

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI

**ÜSTTEN AŞILAMA-ERİTME-BÜYÜTME YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN
İSTİFLENMİŞ SİLİNDİRİK HALKA YBCO KÜLÇE SÜPERİLETKENİ**

DOKTORA TEZİ

Bakiye ÇAKIR

ARALIK 2015

TRABZON



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce

Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : / /

Tezin Savunma Tarihi : / /

Tez Danışmanı :

Trabzon

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Fizik Anabilim Dalında
Bakiye ÇAKIR Tarafından Hazırlanan

ÜSTTEN AŞILAMA-ERİTME-BÜYÜTME YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN İSTİFLENMİŞ
SİLİNDİRİK HALKA YBCO KÜLÇE SÜPERİLETKENİ

başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 24 /11/2015 gün ve 1628 sayılı
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda
DOKTORA TEZİ
olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

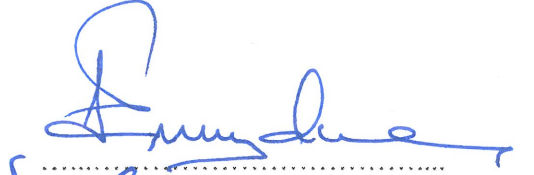
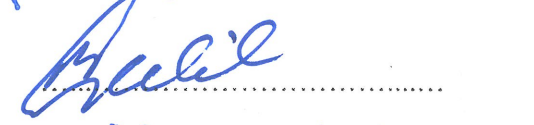



Başkan : Prof. Dr. Eyüphan YAKINCI

Üye : Prof. Dr. Bekir ÖZÇELİK

Üye : Doç. Dr. Alev AYDINER

Üye : Doç. Dr. Tefvik KÜÇÜKÖMEROĞLU

Üye : Doç. Dr. Ali ÖZTÜRK


.....

.....

.....

.....

.....

Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ

Enstitü Müdürü

ÖNSÖZ

Doktora tezi olarak sunduğum bu çalışmanın gerçekleşmesinde değerli görüş ve yardımlarını esirgemeyen çok değerli hocam ve danışmanım sayın 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. Belgin KÜÇÜKÖMEROĞLU'na teşekkür eder saygılarımı sunarım.

Lisansüstü öğrenimim boyunca değerli görüş ve ilgilerini bizimle paylaşan ve her zaman bize destek olan sayın Prof. Dr. Ekrem YANMAZ'a teşekkürü bir borç bilirim.

Fizik Bölümünde Laboratuvar çalışmalarım boyunca yardımlarını ve ilgilerini esirgemeyen Doç. Dr. Tayfur KÜÇÜKÖMEROĞLU'na ve Arş. Gör. Yavuz ATASOY'a ve üzerimde emeği olan bütün hocalarıma teşekkür ederim. Ayrıca, iyi kötü tüm günlerimde maddi ve manevi olarak yanımda olan bütün arkadaşlarıma saygı ve sevgilerimi sunarım.

Karadeniz Teknik Üniversitesi tarafından desteklenen BAP 02 Hızlı Destek Programı tarafından desteklenen 13583 nolu proje kapsamında sağlanan imkânlardan dolayı Karadeniz Teknik Üniversitesi Rektörlüğü'ne teşekkür ederim.

Ayrıca her türlü maddi ve manevi destekleriyle bu günlere gelmemi sağlayan ve her anımda yanımda olan sevgili annem Ümmihan ÇAKIR ve babam Mustafa ÇAKIR başta olmak üzere tüm aileme en içten saygı, teşekkür ve minnetlerimi sunarım.

Bakiye ÇAKIR

Trabzon 2015

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Doktora Tezi olarak sunduğum “Üstten Aşılama-Eritme-Büyütme Yöntemiyle Üretilen İstiflenmiş Silindirik Halka YBCO Külçe Süperiletkeni” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Doç. Dr. Alev AYDINER’in sorumluluğunda tamamladığımı, örnekleri kendim ürettiğimi, deneyleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 18/12/2015

Bakiye ÇAKIR

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ	IV
İÇİNDEKİLER	V
ÖZET	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XII
SEMBOLLER DİZİNİ	XIII
1. GENEL BİLGİLER	1
1.1. Giriş	1
1.1.1. Süperiletkenliğin Keşfi ve Temel Özellikleri	1
1.1.2. Manyetik Kaldırma Kuvveti	8
1.2. ReBaCuO Sistemi	9
1.2.1. YBCO Sisteminin Faz Diyagramı	10
1.2.2. YBCO Sisteminin Kristal Yapısı	12
1.3. YBCO Tek Kristal Üretimi	13
1.3.1. Soğuk Aşılama Yöntemi	17
1.3.2. Sıcak Aşılama Yöntemi	18
1.4. Külçe Süperiletkenlerin Boyutlarının Arttırılması	18
1.4.1. Doğrudan Ekleme Yöntemi	19
1.4.2. Lehim Malzemeli Ekleme Yöntemi	20
1.5. Süperiletken Miknatıslar	22
1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı	25
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR	28
2.1. Başlangıç Tozlarının Hazırlanması	28
2.2. YBCO Süperiletken Örneklerinin Üretimi	30
2.3. YBCO Süperiletken Kaynak Malzemelerinin Üretimi	31
2.4. Külçe YBCO Süperiletkenlerin Eklenmesi	32
2.5. Yapısal Analiz	34

2.5.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA)	34
2.5.2. X-Işınları Kırınım Analizi (XRD)	34
2.6. Fiziksel Analiz	35
2.6.1. Manyetik Kaldırma Kuvveti	35
2.6.2. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümü	36
2.6.3. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümü	37
3. BULGULAR VE TARTIŞMA	38
3.1. Başlangıç Tozlarının Yapısal Özellikleri	38
3.1.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA) Ölçümleri	38
3.1.2. X-ışını Kırınım Desenleri (XRD)	40
3.2. Üretilen Örneklerinin Yapısal Özellikleri	42
3.2.1. TSMG YBCO Örneklerinin X-ışını Kırınım Desenleri	42
3.2.2. MPMG YBCO Ekleme Örneklerinin X-ışını Kırınım Desenleri	46
3.3. Üretilen YBCO Örneklerinin Fiziksel Özellikleri	48
3.3.1. Manyetik Kaldırma Kuvveti	48
3.3.2. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümleri	60
3.3.3. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri ve Kritik Akım Yoğunluğu	69
4. SONUÇLAR	87
5. ÖNERİLER	88
6. KAYNAKLAR	89

ÖZGEÇMİŞ

Doktora Tezi

ÖZET

ÜSTTEN AŞILAMA-ERİTME-BÜYÜTME YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN İSTİFLENMİŞ
SİLİNDİRİK HALKA YBCO KÜLÇE SÜPERİLETKENİ

Bakiye ÇAKIR

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı
Danışman: Doç. Dr. Alev AYDINER
2015, 99 Sayfa

Bu çalışmada, külçe süperiletkenlerin boyutlarının arttırılması ve teknolojiye uygulanabilirliklerinin iyileştirilmesi amaçlanmıştır. Bu amaçla, Y123: Y211: CeO₂ toz karışımlarından Y₂O₃ tabakası kullanılarak Üstten Aşılama-Eritme-Büyütme (TSMG) yöntemli farklı bileşimlerde örnekler hazırlandı ve çekirdek olarak Nd123 kullanıldı. 1:0:0, 1:0,4:0, 1:0,4:0,1, 1:0,3:0,1, 1:0,2:0,1 bileşimlerinde her kompozisyondan ikişer tane olmak üzere toplamda on örnek üretildi. TSMG Y123 örneklerinin eklenmesi için % 17 molar Ag₂O katkılı Eritme-Toz-Eritme-Büyütme (MPMG) yöntemli beş örnek üretildi. X-ışını kırınım desenlerinden ve kaldırma kuvveti ölçüm sonuçlarından eklenmesi uygun olan örnekler belirlendi. İstiflenen örneklerin üst yüzeylerine 2,4 kg'lık bir kütle yerleştirildikten sonra örnekler ısı ile birbirlere eklendi. Su jeti kullanılarak eklenen örnekler bobin haline getirildi. Örneklerin ve ek bölgesinin özelliklerinin incelenmesi için eklenen külçelerden kesilen küçük parçaların direnç ve manyetizasyon ölçümleri yapıldı.

