskin bir geçiş yaparlar ve bu değer in hemen üstünde normal hale geçerler. Bunlara ek olarak H manyetik alanı artarken malzemenin manyetik alanı değişmez ve $\vec{B} = 0$ olur. H manyetik alanı H_c değerini aştığı

zaman malzeme normal hale döneceğinden, alan malzeme içine nüfuz eder ve $\vec{B} = \vec{H}$ olur. Bir süperiletkenin mıknatıslanmasının, μ_0 boşluğun manyetik geçirgenlik katsayısı, M birim hacimdeki manyetik moment veya mıknatıslanma olmak üzere matematiksel ifadesi aşağıdaki gibidir:

$$\vec{B} = \mu_0(\vec{H}_0 + \vec{M}) \quad (1.7)$$



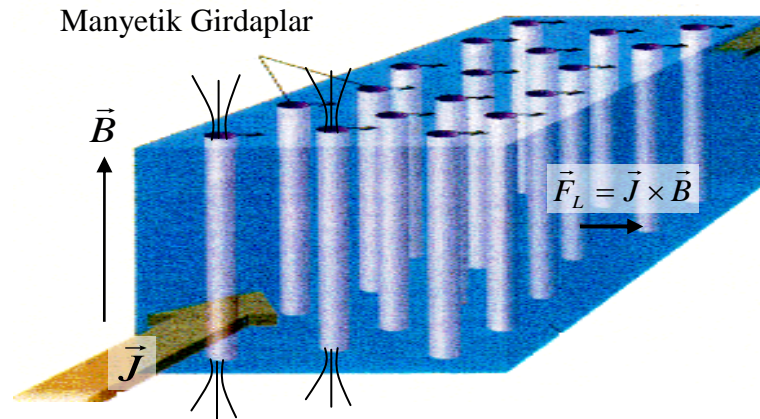
Şekil 1.5. I. Tür (kırmızı çizgi) ve II. tür (mavi çizgi) süperiletkenlerde M manyetik momentinin H 'ye göre değişimi (URL-6, 2009).

1.2.4.2. II. Tür Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri

II. tür süperiletkenler bir H_{c1} alt kritik alanı ve bir H_{c2} üst kritik alanı olmak üzere iki alanla karakterize olur. H_{c1} 'in altında süperiletken I. tür süperiletken gibi davranarak manyetik alanın örnek içine nüfuz etmesini engelleyen ve örnek yüzeyinde akan Meissner akımları durumundadır. Manyetik alan H_{c1} ve H_{c2} arasında bir değerde ise manyetik alan girdaplar olarak adlandırılan küçük mikroskobik lifçik (filament) halinde süperiletken içine nüfuz edebilir. Bir girdap Cooper çifti yoğunluğunun sıfır olduğu normal bir merkezden oluşur ve bu merkez sürekli bir süper akımın aktığı süperiletken bir bölgeyle çevrelenmiştir. Alan daha da artırılırsa örnek içindeki girdap (vortex) sayısı artar ve üst kritik alan H_{c2} 'de komşu girdapların merkezleri örtüşür ve örnek normal duruma geçer (Şekil 1.5) (Müller ve Ustinov, 1997).

H_{c1} ve H_{c2} arasında süperiletken karışık durumdadır. Bu durumda girdaplar \vec{B} 'ye bağlı bir a_0 örgü parametresiyle hegzagonal örgü biçiminde düzenlenir.

Karışık durumda örnekte girdaplar vardır. Bir \vec{J} dış akım yoğunluğu karmaşık haldeki bir süperiletken boyunca aktığı zaman akı çizgileri Lorentz kuvvetinin ($\vec{F}_L = \vec{J} \times \vec{B}$) etkisiyle hareket etmeye başlar (Şekil 1.6). Süperiletken tam homojen (kusursuz) olunca çok küçük Lorentz kuvveti bile girdapları harekete geçirecektir. Akı çizgilerinin bu hareketi, bir voltajın ortaya çıkmasına neden olur. Akı \vec{v} hızıyla hareket ettiği zaman akım yönünde bir elektrik alan ($\vec{E} = \vec{v} \times \vec{B}$) meydana gelir (Faraday'ın elektromanyetik indüksiyon yasası). Bu ise akı girdaplarının normal halde olan çekirdeğindeki elektronların hareketine ve dolayısıyla enerji kaybına neden olur. Bu durumda süperiletkenlik için istenilen serbest akım akışı yok olur. Bu durumu ortadan kaldırmak için akı çizgileri çivileme (pinning) merkezlerinde sabitlenmiş olmalıdır ve böyle bir durumda $\vec{v} = 0$ olacaktır. Akı çizgilerinin merkezini çivileme merkezlerinde tutan kuvvet, çivileme kuvveti (\vec{F}_p) olarak adlandırılır. Bu kuvvet, akı hareketi ve dağılma olmaksızın sistemin akım ve akı çizgileri arasındaki Lorentz kuvvetinin sürdürülmesine izin verir. Eğer Lorentz kuvveti çivileme kuvvetine eşitse ($\vec{F}_L = \vec{F}_p$ durumunda J_c akımı akmaya başlayacaktır) kritik akım yoğunluğuyla ilişkili çivilemeyi bozucu (depinning) akım yoğunluğu J_{dp} elde edilir ve akı çizgileri dağılarak harekete başlar (Iliescu, 2005).



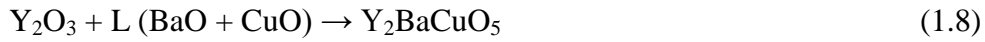
Şekil 1.6. II. Tür süperiletkenlerde akımın etkisiyle akı çizgileri üzerinde oluşan Lorentz kuvveti (\vec{F}_L) (URL-7, 2009).

1.3. Y-Ba-Cu-O Sistemi

$YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123 veya YBCO) sistemi Y_2O_3 , $BaCO_3$ ve CuO kimyasallarının uygun oranlarda karıştırılmasıyla elde edilen II. tür bir süperiletkendir. Süperiletkenlik özellikleri oldukça gelişmiştir ve pratik uygulamalar için elverişlidir (Wang vd., 1993; Frangi vd., 1994; Monot vd., 1994; Yanmaz vd., 1994; Campbell ve Cardwell, 1997; Imagawa vd., 1997; Feng vd., 2000; Enisz vd., 2007; Jun vd., 2007).

1.3.1. $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ Bileşiğinin Faz Diyagramı

YBCO sisteminde iki tür peritektik reaksiyon bulunmaktadır: $1200^\circ C$ 'nin üzerinde YBCO bileşiği yüksek sıcaklıklarda ayrışarak Y_2O_3+L (L: sıvı faz) bölgesini oluşturur ve sıcaklık azaltıldığında bu iki faz peritektik olarak yeniden birleşerek Y_2BaCuO_5 (211) fazını oluşturur.



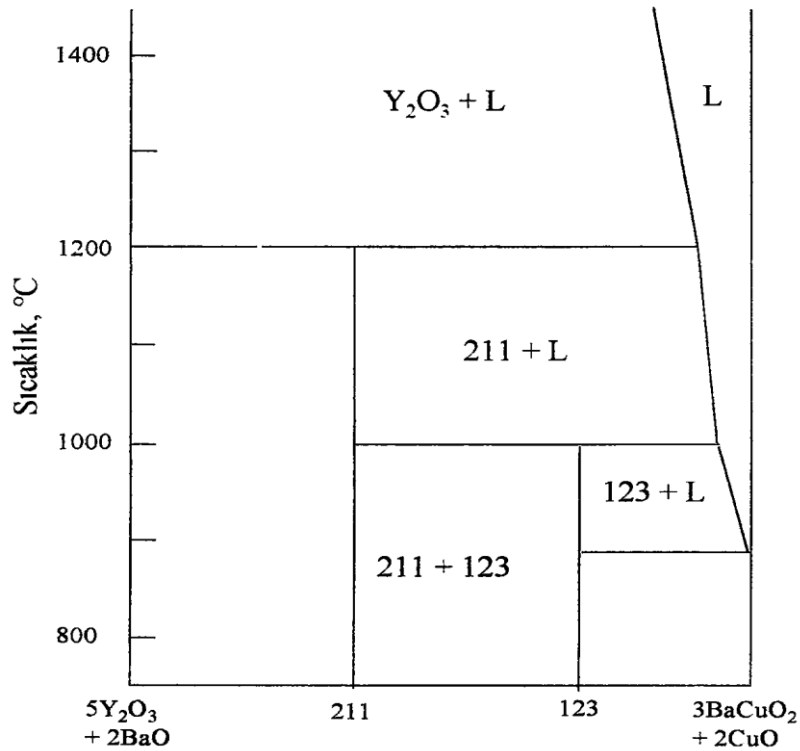
Sıcaklık $1000^\circ C$ dolaylarına geldiğinde 211 fazı sıvıyla tekrar reaksiyona girerek 123 fazını oluşturur. Diğer bir deyişle 211 fazı peritektik reaksiyon sonucunda 123 fazı içinde tuzaklanır (Şekil 1.7).



YBCO süperiletkeni oluştuktan sonra fiziksel özelliklerinin iyi olması için 123 fazı içinde tuzaklanan sıvı fazının yapı içerisine homojen bir şekilde dağılması gerekir. Bu durumun gerçekleşmesi için küçük boyutlu 211 parçacıkları yapı içerisinde homojen olarak dağılmalıdır.

Eritme-yönlendirme-büyütme [Melt-Textured-Growth (MTG)] yönteminde örnek peritektik sıcaklığına doğru yavaşça soğutulur ve bunun sonucunda oldukça yoğun kıvamlı bir örnek elde edilir. Bununla beraber birçok durumda süperiletken fazın teması çok zayıftır. 123 fazının büyümesi için hem 211 hem de sıvı bölge oluşturulmalıdır. Bu nedenle 211 dağılımı düzgün olmadığı zaman tepkime 211'in yoğunluğunun az olduğu bölgede sürekli ilerleyemez. 211+L bölgesindeki örnek yavaşça soğutulursa 211 daha büyük ve

süperiletken fazın zayıf temasıyla sonuçlanacak düzgün olmayan bir dağılımla büyür. Eğer örnek nispeten yüksek bir sıcaklıkta belli bir zaman periyodunda eritilir ve yavaş soğutulmadan sonraki peritektik sıcaklığı hızlı bir şekilde geçerse, Y_2O_3 parçacıkları katılaştırılmış sıvı faz ve amorf fazdan oluşur. O zaman hızlı soğutulan plakalar 211 fazını üreten sıvıyla Y_2O_3 'ün tepkimeye girdiği 211+L bölgesi yeniden ısıtılır. 211 fazı Y_2O_3 çekirdekleri olduğu için Y_2O_3 dağılımı kontrol edilirse 211 fazının kontrol edilmesi mümkündür (Murakami, 1992). Son yapıdaki küçük boyutlu 211'in homojen olarak dağılması için plakalar iyice öğütülmelidir [Eritme-Toz-Eritme-Büyütme, (Melt-Powder-Melt-Growth (MPMG))].

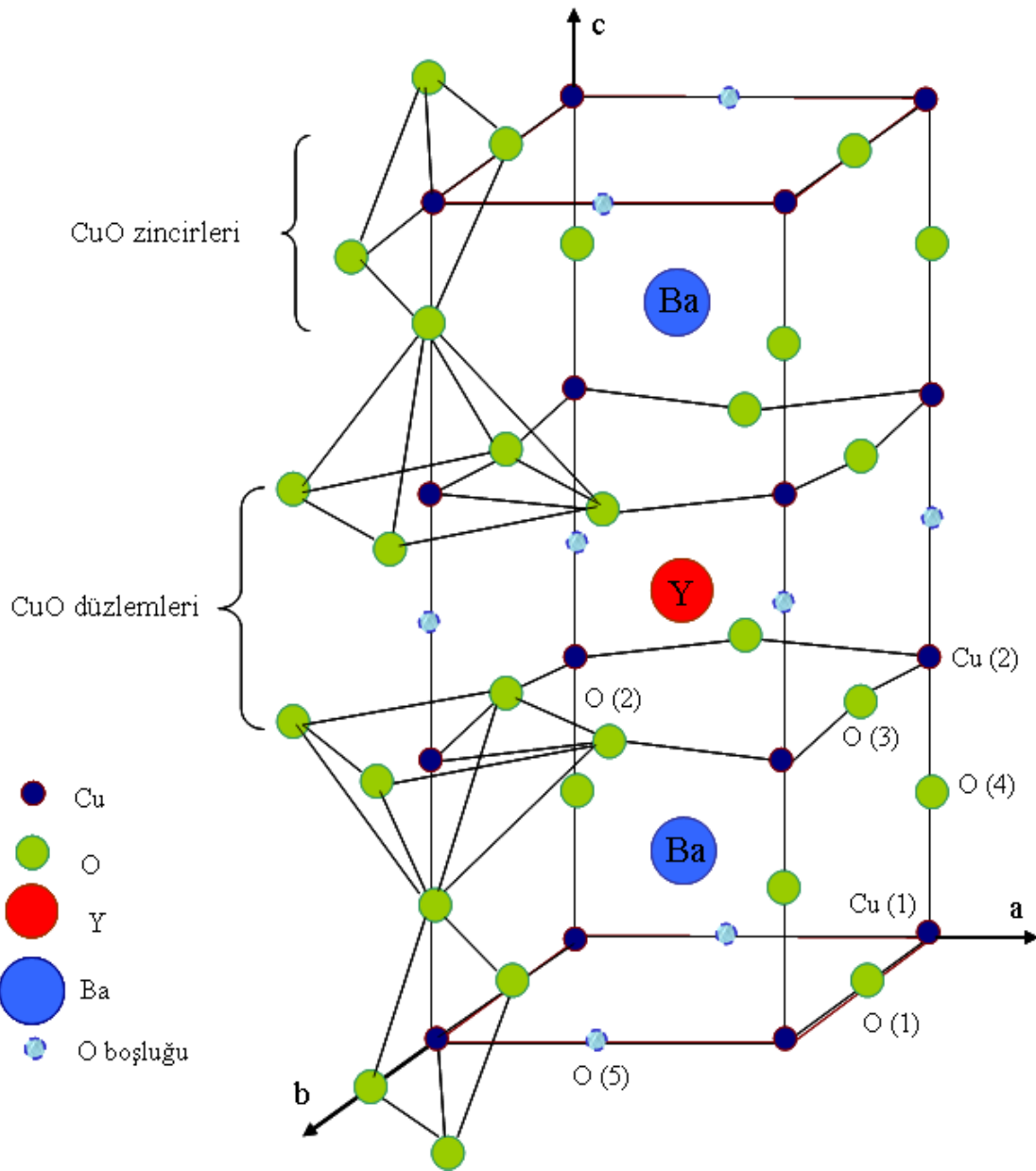


Şekil 1.7. YBCO bileşiği için ikili faz diyagramı (Murakami, 1992).

1.3.2. $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ Bileşiğinin Kristal Yapısı

Perovskite bir yapıya sahip olan $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ bileşiğinde Şekil 1.8'de görüldüğü gibi CuO zincirleri ve süper iletimde baskın rol oynayan CuO_2 düzlemlerinin oluşturduğu tabakalanmış yapı vardır. Bu sistemde CuO_2 düzlemleri süperiletkenlikten sorumludur. Buradaki x değeri bileşiğin oksijen içeriğini göstermektedir ve $x = 1$ ($YBa_2Cu_3O_6$)

değerinden $x = 0$ ($\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$) değerine değişmesiyle kristal yapı ortorombik yapıdan tetragonal yapıya dönüşür. Bileşikteki oksijen miktarı $0 < x < 0,5$ olduğunda kristal yapı ortorombik iken $0,5 < x < 1$ olduğunda ise kristal yapı tetragonal olur (Jorgensen vd., 1987). YBCO sisteminde süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı, oksijen miktarına duyarlı olduğu gibi oksijen miktarındaki değişim de malzemenin hazırlanması sırasında uygulanan ısıtma ve soğutma şartlarına bağlıdır. Örneğin; Y123 süperiletken fazı, çevredeki atmosfere ve oksijen kısmi basıncı değerine bağlı olarak $600\text{-}750^\circ\text{C}$ sıcaklıkları arasında ortorombik-tetragonal faz geçişi gösterir (Specht vd., 1988).



Şekil 1.8. $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ bileşiğinin kristal yapısı (Dew-Hughes, 1988).

$YBa_2Cu_3O_{7-x}$ ortorombik birim hücresi c -ekseni boyunca Y, Cu(2), BaO, Cu(1), BaO ve Cu(2) düzlemlerinden oluşan bir paket gibidir. Temel yapıda iki tanesinin merkezinde Ba atomu ve bir tanesinin merkezinde Y atomu yer alan üç kübik yapı vardır. Bu küplerin her köşesinde Cu atomları, kenar ortalarında ise oksijen atomları yer almaktadır. İtiryumun en yakın 8 oksijen komşusu, baryumun ise en yakın 10 oksijen komşusu vardır. Ayrıca, 2 tane perovskite yapıya sahip bakır (Cu) düzlemleri vardır. Oksijen boşluğu ise Y düzleminde 4 tane, Cu(1) düzlemlerinde ikişer tane olmak üzere toplam sekiz tanedir.

1.4. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Tipik eritme-yönlendirme-büyütme (MTG) yönteminin ilgilendiği kadarıyla yüksek sıcaklıklarda 123 fazının peritektik ayrışımıyla 211'ler oluşur ve peritektik ayrışım süresince çekirdeklenerek büyür (Murakami, 1992). Ayrışım sıcaklığının yüksek olmasından dolayı 211 parçacıkları birkaç mikrona kadar kolaylıkla büyür (Zhou vd., 2001). Eritme yöntemi süperiletkenlerde kritik akım yoğunluğu, kuvvetli bir şekilde süperiletken faz içinde tuzaklanmış 211 parçacıklarına bağlıdır. Eritme işlemi sırasında YBCO malzemesinde alt taneler (subgrain) oluşur. 211 parçacıklarının boyutu ve yoğunluğuyla ilgili olan bu alt taneler büyük örneklerin oluşumunu olumsuz etkilediği için, J_c değerinde bir değişime neden olur (Feng vd., 2000). Bununla birlikte, koharens uzunluğuyla kıyaslandığında süperiletken olmayan parçacıkların boyutları daha büyük olduğunda bu parçacıkların çivilemeye katkıları az olur (Tong vd., 1993). Bu nedenle, başlangıç malzemelerindeki ikinci faz miktarının inceltmesi gerekir. Yüksek kritik akım yoğunluğu elde etmek için etkin çivileme merkezleri olarak tanımlanan küçük boyutlu 211 parçacıklarının düzgün bir dağılımına ihtiyaç vardır (Imagawa vd., 1997). Eritme büyütme işlemi sırasında uygun parametreler kullanılırsa 211'in kabalaşması bastırılabilir hatta önlenir (Zhou vd., 2001).

Pt ve CeO_2 gibi katkıları, Y123 sisteminde ara yüzey enerjisinin azalmasını ve böylece sıvı içerisindeki 211 ikinci faz parçacıklarının kabalaşmasını önleyerek süperiletken özelliklerin geliştirilmesine yardımcı olur (Murakami, 1992; Monot vd., 1997). Pt ve CeO_2 katkılarının beraber kullanıldığı durum Pt katkılı örneklerle karşılaştırıldığı zaman 211 fazının incelmesinde daha etkilidir (Yu vd., 2003).

Büyük taneli malzemelerin üretilmesinde manyetizasyon süresince mekanik stresler oluşur ve bu mekanik stresler de çatlakların oluşmasına neden olur. Oluşan bu çatlaklar da

süper akımların tüm hacim üzerinden akmasını engeller. Bu problemin eritme yönlendirmeli Y123 malzemeleri içeriğine Ag katılarak giderileceği görüldü (Mendoza vd., 2000; Diko vd., 2001).

Ayrıca yönlendirmeli büyütmeyle büyük tane üretiminde yavaş soğuma oranı önemli bir parametredir. Genellikle Y123 kristalinin büyüme oranı çok düşük olduğu için 0,2-1°C/saat hızında bir soğuma oranı kullanılmaktadır (Salama ve Lee, 1994). Örneğin Xiao ve arkadaşlarının 2002 yılında yaptıkları bir çalışmada 30 mm çapında bir tek tanenin büyümesi için yaklaşık 30°C'lik bir sıcaklık için 0,3°C/saat hızı kullanıldı yani yaklaşık 100 saat gibi uzun bir tutulma zamanı kullanıldı (Xiao vd., 2003).