Kaldırma kuvveti ölçüm sonuçlarından % 30 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı örnekler en yüksek itme kuvvetine sahip iken % 40 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı örneklerin en düşük itme kuvvetine sahip oldukları gözlemlendi. Fakat % 40 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı örneklerin kritik akım yoğunluklarının düşük olması beklenirken diğer örneklerle aynı mertebelerde olduğu görüldü. Ekleme sırasında yapılan ikinci ısı ile işlemin örneğin süperiletkenlik özelliklerini iyileştirdiği gözlemlendi. Diğer yandan, bu örneklerin manyetizasyon eğrisinin genişliğinin manyetik alanla azalması diğer örneklere göre daha fazladır. Farklı alanlarda yapılan direnç ölçümlerinde süperiletken geçiş aralıklarının az olduğu görüldü. 0 T'da Y1-ek örneğinin geçiş aralığı en düşük iken Y3-b örneğinin en yüksektir. Sonuç olarak, yapılan ağırlıkça % 40 Y211 katkısının fazla olduğu ve % 30 - 20 arasında yapılan Y211 katkısının uygun olduğu görüldü.

Anahtar Kelimeler: TSMG YBCO, Ag₂O katkılı MPMG YBCO, Y₂O₃ tabakası, Kaldırma kuvveti, Kritik akım yoğunluğu.

PhD. Thesis

SUMMARY

STACKED CYLINDRICAL RING BULK YBCO SUPERCONDUCTOR FABRICATED BY
TOP-SEEDING-MELT-GROWTH PROCESS

Bakiye ÇAKIR

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Physics Graduate Program
Supervisor: Assoc. Prof. Alev AYDINER
2015, 99 Pages

In this study, it is intended to increase the dimension of the superconductors and improve their technological use. For this purpose, samples having different compositions were prepared with Top seeding-melt-growth (TSMG) process by using Y_2O_3 layer from Y123: Y211: CeO_2 powder mixtures and Nd123 was used as seed. Totally ten samples were fabricated in stoichiometric ratios of 1:0:0, 1:0.4:0, 1:0.4:0.1, 1:0.3:0.1, 1:0.2:0.1 as two samples was produced for each composition. Melt-powder-melt-growth (MPMG) processed five samples with 17 % wt. Ag_2O added samples were fabricated for welding of TSMG Y123 samples. Appropriate samples for stacking were determined from X-ray diffraction patterns and levitation force results. The samples were welded by thermal process after placing a mass of 2.4 kg on the top surface of the stacked samples. The welded samples were brought into the coil by using water jet. Resistivity and magnetization measurements were done on small pieces cut from the samples to examine the properties of the samples and weld region.

It was observed from the levitation force measurements 30 % Y211 + 0.1 % CeO_2 added samples were had the highest repulsive force, while 40 % Y211 + 0.1 % CeO_2 added samples were had the lowest. However, the critical current densities of the samples were had in the same order with the other samples whereas expect to lower. It is found that superconducting properties of the sample was cured with second thermal process. On the other hand, decreasing of the width of magnetization curves of these samples was higher than the other samples with the magnetic field. It was observed that superconducting transition gaps of the all samples were small in resistivity measurements at different fields. While the Y1-ek sample had the lowest transition gap, the Y3-b sample had the highest at 0 T magnetic field. It was determined that 40 % Y211 adding is high and an addition Y211 in the range 30-20 % is found to be suitable.

Key Words: TSMG YBCO, Ag_2O added MPMG YBCO, Y_2O_3 layer, Levitation force, Critical current density.

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 1.1.	Süperiletkende manyetik alanın dışlanması (Huebener, 2003)..... 2
Şekil 1.2.	Süperiletkenin J , T ve H bağıllığı (Rose ve Rhoderick, 1980) 3
Şekil 1.3.	I. tür ve II. tür süperiletkenlerde M manyetik momentinin H manyetik alanı ile değişimi (Moon, 1994) 5
Şekil 1.4.	Karışık durumda süperiletkene nüfuz eden akı çizgilerinin oluşturduğu girdabın şematik gösterimi (Tinkham, 1996)..... 6
Şekil 1.5.	YBCO bileşiği için ikili faz diyagramı (Murakami, 1992) 11
Şekil 1.6.	$YBa_2Cu_3O_7$ bileşiğinin kristal yapısı (Cardwell, 2003) 12
Şekil 1.7.	a) Örneğin üst yüzeyine yerleştirilen bir çekirdekten büyüyen Y123 tek tanesinin şematik gösterimi, b) büyüme sırasında iki komşu yönleniş arasındaki tane uçlarının sınırları (Diko vd., 2003) 14
Şekil 1.8.	Külçe HTS halkalı NMR cihaz tasarımı (Kim vd., 2009)..... 24
Şekil 2.1.	Y123 toz karışımının kalsinasyon işlem şeması 28
Şekil 2.2.	a) Y123 toz karışımının eritme ısıl işlem şeması, b) Bakır plaka ile hızlı soğutulmuş Y123..... 29
Şekil 2.3.	Y123 örneklerinin kristal büyütme ısıl işlem şeması 30
Şekil 2.4.	Y123 örneklerinin tavlama ısıl işlem şeması 31
Şekil 2.5.	Ag_2O katkılı Y123 kaynak malzemesi ısıl işlem şeması..... 32
Şekil 2.6.	Ag_2O katkılı MPMG Y123 kaynak malzemesi kullanılarak eklenen TSMG Y123 örneklerinin ekleme işlemi 33
Şekil 2.7.	Su jeti kullanılarak halka haline getirilen örnekler 33
Şekil 2.8.	Kaldırma kuvveti ölçüm cihazı 35
Şekil 2.9.	Külçe süperiletkenden direnç ölçümleri için alınan parçaların konumunu gösteren şema 36
Şekil 2.10.	Külçe süperiletkenden manyetizasyon ölçümleri için alınan parçaların konumunu gösteren şema 37
Şekil 3.1.	a) $900^{\circ}C$ 'de 36 saat kalsine edilmiş Y123 b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y123, c) % 17 molar Ag_2O katkılı Y123 ve d) Y211 tozlarının DTA eğrileri 39
Şekil 3.2.	a) $900^{\circ}C$ 'de 36 saat kalsine edilmiş Y123, b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y123, c) % 17 molar Ag_2O katkılı Y123 ve d) Y211 tozlarının X-ışını kırınım desenleri..... 41
Şekil 3.3.	Y123 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri 42

Şekil 3.4.	Y123 + % 40 Y211 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri.....	43
Şekil 3.5.	Y123 + % 40 Y211 + % 0,1 CeO ₂ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri	44
Şekil 3.6.	Y123 + % 30 Y211 + % 0,1 CeO ₂ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri	45
Şekil 3.7.	Y123 + % 20 Y211 + % 0,1 CeO ₂ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri	46
Şekil 3.8.	% 17 molar Ag ₂ O katkılı YBCO ekleme örneklerinin X-ışını kırınım desenleri	47
Şekil 3.9.	Üretilen örneklerin 77 K'de ZFC durumunda alınan düşey kaldırma kuvveti grafikleri	49
Şekil 3.10.	Örneklerin 77 K'de farklı soğutma mesafelerinde FC durumunda alınan düşey kaldırma kuvveti grafikleri	52
Şekil 3.11.	% 17 molar Ag ₂ O katkılı Y123 örneklerinin 77 K'de farklı soğutma mesafelerinde FC durumunda alınan düşey kaldırma kuvveti grafikleri	54
Şekil 3.12.	Üretilen örneklerin 77 K'de ZFC durumunda alınan yatay kuvvet grafikleri	56
Şekil 3.13.	Örneklerin 77 K'de farklı soğutma mesafelerinde FC durumunda alınan yatay kuvvet grafikleri	58
Şekil 3.14.	% 17 molar Ag ₂ O katkılı Y123 örneklerinin 77 K'de farklı soğutma mesafelerinde FC durumunda alınan yatay kuvvet grafikleri	61
Şekil 3.15.	Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri	62
Şekil 3.16.	Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri	64
Şekil 3.17.	Y3-b örneğinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri.....	65
Şekil 3.18.	Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri	66
Şekil 3.19.	Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri	68
Şekil 3.20.	Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri	70
Şekil 3.21.	Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri	72
Şekil 3.22.	Y3-a, Y3-b ve Y3-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri	74
Şekil 3.23.	Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri	76
Şekil 3.24.	Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri	77

Şekil 3.25.	Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri	79
Şekil 3.26.	Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri	82
Şekil 3.27.	Y3-a, Y3-b ve Y3-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri	83
Şekil 3.28.	Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri	85
Şekil 3.29.	Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri	86

TABLolar DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1.1. Re123 örneklerinin peritektik ayrışım sıcaklıkları (e.n) ve iyon yarıçapları (i.y) (Murakami vd., 1996)	15
Tablo 2.1. Kullanılan toz bileşiklerin molekül ağırlıkları ve saflık dereceleri	28
Tablo 2.2. Üretilen örneklerin isimleri ve bileşimsel kompozisyonları	30
Tablo 3.1. Örneklerin alansız soğutulduğu ZFC ve farklı soğutma mesafelerinde (Cooling Height (CH)) alan altında soğutulduğu FC durumlarında alınan maksimum düşey itme ve çekme kuvvetlerinin (N/cm^3) cinsinden değerleri	50
Tablo 3.2. Örneklerin alansız soğutulduğu ZFC ve farklı soğutma mesafelerinde (Cooling Height (CH)) alan altında soğutulduğu FC durumlarında alınan maksimum yatay itme ve çekme kuvvetlerinin (N/cm^3) cinsinden değerleri	55
Tablo 3.3. Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin K cinsinden 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$ ve ΔT değerleri	60
Tablo 3.4. Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin K cinsinden 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$ ve ΔT değerleri	63
Tablo 3.5. Y3-b örneğinin K cinsinden 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$ ve ΔT değerleri	65
Tablo 3.6. Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin K cinsinden 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$ ve ΔT değerleri	67
Tablo 3.7. Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin K cinsinden 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$ ve ΔT değerleri	67
Tablo 3.8. Üretilen örneklerin 30 K, 50 K ve 77 K'deki H_{c1} alanlarının T cinsinden değerleri	71
Tablo 3.9. Örneklerin 30 K ve 50 K'deki A/cm^2 cinsinden kritik akım yoğunluğu (J_c) değerleri	80
Tablo 3.10. Örneklerin 77 K'deki A/cm^2 cinsinden kritik akım yoğunluğu (J_c) değerleri	81

SEMBOLLER DİZİNİ

A	: Geometrik etki
B	: İç manyetik alan
e	: Elektron
F	: Kuvvet
F_L	: Lorentz kuvveti
F_p	: Çivileme kuvveti
H	: Dış manyetik alan
H_c	: Kritik manyetik alan
H_{c1}	: Alt kritik manyetik alan
H_{c2}	: Üst kritik manyetik alan
H_p	: İlk tam nüfuz alanı
J	: Akım yoğunluğu
J_c	: Kritik akım yoğunluğu
J_t	: İletim akım yoğunluğu
J_s	: Perdeleme akım yoğunluğu
J_{ct}	: İnce filmlerde taşınan akım yoğunluğu
k_B	: Boltzman sabiti
m	: Manyetik moment
M	: Mıknatıslanma
ΔM	: Manyetizasyon eğrisinin genişliği
n	: Girdap sayısı
n_s	: Girdap yoğunluğu
r	: Perdeleme akım halkasının yarıçapı / atomlar arası mesafe
r_a	: Atomik yarıçap

- T : Sıcaklık
- T_c : Kritik sıcaklık
- T_p : Peritektik erime sıcaklık
- ΔT : Sıcaklık farkı
- $U(B,T)$: Manyetik alan ve sıcaklığa bağlı aktivasyon enerjisi
- v : Süperiletkenin hacmi
- κ : Ginzburg-Landau parametresi
- λ : Nüfuz derinliği
- μ_0 : Boşluğun manyetik geçirgenlik katsayısı
- ξ : Uyum uzunluğu
- ξ_{ab} : ab düzlemindeki uyum uzunluğu
- ρ : Öz direnç
- ρ_0 : Maksimum özdirenç
- $\rho(B,T)$: Manyetik alan ve sıcaklığa bağlı özdirenç
- χ : Alınganlık
- Φ_0 : Manyetik akı kuantumu

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Elektronlar malzeme içinden geçerken örgü noktalarında titreşim hareketi yapan atomlara çarparak ilerler. Bu çarpışmalar malzemenin içerisinde bir direncin oluşmasına ve böylece malzemenin ısınmasına neden olur. Malzemenin sıcaklığının artırılmasıyla örgü noktalarındaki atomların titreşim hareketi de artacağından daha çok çarpışma olur, bu nedenle direnç giderek artar. Direncin artması ise enerji kayıplarına neden olacağından istenmeyen bir durumdur. Direncin sıcaklıkla doğru orantılı olarak arttığı gözlenmesiyle düşük sıcaklık değeri ile direncin azalacağı ve mutlak sıcaklık değerinde atomların titreşim hareketlerin tamamen duracağı düşüncesi ile düşük sıcaklık çalışmaları önem kazandı. Helyumun sıvılaştırılması ile de düşük sıcaklıklarda malzemeler üzerinde araştırmalar yapılmasına imkân sağlandı. 1911 yılında Hollandalı fizikçi Kamerlingh Onnes'un cıva üzerinde yaptığı deneyler sırasında kritik sıcaklık (T_c) olarak adlandırılan belli bir sıcaklık değerinin altında cıvanın özdirencinin ölçülemeyecek kadar küçük bir değere düştüğü gözlemlendi ve böylece süperiletkenlik olgusu keşfedildi. Daha sonraki yıllarda da kritik sıcaklıkları 5-20 K arasında olan başka elementlerin ve alaşımların da süperiletkenlik gösterdiği bulundu.

1.1.1. Süperiletkenliğin Keşfi ve Temel Özellikleri

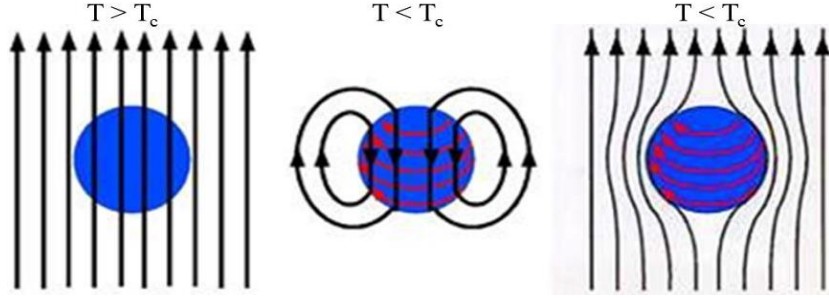
Madde kritik sıcaklığın altında süperiletken hale dönüşürken içerisindeki atomların manyetik momentleri birbirlerini sıfırlar ve sadece yüzeydeki atomların manyetik momentleri korunur. Bu yüzden süperiletken içerisindeki manyetik alan değeri (B) sıfır olur.

$$\vec{B} = \mu_0 (\vec{H} + \vec{M}) = \mu_0 (1 + \chi) \vec{H} \quad (1.1)$$

İç manyetik alanın sıfır olması durumunda;

$$\mu_0 (1 + \chi) \vec{H} = 0 \quad \Leftrightarrow \quad \chi = -1 \quad (1.2)$$

olduğu görülür. Yani normal durumda süperiletken, manyetik madde değilken süperiletken durumda mükemmel diamanyetiktir. Şekil 1.1'deki gibi süperiletken malzemeye bir manyetik alan uygulandığında malzeme yüzeyine yakın kesimlerde manyetik akı oluşur. Bu akı nedeniyle örnek yüzeyinde uygulanan alana ters yönde bir manyetik alan indüklenir ve indüklenen alan dışarıdan uygulan manyetik alanın malzeme içerisine girmesini engeller. Fakat akı yoğunluğu metal sınırında aniden sıfıra düşmez, yüzey akımlarının dolandığı nüfuz derinliğinde (λ) yavaş bir şekilde azalır. Bu şekilde süperiletkenlerin uygulanan manyetik alanı dışlaması olayına Meissner-Ochsenfeld etkisi denir ve uygulanan manyetik alan belli bir manyetik alan değerini geçtikten sonra kaybolur, böylece malzeme normal duruma (dirençli hal) geçer (Müller ve Ustinov, 1997).