Ayrıca eğer geometrik etki ihmal edilirse, tuzaklanan alan örneğin çapıyla orantılı olacağından külçe süperiletkenlerin performansını arttırmak için tane boyutunun da artırılması gerekmektedir. Bununla birlikte toplam akı artacağından uygulamalar için tane boyutunun artırılması önemlidir. Kritik akım yoğunluğu (J_c) doğrudan eritme yöntemli bir süperiletkenin performansı ile alakalı olduğu için yüksek J_c elde etmek için c-ekseninde hizalanmış tek taneli malzemelerin büyütülmesi gerekir. Külçe YBCO ve ince filminin oksijen içeriği o malzemenin süperiletkenlik özelliğiyle ilgili çok önemli bir parametredir (Zheng vd., 2003; Diko vd., 2008). Bunlara ek olarak bir altlık üzerine yerleştirilen Y_2O_3 tabakasının $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ ince filminin büyütülmesinde etkili olduğu bilinmektedir (Hasegawa vd., 2000). Bu tabaka üzerinde büyütülen YBCO ince filmi c-ekseninde yönlendirir ve iyi bir düzenlenmeye sahip olur. Aynı zamanda, pota üzerine yerleştirilen Y_2O_3 YBCO'nun kristal büyümesi sırasında sıvı fazın fırını kirletmesini de önler (Chaud vd., 2000). MPMG yönteminde Y_2O_3 fazı 211 fazı için bir çekirdeklenme kaynağı olarak kullanılabilir (Zhou vd., 2002). Bu nedenlerle, bu çalışmanın amacı büyük taneli, c-ekseninde yönlendirilmiş ve yüksek kritik akım yoğunluğuna sahip olan YBCO süperiletkeninin yapısal ve fiziksel özelliklerine Y_2O_3 tabakasının etkisinin incelenmesidir.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. YBa₂Cu₃O_{7-x} Bileşiğinin Hazırlanması

YBa₂Cu₃O_{7-x} bileşiğini elde etmek için Y₂O₃, BaCO₃ ve CuO miktarları aşağıdaki kimyasal tepkime yardımıyla hesaplandı ve 0,1 mg hassasiyetli Sartorius marka elektronik teraziyle tartıldı. Ardından akik taşından yapılmış havan yardımıyla tozların birbiri içerisinde homojen bir şekilde karışması sağlandı.



Bileşik için kullanılan tozların molekül ağırlıkları, saflık dereceleri ve 70 g'lık toplam bileşik için gereken miktarlar Tablo 2.1'de verilmektedir.

Tablo 2.1. Başlangıç kompozisyonu hazırlamasında kullanılan toz bileşikler ve miktarları

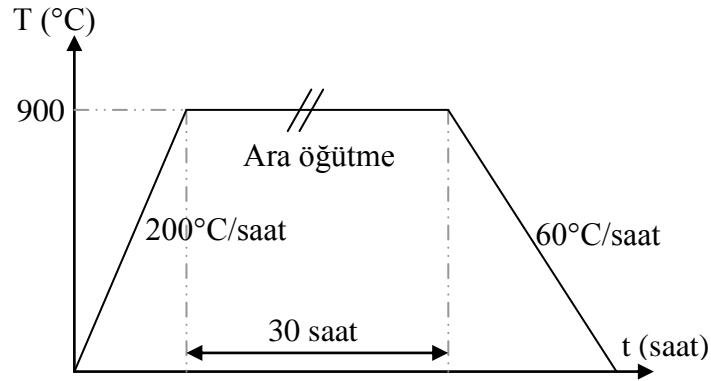
Tozun Adı	Sembolü	Saflık Derecesi (%)	Molekül Ağırlığı (a.u.)	Bileşik Miktarı (g)
İtiryum Oksit	Y ₂ O ₃	99,99	225,81	10,5911
Baryum Karbonat	BaCO ₃	99,999	197,35	37,0250
Bakır Oksit	CuO	99,99	79,54	22,3839

Akik taşından yapılmış havan içinde bir süre elde karıştırılan başlangıç tozları daha homojen bir karışım elde etmek amacıyla Retsch marka öğütme aletinde 1 saat öğütüldü. Öğütme sonrasında toz karışım alümina (Al₂O₃) pota içerisine konularak ana fazı oluşturacak ikili ve üçlü fazların oluştuğu kalsinasyon işlemi (toz karışımının ilk termokimyasal işlemini oluşturan ilk reaksiyon) için Euroterm 808 kontrol üniteli Lenton marka kare fırın içerisine yerleştirildi (Şekil 2.1). Fırın 200°C/saat hızla 900°C'a ısıtıldı ve bu sıcaklıkta 30 saat süreyle bekletildi. Karışımın homojenliğini arttırmak için ilk 15 saat sonunda fırından alındı ve külçe haline gelen koyu gri renkli karışım havan tokmağıyla toz haline getirildi ve 1 saat süreyle ara öğütme işlemi yapılarak tekrar fırına yerleştirildi. 30 saatlik süre sonunda fırın 1°C/dak. hızla oda sıcaklığına soğutuldu (Şekil 2.2). Kalsinasyon

işlemi tamamlandıktan sonra külçeleşen karışım, havanda tekrar dövülerek toz haline getirilmesinin ardından 1 saat süreyle öğütüldü.

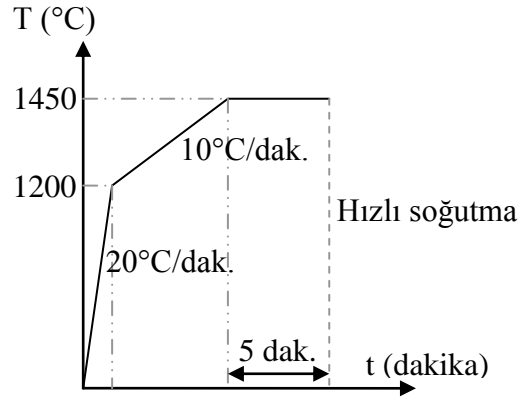


Şekil 2.1. Euroterm kontrollü Lenton marka kare fırın



Şekil 2.2. YBCO toz karışımının kalsinasyon işlemi şeması

Kalsinasyon sonrasında tamamen yeşil renk alan tozlar Platin (Pt) bir potaya konularak eritme işlemi için kare fırına yerleştirildi. Tozlar 20°C/dak. hızla 1200°C'ye, 10°C/dak. hızla 1450°C'ye çıkarıldı ve bu sıcaklıkta 5 dakika bekletildi (Şekil 2.3). 5 dakika sonunda fırının kapağı açılarak içindeki erimiş toz, bakır bir levhaya dökülüp, erime esnasındaki faz durumunu korumak için üzerine bakır bir plaka ile vurulmak suretiyle hızlı bir şekilde soğutuldu (Şekil 4). Bu işlem sonunda küçük plakalar haline gelen tozlar havanda elle ezilerek toz haline getirildi ve tekrar 1 saat süreyle agatta öğütüldü. Elde edilen küçük boyutlu tozlardan 4g tartılarak Perkin-Elmer marka presleme aleti kullanılarak 1 dakika uygulama süresiyle 3 ton/cm² (~ 300 MPa) basınç altında 13 mm çapında tabletler basıldı.



Şekil 2.3. YBCO toz karışımının eritme ısıl işlemi şeması



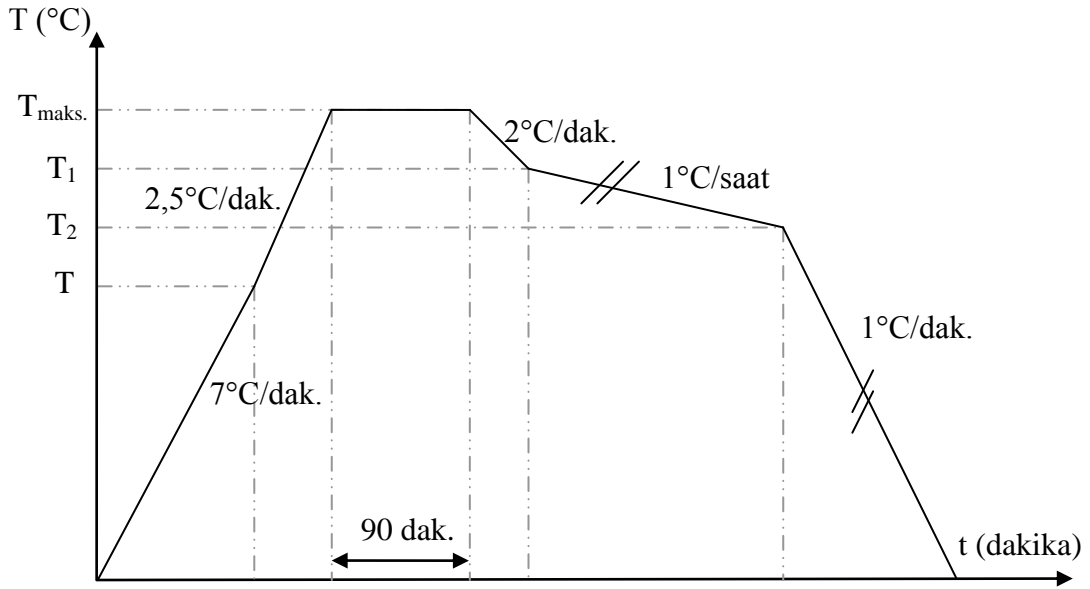
Şekil 2.4. Bakır bir plaka ile vurulmak suretiyle hızlı bir şekilde soğutulan YBCO

Elde edilen tabletler bir pota içerisinde konularak GSL-1700-80X, High Temperature Vacuum Tube Furnace marka fırına (Şekil 2.5) yerleştirildi.



Şekil 2.5. GSL-1700-80X marka vakumlu yüksek sıcaklık tüp fırını

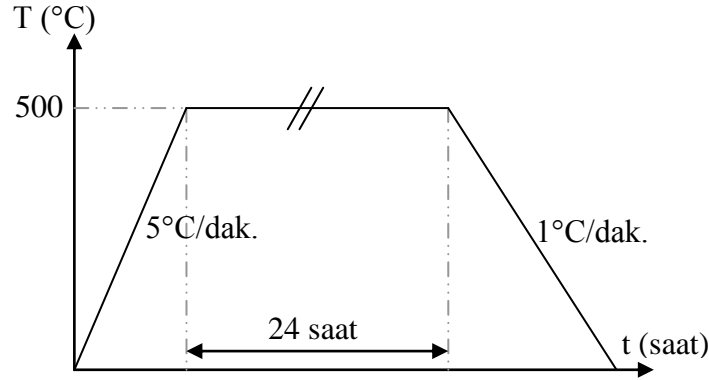
Şekil 2.6 hazırlanan YBCO örneklerine uygulanan ısıl işlem şemasını göstermektedir. Fırına yerleştirilen örnekler önce $7^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$ hızla T sıcaklığına ve daha sonra $2,5^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$ hızla $T_{\text{maks.}}$ sıcaklığına ısıtıldı. Bu sıcaklıkta 90 dakika bekletildikten sonra $2^{\circ}\text{C}/\text{dak.}$ hızla 50°C soğutuldu (T_1 sıcaklığı) . Bu aşamadan sonra $1^{\circ}\text{C}/\text{saat}$ hızla 50°C daha soğutuldu (T_2 sıcaklığı) ve ardından $1^{\circ}\text{C}/\text{dak}$ hızla oda sıcaklığına soğutuldu. $T_{\text{maks.}}$ sıcaklıkları 1040, 1050, 1060 ve 1070°C olan örnekler kolaylık olması açısından Y1040, Y1050-0, Y1050-1, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 olarak adlandırıldı. Bu örnekler için; T değerleri sırasıyla 890, 900, 900, 900, 910 ve 920°C , T_1 değerleri sırasıyla 990, 1000, 1000, 1000, 1010 ve 1020°C , T_2 değerleri sırasıyla 940, 950, 950, 950, 960 ve 970°C 'dir.



Şekil 2.6. YBCO örneklerinin ısıl işlem şeması

Y1050-0 örneği Pt bir plaka üzerine yerleştirilerek üretildi. Daha sonra Y_2O_3 tozunun etkisini incelemek için pota içerisine erime sıcaklığı 2410°C olan Y_2O_3 tozu serpilerek Y1050-1 örneği üretildi. Ayrıca Y_2O_3 yapılmış tabletin konduğu durumun mu yoksa Y_2O_3 tozunun pota içerisine serpilerek üzerine örneğin konduğu durumun mu daha iyi olduğunu görmek içinde tablet kullanılarak Y1050-2 örneği üretildi. Daha sonra kristal büyütmede uygun sıcaklığın belirlenmesi için Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örnekleri üretildi. Bu örnekler yüksek sıcaklığa dayanıklı bir potaya yerleştirilmeden önce alta Y_2O_3 tozundan yapılmış yaklaşık 1 mm kalınlıklı bir tablet yerleştirildi.

Kristal büyütme işleminden sonra üretilen bütün YBCO örnekleri şekil 2.7'deki ısıtım işlem şemasında görüldüğü gibi 500°C'de 24 saat süreyle saniyede 300 ml hızla akan oksijen gazı atmosferinde tavlandı.



Şekil 2.7. Üretilen YBCO örneklerinin tavlama ısıtım işlem şeması

2.2. Yapısal Analiz

2.2.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA)

Örneklerin kalsinasyon ve erime sıcaklıklarının belirlenmesinde Şekil 2.8'de gösterilen Netzsch marka DTA cihazı kullanıldı. Bir Pt-PtRh%13 termo-çiftle birbirine bağlanan iki küçük potadan birine sıcaklığı ölçülecek örnek diğerine ise erime sıcaklığı yüksek bir referans malzemesi yerleştirildi. Erime sıcaklığının yüksek olmasından dolayı referans malzemesi olarak Al₂O₃ (2030°C) tozu kullanıldı. Fırın oda sıcaklığından 5°C/dak. hızla 1100°C sıcaklığa kadar ısıtıldı. Ölçüm süresince tozun sıcaklığı (T) ve örnek ile referans tozu sıcaklıkları farkı ΔT voltaj cinsinden ölçüldü ve bir bilgisayar yardımıyla sıcaklığın fonksiyonu olarak çizildi.

2.2.2. X-Işınlı Kırınım Analizi (XRD)

Karakteristik piklerin belirlenmesi için yüzeyleri 1200 mesh'lik SiC zımpara kâğıdı kullanılarak düzleştirilen ve alkolle temizlenen bütün örneklerin, Rigaku D/Max III difraktometresinde (Şekil 2.9) CuK_α ($\lambda=1,5418 \text{ \AA}$, 40 kV, 30 mA) ışınımı kullanılarak, X-ışınımı kırınım desenleri elde edildi. Ölçümler atmosfer ortamında ve oda sıcaklığında $20^\circ \leq 2\theta \leq 60^\circ$ aralığında, 3°/dak. tarama hızında ve 0,02° adımlarla yapıldı.



Şekil 2.8. Diferansiyel termal analiz (DTA) sistemi



Şekil 2.9. Rigaku D / Max III difraktometresi

2.2.3. Polarize Optik Mikroskop

XRD'si çekilen örnekler $1/10 \mu\text{m}$ 'lik elmas parlatma kremi kullanılarak parlatılarak alkolle temizlendi ve yüzey mikro yapıları polarize ışıklı optik bir mikroskop yardımıyla resmedildi. Nikon ECLIPSE ME600 polarize optik mikroskopta 10X büyütme, 5X göz büyütmesi ve (3,2) büyütme yapılarak optik mikro yapı çekimleri yapıldı. Daha sonra dijital olarak çekilen fotoğraflar bilgisayara aktarıldı.

2.3. Fiziksel Analiz

2.3.1. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümü

Direnç-sıcaklık değişimleri, standart dört nokta yöntemiyle, Şekil 2.10'daki Quantum Design PPMS sistemi ile 40-100 K aralığında yapıldı. Kalınlığı 1,5 mm dikdörtgen şeklinde kesilen örnekler, yüksek iletkenliğe sahip gümüş boya kullanılarak, ince bakır tellerle dört tane kontak yapıldı. Ölçüm hatalarını en aza indirmek için kontaklar arasındaki mesafenin eşit olmasına dikkat edildi. Örnek üzerine gümüş boya ile yapıştırılan dış iki bakır telden sabit bir direnç kullanılarak sabit bir akım geçirildi ve içteki iki bakır tel arasındaki gerilim ölçüldü.

Örneklerin direnç ölçümü, 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T gibi farklı manyetik alanlarda ve 40 – 100 K sıcaklık aralığında yapıldı. Her ölçüm öncesinde örnekler alansız olarak soğutuldu (Zero-Field-Cooled, ZFC). Manyetik alan, Şekil 2.10'da görülen sıvı helyum tankı içindeki Nd süperiletken telden oluşan bobine akım uygulanmasıyla elde edilmektedir. Ölçümlerde uygulanan akım 5 mA olup sıcaklık artış hızı ise 4 K/dak.'dır.

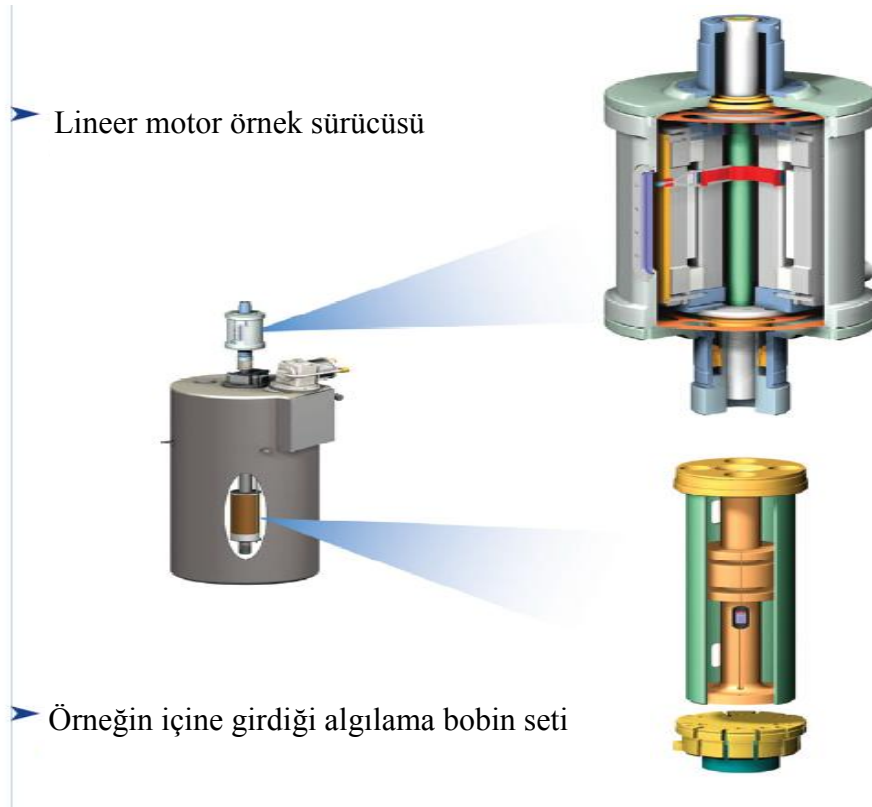


Şekil 2.10. Quantum Design PPMS sistemi

2.3.2. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümü

Manyetizasyon ölçümlerinde “Quantum Design PPMS” sistemi kullanıldı. Bu sistem, ilgili modülü değiştirilerek çeşitli ölçüm sistemlerine dönüştürülebilmektir. Bu modüllerden manyetizasyon ölçümünde kullanılan VSM modülüdür (Model P525) (Şekil

2.11). Fiziksel ölçüm sistemi, manyetik alan akım kaynağı, sıvı azot ceketli helyum tankı ve tüm bu bileşenleri hassas bir şekilde kontrol edebilen Quantum Design Model 6000 ana kontrolcüsünden meydana gelmektedir. Bu kontrolcüde ise sıcaklık kontrolcüsü (1,9K - 400K) ve manyetik alan kontrolcüsü (-7T - +7T) bulunmaktadır.