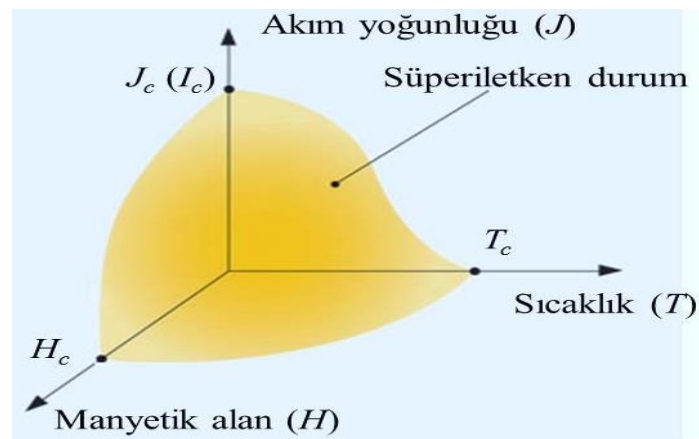


Şekil 1.1. Süperiletkende manyetik alanın dışlanması (Huebener, 2003).

Süperiletkenlik olgusu elektronların davranışıyla belirlenir. Süperiletkenliği anlamaya yönelik kabul edilmiş ilk teori (BCS teorisi) 1957 yılında John Bardeen, Leon Cooper ve John Schrieffer adındaki Amerikalı fizikçiler tarafından yapıldı (Barden vd., 1957). Zıt momentumlu elektron (e) çiftleri oluşumuna dayanan BCS teorisine göre; elektronlar dalga olarak gösterilebilirler ve tamamen mükemmel bir kristal örgüde mutlak sıcaklığa soğutulduklarında termal titreşimlerden etkilenmezler. Bu dalgalar hiçbir zayıflama olmaksızın serbest bir şekilde örgü boyunca ilerleyebilirler. Bununla birlikte örgünün mükemmel periyodikliği termal titreşimler sayesinde bozulursa, elektronlar kristal bir örgünün içinden geçerken, örgü içeri doğru bükülme gösterir ve bu durum dalgada kısmi bir yansımaya neden olur. Yani elektron örgü ile etkileşir. Bu elektron örgü etkileşimi saf metal ve yarı iletkenlerin oda sıcaklığındaki dirençlerini belirler. Bu yüzden elektron saçıldığında hem enerjinin hem de momentumun korunması gerektiğinden örgünün titreşim modlarından birinin saçılma işlemi harekete geçirmesi gerekir. Bu titreşimsel hareket kuantize olmuştur ve bir fonon salınmasına neden olur. Bu şekilde bir

elektronun yayınladığı fonon hemen bir diğer elektron tarafından soğurulur. Fononun yayınlanması ve soğurulması ile oluşan ortam, elektronların zayıf bir şekilde birbirleri ile etkileşmesine neden olur. Yani fononlar deforme olmuş alanda pozitif bir yük yatağı oluşturarak arkadan gelen elektronların aynı bölgeden geçmesine olanak sağlarlar. Böylece, fonon elektron etkileşimiyle bir araya gelen iki elektron sanki aralarında direkt bir bağlantı varmış gibi davranır. Bu elektron çifti Cooper çifti olarak adlandırılır. Saf bir süperiletken için bu süper iletim elektronlarının yoğunluğu konumla birlikte 10^{-4} cm civarında olan bir mesafede değişir. Bu şekilde süper elektron ve normal elektronlarının birlikte kalabildikleri uyum uzunluğu (ξ) süperiletkenliğin oluşturulabildiği veya yok edilebildiği en küçük mesafedir. Malzeme içinde safsızlık varsa elektronlar daha fazla saçılacağından uyum uzunluğu azalır (Rose ve Rhoderick, 1980).

Bir süperiletkeni tanımlayan önemli bir diğer özellik de kritik akım yoğunluğudur (J_c) 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 (J_t) ve dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında metalin içindeki akı yoğunluğunu yok edecek şekilde dolanan perdeleme akımıdır (J_s). Böylece, herhangi bir noktadaki akım yoğunluğu ($\vec{J} = \vec{J}_t + \vec{J}_s$) olur. Bir süperiletken üzerinden akan toplam akım yeterince büyük olursa yüzeydeki akım yoğunluğu (J_c) kritik değerine ulaşır ve böylece yüzeydeki manyetik alan şiddeti de kritik manyetik alan (H_c) değerine sahip olur (Rose ve Rhoderick, 1980). Dolayısıyla, bir süperiletken malzemede hem uygulanan manyetik alanın hem de kritik sıcaklığın artırılmasıyla Şekil 1.2’de görüldüğü gibi süperiletkenlik bozulur ve kritik akım yoğunluğunda azalma meydana gelir.

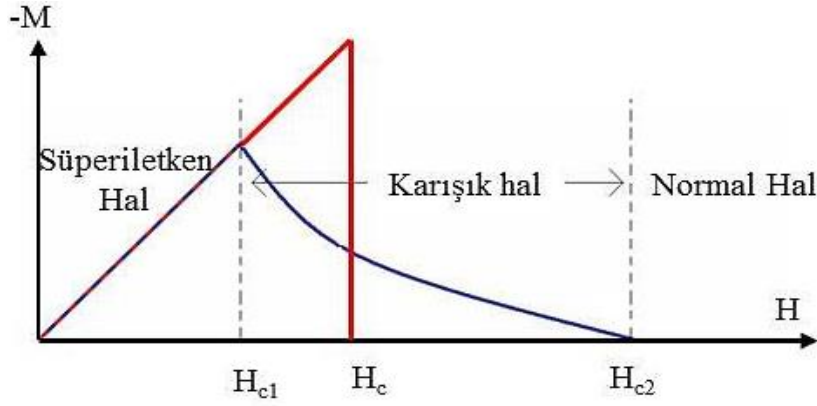


Şekil 1.2. Süperiletkenin J , T ve H bağıllığı (Rose ve Rhoderick, 1980).

Süperiletken fazın temel özelliklerinin anlaşılmasıyla birlikte, Bernordz ve Müller (1986) BCS teorisinin öngördüğü en yüksek sıcaklığın (20 K) çok üstünde bir değerde yaklaşık 35 K'de bakır tabanlı LaBaCuO alaşımının süperiletken olduğunu keşfetti. Bu keşiften sonra 1987 yılında yine bakır tabanlı bir malzeme olan $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ (YBCO, Y123) seramiğinin geçiş sıcaklığının sıvı azot sıcaklığının (77 K) üzerinde yaklaşık 92 K civarında olduğu bulundu (Wu vd., 1987). Böylece, geçiş sıcaklığı birkaç K ile sınırlı olan Ni-Sn ya da Ni-Ti düşük sıcaklık süperiletkenlerinden (LTS) daha iyi özellikler sunan yüksek sıcaklık süperiletkenlerine (HTS) geçiş yapıldı. Bu keşif sayesinde, süperiletken malzemelerin soğutulmasında, sıvı helyum yerine elde edilmesi daha kolay ve maliyeti daha düşük olan sıvı azot kullanımı mümkün oldu. T_c değerini arttırmak için yapılan çalışmalar sonucunda bizmut tabanlı $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$ (BSCCO) ve talyum tabanlı $\text{Tl}_2\text{Ba}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$ (TBCCO) sistemlerinde, sırasıyla 110 K ve 125 K sıcaklıklarında süperiletken geçiş olduğu bulundu (Michel vd., 1987; Sheng vd., 1988). Daha sonraları YBCO süperiletkeni ile aynı kristal yapıya ve yaklaşık aynı T_c değerine sahip olan bakır tabanlı nadir toprak $\text{ReBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ (ReBCO, Re: La, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu) süperiletkenlerinin YBCO sistemine göre daha yüksek J_c değerine sahip olduğu görüldü (Murakami vd., 1996; Mcculloch, 2002). Farklı malzemeler üzerinde de yapılan çalışmalar sonucunda Akimitsu ve arkadaşları (2001), 39 K'de nispeten düşük bir geçiş sıcaklığına sahip basit hegzagonal yapılu MgB_2 metal alaşımında süperiletkenlik keşfetti (Nagamatsu vd., 2001). MgB_2 alaşımının düşük bir yoğunluğa sahip olmasına rağmen büyük bir uyum uzunluğuna sahip olduğu görüldü (Buzea ve Yamashita, 2001). Bu malzemenin yanısıra demir tabanlı LaOFeP ve nikel tabanlı LaONiP bileşiklerinin sırasıyla 3 ve 5 K'de süperiletken geçiş görüldüğü rapor edildi. Dahası bu değerlerin LaOFeAs bileşiğine O^{2-} kısmına uygun oranlarda flor katkısı yapılarak T_c değerinin 26 K'e (Kamihara vd., 2009) ve La elementinin diğer nadir toprak elementleri ile yer değiştirilmesiyle 55 K değerine kadar çıktığı gözlemlendi (Day, 2009). Son yıllarda da bu malzemelere ek olarak üç CuO_2 düzlemine ve iki CuO zincirine sahip $\text{Y}_3\text{Ba}_5\text{Cu}_8\text{O}_{18}$ (Y358) fazının süperiletken olduğu ve geçiş sıcaklığının 110 K civarında olduğu öne sürülmesine rağmen bu fazın geçiş sıcaklığının geleneksel Y123 fazından farklı olup olmadığı kesinlik kazanmamıştır (Aliabadi vd., 2009; Gholipour vd., 2011; Bolat ve Kütük, 2012).

Birçok farklı yapıda süperiletken bulunurken bu malzemelerin manyetik alan altındaki davranışlarına göre farklı özellik gösterdikleri gözlemlendi. Bu durum süperiletken

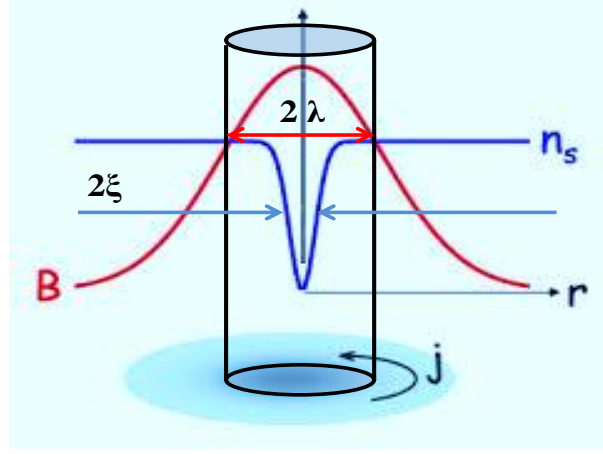
malzemelerin I. tür veya II. tür olmak üzere iki temel sınıfa ayrılmasına neden oldu. Malzemelerin hangi sınıfta yer aldığı ise girme derinliğinin uyum uzunluğuna oranı olarak tanımlanan Ginzburg-Landau parametresi ($\kappa = \lambda / \xi$) değerinin ($1/\sqrt{2}$)'den küçük ya da büyük olmasına göre belirlenir. Eğer $\kappa < 1/\sqrt{2}$ ise malzeme I. tür, $\kappa > 1/\sqrt{2}$ ise malzeme II. tür süperiletkenlerdir (Abrikosov, 2004). Şekil 1.3'te de görüldüğü gibi I. tür süperiletkenlerde H_c tektir ve bu değere kadar malzeme Meissner durumundadır, yani uygulanan manyetik alanın tamamı dışarı itilir. H_c değerinde ise süperiletken fazdan normal faza keskin bir geçiş gözlenir. II. tür süperiletkenlerde ise alt kritik manyetik alan (H_{c1}) ve üst kritik manyetik alan (H_{c2}) olmak üzere iki farklı kritik alan değeri vardır. I. türde olduğu gibi H_{c1} 'den sonra malzeme hemen normal dirençli duruma geçiş yapmaz. Karışık durum olarak tanımlanan H_{c1} ve H_{c2} arasındaki bölgede süperiletkenlik devam eder ve ancak H_{c2} geçildikten sonra tam olarak normal duruma geçilir.



Şekil 1.3. I. tür ve II. tür süperiletkenlerde M manyetik momentinin H manyetik alanı ile değişimi (Moon, 1994).

Karışık durumda süperiletken hala sıfır dirence sahiptir ancak akı çizgileri küçük filamentler halinde malzeme içine hegzagonal yapıda nüfuz eder. Şekil 1.4'te görüldüğü gibi malzemede süperakımın aktığı bir bölgeyle çevrelenmiş, Cooper çifti yoğunluğu sıfır olan normal bir merkezden oluşan manyetik akı kuantumu ($\Phi_0 = 2,1 \times 10^{-15} \text{ T.m}^2$) taşıyan girdaplar bulunur. Her bir girdap normal durumda olan çekirdeğe sahip olup dış manyetik alan boyunca yönelmiştir. Her biri Φ_0 akı kuantumu taşıyan girdaplar, düzenlenme parametresi sıfıra eşit ve çapı 2ξ olan silindirler şeklindedir. Normal silindirin dışında süper akılar akar. Süper akılar normal silindirin eksenini boyunca yönelir ve dış alana eşit manyetik alan oluşturur (Askerzade, 2005). H_{c1} değerinin üzerinde manyetik alanın artmasıyla birlikte girdap sayısı (n_s) giderek artar ve süperiletken içerisindeki ortalama

manyetik alan $\vec{B} = n \vec{\Phi}_0$ olur. Manyetik alan değeri H_{c2} 'ye yaklaştığında komşu girdapların merkezleri örtüşür ve örnek normal duruma geçer (Müller ve Ustinov, 1997).



Şekil 1.4. Karışık durumda süperiletkene nüfuz eden akı çizgilerinin oluşturduğu girdabın şematik gösterimi (Tinkham, 1996).

Eğer süperiletken üzerinden uygulanan manyetik alana dik bir doğrultuda bir J akımı akarsa girdaplar üzerine Denklem 1.3'teki gibi bir Lorentz kuvveti etki eder.

$$\vec{F}_L = \vec{J} \times n \vec{\Phi}_0 = \vec{J} \times \vec{B} \quad (1.3)$$

Lorentz kuvveti Şekil 1.4'te görüldüğü gibi girdapların J ve B 'ye dik olarak hareket etmesini sağlar. Bu kuvvetin etkisi altında akı çizgileri sabit bir v hızıyla sürüklenmeye başlar ve bu durum Faraday'ın indüksiyon yasasına göre bir elektrik alanının oluşmasına neden olur. Oluşan bu elektrik alanının iletim akımı ile aynı yönde olması enerji kayıplarının oluşmasına neden olur. Bu yüzden, akı sürüklenmesinin önlenmesi için çivileme merkezleri oluşturularak, akı çizgileri bu merkezlerde sabitlenmelidir. Akı çizgilerini bu merkezlerde sabitleyen kuvvet çivileme kuvveti (F_p) olarak adlandırılır. Çivileme kuvveti Lorentz kuvveti ile dengelenirse;

$$\vec{F}_p = \vec{J}_c \times \vec{B} \quad (1.4)$$

olur ve sabit bir akı çizgisi üzerine etki eden net kuvvet sıfır olacağından girdapların hareket etmesi önlenmiş olur. Böylece, J_c akımı akmaya başlar, akım değerinin J_c

değerinden daha da büyük olması durumunda ise akı sürüklenmesi başlar (Zheng vd., 2005). Lorentz kuvvetinin ve akı çivileme kuvveti dengesinin izin verdiği akım yoğunluğu ve manyetik alan dağılımı kritik hali ifade eder. B manyetik alanında süperiletkenin birim haciminde taşınan J akım yoğunluğunun maruz kaldığı Lorentz kuvveti;

$$\vec{F}_L = \vec{J} \times \vec{B} = \frac{1}{\mu_0} [\vec{\nabla} \times \vec{B}] \times \vec{B} \quad (1.5)$$

şeklindedir. Burada μ_0 boşluğun geçirgenliği ve F_L yönü, yüksek akı yoğunluğundan düşük akı yoğunluğuna doğru olan akı çizgileri üzerine uygulanan Lorentz kuvvetidir. Temelde düzgün bir dağılıma sahip olmayan akı dağılımının manyetik basıncı her zaman düzgün olmayan akı dağılımını düzgün olan akı dağılımına sürükler, böylece akı gradyanı sıfır olur ve süperiletken akım taşıma kapasitesini kaybeder. Bu yüzden sabit düzgün olmayan akı dağılımını sürdürmek için akı hareketini malzeme içerisinde bağlayıcı çivileme merkezlerine ihtiyaç vardır. Süperiletkenin akım taşıma kapasitesini arttırmak için oluşturulan akı çivileme merkezleri genellikle katkı, ısıl işlem ve ışınlama gibi tekniklerle elde edilen kusurlar ve safsızlıklardır. Böylece, süperiletken içinde akı girdabı gradyanı ya da düzensiz akı çizgilerinin bir örgüsü oluşur (Wang, 2013). Termal olarak aktive olan akı hareketi dikkate alınmaksızın süperiletkenin birim hacmindeki çivileme merkezlerine akı tarafından uygulanan F_p kuvveti F_L 'den küçük olursa hiçbir akı hareketi olmazken, F_p kuvveti F_L 'den daha büyük olduğu durumda akı hareket etmeye başlar. Süperiletken kararlı olduğu durumda F_L, F_p ile dengelendiğinden akı hareket etmez. Bu durum kritik hal olarak bilinir ve bu durumdaki akı yoğunluğu da kritik akım yoğunluğu olarak adlandırılır.