Şekil 2.11. PPMS sisteminin VSM modülü (URL-8, 2009)

VSM'in çalışma prensibi bir algılama bobininin yanında titreşen örneğin eş zamanlı olarak algılama bobininde etki ile voltaj oluşturularak bu voltajın sistem tarafından ölçülmesi esasına dayanır. Algılama bobiniyle birleşik olarak nispeten büyük bir salınım genliği (1-3 mm) ve 40 Hz frekansı olan bir gradiyometre kullanılmasıyla sistem 1 Hz veri hızında 10^{-6} emu'dan daha az değişimleri algılayabilmektedir. Salınım merkezi bir gradiyometre algılama bobininin dikey merkezine konumlandırılmıştır. Algılama bobininde indüklenen voltaj yükseltgenir ve VSM algılama modülünde ölçülür. Eş zamanlı algılama için VSM algılama bobini, referansa göre konum çözücü sinyali kullanır. Bu çözücü sinyal ise VSM lineer motor hareketini sağlayan modülden gelen ham sinyali dönüştüren VSM motor modülünden elde edilir ve bu sinyallerin ortalaması alınarak CAN

(açık network protokolü) ara yüzeyi aracılığıyla bilgisayardaki programa komut karşılığı olarak gönderilir.

Örneklerin manyetizasyon ölçümleri, 5, 40 ve 77 K'lık sabit sıcaklıklarda, 200 Oe/s'lik süpürme hızında ve -5 T ile +5 T arasında manyetik alan uygulanarak yapıldı. Ölçüm süresince manyetik alan, boyutları yaklaşık olarak $2,5 \times 2,5 \times 5,2 \text{ mm}^3$ olan örneklerin c eksenine paralel olarak uygulandı.

Manyetik alanın c eksenine paralel olarak uygulandığı örneklerin kritik akım yoğunlukları (J_c) Bean modeline dayanan aşağıdaki temel formülle hesaplandı.

$$J_c = \frac{20\Delta M}{a(1 - a/3b)} \quad (2.1)$$

Burada $\Delta M \text{ emu.cm}^{-3}$ cinsinden alanın azalması ve artması süresindeki manyetizasyon eğrisinin genişliğidir ve a ve b ($a < b$) cm cinsinden uygulanan alana dik olan örneğin dikdörtgen ara kesitinin boyutlarıdır (Mohanta ve Behera, 2009).

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Örnek Üretmede Kullanılan YBCO Malzemesinin Yapısal Özellikleri

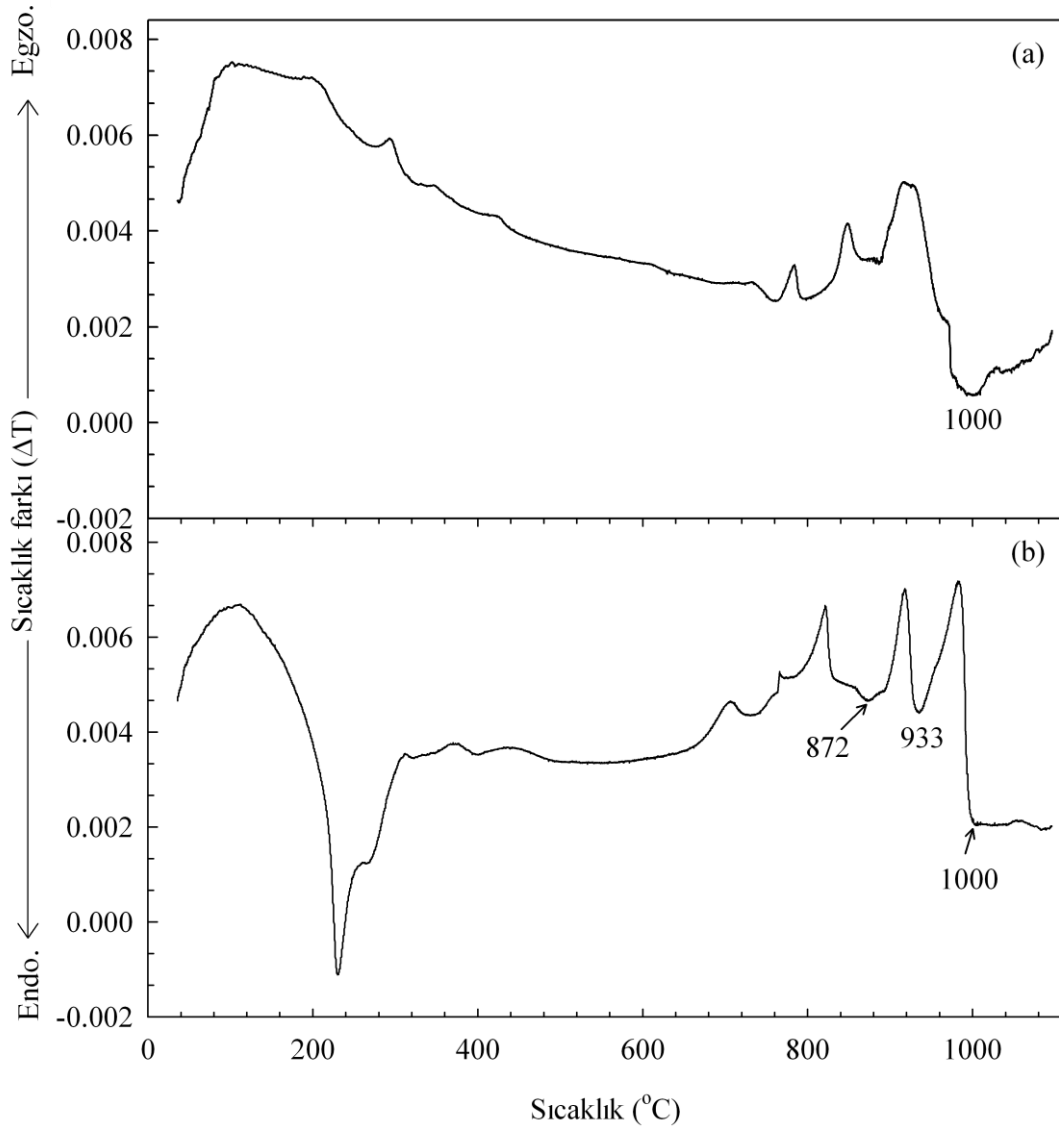
3.1.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA) Ölçümleri

900 °C’de 30 saat kalsine edilmiş toz ile eritilip-hızlı soğutulmuş tozun katıhal faz geçişini belirlemek için yapılan DTA analizi Şekil 3.1’de görülmektedir. Her iki şekil incelendiğinde 200°C civarında eritilmiş tozun endotermik pikine rastlanmıştır. Bunun sebebi ise yüksek sıcaklıkta (1450°C) eritilmiş tozun büyük oranda oksijenini kaybetmesidir. Dolayısıyla katılaştıktan sonra hava ortamında dahi YBCO tozu oksitlenmektedir. 240°C’de bir oksitlenme piki görülmektedir. Bunlara ek olarak 800-900°C civarlarında üç adet pik görülmektedir. Bu pikler de ısıtma işlem aşamasında oluşan ikili ve üçlü fazlara karşılık gelmektedir. Her iki örnekte de görüldüğü gibi 1000°C bu tozların erime sıcaklığıdır. Literatürden de bilindiği üzere YBCO malzemesi 1000°C civarında 211 + L (sıvı) fazına ayrışmaya başlar. Bu sıcaklık, peritektik sıcaklık sınırı içerisinde bulunduğundan YBCO için kristal büyütmenin bu sıcaklık civarında yapılabileceği sonucunu ortaya çıkarmaktadır (Murakami, 1990; Murakami vd., 1991; Yanmaz vd., 1993).

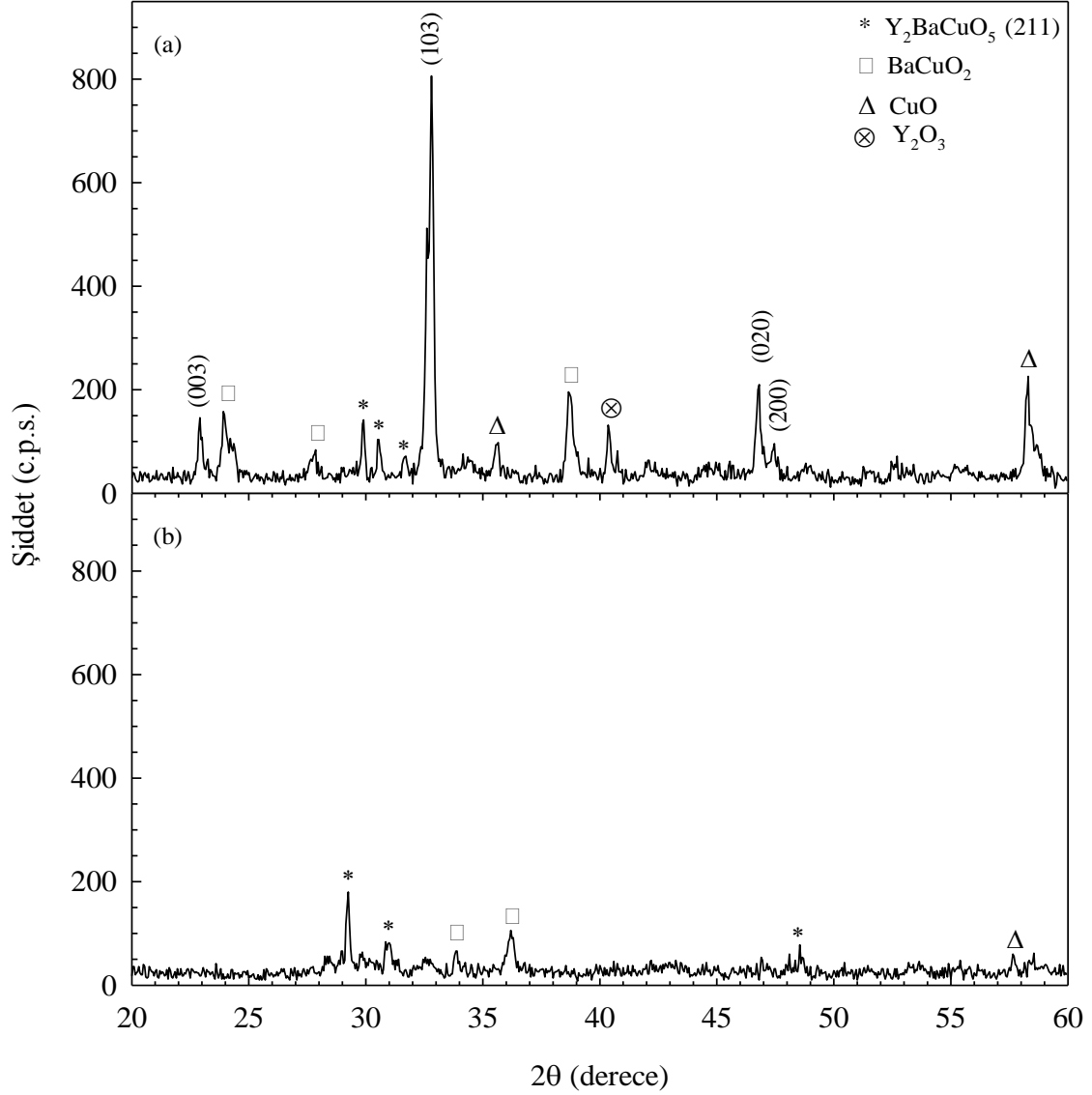
3.1.2. X-ışını Kırınım Desenleri

900 °C’de 30 saat kalsine edilmiş toz ile eritilip-hızlı soğutulmuş tozun $2\theta = 20 - 60^\circ$ aralığındaki X-ışını kırınım deseni Şekil 3.2’de görülmektedir. Kalsine edilmiş malzeme Şekil 3.2(a)’da görüldüğü gibi ikili ve üçlü fazlardan (Y_2BaCuO_5 (211), $BaCuO_2$, Y_2O_3 , CuO) oluşmaktadır. Bu da süperiletken yapının henüz oluşmadığını göstermektedir. Eritme-hızlı soğutma işleminden sonra elde edilen malzeme de kalsine edilmiş toz gibi ikili ve üçlü fazlardan oluşmaktadır (Şekil 3.2(b)). Elde edilen kırınım deseninden görüldüğü gibi var olan kristal piklerinin şiddeti de son derece küçüktür. Buradan, yapının büyük oranda amorf özellikte olduğu sonucu çıkarılmaktadır. Bu zaten beklenen bir sonuçtur. Bunlara ek olarak hızlı eritip katılaştırmanın sonucunda Y_2O_3 parçacıklarının katı halde ve geri kalan yapının sıvı faz (Ba ve Cu zengini faz) olarak tanımlandığı literatürden

bilinmektedir (Murakami vd., 1991; Murakami, 1992). Bilindiği gibi başlangıç tozlarında Y_2O_3 'ün sıvı faz içerisine homojen olarak dağıtılması sonuç örneğinin de o denli kaliteli ve homojen bir yapıda olacağını işaret eder. Bu sonucu elde edebilmek için, "Kısım 2.1" 'de detaylı bir şekilde anlatıldığı gibi çok hızlı bir şekilde sıvı fazın bakır plakalar arasında katılaşması sağlanmıştır.



Şekil 3.1. (a) 900 °C'de 30 saat kalsine edilmiş $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ tozu, (b) Eritilip-hızlı soğutulmuş $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ tozu için DTA sonuçları



Şekil 3.2. X-ışınları kırınım desenleri (a) 900 °C’de 30 saat kalsine edilmiş $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ tozu, (b) Eritilip-hızlı soğutulmuş $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ tozu

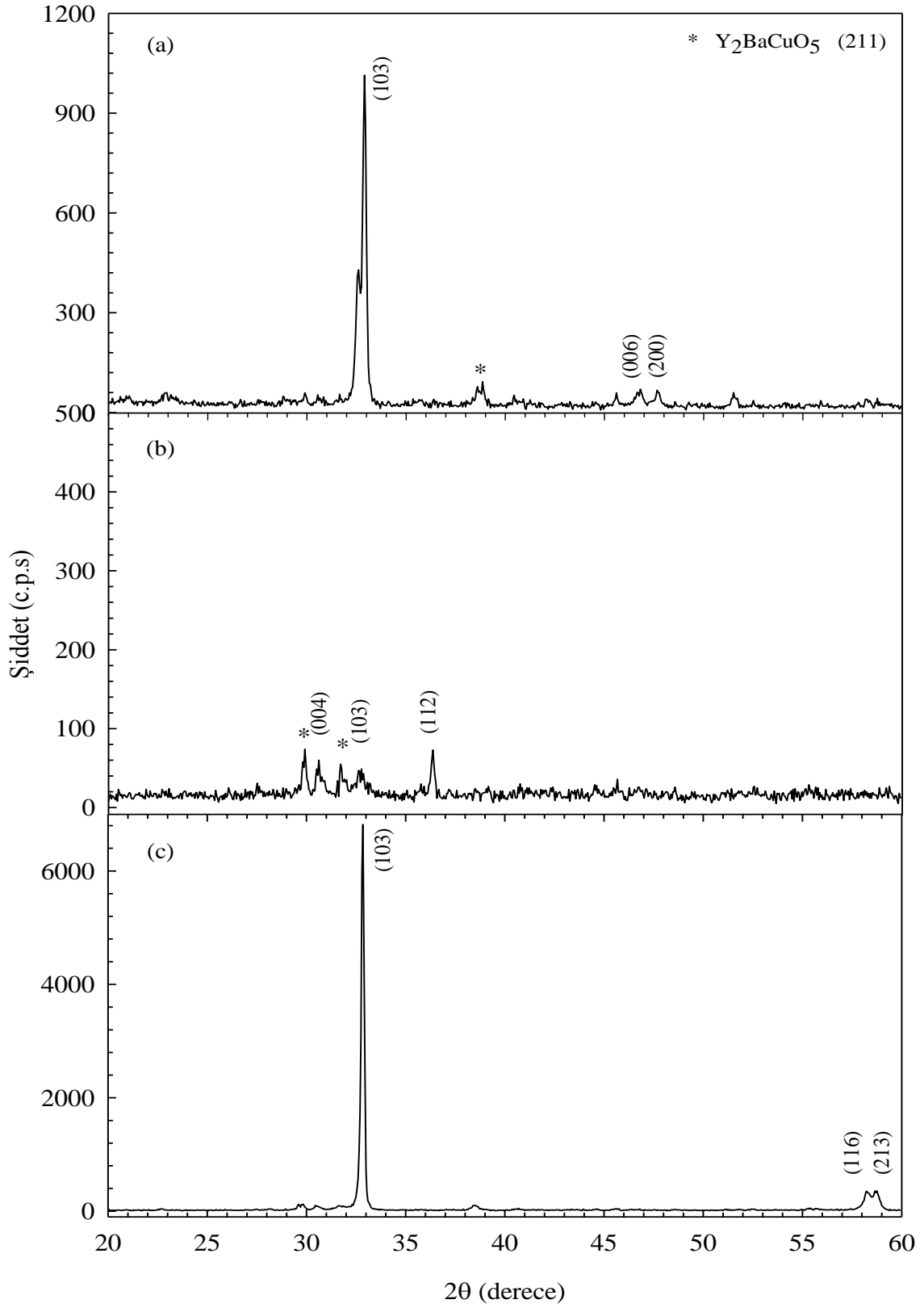
3.2. Üretilen YBCO Örneklerinin Yapısal Özellikleri

3.2.1. X-ışını Kırınım Desenleri

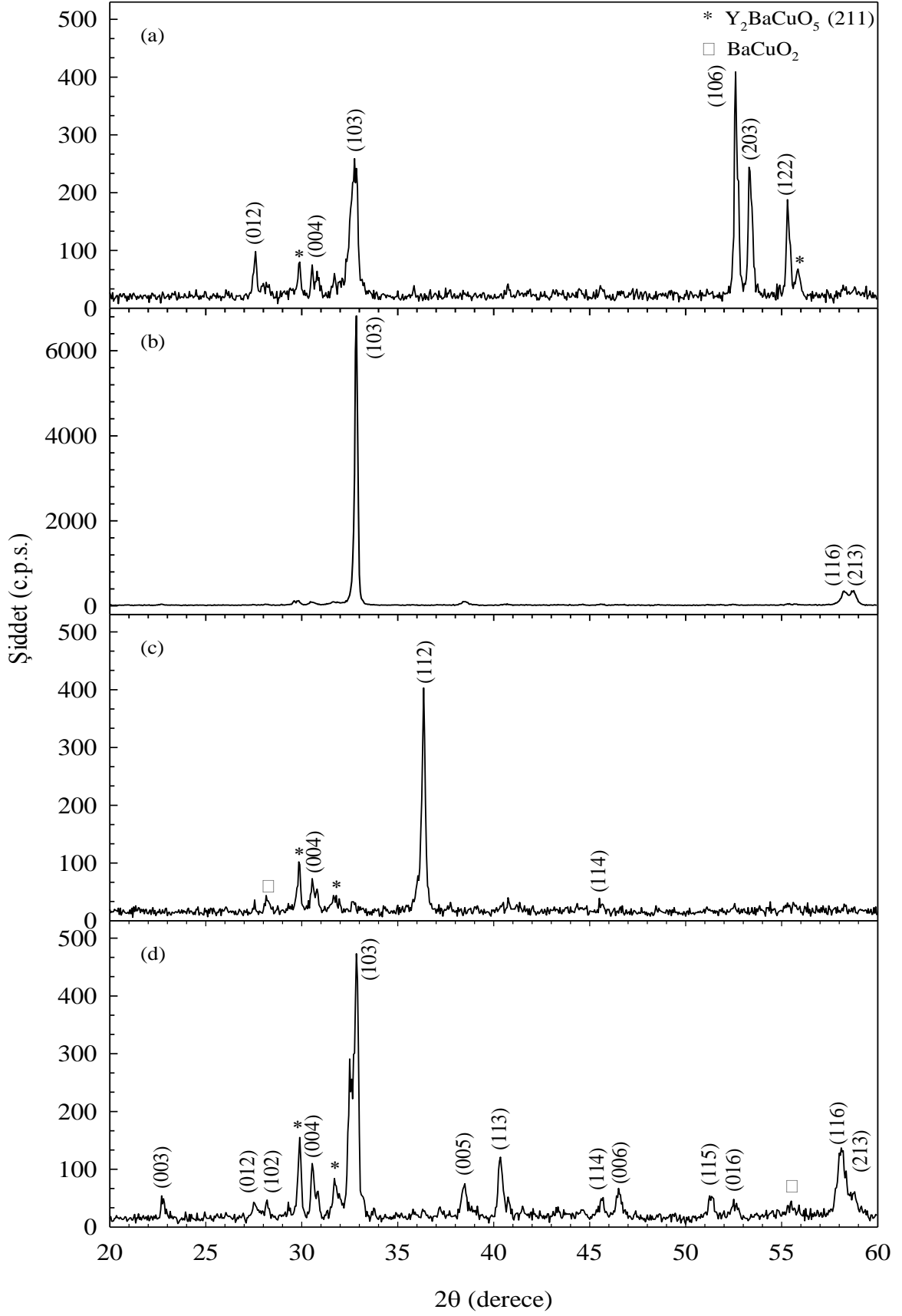
Şekil 3.3, Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin $2\theta = 20 - 60^\circ$ aralığındaki X-ışını kırınım desenlerini göstermektedir. Y1050-2, Y_2O_3 tozundan yapılmış tabletin üzerine konularak ısıl işleme tabi tutulan örneği, Y1050-1 örneği potaya yerleştirilirken alta Y_2O_3 tozu serpilmiş örneği ve Y1050-0 ise toz veya tablet kullanılmadan ısıl işlem görmüş örneği temsil etmektedir. Isıl işleme tabi tutulmuş örneklerin yüzeyine çıplak gözle bakıldığında