Kritik hal modeli olarak bilinen ve en basit model olan Bean modeline göre J_c manyetik alandan bağımsız ve sabit bir değerdir. Gerçek bir süperiletkende J_c uygulanan manyetik alanla sürekli azalır ve Bean'in kritik hal modeli işlemleri kolaylaştırmak için J_c 'nin B 'den bağımsız olduğunu kabul eder. Bu modelden farklı olarak Kim modeli, Kim benzeri model ve üstler kuralı modeli gibi diğer kritik hal modelleri bu duruma uygun kabullenmeler yapmıştır. Bu nedenle farklı kritik hal modeli sonuçlarından elde edilen J_c değerleri farklı olacaktır (Wang, 2013).

1.1.2. Manyetik Kaldırma Kuvveti

Bir süperiletkenin diamanyetizma ve akı çivileme özelliklerinin olması, süperiletkenin bir sürekli mıknatıs (PM) tarafından üretilen homojen olmayan bir manyetik alanın etki alanına girdiğinde sabit ve edilgen bir kaldırma kuvvetinin ortaya çıkmasına neden olur (Huang ve Zhou, 2015). Bilindiği gibi diamanyetizma, malzemelerin mıknatısın uygulanan alanına zıt yönde bir manyetik alan oluşturma özelliğidir ve genellikle birçok malzeme için oldukça zayıf bir özelliktir. Fakat yüksek sıcaklık süperiletkenleri güçlü bir diamanyetizma ve manyetik akıyı tuzaklamak için güçlü bir çivileme kuvveti sunarlar (Kim vd., 2013).

Hiç bir manyetik alan kaynağı olmadan geçiş sıcaklığının altına soğutulan süperiletkene dışarıdan bir manyetik alan yaklaştırıldığında, süperiletkenin iç kısmında süperakımlar ya da perdeleme akımları indüklenir. İndüklenen süperakım homojen olmayan dış manyetik alan ile etkileşir ve sabit bir kaldırma kuvveti oluşur. Bean'in kritik hal modeline göre, perdeleme akımı dış manyetik alanın malzemenin iç kısımlarına ilerlemesini engelleyici bir kuvvettir ve süperiletken ile sürekli mıknatıs arasındaki bu F kuvveti Denklem 1.6'daki gibidir:

$$\vec{F} = m \frac{d\vec{H}}{dz} \quad (m = Mv, \quad M = rAJ_c) \quad (1.6)$$

Burada m süperiletkenin manyetik momenti, $d\vec{H}/dz$ bir dış manyetik alan tarafından üretilen manyetik alanın konuma göre değişimi, M manyetizasyon, v süperiletkenin hacmi, r perdeleme akım halkasının yarıçapı, A geometrik etki ve J_c süperiletkenin kritik akım yoğunluğudur (Yang vd., 2009). Böylece, külçe süperiletkenlerin kaldırma kuvveti performanslarının büyük ölçüde, malzemenin hacmine, kritik akım yoğunluğuna, akı tuzaklama kapasitesine ve uygulanan alanın maksimum değerine bağlı olduğu görülür (Lu vd., 2013). Bununla birlikte, HTS'nin geometrisi, PM'nin geometrisi, uygulanan manyetik alanın şiddeti, HTS ve sürekli mıknatıs arasındaki açı, ölçüm sıcaklığı, soğutma yöntemi, malzemenin hazırlanma yöntemi gibi deneysel birçok etken de kaldırma kuvvetinin büyüklüğünün değişmesinde etkilidir (Kütük vd., 2011).

Kaldırma kuvvetinin temelleri genellikle süperiletken ile sürekli mıknatıs arasındaki itme veya çekme kuvvetlerine dayanır. Süperiletkenin akı tuzaklamasından kaçınmak için

hiçbir manyetik alan uygulanmadan yapılan sıfır manyetik alanda soğutma (ZFC) işleminde malzeme süperiletken geçiş sıcaklığının altına soğutulmadan önce sürekli mıknatısın etkisinden uzak durulmuş olur. Bu durumda genellikle en yüksek itici kuvvet elde edilmiş olur. Diğer bir yandan, HTS malzeme olan II. tür süperiletkenlerde uygulanan dış manyetik alan alt kritik manyetik alandan büyük ise süperiletken Meissner durumundan, süperiletkene nüfuz eden fluxoid olarak adlandırılan yerleşmiş bir manyetik alana izin veren karmaşık duruma geçiş yapar. Eğer HTS malzemeye normal durumda bir manyetik alan uygulanır ve T_c değerinin altında bir sıcaklığa soğutulursa hem normal durumda hem de süperiletken durumda manyetik akı malzeme içerisine nüfuz eder. Bu şekilde malzemenin bir sürekli mıknatısın manyetik alanı uygulanarak soğutulduğu alan altında soğutma (FC) işleminde, manyetik alan altında malzeme T_c yakınlarında süperiletken hale dönüşürken geçiş süresince akı çizgileri kendilerini yeniden düzenler ve fluxoid olurlar. Bu durumda uygulanan dış manyetik alan uzaklaştırılır veya artırılırsa manyetik alan değişimi HTS içerisinde uygulanan manyetik alana zıt sürekli bir akım indükler. Diğer bir deyişle süperiletken malzeme FC işleminden sonra alanın neden olduğu değişikliğe karşı koyan bir kuvvet üretilir ve böylece süperiletkenin askıda kalmasını sağlayan çekici bir kuvvet oluşur (Tripathi ve Dey, 2014).

HTS malzemeler güçlü bir diamanyetizmaya ve çivileme etkisine sahip olmaları sayesinde herhangi karmaşık bir kontrole gerek kalmadan manyetik kararlılığa sahiptirler (Longcai, 2014). Bilindiği gibi örneklerin çivileme kuvvetlerinin büyüklüğü kritik akım yoğunluğunun büyüklüğü ile bağlantılıdır. Kritik akım yoğunluğu ise malzemenin tane boyutunun artırılmasıyla artacağından TSMG yöntemi ile üretilen YBCO külçe süperiletkenlerin, akı çivileme özellikleri fazla olur ve dış bir manyetik alana maruz kaldıklarında büyük bir kaldırma kuvveti üretir (Deng vd., 2015).

1.2. ReBaCuO Sistemi

MgB_2 ve demir tabanlı bileşiklere nazaran daha yüksek bir geçiş sıcaklığı sunan BSCCO, TBCCO, ReBCO (Re: La, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Y, Ho, Er, Tm, Yb, Lu) süperiletkenleri HTS uygulamaları için kullanılabilecek temel süperiletken bileşiklerdir. BSCCO süperiletkeni uygulanan manyetik alana duyarlı olduğundan külçe mıknatıslar gibi uygulamalar için elverişsizdir. TBCCO süperiletkeni ise 77 K'de oldukça yüksek tersinmez alan sunmasına rağmen zehirli olduğu için üretilmesi zordur ve üretilen

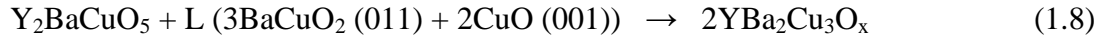
örneklerin kritik akım değerleri de düşüktür. Bu nedenlerden dolayı, sıvı azot sıcaklığında yüksek akım ve manyetik alan uygulamaları için aynı yapıya sahip olan ReBCO külçe süperiletkenleri oldukça umut vaat edicidir (Withnell vd., 2005). Ayrıca nadir toprak elementleri arasında hafif nadir toprak elementli bileşiklerin (LRe: Nd, Eu, Gd, Sm) diğer nadir toprak elementlerine göre daha iyi elektromanyetik özelliklerinin olmasına rağmen (Ishihara vd., 2001; Matsui vd., 2002; Sawamura vd., 2003; Yamada vd., 2003; Nariki vd., 2008) üretimlerindeki zorluklardan dolayı üretiminin hem daha kolay hem de ucuz olmasından dolayı YBCO yaygın olarak çalışılmaktadır.

1.2.1. YBCO Sisteminin Faz Diyagramı

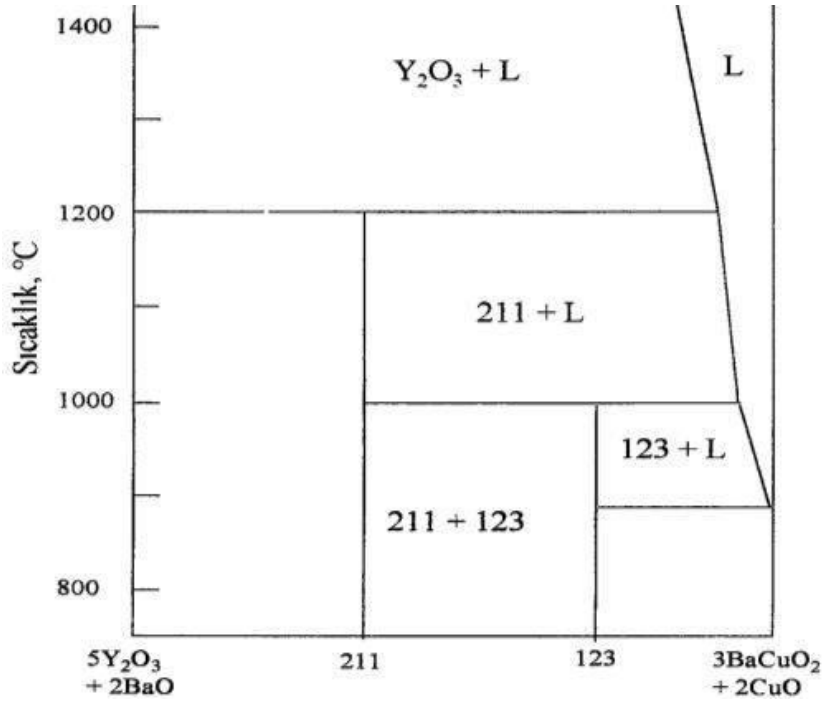
YBCO sistemi belirli oranlarda karıştırılmış Y_2O_3 , $BaCO_3$ ve CuO kimyasallarının uygun sıcaklık değerlerinde ısıl işleme sokulması ile elde edilir. YBCO sisteminde iki tür peritektik reaksiyon bulunmaktadır: $1200^\circ C$ 'nin üzerinde YBCO bileşiği yüksek sıcaklıklarda ayrışarak $Y_2O_3 + L$ (L: 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 1.5).



Bu sistemde Y123 fazı katı Y211, Ba-Cu-O tabanlı sıvı faz ve oksijen gazı formundadır. Bu reaksiyondaki Y211 fazı ve sıvı, ön-sinterlenmiş bir örneğin peritektik sıcaklığının (T_p) oldukça yukarısındaki bir sıcaklığa hızlı bir şekilde ısıtılmasıyla istenilen kompozisyonda üretilebilir. Tane büyümesinin tamamlanması ve mikro yapıda oldukça büyük boşlukların oluşumunun engellenmesi için ısıl işlem şemasındaki sıcaklık değişimi hızlarının, ısıtma ve soğutma süreçleri boyunca oldukça dikkatli bir şekilde optimize edilmesi gerekir.

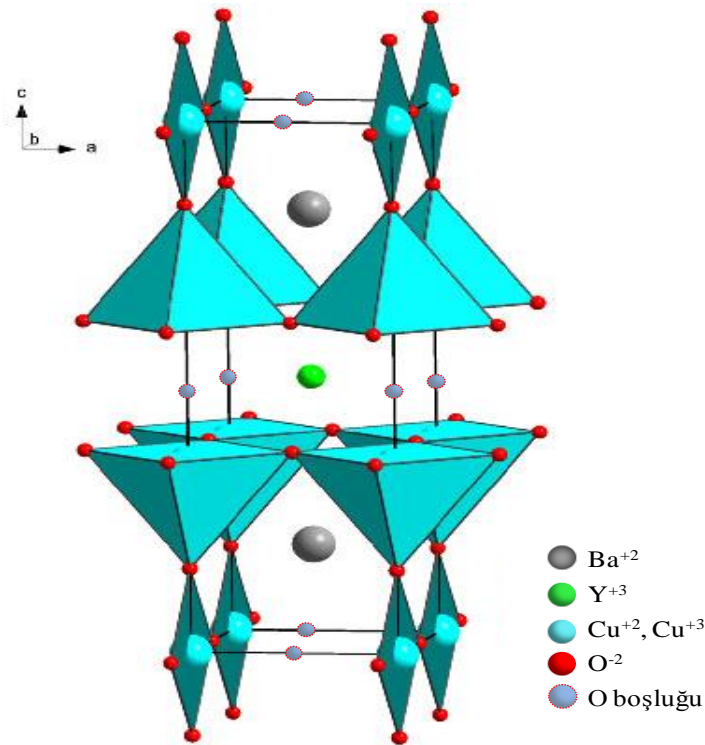


Şekil 1.5. YBCO bileşiği için ikili faz diyagramı (Murakami, 1992).

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 'in 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.

1.2.2. YBCO Sisteminin Kristal Yapısı

$\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ bileşiklerinde Şekil 1.6'da görüldüğü gibi CuO zincirleri ve süper iletimde baskın rol oynayan CuO_2 düzlemlerinin oluşturduğu tabakalaşmış bir yapı vardır (Cardwell, 2003). Bileşikteki x parametresi malzemenin elektriksel ve yapısal özellikleri bakımından düzenleyici bir faktördür. Yapıdaki oksijen içeriğinin $1 \leq x \leq 0$ arasında bir oranda değişmesiyle kademeli olarak yapıda değişiklikler meydana gelir. Yapı içindeki oksijen miktarı $0,5 < x < 1$ olduğunda yapı süperiletken olmayan tetragonal fazda iken x değeri 0,5 olduğunda kristal yapıda değişim olur ve 0,2 değerinin altında süperiletkenlik özellikleri açığa çıkmaya başlar. Yani oksijen miktarı $0 < x < 0,5$ olduğunda yapı içindeki oksijen miktarı daha fazla olacağından yapı süperiletken faz olan ortorombik yapıya dönüşür (Jorsengen vd., 1987). Ayrıca süperiletken geçiş sıcaklığının oksijen miktarına duyarlı olmasından dolayı bileşikteki oksijen miktarı önemli bir etkidir. YBCO süperiletkeni için birim hücredeki oksijen atomlarının sayısı 6,7 değerine düştüğünde T_c değeri 55-60 K arasında bir sıcaklığa düşerken 6,41 değerinin altına düştüğü zaman malzeme artık süperiletken değildir (Alecu, 2004). Birim hücredeki oksijen atomlarının sayısının 7 olması yani x değeri sıfır olduğu durumda yapısı tamamen süperiletken fazda olan malzemenin T_c değeri 90 K üzerindedir (Benzi vd., 2004).



Şekil 1.6. $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ bileşiğinin kristal yapısı (Cardwell, 2003).

$YBa_2Cu_3O_{7-x}$ ortorombik birim hücresi c -ekseni boyunca Y, Cu(2), BaO, Cu(1), BaO ve Cu(2) düzlemlerinin oluşturduğu bir paket gibidir. Temel yapısında her köşesinde Cu atomları, kenar ortalarında ise oksijen atomları yer alan, birinin merkezinde Y atomu ve diğer ikisinin merkezinde ise Ba atomu bulunan üç kübik yapı bulunur. Ayrıca, 2 tane perovskite yapıya sahip Cu düzlemleri vardır. Y'nin en yakın 8, baryumun ise en yakın 10 oksijen komşusu vardır. Ayrıca, Y düzleminde 4 tane, Cu(1) düzlemlerinde ikişer tane olmak üzere toplam sekiz tane oksijen boşluğu vardır (Cardwell, 2003; Todt vd., 1997).

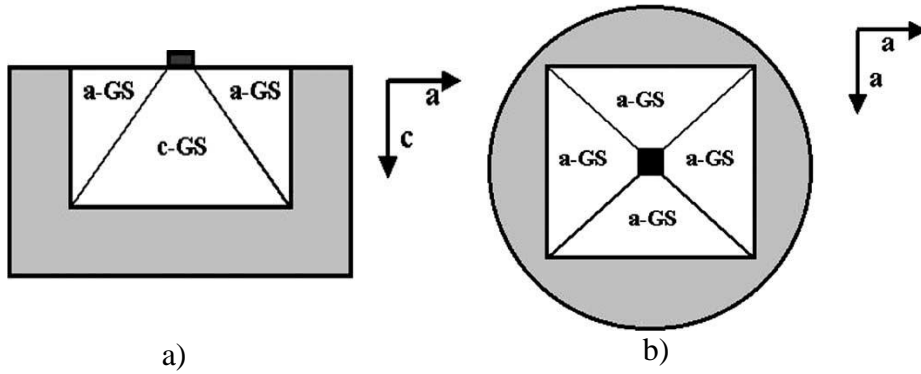
1.3. YBCO Tek Kristal Üretimi

YBCO külçe süperiletken üretiminde kullanılan temel yöntemler katıhal tepkime yöntemi ve eritme yöntemleridir. Süperiletken üretiminde daha başarılı sonuçlar elde edildiğinden eritme yöntemleri tercih edilmektedir (Murakami, 1992). Temelde bütün eritme yöntemleri 1000 - 1080°C arasında meydana gelen, bir katı ile bir sıvı fazın birleşerek yine katı bir faz oluşturduğu peritektik reaksiyonlara dayanmaktadır. Eritme yöntemleri de yöne bağlı olmayan eritme-büyütme ve yöne bağlı eritme-büyütme olmak üzere iki kısma ayrılır.