Y1050-1 örneğinin bir kristalinin çok büyük olduğu (8 mm çapında), ihmal edilecek kadar küçük diğer iki kristalin de örnek kenarında olduğu görülürken Y1050-2 örneğinin Y1050-1 örneğine göre daha küçük ve çok taneli olduğu görüldü. Y1050-0 örneğinde ise bu iki örneğe kıyasla küçük ve çok taneli bir yapıda olmasının yanında taneler arası boşlukların olduğu gözlemlendi. Y1050-0 örneğinde diğer örneklerde olduğu gibi üst yüzeyden XRD alındığında kırınım deseninde temel pikler gözlenemediği için örneğin kesilen iç yüzeyinden ölçüm alındı. Kullanılan difraktometre tek kristal difraktometresi olmadığı için Bragg yansımalarının çok zor olacağı bilinmektedir. Bu yansımanın olabilmesi için örnek, örnek tutucu içerisinde belli açılarda yönü değiştirilerek Bragg yansıması elde edilmeye çalışıldı. Fakat çok büyük taneli Y1050-1 örneğinde belirgin bir desen farkı gözlenmedi. Şekil 3.3(c)'de görüldüğü gibi Y123 örneğinin standart piki ($2\Theta = 32,75^\circ$) ~ 7000 c.p.s. değerinde elde edildi. Bu sonuç tabletin tamamının tek kristal gibi davrandığını göstermektedir. Burada elde edilen sonuçların optik fotoğraflardan alınan sonuçlarla uyum içinde olduğu ileride vurgulanacaktır.

Şekil 3.4, Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin $2\Theta = 20 - 60^\circ$ aralığındaki X-ışını kırınım desenlerini göstermektedir. Bu örnekler fırına yerleştirilirken pota içerisine Y_2O_3 tozundan yapılmış tablet üzerine konuldu. Şekil 3.4(a)'da piklerin maksimum şiddetinin 400 c.p.s. civarında olduğu ve standart (103) pikinin şiddetinin son derece küçük olduğu görülmektedir. Bunlara ek olarak $2\Theta = 29^\circ$ civarında bilinen Y_2BaCuO_5 (211) ve $BaCuO_2$ süperiletken olmayan fazlar açık bir şekilde görüldü. Buradan, örneğin çok iyi bir şekilde kristalleşmediği ve sıvı faz oranının tablet içinde çok fazla olduğu düşünülmektedir. Şekil 3.4(b)'deki Y1050-2 örneğine bakıldığında mükemmel bir tek kristal davranışı görülmektedir. Şekil 3.4(c)'deki Y1060 örneğine bakıldığında (103) standart pikinin tamamen kaybolduğu ve en şiddetli pikin (112) pikinin olduğu görülmektedir. Bunlara ek olarak diğerlerinde de görüldüğü gibi yabancı fazlar mevcuttur. Piklerin şiddetlerinin bu denli küçük olmasının, kullanılan difraktometrenin toz difraktometresi olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 3.4(d)'deki Y1070 örneğinin kırınım desenlerine bakıldığında hemen hemen Y123'e ait bütün piklerin ortaya çıktığı görülmektedir. Y_2BaCuO_5 (211) ve $BaCuO_2$ piklerinin pik şiddetlerinin diğer örneklere göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Buradan süperiletken yapının tam olarak oluşmadığı veya küçük taneli olduğu düşünülmektedir. Sonuç olarak tüm örneklere birlikte bakıldığında kristal büyütmede kullanılacak en uygun sıcaklığın $1050-1060^\circ C$ civarında olacağı düşünülmektedir.



Şekil 3.3. X-ışınları kırınım desenleri (a) Y1050-0, (b) Y1050-1, (c) Y1050-2 örneği



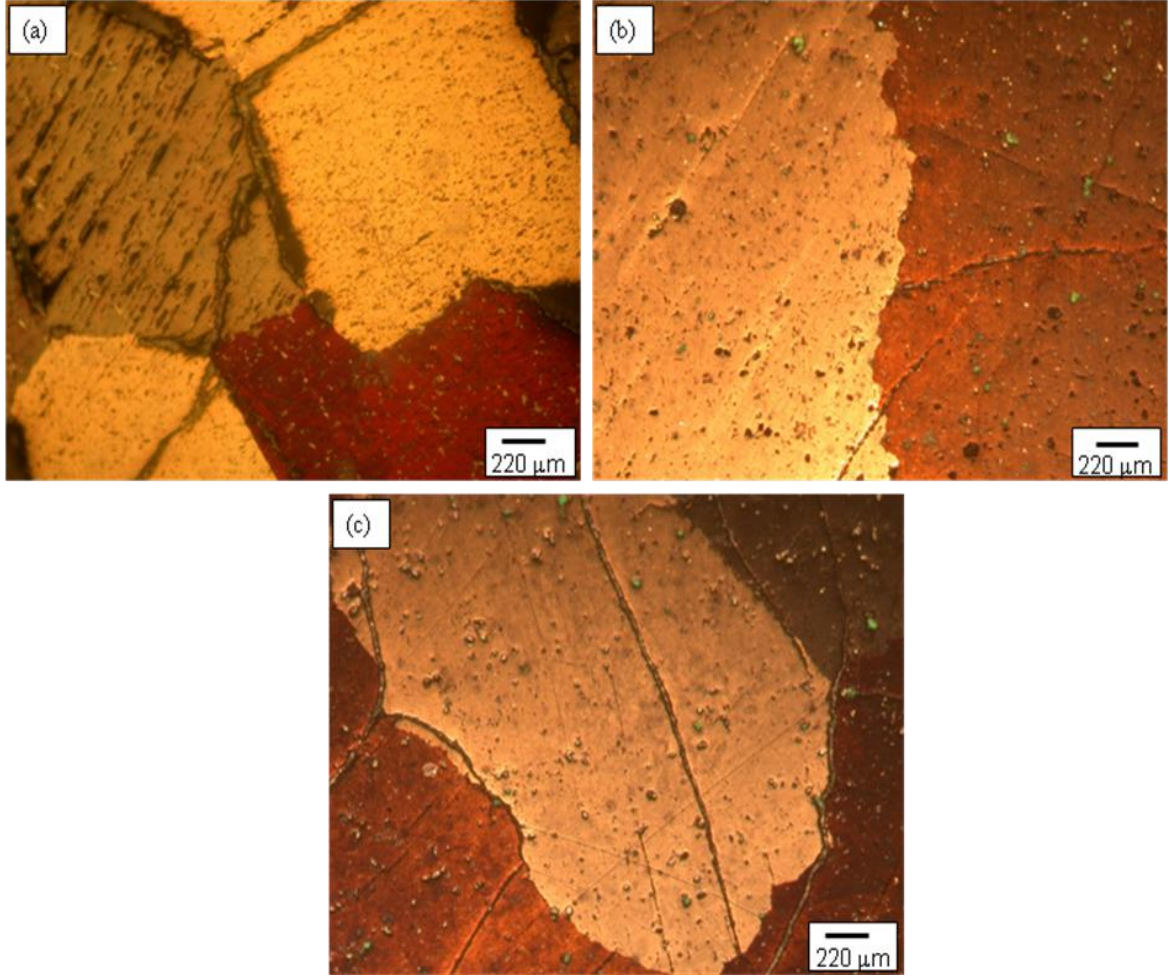
Şekil 3.4. X-ışınları kırınım desenleri (a) Y1040, (b) Y1050-2, (c) Y1060, (d) Y1070 örneği

3.2.2. Metalografik Analiz

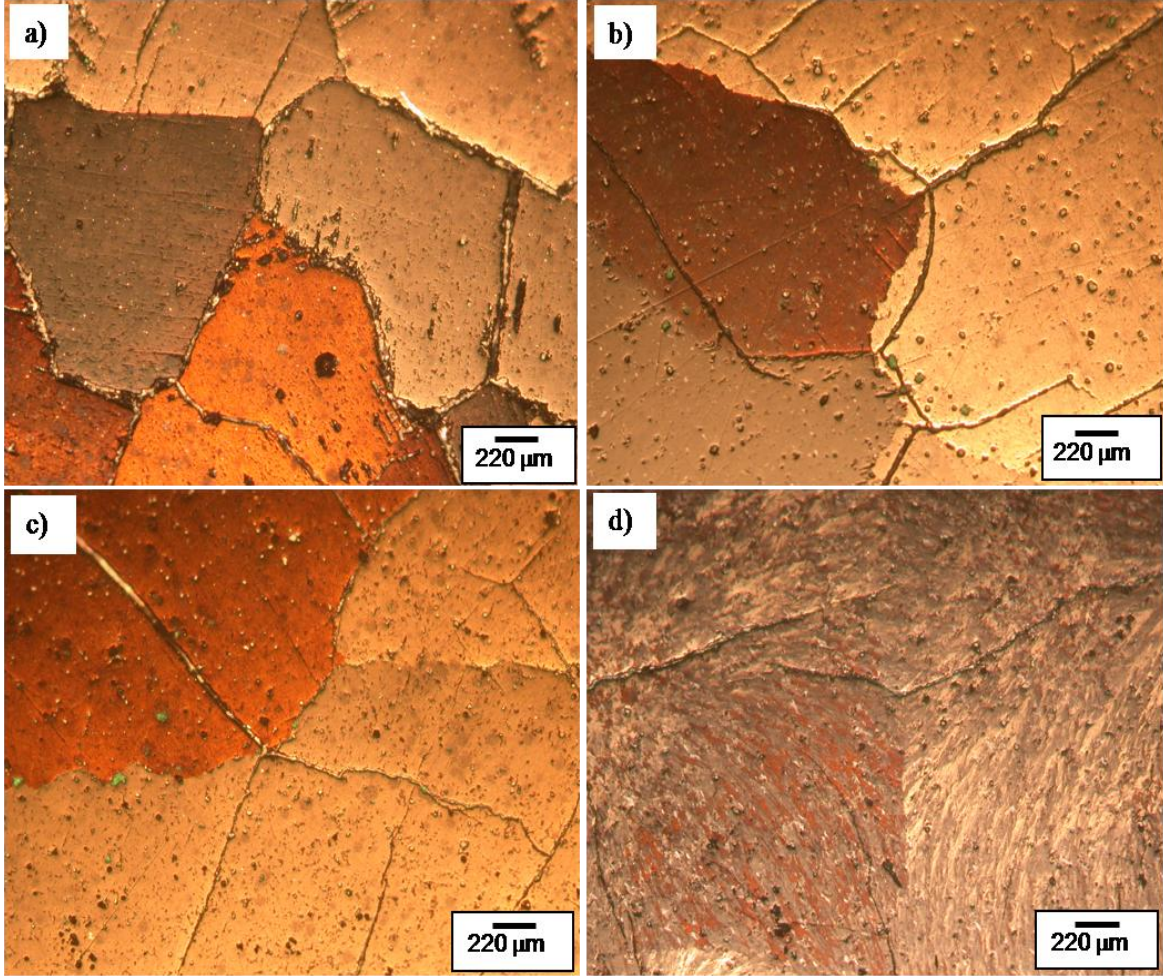
Şekil 3.5, Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin polarize optik fotoğraflarını göstermektedir. Fotoğraflara bakıldığında Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinde taneler arası temasın çok iyi ve temiz olduğu görülmektedir. Ayrıca kristal büyüme aşamasında reaksiyona girmemiş yabancı fazların tane sınırlarına toplanmadığı ve homojen bir şekilde tane içine yayıldığı görülmektedir. Bu fotoğraflardan bu örneklerin kritik akım yoğunluklarının yüksek olacağı tahmin edilmektedir. Literatürde de bahsedildiği üzere bütün örneklerde kristal büyüme doğrultusuna dik doğrultuda boyuna çatlakların oluştuğu bu çalışmada da görüldü (Murakami, 1990). Bu çatlakların minimuma indirilmesi için çok miktarda Y_2BaCuO_5 (211) süperiletken olmayan fazın Y123 ana yapısı içerisine homojen olarak dağıtılması gerekmektedir. Bu iki örneğe kıyasla Y1050-0 örneğinin tane boyutlarının daha küçük, çok taneli bir yapıda olduğu ve taneler arası temasın kötü olduğu görülmektedir. Ayrıca oluşan çatlakların nispeten daha büyük olduğu ve gözenekliliğin daha fazla olduğu da gözlemlendi. İleriki çalışmalarda bu çatlakları minimuma indirmek için yapı içerisine ilave Y_2BaCuO_5 (211) fazı katılarak yapı geliştirilebilir. Çatlakların süperiletkenin akım taşıma kapasitesini sınırladığını bilinmektedir (Murakami, 1990).

Şekil 3.6, Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin polarize optik fotoğraflarını göstermektedir. Bu örnekler fırına yerleştirilirken pota içerisine Y_2O_3 tozundan yapılmış tablet yerleştirildi. Şekil 3.6(a)'da tanelerin (kristallerin) tamamen süperiletken olmayan ikinci faz ile sarıldığı görülmektedir. Bu yapının istenmeyen bir durum olduğu ve taşıyıcı kritik akım yoğunluğunun son derece düşük olacağı tahmin edilmektedir. Çünkü bu fazlar süperiletken taneler arasında zayıf temasa (weak link) neden olacaktır. Aynı fotoğrafta tane içinde büyük boşlukların oluştuğu görülmektedir. Bu boşlukların $BaCuO_2$ fazına ait bölgeler olduğu düşünülmektedir. Çünkü bu faz son derece yumuşak bir yapıya sahiptir ve parlatma sürecinde döküldüğü sanılmaktadır. Şekil 3.6(b)'ye bakıldığında, Şekil 3.6(a)'da vurgulanan olumsuzlukların minimuma indiği görülmektedir. Yani süperiletken taneler arası temasın mükemmel denecek kadar iyi olduğu ve bunun sonucu olarak da kritik akım yoğunluğunun çok yüksek olacağı tahmin edilmektedir. Şekil 3.6(c), Şekil 3.6(b) ile kıyaslandığında tane sınırları iyi olmasına rağmen çok az miktarda yabancı fazın tane sınırında biriktiği görülmüştür. Bu küçük olumsuzluğa rağmen bu sıcaklığın da kristal büyümede uygun olabileceği düşünülmektedir. Fakat boyuna çatlakların bu örnekte daha fazla olduğu tespit edildi. Yani

sıcaklık yükseldikçe yapının bozulmaya başladığı gözlenmektedir. Bu sonuç Şekil 3.6(d)'deki örnekte açıkça görülmektedir. Şekil 3.6(d)'deki fotoğrafta sıvı fazın ısı değişimi doğrultusunda yönelime sahip olduğu ve süperiletken yapının iyi bir şekilde oluşmadığı görülmektedir. Bu çalışmanın asıl amacı çok büyük tek kristaller üretmek olduğundan sözü edilen sıcaklığın kristal büyütmede kullanılamayacağı sonucuna varılmaktadır.



Şekil 3.5. (a) Y1050-0, (b) Y1050-1 ve (c) Y1050-2 örnekleri için polarize optik fotoğraflar



Şekil 3.6. (a) Y1040, (b) Y1050-2, (c) Y1060 ve (d) Y1070 örnekleri için polarize optik fotoğraflar

3.3. Üretilen YBCO Örneklerinin Fiziksel Özellikleri

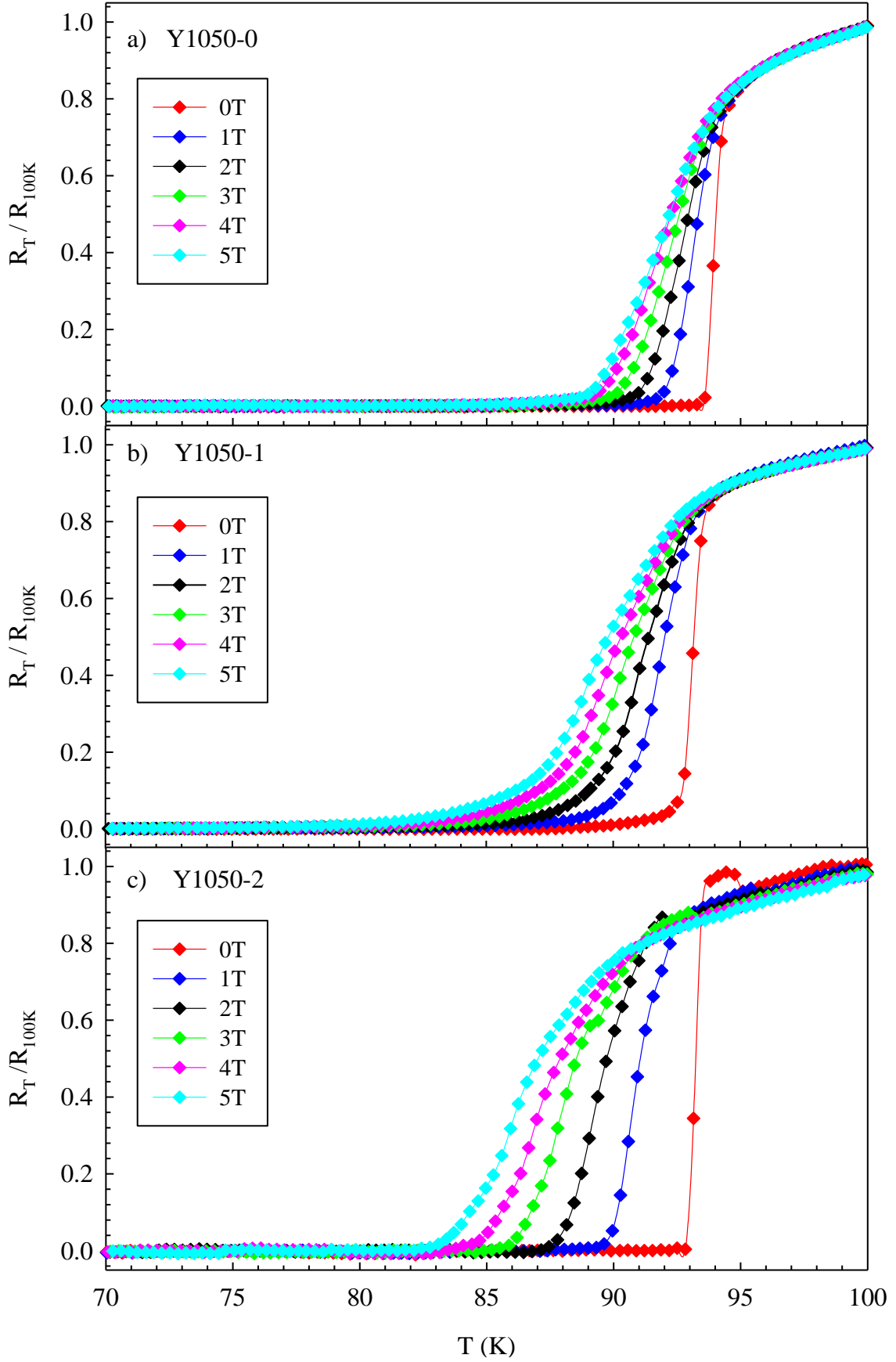
3.3.1. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümü

Şekil 3.7 sırasıyla Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin direnç-sıcaklık eğrilerini göstermektedir. Y1050-0 örneğinin üretiminde malzeme Pt bir plaka üzerine Y_2O_3 ilavesi olmadan yerleştirilirken Y1050-1 örneğinde potanın alt kısmına Y_2O_3 tozu serpildi. Y1050-2 örneğinde ise potanın alt kısmına Y_2O_3 tozundan yapılmış yaklaşık 1 mm kalınlıklı bir tablet yerleştirildi. Örneklerin direnç ölçümü, farklı manyetik alanlarda ısıtma sırasında yapıldı. Her ölçüm öncesinde örnekler alansız olarak soğutuldu (Zero-Field-Cooled, ZFC). Her üç örnek için de 0 T manyetik alanda yapılan ölçümde süperiletkenliğe geçiş eğrileri oldukça diktir. Süperiletkenliğe geçiş sıcaklığının keskinliği

taneler arası iyi bağlantıya bağlıdır ve bunun sonucu olarak kritik akım yoğunluklarının yüksek olması beklenmektedir. Şekil 3.7’de de görüldüğü gibi artan manyetik alanla süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı daha düşük sıcaklıklara kaymaktadır. Fakat bu çalışmadaki örnekler için manyetik alandan etkilenme oranı diğer grupların değişik üretim yöntemleriyle ürettikleri örneklere (Mohanta ve Behera, 2009; Balaev vd., 2008) oranla daha azdır. 5T manyetik alanda bile süperiletkenliğe geçiş sıcaklık aralığının maksimum 8,9K olduğu görülmektedir (Tablo 3.1) ve geçişin keskinliği de aşırı derecede bozulmamıştır (Şekil 3.7(c)). Uygulanan 1T manyetik alan için süperiletkenliğe geçiş sıcaklığının düşük sıcaklıklara kayma oranı Y1050-2 örneği için daha fazladır. Ayrıca artan manyetik alanın süperiletkenliğe geçiş sıcaklık aralığını diğerlerine oranla daha fazla genişlettiği görülmektedir. Uygulanan manyetik alan öncelikle tane sınırlarındaki zayıf bölgeleri normal hale geçirdikten sonra tane içine girerek süperiletkenliği bozar (Palstra vd., 1988). Bu örnekte diğer örneklere oranla taneler arası etkileşmenin zayıf olduğu ve dolayısıyla tane sınırlarında bir miktar yabancı fazların bulunduğu söylenebilir. Şekil 3.7’de de Y1050-0 örneğinin diğer örneklere göre uygulanan manyetik alandan daha az etkilendiği görülmektedir. Optik fotoğraflara bakıldığında Y1050-1 örneğinin tane büyüklüğü daha büyük olmasına rağmen (Şekil 3.5) direnç ölçümlerinin aynı oranda iyi olmadığı görülmektedir. Bunun nedeninin, örneklerden kesilerek kullanılan parçanın tane sınırlarına denk gelmiş olabileceği düşünülmektedir.

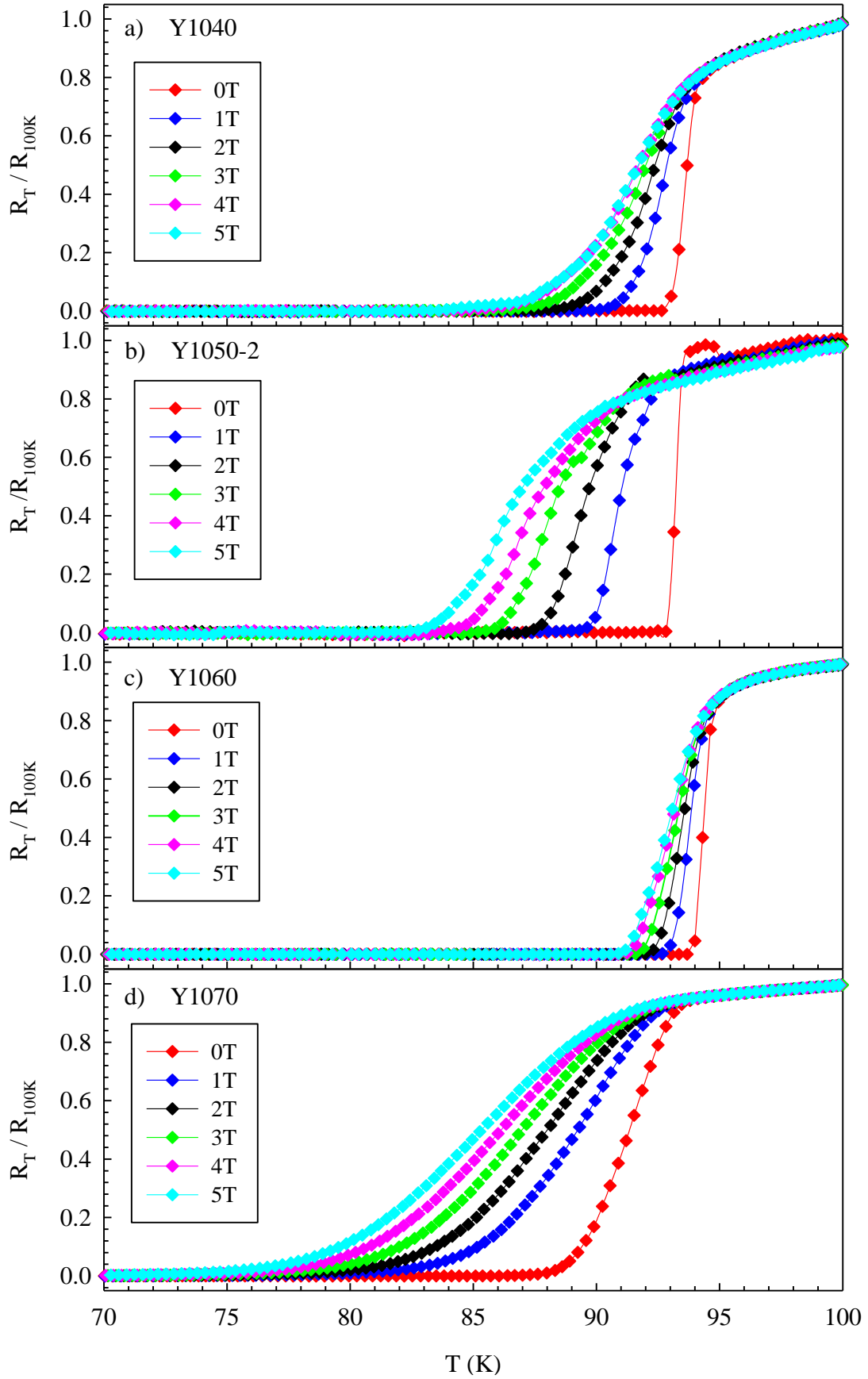
Tablo 3.1. Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin 0, 1, 2, 3, 4 ve 5T manyetik alan altındaki $T_{c, \text{başlangıç}}$, $T_{c, \text{sıfır}}$ ve ΔT değerleri

		0T	1T	2T	3T	4T	5T
Y1050-0	$T_{c, \text{başlangıç}}$ (K)	94,5	94,2	94,2	94	94	93,8
	$T_{c, \text{sıfır}}$ (K)	93,6	91,7	90,6	89,8	88,8	88,9
	ΔT (K)	0,9	2,5	3,6	4,2	5,2	5,3
Y1050-1	$T_{c, \text{başlangıç}}$ (K)	93,8	93,4	93,3	93,1	92,9	92,6
	$T_{c, \text{sıfır}}$ (K)	91,6	88,7	86,9	85,8	84,7	83,7
	ΔT (K)	2,2	4,7	6,4	7,3	8,2	8,9
Y1050-2	$T_{c, \text{başlangıç}}$ (K)	93,5	93	91,6	91,4	91,1	90,7
	$T_{c, \text{sıfır}}$ (K)	92,9	89,7	87,5	85,9	83,6	82,8
	ΔT (K)	0,6	3,3	4,1	5,5	7,5	7,9



Şekil 3.7. a) Y1050-0, b) Y1050-1 ve c) Y1050-2 örneklerinin 0, 1, 2, 3, 4 ve 5T manyetik alan altındaki direnç – sıcaklık eğrileri

Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin direnç-sıcaklık eğrileri Şekil 3.8'de görülmektedir. Örnekler, Y_2O_3 tozundan yapılmış yaklaşık 1 mm kalınlıklı tablet üzerine yerleştirilerek üretildi. Y1070 örneği hariç diğer örnekler keskin bir süperiletkenliğe geçiş aralığına sahiptir. Y1070 örneğinde ise geçişler oldukça geniş aralıktır ve uygulanan manyetik alan arttırıldıkça örneğin yapısında bozulmanın daha da arttığı görülmektedir. Bu sonuçtan örneğin süperiletkenlik yapısının iyi olmadığı sonucuna varılabilir. Optik fotoğraflar da bu sonucu doğrulamaktadır (Şekil 3.6(d)). Bu örnekler içerisinde en yüksek süperiletkenliğe geçiş sıcaklığına (0T manyetik alanda 94.9K) ise Y1060 örneği sahiptir (Tablo 3.2). Şekil 3.7 (c)'de de görüldüğü gibi bu örneğin manyetik alandan etkilenişi de oldukça azdır. Şekil 3.6 için belirtildiği gibi süperiletkenliğe geçiş aralığı burada geniş gibi görünse de diğer çalışmalardaki aralıklarla karşılaştırıldığında oldukça dardır. Bu şekilden, büyük taneli ve aralarındaki teması çok iyi olan bir süperiletken tabletin üretimi için Y1060 örneğinin ısı şemasının uygun olacağı görülmektedir. Çıplak gözle yapılan incelemeler sonucunda da Y_2O_3 tozu serpererek yapılacak olan örnek üretiminin daha başarılı olacağı düşünülmektedir. Ayrıca Şekil 3.7 ve 3.8'deki örneklerin mikro yapıları farklı olduğu için uygulanan oksijen verme işlemi bazı örnekler için yetersiz olabilir. Çünkü Y1050-1 örneğine çıplak gözle bakıldığında yaklaşık 8 mm civarında tek taneye sahiptir. Bu nedenle yeterli oksijenleme süresinin de diğer örneklerinkinden fazla olması gerektiği açıktır (Zheng vd., 2003; Diko vd., 2008). Tek kristal Y123 örnekleri için 24 saatlik bir oksijen tavlama yerine hem 200 saat gibi uzun bir süre hem de basınç altında oksijen tavlama gerekmektedir (Zheng vd., 2003). Çünkü eritme yöntemiyle üretilmiş Y123 örneklerinin yoğunlukları diğer yöntemlerle üretilen örneklere göre daha fazladır ve bu kristaller %100 yoğun olarak kabul edilmektedir. Malzemenin yüzeyine yakın bölgedeki taneler yeteri kadar oksijen alarak ortorombik yapıya dönüşürken, iç bölgedeki taneler yeteri kadar oksijen alamayacağından tetragonal yapıda bulunabilir (Feng vd., 1996). Ayrıca örneğe oksijen verildiğinde süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı ve kritik akım yoğunluğu gibi süperiletkenin fiziksel özellikleri artmaktadır (Chikumuta vd., 1997). Oksijen eksikliğinin Y123 malzemesinde sabitleştirmeyi ve yoğunlaşma enerjisini azalttığı, bunun sonucu olarak kritik akım yoğunluğunun ve girdapların (vortex) sabitleşmesinin azaldığı bilinmektedir (Theuss vd., 1991; Ossandon vd., 1992; Sandiumenge vd., 1997).



Şekil 3.8. a) Y1040, b) Y1050-2, c) Y1060 ve d) Y1070 örnekleri için 0, 1, 2, 3, 4 ve 5T manyetik alan altındaki direnç – sıcaklık eğrileri

Tablo 3.2. Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin 0, 1, 2, 3, 4 ve 5T manyetik alan altındaki $T_{c, \text{başlangıç}}$, $T_{c, \text{sıfır}}$ ve ΔT değerleri

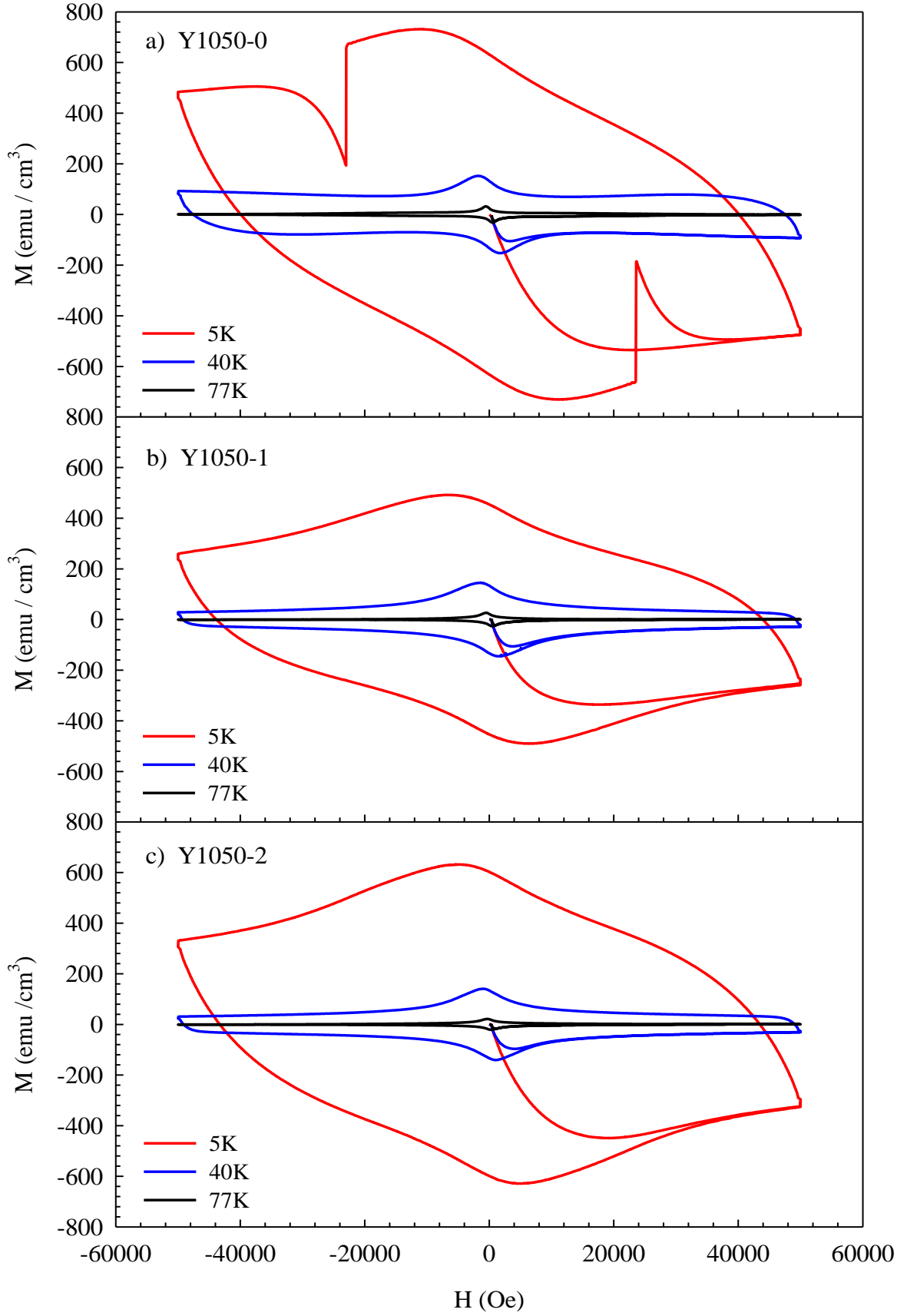
		0T	1T	2T	3T	4T	5T
Y1040	$T_{c, \text{başlangıç}}$ (K)	94,3	94,3	93,9	93,8	93,8	93,7
	$T_{c, \text{sıfır}}$ (K)	92,7	90,5	89	87,5	86,5	86,5
	ΔT (K)	1,6	3,8	4,9	6,3	7,3	7,2
Y1050-2	$T_{c, \text{başlangıç}}$ (K)	93,5	93	91,6	91,4	91,1	90,7
	$T_{c, \text{sıfır}}$ (K)	92,9	89,7	87,5	85,9	83,6	82,8
	ΔT (K)	0,6	3,3	4,1	5,5	7,5	7,9
Y1060	$T_{c, \text{başlangıç}}$ (K)	94,9	94,9	94,8	94,8	94,8	94,4
	$T_{c, \text{sıfır}}$ (K)	93,7	92,7	92	91,6	91,2	90,9
	ΔT (K)	1,2	2,2	2,8	3,2	3,6	3,5
Y1070	$T_{c, \text{başlangıç}}$ (K)	93,8	93,5	93,2	92,9	92,2	91,7
	$T_{c, \text{sıfır}}$ (K)	88	82,9	81	79,4	78,6	77,3
	ΔT (K)	5,8	10,6	12,2	13,5	13,6	14,4

3.3.2. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümü

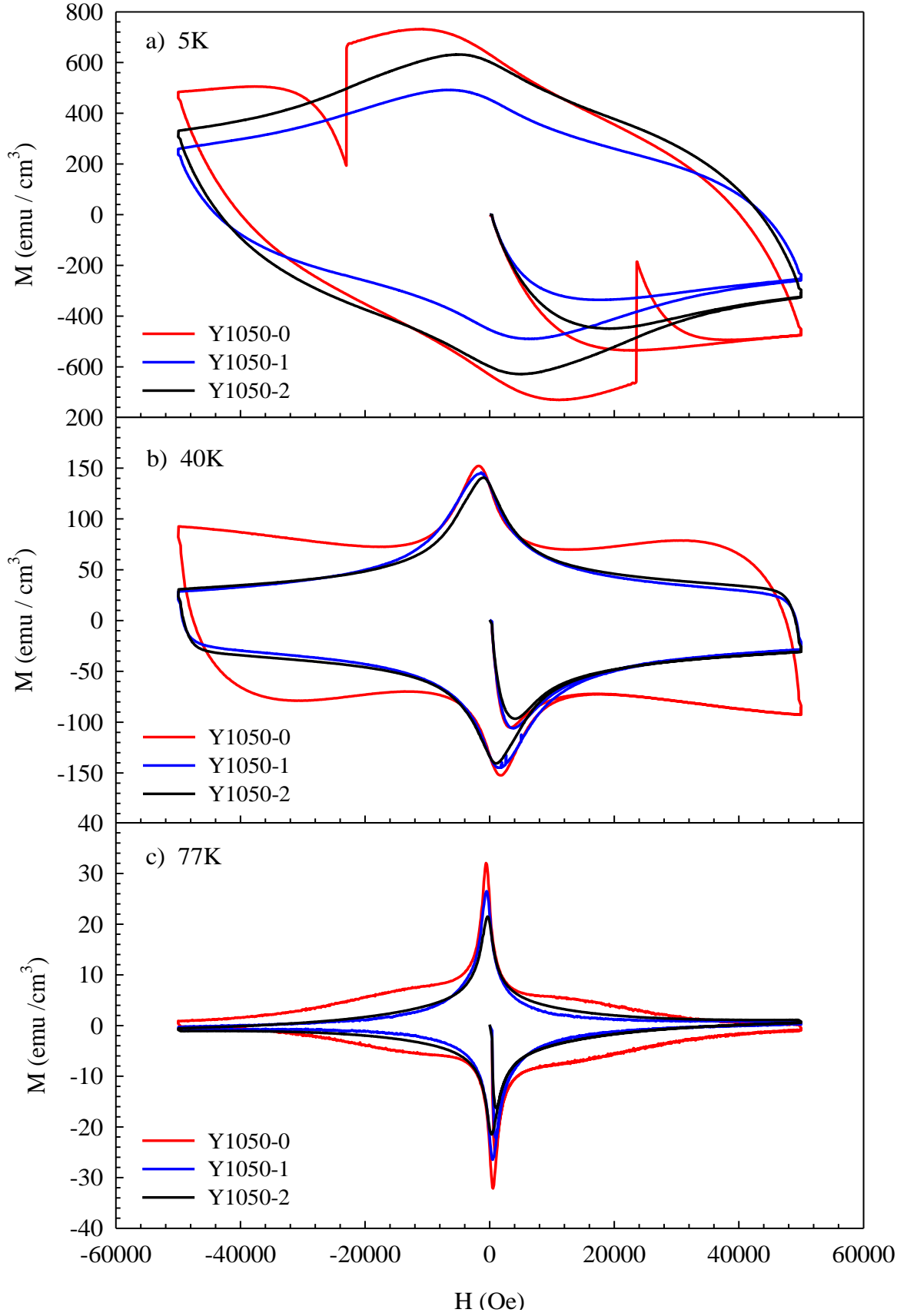
Üretilen örneklerin manyetizasyon (M-H) ölçümleri 5, 40 ve 77K sabit sıcaklıklarda, 200 Oe/s süpürme hızında ve -5T ile +5T arasında (5 kuadrant) manyetik alan uygulanarak yapıldı. Her ölçüm öncesinde örnekler, hapsedilen alanın sıfırlanması için 100K'e kadar ısıtıldıktan sonra alan uygulamaksızın (ZFC), ilgili sıcaklık değerlerine soğutuldu. Bu sıcaklıklarda, örnekler 0,05 K hassasiyetinde dengeye getirildikten sonra manyetizasyon ölçümleri yapıldı. Ölçümlerin her aşamasında manyetik alan 5 mT/sn hızla değiştirildi. Manyetik alan c eksenine (presleme yüzeyine dik doğrultuda) paralel olarak uygulandı.

Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin değişik sıcaklıklardaki manyetizasyon eğrileri Şekil 3.9'da, aynı sıcaklıklardaki manyetizasyon eğrileri de Şekil 3.10'da görülmektedir. M-H ilmeklerinde belirli bir manyetik alan değerine kadar ΔM değerinde artma ve belli bir tepe değerinden sonra artan manyetik alanla ΔM 'de düşme görülmeyle, yuvarlak bir davranış göstermişlerdir. Buradan da ölçümü yapılan örneklerin neredeyse tek taneye sahip olduğu söylenebilir. Şekil 3.9'da örneklerin ΔM

değerlerinin azalan sıcaklıkla arttığı görülmektedir. Ayrıca Şekil 3.9(a)'daki Y-1050-0 örneğinin 5K'deki manyetizasyon eğrisinde akı boşalması (flux jumping) olarak adlandırılan bir testere dişi görüntüsü bulunmaktadır. Düşük sıcaklıklarda manyetik difüzyon hızının ısısal difüzyon hızından daha hızlı olması ve manyetik akının aniden hareketiyle akı boşalması oluşmaktadır (Perner vd., 2004; Dancer vd., 2009). Akı boşalmasının varlığı ölçüm sırasındaki manyetik alanın süpürme hızı ile ilgili olduğu, süpürme hızının yüksek olduğu durumlarda daha fazla testere dişi görüntüsü ile karşılaşılacağı bilinmektedir (Yanmaz vd., 2009). Ayrıca akı boşalması manyetik dayanıksızlığı işaret ettiği için süperiletkenlerin çok düşük sıcaklık teknolojik uygulamaları için ciddi bir sorun oluşturacağı düşünülmektedir (Xing vd., 2000; Perner vd., 2004). Fakat bu örneklerin şimdilerde teknolojideki kullanım sıcaklığının 77 K olmasından dolayı kısa vadede uygulamada büyük bir problem oluşturmayacaktır. Şekil 3.10'a bakıldığında ise bu örneğin diğerlerinden farklı bir manyetik davranış sergilediği görülmektedir. Bu örneğe çıplak gözle bakıldığında birçok taneden oluştuğu, taneler arasında boşlukların ve kirli fazın bulunduğu görülmektedir. Bu durum Şekil 3.5(a)'da görülen optik fotoğraflarla da desteklenmektedir. Ayrıca üst yüzey temizlenerek alınan XRD ölçümleri bu örnek için yapılamamış ve XRD ölçümü ara bölgeden alınan örnek için yapılmıştır (Şekil 3.3(a)). Ayrıca Y_2O_3 tabaka üzerinde üretilmiş olan $YBa_2Cu_3O_{7-y}$ ince filminin c-yönünde yönlendiği ve tane düzenlenişinin iyi olduğu bilinmektedir (Hasegawa vd., 2000). Pota içerisindeki Y_2O_3 tabakasının da sıvı fazın fırın içerisine yayılmasını ve örneğin bu sıvı faz içerisinde büyümesini sağladığı bilinmektedir (Chaud vd., 2000). Bu nedenle Y_2O_3 tabakalı Y123 üretiminde daha yüksek süperiletkenlik özelliklerinin olacağı açıkça görülmektedir.

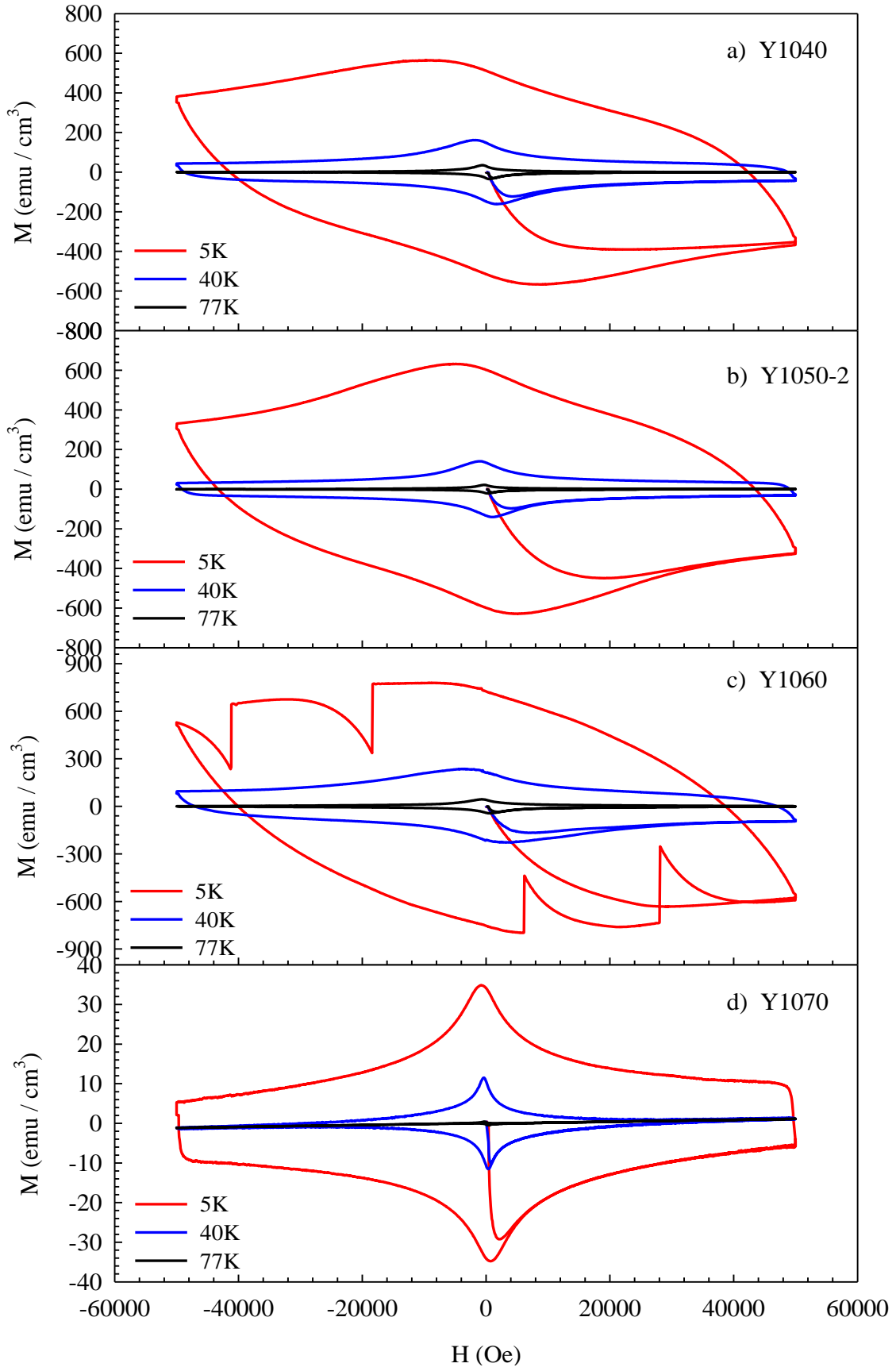


Şekil 3.9. a) Y1050-0, b) Y1050-1 ve c) Y1050-2 örneklerinin 5, 40 ve 77 K'deki manyetizasyon eğrileri

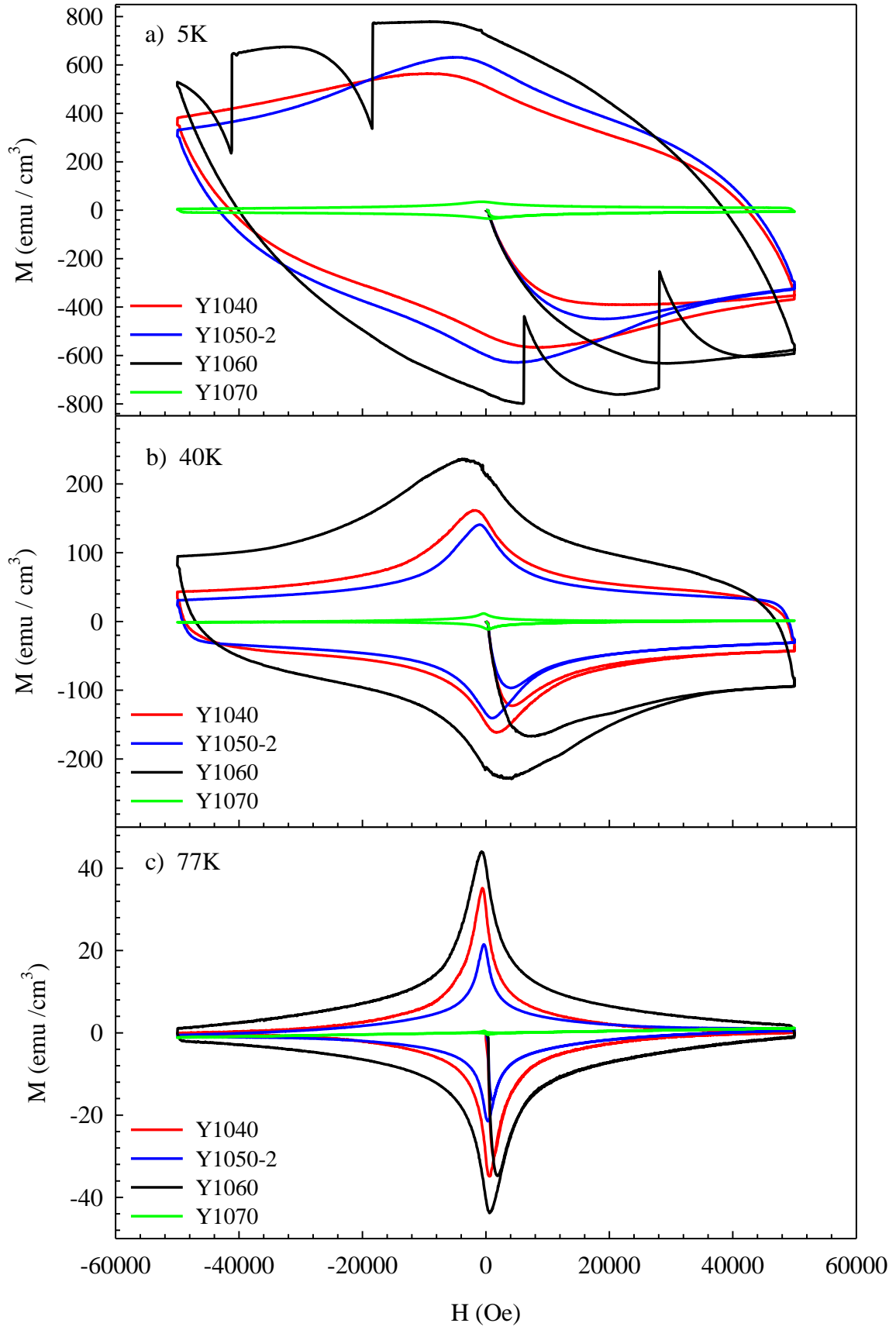


Şekil 3.10. Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin a) 5 K, b) 40 K ve c) 77 K'deki manyetizasyon eğrileri

Şekil 3.11 ve 3.12 üretiminde Y_2O_3 tableti kullanılan Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örnekleri için manyetizasyon eğrilerini göstermektedir. Bu örnekler arasından Y1060 örneği en yüksek ΔM değerine sahiptir. Bu örneğin diğerlerine göre daha kaliteli olduğu sonucunu ayrıca Şekil 3.8 de desteklemektedir. Y1060 örneğinin 5K'de yapılan manyetizasyon ölçümlerinde akı boşalması (flux jumping) olayı gözlenmiştir. Üstelik Y1050-0 (Şekil 3.9 ve 3.10) ile karşılaştırıldığında bu örnek için testere dişi sayısı daha fazladır. Y1070 örneğinin manyetizasyon eğrisine bakıldığında (Şekil 3.11(d)) diğer örneklerin aksine belirli bir manyetik alan değerine kadar ΔM değerinde artma ve belli bir tepe değerinden sonra artan manyetik alanla ΔM değerinde düşme görüldü. Buradan da ölçüm yapılan bu örneğin küçük taneli yapıya sahip olduğu söylenebilir. Ayrıca bu örneğin manyetizasyon eğrisi diğer örneklerinkine göre daha dardır. Y1070 örneğinin optik fotoğrafları (Şekil 3.6(d)) da bu sonucu doğrulamaktadır. Şekil 3.9 ve 3.10'a bakıldığında süperiletkenlik özellikler açısından Y1040 örneğinin de kötü bir örnek olmadığı görülmektedir. Fakat bu örneğin mikro yapı incelemeleri iyi sonuç vermemektedir (Şekil 3.6). Bunun nedenin bütünden kesilen parçanın tek taneye denk geldiği düşünülmektedir. 77 K de ve 1T manyetik alan altında diğer eritme yöntemi YBCO örneklerinde balık kuyruğu (fish tail) etkisi görülmesine rağmen üretilen örneklerde balık kuyruğu etkisi ya da pik etkisi gözlenmemiştir. Bu durumla ilgili birkaç mekanizma geliştirilmiştir. Yapılan çalışmalarda pik etkisini oksijen boşluğu bölgelerinde indüklenen akı çivilemesine atfedildi. Manyetik alan artırıldıkça oksijen boşluğu olan bölgeler etkin çivileme merkezlerine dönüştükleri için bu bölgelerde süperiletkenlik bastırılmış olur (Feng vd., 1996). Direnç sıcaklık eğrilerinden görüldüğü gibi manyetizasyon eğrilerinden de büyük taneli ve aralarındaki teması çok iyi olan bir süperiletken tabletin üretimi için Y1060 örneğinin ısı şemasının uygun olacağı açıktır. Yapılan incelemeler sonucunda da Y_2O_3 tozu serpererek yapılacak olan örnek üretiminin daha başarılı olacağı düşünülmektedir.

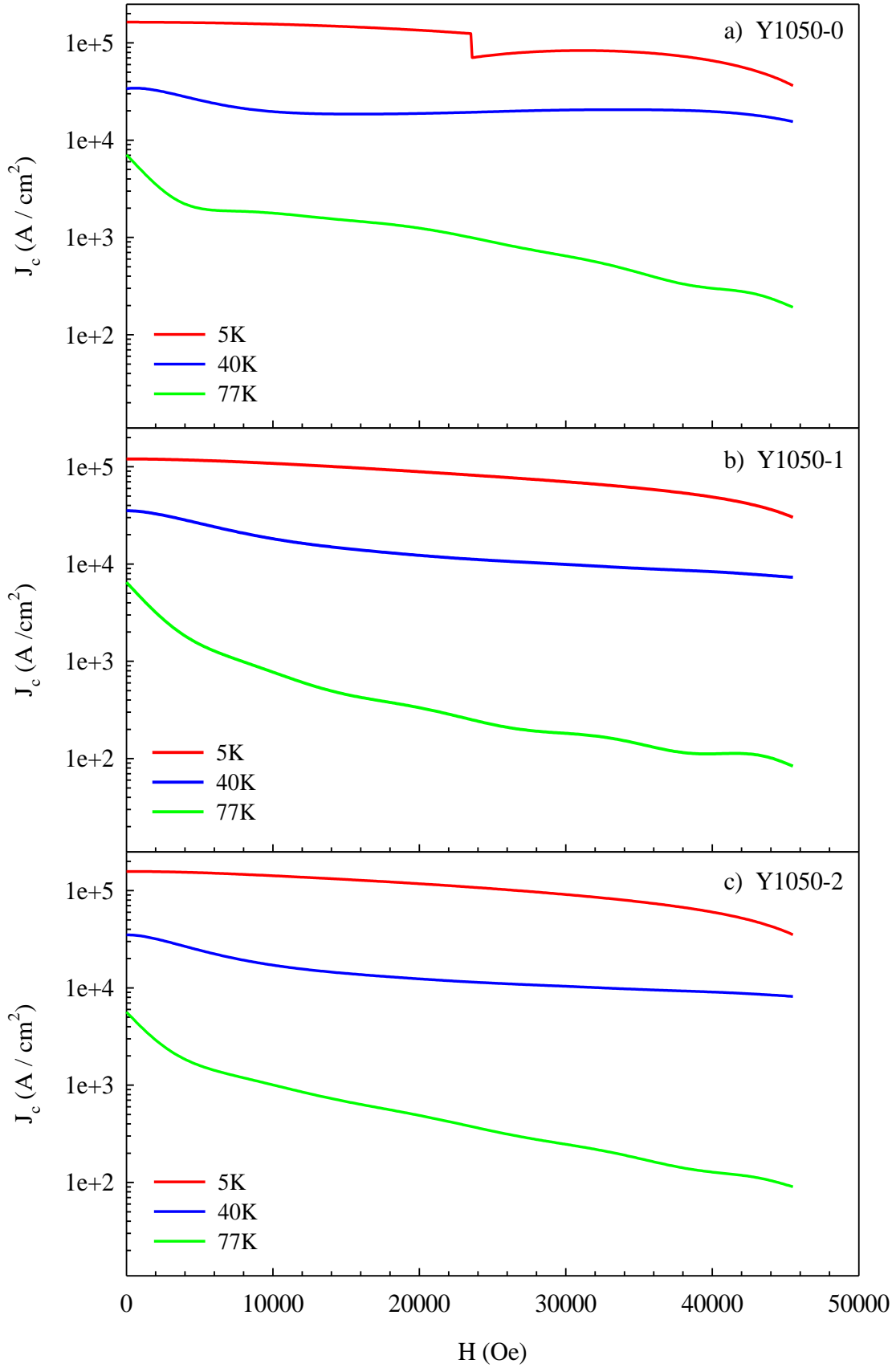


Şekil 3.11. a) Y1040, b) Y1050-2, c) Y1060 ve d) Y1070 örneklerinin 5, 40 ve 77 K'deki manyetizasyon eğrileri

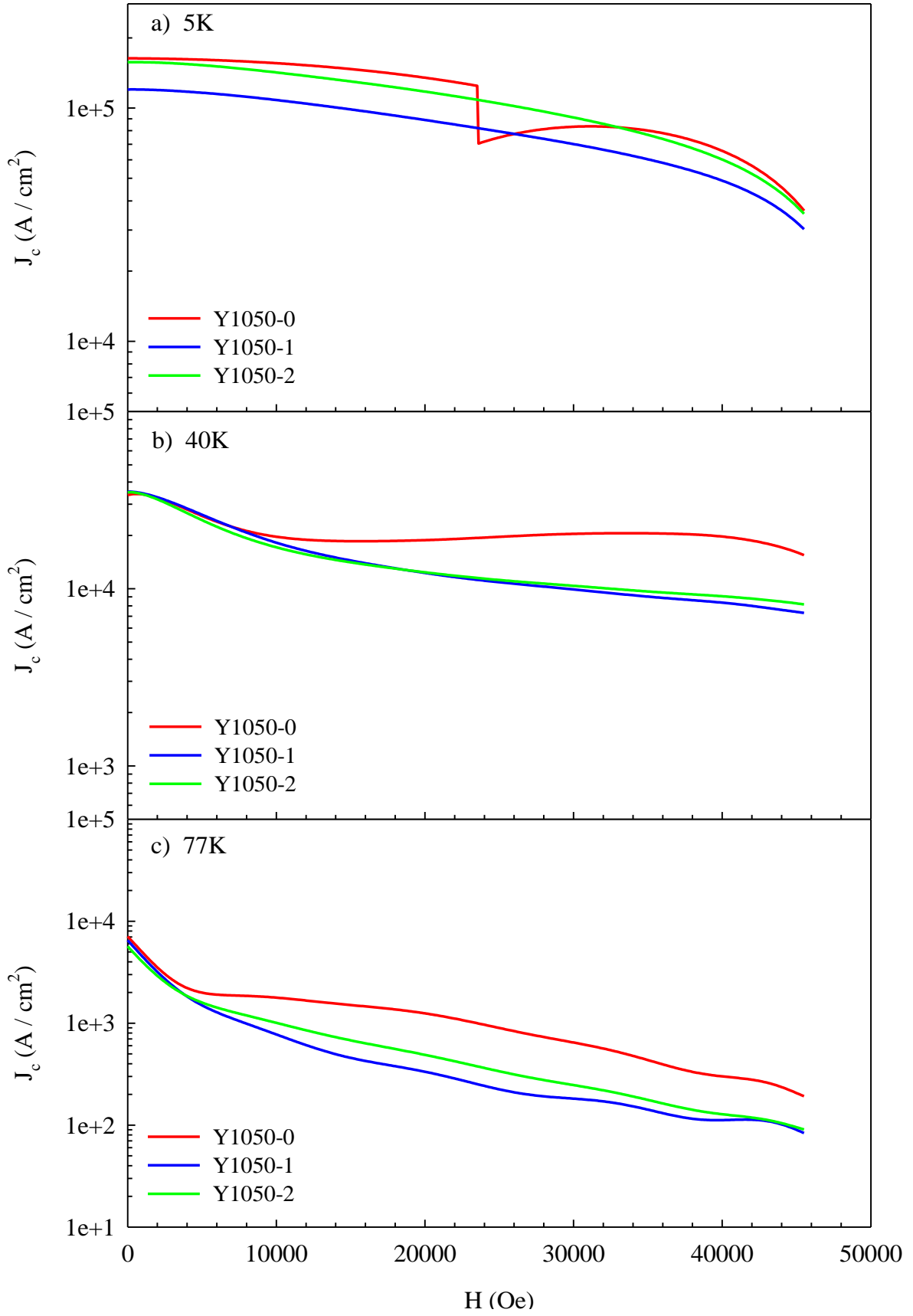


Şekil 3.12. Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin a) 5 K, b) 40 K ve c) 77 K'deki manyetizasyon eğrileri

Şekil 3.13'te, Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimi, Şekil 3.14'te de aynı sıcaklıklardaki kritik akım yoğunlukları görülmektedir. Tüm eğrilerde bilindiği üzere sabit sıcaklıkta uygulanan manyetik alan arttıkça kritik akım yoğunluğunda azalma meydana gelmektedir. Çünkü belli değerin üzerindeki manyetik alanlarda taneler arası etkileşim azalmakta ve böylece kritik akım yoğunluğu azalmaktadır. Fakat artan manyetik alanla kritik akım yoğunluğundaki bu azalma diğer araştırma gruplarının (Seiki vd., 2004; Shlyk vd., 2004) örneklerindeki azalmadan çok küçüktür. 77 K'de 5T manyetik alanda bile kritik akım yoğunluğu sıfıra düşmemiştir. Ayrıca bu örneklerde, küçük şiddetteki manyetik alanın taneler arası etkileşimi arttırdığı durum olan düşük manyetik alanlarda alan artarken kritik akım yoğunluğunda belirli bir değere kadar artma görülmemektedir (Tablo 3.3). Böylece ölçüm yapılan örnek parçalarında taneli bir yapı olmadığı sonucuna varılmaktadır. Y1050-1 örneğinin tane büyüklüğü diğerlerine göre daha büyük olmasına rağmen kritik akım yoğunluklarında belirgin bir farklılık görülmemiştir. Kritik akım yoğunluğunun artışı tane büyümesiyle bağlantılıdır. Bu bağlantının açıklanmasında bir olası mekanizma büyük taneli örnek yapısı içindeki oksijen boşluklarıdır (Yamada vd., 2006). Bu nedenle büyük taneli Y1050-1 örneği için uygulanan 24 saatlik oksijenlenme süresinin yetersiz olduğu düşünülmektedir. Çünkü tek kristal YBCO kristali için yaklaşık olarak 200 saatlik bir oksijenlenme süresinin gerektiği bilinmektedir (Zheng vd., 2003). Ayrıca süperiletken olmayan 211 çökeltilerinin düzgün olarak dağılması yüksek kritik akım yoğunluğunun oluşmasına sebeptir (Murakami, 1992). Ölçümü yapılan örnek parçalarındaki 211 çökeltilerinin dağılımı da kritik akım yoğunluğunda önemli bir parametredir. Y1050-0 örneğinin kritik akım yoğunluğu eğrisine bakıldığında genellikle REBCO örneklerinde görülen ve iyon yarıçapları birbirine yakın olan RE^{+3} - Ba^{+2} iyonlarının yer değiştirmesinden kaynaklanan pik etkisi gözlemlendi (Şekil 3.14(b)) (Murakami vd., 1996). Ayrıca Zn katkılı YBCO süperiletkenlerde de pik etkisi gözlenmiştir (Krabbes vd., 2000). Bununla birlikte, Jiao vd. (2003) ağırlıkça % 0,2 Pt katkılı MTG YBCO örneklerinin manyetizasyon eğrilerinde pik etkisi gördü. Buradan pik etkisinin ikinci faz parçacıklarının dağılımları kadar süperiletken geçiş genişliğinin çok olmasından dolayı süperiletkenliğin zayıf olduğu bölgelerde indüklenen alandan kaynaklandığı ileri sürüldü (Jiao vd., 2003).



Şekil 3.13. a) Y1050-0, b) Y1050-1 ve c) Y1050-2 örneklerinin 5, 40 ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu – manyetik alan eğrileri

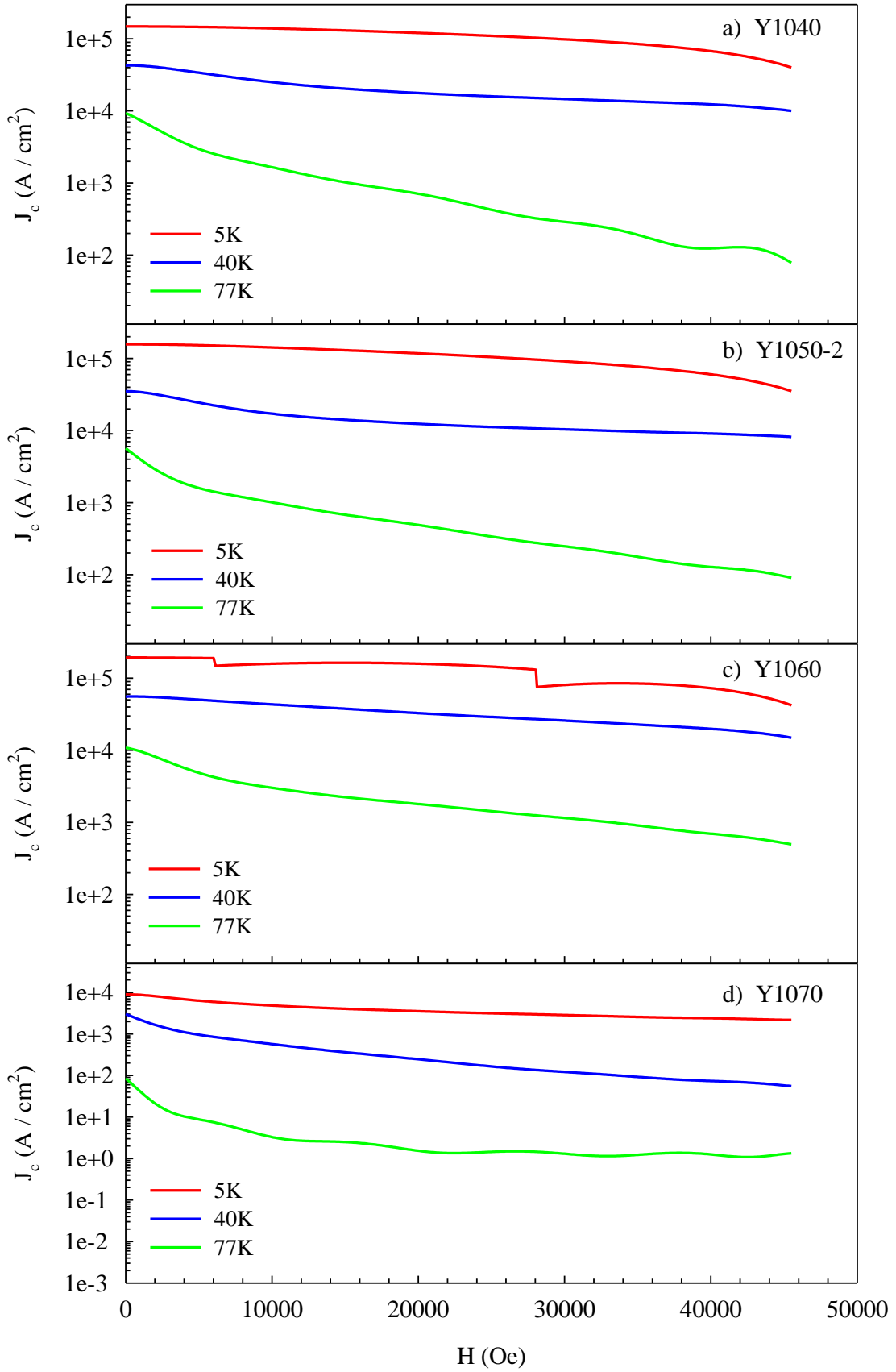


Şekil 3.14. Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin a) 5 K, b) 40 K ve c) 77 K'deki kritik akım yoğunluğu – manyetik alan eğrileri

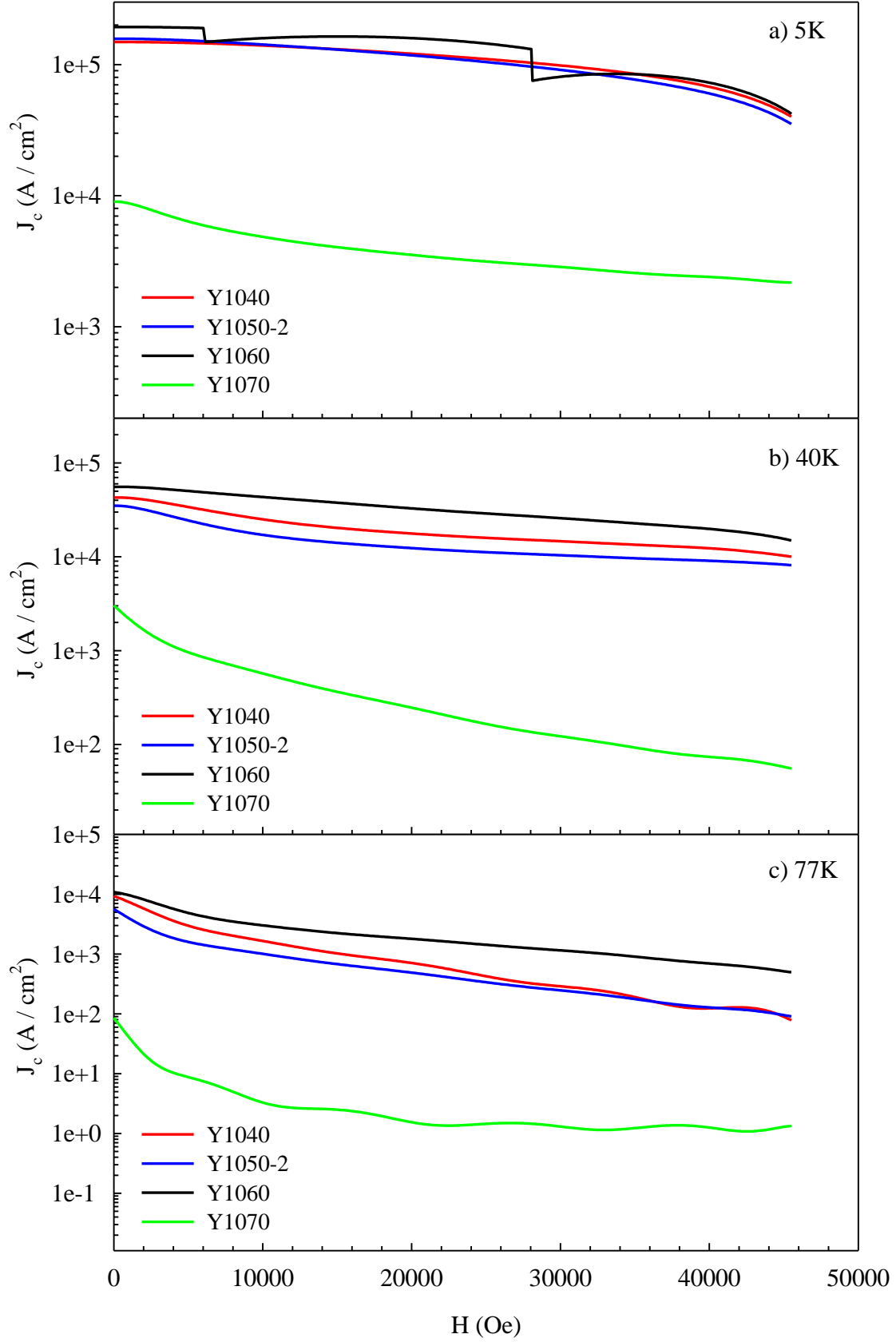
Tablo 3.3. Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinin 0, 1, 2, 3 ve 4T manyetik alan altında ve 5, 40 ve 77K'deki kritik akım yoğunlukları

		0T	1T	2T	3T	4T
Y1050-0	J_c (A/cm ²) (5K)	$1,6 \times 10^5$	$1,5 \times 10^5$	$1,3 \times 10^5$	$8,3 \times 10^4$	$6,6 \times 10^4$
	J_c (A/cm ²) (40K)	$3,4 \times 10^4$	$2,0 \times 10^4$	$1,9 \times 10^4$	$2,0 \times 10^4$	$1,9 \times 10^4$
	J_c (A/cm ²) (77K)	$7,0 \times 10^3$	$1,8 \times 10^3$	$1,2 \times 10^3$	$0,6 \times 10^3$	$0,3 \times 10^3$
Y1050-1	J_c (A/cm ²) (5K)	$1,2 \times 10^5$	$1,0 \times 10^5$	$8,9 \times 10^4$	$7,0 \times 10^4$	$4,9 \times 10^4$
	J_c (A/cm ²) (40K)	$3,5 \times 10^4$	$1,8 \times 10^4$	$1,2 \times 10^4$	$1,0 \times 10^4$	$8,3 \times 10^3$
	J_c (A/cm ²) (77K)	$6,5 \times 10^3$	$0,7 \times 10^3$	$0,3 \times 10^3$	$0,2 \times 10^3$	$0,1 \times 10^3$
Y1050-2	J_c (A/cm ²) (5K)	$1,6 \times 10^5$	$1,4 \times 10^5$	$1,2 \times 10^5$	$9,1 \times 10^4$	$6,0 \times 10^4$
	J_c (A/cm ²) (40K)	$3,5 \times 10^4$	$1,7 \times 10^4$	$1,2 \times 10^4$	$1,0 \times 10^4$	$9,0 \times 10^3$
	J_c (A/cm ²) (77K)	$5,6 \times 10^3$	$1,0 \times 10^3$	$0,5 \times 10^3$	$0,3 \times 10^3$	$0,1 \times 10^3$

Şekil 3.15 ve 3.16 üretiminde Y₂O₃ tableti kullanılan Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimlerini göstermektedir. Y1050-0, Y1050-1 ve Y1050-2 örneklerinde olduğu gibi bu örneklerde de sabit sıcaklıkta artan manyetik alanla kritik akım yoğunluğunda azalma meydana gelmektedir. Ayrıca bu örneklerde de, küçük şiddetteki manyetik alanın taneler arası etkileşimi arttırdığı durum olan düşük manyetik alanlarda alan artarken kritik akım yoğunluğunda belirli bir değere kadar artma görülmemektedir. Bunun yanında, Y1040, Y1050-2 ve Y1060 örneklerinin kritik akım yoğunluklarında çok büyük bir farklılık görülmemektedir. Optik fotoğraflar, direnç sıcaklık eğrileri ve manyetizasyon eğrilerinde de görüldüğü gibi Y1070 örneğinin kritik akım yoğunluğu diğer örneklerden çok küçüktür. Yine de bu örneğin kalitesi diğer araştırma gruplarının (Seiki vd., 2004; Shlyk vd., 2004) örnekleri seviyesindedir.



Şekil 3.15. a) Y1040, b) Y1050-2, c) Y1060 ve d) Y1070 örneklerinin 5, 40 ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu – manyetik alan eğrileri



Şekil 3.16. Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin a) 5 K, b) 40 K ve c) 77 K'deki kritik akım yoğunluğu – manyetik alan eğrileri

Tablo 3.4. Y1040, Y1050-2, Y1060 ve Y1070 örneklerinin 0, 1, 2, 3 ve 4T manyetik alan altında ve 5, 40 ve 77K'deki kritik akım yoğunlukları

		0T	1T	2T	3T	4T
Y1040	J_c (A/cm ²) (5K)	$1,5 \times 10^5$	$1,4 \times 10^5$	$1,2 \times 10^5$	$9,8 \times 10^4$	$6,8 \times 10^4$
	J_c (A/cm ²) (40K)	$4,3 \times 10^4$	$2,5 \times 10^4$	$1,8 \times 10^4$	$1,5 \times 10^4$	$1,2 \times 10^4$
	J_c (A/cm ²) (77K)	$9,3 \times 10^3$	$1,7 \times 10^3$	$0,7 \times 10^3$	$0,3 \times 10^3$	$0,1 \times 10^3$
Y1050-2	J_c (A/cm ²) (5K)	$1,6 \times 10^5$	$1,4 \times 10^5$	$1,2 \times 10^5$	$9,1 \times 10^4$	$6,0 \times 10^4$
	J_c (A/cm ²) (40K)	$3,5 \times 10^4$	$1,7 \times 10^4$	$1,2 \times 10^4$	$1,0 \times 10^4$	$9,0 \times 10^3$
	J_c (A/cm ²) (77K)	$5,6 \times 10^3$	$1,0 \times 10^3$	$0,5 \times 10^3$	$0,3 \times 10^3$	$0,1 \times 10^3$
Y1060	J_c (A/cm ²) (5K)	$1,9 \times 10^5$	$1,6 \times 10^5$	$1,6 \times 10^5$	$8,0 \times 10^4$	$7,3 \times 10^4$
	J_c (A/cm ²) (40K)	$5,6 \times 10^4$	$4,3 \times 10^4$	$3,3 \times 10^4$	$2,6 \times 10^4$	$2,0 \times 10^4$
	J_c (A/cm ²) (77K)	$1,0 \times 10^4$	$3,0 \times 10^3$	$1,8 \times 10^3$	$1,1 \times 10^3$	$0,6 \times 10^3$
Y1070	J_c (A/cm ²) (5K)	$9,0 \times 10^3$	$4,9 \times 10^3$	$3,5 \times 10^3$	$2,8 \times 10^3$	$2,4 \times 10^3$
	J_c (A/cm ²) (40K)	$3,0 \times 10^3$	$0,6 \times 10^3$	$0,3 \times 10^3$	$0,1 \times 10^3$	$0,7 \times 10^2$
	J_c (A/cm ²) (77K)	$0,9 \times 10^2$	$0,3 \times 10$	$0,2 \times 10$	$0,1 \times 10$	$0,1 \times 10$

4. SONUÇLAR

Yapılan çalışmada ortaya çıkan sonuçlar aşağıdaki gibidir:

1. Eritme-Toz-Eritme-Büyütme [Melt-Powder-Melt-Growth (MPMG)] yöntemi tek kristal YBCO üretiminde etkili bir yöntemdir.
2. Büyük tane üretiminde yavaş soğuma hızı önemli bir parametredir. Genellikle Y123 kristalinin büyüme hızı çok düşük olduğu için 0,2-1°C/h hızında bir soğuma oranı kullanılmalıdır.
3. Kristal büyütmede kullanılacak en uygun sıcaklık 1050-1060°C civarındadır ve sıcaklık yükseldikçe yapı bozulmaya başlar.
4. Y₂O₃ tabakası sıvı fazın fırın içerisine yayılmasını önler ve örneğin bu sıvı faz içerisinde büyümesini destekler. Bu nedenle aralarındaki teması çok iyi olan büyük taneli bir süperiletken üretimi için Y₂O₃ tabakası Y123 üretiminde kullanılmalıdır.
5. Oksijenleme YBCO ailesi için geçiş sıcaklığının arttırılmasında ve geçiş aralığının arttırılmasında etkili bir yöntemdir. Fakat tek kristal Y123 örnekleri için 24 saatlik bir oksijen tavlama yeterli değildir.
6. Ölçümü yapılan örnek parçalarındaki 211 çökeltilerinin dağılımı da kritik akım yoğunluğunda önemli bir parametredir.
7. Üstün yapısal ve fiziksel özelliklere sahip Y123 süperiletkeni üretilmesi için örnek Y₂O₃ tozu üzerine yerleştirilmeli, üretim sıcaklığı ise 1050 – 1060 °C civarında seçilmelidir.

5. ÖNERİLER

1. Manyetik özelliklerinin yüksek çıkması beklenirken diğer örneklere göre daha düşük çıkan Y1050-1 örneğinin değişik bir yerinden kesilen örneğin ölçümlerinin alınmasının sonuçları değiştireceği düşünülmektedir.
2. Manyetizasyon ölçümlerinde uygulanan manyetik alanın süpürme hızı azaltılarak akı boşalması önenebilir. Ayrıca akı boşalmasının önlenmesi YBCO malzemesine Nd elementinin katılanmasıyla giderilebilir.
3. Oksijenlenme tek kristal YBCO üretiminde önemli olduğu için örnekler için 24 saatlik bir oksijen tavlama yerine hem 200 saat gibi uzun bir süre hem de basınç altında oksijen tavlama gerekmektedir.
4. Manyetizasyon eğrilerinden de büyük taneli ve aralarındaki teması çok iyi olan bir süperiletken tabletin üretimi için Y1060 örneğinin ısı şemasının uygun olacağı açıktır. Yapılan incelemeler sonucunda da Y_2O_3 tozu serpererek yapılacak olan örnek üretiminin daha başarılı olacağı düşünülmektedir. Bu nedenle Y_2O_3 tozu kullanılarak Y1060 örneği üretilmelidir.

5. KAYNAKLAR

- Balaev, D. A., Dubrovskiy, A. A., Popkov, S. I., Shaykhutdinov, K. A. ve Petrov, M. I., 2008. Magnetic Field Dependence of Intergrain Pinning Potential in Bulk Granular Composites YBCO + CuO Demonstrating Large Magneto-Resistive Effect, J Supercond Nov Magn., 21, 243-247.
- Bardeen, J., Cooper, L. N. ve Schrieffer, J. R., 1957. Microscopic Theory of Superconductivity, Physical Review, 18, 162-164.
- Bean, C. P., 1962. Magnetization of Hard Superconductors. Phys. Rev. Lett., 8, 6, 250-253.
- Bednorz, J. G. ve Müller, K. A., 1986. Possible High T_c Superconductivity in the La-Ba-Cu-O System, Z. Phys. B-Condensed Matter, 64, 189-193.
- Campbell, A. M. ve Cardwell, D. A., 1997. Bulk High Temperature Superconductors for Magnet Applications, Cryogenics, 31, 561-575.
- Chaud, X., Isfort, D., Beaugnon, E. ve Tournier, R., 2000. Isothermal Growth of Large YBa₂Cu₃O_{7-x} Single Domains up to 93 mm, Physica C, 341-348, 2413-2416.
- Chikumoto, N., Ozawa, S., Yoo, S. I., Hayashi, N. ve Murakami, M., 1997. Effects of Oxygen Content on the Superconducting Properties of Melt-Textured LRE123 Superconductors, Physica C, 278, 187-191.
- Dancer, C. E. J., Prabhakaran, D., Baçoğlu, M., Yanmaz, E., Yan, H., Reece, M., Todd, R. I. ve Grovenor, C. R. M., 2009. Fabrication and Properties of Dense ex situ Magnesium Diboride Bulk Material Synthesized Using Spark Plasma Sintering, Supercond. Sci. Technol., 22, 095003, 1-7.
- Dew-Hughes, D., 1988 (December). Ceramic Superconductors-Developments and Prospects, Ceramics, 741-745.
- Diko, P., Fuchs, G. and Krabbes, G., 2001. Influence of Silver Addition on Cracking in Melt-Grown YBCO, Physica C, 363, 60-66.
- Diko, P., Chaud, X., Antall, V., Kānuhovál, M., Šefčíková, M. and Kováči, J., 2008. Elimination of Oxygenation Cracks in Top-Seeded Melt-Growth YBCO Superconductors by High Pressure Oxygenation, Supercond. Sci. Technol., 21, 115008-115010.
- Enisz, M., Kristof-Mako, E. ve Oravetz, D., 2007. Phase Transformation in Doped Y-Ba-Cu-O Superconductors Obtained by Different Melt Processing Techniques, Journal of the European Ceramic Society, 27, 1105-1111.
- Feng, Y., Zhou, L., Tholence, J. L., Vallier, J. C., Monceau, P. ve Martinez, G., 1996. A Study of Magnetic Properties in Y₂BaCuO₅ -Deficient Melt-Processed YBCO, Phys. Stat. Sol., 158, 169-177.

- Feng, Y., Wen, J. G., Pradhan, A. K., Koshizuka, N., Zhou, L., Chen, S. K., Wang, K. G. ve Wu, X. Z., 2000. Preparation and Properties of PMP YBCO Bulk with Submicrometre Y_2BaCuO_5 Particles, Supercond. Sci. Technol. 13, 703-708.
- Frangi, F., Higuchi, T., Deguchi, M. ve Murakami M., 1994. The Effects of Different Termal Pretreatments on the Magnetic Properties of YBCO MPMG Samples, Supercond. Sci. Technol., 7, 891-898.
- Ginzburg, V. L. ve Kirznits, D. A., 1982. High Temperature Superconductivity, Consultants Bureau, New York and London.
- Hasegawa, M., Yoshida, Y., Iwata, M., Ishizawa, K., Takai, Y. and Hirabayashi, I., 2000. Effects of Y_2O_3 Layer on the Growth of $YBa_2Cu_3O_{7-y}$ Thin Film by Metal Organic Chemical Vapor Deposition, Physica C, 336, 295-299.
- Iliescu, A. S., Superconducting Joints of Melt Textured $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ Monoliths: Preparation, Microstructure and Critical Currents, PhD Thesis, Universitat Autònoma de Barcelona, Spain, 2005.
- Imagawa, Y., Kakimoto, K. ve Shiohara Y., 1997. Effect of Unidirectional Solidification Rate on J, for Current Lead, Physica C, 280, 245-252.
- Jiao, Y.L., Xiao, L., Ren, H.T., Zheng, M.H. ve Chen, Y.X., 2003. Jc–B Characteristics for Bulk Single Domain YBCO Superconductors, Physica C, 386, 266-270.
- Jorgensen, J. D., Beno, M. A., Hinks, D. G., Soderholm, L., Volin, K. J., Hitterman, Grace, J. D., Schuller, Ivan K., Segre, C. U., Zhang, K. and Kleefisch, M. S., 1987. Oxygen Ordering and the Orthorhombic-to-Tetragonal Phase Transition in $YBa_2Cu_3O_{7-x}$, Physical Review B, 36, 7, 3608-3616.
- Jun, B. H., Han, S. C., Jeong, N. H. ve Kim, C. J., 2007. Effect of the Cooling Rate on the Pore Distribution in Melt-Processed $YBa_2Cu_3O_{7-y}$ Superconductor, Physica C, 463-465, 335-339.
- Kamihara, Y., Watanabe T., Masahiro H. M. ve Hideo H. H., 2008. Iron-Based Layered Superconductor $La[O_{1-x}F_x]FeAs$ ($x = 0.05-0.12$) with $T_c = 26$ K, J. Am. Chem. Soc., 130, 11, 3296-3297.
- Krabbes, G., Fuchs, G., Schätzle, P., Groß, S., Park, J.W., Hardinghaus, F., Stöver, G., Hayn, R., Drechsler, S.-L. ve Fahr, T., 2000. Zn Doping of YBa Cu O in Melt Textured Materials: Peak Effect and High Trapped Fields, Physica C, 330, 181-190.
- Mendoza, E., Puig, T., Varesi, E., Carrillo, A. E., Plain, J. ve Obradors, X., 2000. Critical Current Enhancement in YBCO–Ag Melt-Textured Composites: Influence of Microcrack Density, Physica C, 334, 7-14.
- Michel, C., Hervieu, M., Borel, M. M., Gradlin, A., Deslandes, F., Provost, J. ve Raveau, B., 1987. Superconductivity in the Bi-Sr-Cu-O System, Z. Phys. B-Condensed Matter, 68, 421-423.

- Mohanta, A. ve Behera, D., 2009. Magnetic Field Induced Pinning Effect in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ + BaZrO_3 Superconductor, Presented at International Conference MSM-09 at S.N. Bose National Centre for Basic Sciences, Kolkata, 1-11.
- Monot, I., Higuchi, T., Sakai, N. ve Murakami, M., 1994. Possibility of T_c and J_c Enhancement in 10 % BaSnO_3 -Doped MPMG-Processed YBCO, Supercond. Sci. Technol. 7, 783-786.
- Monot, I., Wang, J., Delamare, M.P., Marinel, S., Hervieu, M., Provost, J. and Desgardin, G., 1997. Influence of the precursor and dopants on the chemistry and the texture formation of melt processed $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ superconductors, Physica C, 282-287, 507-508.
- Murakami, M., 1990. Melt Processing of YBaCuO Superconductors and Critical Currents, Mod. Phys. Lett. B, 4, 163-179.
- Murakami, M., Oyama, T., Fujimoto, H., Gotoh, S., Yamaguchi, K., Shiohara, Y., Koshizuaka, N. ve 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, Supercond. Sci. Technol. 5, 185-203.
- Murakami, M., Sakai, N., Higuchi, T. ve Yoo, S.I., 1996. Melt-Processed Light Rare Earth Element-Ba-Cu-O, Supercond. Sci. Technol. 9, 1015-1032.
- Müller, P. ve Ustinov, A.V., 1997. The Physics of Superconductors, Springer, Germany.
- Nagamatsu, J., Nakagawa, N., Muranak, T., Zenitani, Y. ve Akimitsu, J., 2001. Superconductivity at 39K in Magnesium Diboride, Nature, 410, 6824, 63-64.
- Ossandon, J. G., Thompson, J. R., Christen, D. K., Sales, B. C., Kerchner, H. R., Thompson, J. Q., Sun, Y. R., Lay, K. W. ve Tkaczyk, J. E., 1992. Influence of Oxygen Deficiency on the Superconductive Properties of Grain-Aligned $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$, Physical Review B, 45, 21, 12534-12547.
- Palstra, T. T. M., Batlogg, B., Schneemeyer, L. F. ve Waszczak, J. V., 1988. Thermally Activated Dissipation in $\text{Bi}_{2,2}\text{Sr}_2\text{Ca}_{0,8}\text{Cu}_2\text{O}_{8+\delta}$, Phys. Rev. Lett., 61, 14, 1662-1665.
- Perner, O., Eckert, J., Häbler, W., Fisher, C., Muller, K.-H., Fuchs, G., Holzapfel, B. ve Schultz, L., 2004. Microstructure and Impurity Dependence in Mechanically Alloyed Nanocrystalline MgB₂ Superconductors, Supercond. Sci. Technol., 17, 1148-1153.
- Rose-Innes, A.C. ve Rhoderick, E.H., 1980. Introduction to Superconductivity, Second Edition, Pergamon Press Ltd., England.
- Salama, K. and Lee, D. F., 1994. Progress in Melt Texturing of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ Superconductor, Supercond. Sci. Technol. 7, 177-193.

- Sandiumenge, F., Martinez, B. ve Obradors, X., 1997. Tailoring of Microstructure and Critical Current in Directionally Solidified $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$, Supercond. Sci. Technol., 10, A93-A119.
- Seiki, S., Hayashi, A., Okamoto, H., Izumi, T. ve Shiohara, Y., 2004. Critical Current Properties in Magnetic Fields of YBCO Superconducting Rods Prepared by Unidirectional Solidification Method, Physica C, 412–414, 963-966.
- Sheng, Z. Z. ve Hermann, A. M., 1988. Superconductivity in the Rare-Earth-Free Tl-Ba-Cu-O System Above Liquid-Nitrogen Temperature, Nature, 332, 55-59.
- Shlyk, L., Schüpp, B., Krabbes, G., Nenkov, K. ve Fuchs, G., 2004. Microstructure and Superconducting Properties of Melt-Processed YBCO with Periodic Morphology, Physica C, 406, 107-114.
- Specht, E. D., Sparks, C. J., Dhere, A. G., Brynestad, J., Cavin O. B., Kroeger, D. M. ve Oye, H. A., 1988. Effect of Oxygen Pressure on The Orthorhombic-Tetragonal Transition in The High-Temperature Superconductor $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$, Physical Review B, 37, 7426-7434.
- Theuss, H. ve Kronmüller, H., 1991. The Influence of a Point Defect Structure on the Magnetic Properties of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7.8}$ Polycrystals, Physica C, 177, 253-261.
- Tong, L., Chen, H., Yan, S., Zhang, C., Zhou, L. ve Wang, K., 1993. Distribution of Magnetic Flux in Powder-Melting-Processed YBCO Superconductors, Chinese Phys. Lett., 10, 313-316.
- URL-1, [http:// hyperphysics.phy-astr.gsu.edu/hbase/solids/meis.html](http://hyperphysics.phy-astr.gsu.edu/hbase/solids/meis.html), 7 Nisan 2009.
- URL-2, <http://www.cm.ph.bham.ac.uk/scondintro/meissner.jpg>, 7 Nisan 2009.
- URL-3, <http://www.doschivos.com/trabajos/tecnologia/superc19.jpg> , 7 Nisan 2009.
- URL-4, [http://www.physics.berkeley.edu/research/packard/current research/ray/mainpage.html](http://www.physics.berkeley.edu/research/packard/current%20research/ray/mainpage.html), 7 Nisan 2009.
- URL-5, <http://quench-analysis.web.cem.ch/quench-analysis/phd-fs-html/node29.html>, 7 Nisan 2009.
- URL-6, http://upload.wikimedia.org/wikipedia/commons/4/46/Magnetisation_and_superconductors.png, 7 Nisan 2009.
- URL-7, http://phys.kent.edu/images/nep_fluxpin.gif, 7 Nisan 2009.
- URL-8, <http://www.qdusa.com/products/brochures/vsmappnote9-05.pdf>, 11 Kasim 2009.

- Wang, G., Shi, T., Fu, Y., Cai, C. ve Yang, H., 1993. Structural Characteristics and Anisotropic Pinning Centres of MTG YBCO, Supercond. Sci. Technol., 6, 657-661.
- Wu, M. K., Ashburn, J. R., Torng, C. J., Hor, P. H., Meng, R. L., Gao, L., Huang, Z. J., Wang, Y. Q. ve Chu, C. W., 1987. Superconductivity at 93 K in a New Mixed-Phase Y-Ba-Cu-O Compound System at Ambient Pressure, Appl. Pyhs. Lett. 58, 9, 908-910.
- Xiao, L., Ren, H.T., Jiao, Y.L., Zheng, M.H. ve Chen, Y.X., 2003. Effects of Cooling Rate on Single Domain Growth and the Superconducting Properties for YBCO Bulk, Physica C, 386, 262-265.
- Xing, Y.T., Wang, Y.Z., Tang, H., Yang, Z.Q., Su, X.D., Jia, Z.Y., Huap, L., Qiao, G.W., Brück, E. ve de Boer, F.R., 2000. Flux Jump in $Y_{1-x}Nd_xBa_2Cu_3O_{7-y}$ Superconductors Prepared by the MTG Method, Physica C, 337, 200-203.
- Yanmaz, E., Drake, A., Haris, I. R. ve Abell, J. S., 1993. Melt Processing of Powdered Arc-Cast $YBa_2Cu_3O_y$ Materials, Journal of Alloys and Compounds, 195, 23-26.
- Yanmaz, E., Mutlu, H., Küçükömeroğlu, T. ve Altunbaş, M., 1994. Ag- doped 120 K $YBa_2Cu_3O_{7.8}$ Superconductors Prepared by the Flame-Quench-Melt-Growth (FQMG) Method, , Supercond. Sci. Technol., 7, 903-907.
- Yanmaz, E., Savaşkan, B., Başoğlu, M., Taylan, Koparan, E. Dilley, N.R. ve Grovenor, C.R.M., 2009. Complete Flux Jumping in Nano-Structured MgB_2 Superconductors Prepared by Mechanical Alloying, Journal of Alloys and Compounds, 480, 203-207.
- Yamada, Y., Donishi, T., Kuwahara, T. ve Kubo, S., 2006. Enhancement of Magnetic Pinning in Liquid Phase Sintered YBCO, Journal of Physics: Conference Series, 43, 425-428.
- Yu, Z. M., Zhang, C. P., Xiong, X.M., Wang, J.R., Feng, Y. ve Zhou, L., 2003. Improvement of Superconducting Properties by Y-211 Particle Size and Oxygenation Temperature Control for Bulk Y-Ba-Cu-O, Physica C, 386, 236-240.
- Zheng, M.H., Xiao, L., Ren, H.T., Jiao, Y.L. and Chen, Y.X., 2003. Study of Oxygenation Process During the Preparation of Single Domain YBCO Bulk Superconductors, Physica C, 386, 258-261.
- Zhou, L., Chen, S. K., Wang, K.G., Wu, X. Z., Zhang, P. X. ve Feng, Y., 2001. Synthesis of Ultrafine Y_2BaCuO_5 Powder and its Incorporation into YBCO Bulk by Powder Melting Process, Physica C, 363, 99-106.
- Zhou, L., Chen, S.K., Wang, K.G., Wu, X.Z., Zhang, P.X., Feng, Y., Wen, H.H. ve Li, S.L., 2002. Preparation of Enhanced J_c YBCO Bulks by Powder Melting Process with a Combination of Submicron 211 Precursor and Pt Addition, Physica C, 371, 62-68.

ÖZGEÇMİŞ

1983 yılında Trabzon'da doğdu. İlk, Orta ve Lise öğrenimini Trabzon'un Of ilçesinde tamamladıktan sonra Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümünü kazandı. 2000 yılında bir yıl İngilizce Hazırlık eğitiminden sonra Lisans eğitimine başladı. Lisans dönemi içinde 2005 - 2006 eğitim yılında bir yıl süreyle Erasmus değişim öğrencisi olarak Belçika'nın Gent şehrinde eğitim gördü ve 2007 yılında mezun oldu. Aynı yıl Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Bölümü'nde yüksek lisans öğrenimine başladı. 2009 yılında Artvin Çoruh Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesinde Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı. Halen Artvin Çoruh Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak görev yapan Bakiye ÇAKIR iyi derecede İngilizce bilmektedir.