Yöne bağlı olmayan yöntem, genellikle yaklaşık 1 cm boyutlarında olan keyfi yönlenmiş tanelerin oluşmasına neden olur. Her bir tane (00 ℓ) düzlemi boyunca yığılmış, düşük açılı tane sınırlarıyla ayrılan büyük Y123 kristallerinden oluşur. Ayrıca büyük külçe süperiletkenlerde J_c değerinde düşüşe neden olan yüksek açılı tane sınırları da bulunmaktadır. HTS örneklerinin c -ekseni doğrultusundaki büyüme, a ve b -eksenlerindeki büyümeden daha fazla olacağından yüksek J_c elde etmek için c -ekseninde hizalanmış tek taneli malzemelerin büyütülmesi gerekir. Bu yüzden yönlü eritme-yönlendirme yöntemleri tercih edilmektedir (Yu vd., 1997). Eritme-yönlendirme yöntemlerinde ya bir sıcaklık gradyanı boyunca yavaş soğutma ya da aşılama yoluyla eksen üstü büyütme kullanılır. Her iki yöntemde de yavaş soğuma oranı önemli bir parametredir. Genellikle Y123 kristalinin büyüme oranı çok düşük olduğu için T_p sıcaklığının altında 0,2 - 1°C/saat hızında bir soğuma oranı kullanılır (Salama ve Lee, 1994). Bu sayede büyüme bölgesinde yaklaşık 30°C'lik bir aralıkta 0,3°C/saat hızla 100 saat gibi uzun bir tutulma zamanı kullanılarak tane büyüklüğünün 30 mm'ye kadar büyütülmesi mümkündür (Xiao vd., 2003).

YBCO malzemesi için eritme işlemi öncesinde Y123 fazına belirli oranlarda Y211 fazı eklenerek daha fazla çivileme merkezlerinin oluşmasına ve erime işlemi sırasında sıvı

kaybının önlenmesinin yanında eritme-yönlendirme-büyütme yöntemi olarak adlandırılan bu teknik sonucunda büyük iyi yönlenmiş fakat Y123 taneleri arasında zayıf bağlantılı bir yapı oluşur. Bu durumda taneler arasındaki akı akışının sınırlanması malzemenin akı tuzaklama yeteneğini sınırlar. Bu durumların üstesinden gelmek için geliştirilen üstten aşılama-eritme-büyütme (Top-Seed-Melt-Growth (TSMG)) yönteminin yönlenmiş büyük külçe YBCO üretiminde diğer yöntemlere göre daha etkili olduğu görüldü. Bu yöntemde Y123 kristali Şekil 1.7’de görüldüğü gibi (100), (010) ve (001) büyüme düzlemleri bir paralel yüzlü biçiminde büyür. Tane büyümesi 4 *a*-büyümesi (*a*-GS) ve 1 *c*-büyümesinin (*c*-GB) büyüme bölgeleriyle ayrıldığı 4 *a/c* ve 1 *a/b* yönlenmiş düzlemleriyle karakterize olmuştur.



Şekil 1.7. a) Örneğin üst yüzeyine yerleştirilen bir çekirdekten büyüyen Y123 tek tanesinin şematik gösterimi, b) büyüme sırasında iki komşu yöneliş arasındaki tane uçlarının sınırları (Diko vd., 2003).

Büyüme sırasında farklı yönelim davranışı gösteren kristallerden oluşan büyüme bölgeleri oluşur. Büyüme bölgeleri, iki komşu yönelim arasındaki kristal kenarlarını gösteren büyüme bölgeleriyle ayrılır. Bir eritme-büyütme işleminin büyüme aşaması sırasında Y211 parçacık boyutu; büyüme hızı, Y211 ile Y123 fazları ve eriyik arasındaki ara yüzey enerjilerine bağlıdır. Çekirdeğin bir başlangıç külçe diskinin üst yüzey merkezine paralel olarak yerleştirilerek başlanılmasına rağmen TSMG yöntemiyle üretilen standart YBCO örneğinin en üst yüzeyinde çekirdek kristali çevresinde en üst noktada çekirdeğin bulunduğu konumdan bir sivrilme meydana geldiği gözlenir. Çünkü YBCO süperiletkeni anizotropik bir yapıda olduğundan *c*-ekseni doğrultusundaki büyüme hızı *a* ve *b*- eksenleri doğrultusundaki büyüme hızından daha fazladır. *a*, *b* ve *c* bölgelerinin büyüme hızlarındaki anizotropi bir akışa neden olur ve bu akış, katılaştan Y123 fazının *c*-büyüme eksenine nüfuz eden tabakalar arasında bir basınç oluşmasına neden olur. Bu

basınç, çekirdek pozisyonundan örneğin en üst yüzeyinden bir sivrilme şeklinde yer değiştirerek kristal büyümesi yukarı doğru gevşer. İtilen Y211 parçacığı nüfuz bölgesinden sıvının geri akmasını önler ve böylece büyüme süresince basınç sürdürülmüş olur (Diko vd., 2003). Sonuç olarak, TSMG yöntemli tek tane YBCO örneklerindeki büyüme bölge sınırları genellikle bir düzlem değil büyüme sırasında bu parametrelerin değişimini yansıtan eğri bir yüzeydir.

Ayrıca ReBaCuO malzemeleri aynı kristal yapıda olduklarından daha yüksek erime noktasına sahip malzemeler ya da sistemler daha düşük sıcaklıklı sistemler için çekirdek olarak kullanılabilirliği anlaşıldı. Tablo 1.1'deki La'un erime sıcaklığının yüksek olması ve geçiş sıcaklığının sıvı azot sıcaklığının yukarısında olmasından dolayı LaBaCuO sisteminin diğer sistemler için çekirdek olarak kullanılabilirliği düşünüldü. Fakat, kritik akım yoğunluklarının küçük olması ve sıvı azot sıcaklığında manyetik alanın artmasıyla birlikte de bu değerlerin aniden azalması bu malzemelerin en ciddi problemlerinden birisidir (Tanaka vd., 1991). Bu nedenle çekirdek olarak Nd ve Sm'um peritektik ayrışım sıcaklıklarının yüksek olması ve yüksek kritik akım yoğunluğuna sahip olmalarından dolayı genellikle NdBCO (Nd123) ya da SmBCO (Sm123) sistemlerinin küçük kristalleri kullanılmaktadır (Leblond vd., 1999; Mendoza vd., 2000; Yu vd., 2003; Zhang vd., 2003; Wang vd., 1998).

Tablo 1.1. Re123 örneklerinin peritektik ayrışım sıcaklıkları (e.n) ve iyon yarıçapları (i.y) (Murakami vd., 1996).

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

Buradaki tek zorluk eritme yönlendirmeli Sm123 ve Nd123'den yüksek kaliteli çekirdek elde etmektir. T_p sıcaklığının altındaki soğumada iki 123 bileşiğinin benzer örgü parametreleri sebebiyle çekirdeğin bulunduğu yüzeyden eksen üstü bir büyüme meydana gelir. Eğer kullanılan çekirdeğin erime sıcaklığı süperiletken malzemenin sıcaklığından fazla değilse ısı işlem süresince çekirdek erir ve süperiletken c-ekseni doğrultusunda değil rastgele büyür. Bunlara ek olarak yüksek erime noktasına sahip süperiletken üretiminde kullanılan bir diğer çekirdek ise MgO çekirdeğidir (Yang vd., 1998; He vd., 2001). Bu

malzemenin kristal yapısıyla ReBCO sisteminin kristal yapısı arasında % 22 oranında uyumsuzluk vardır (Cardwell vd., 2000; URL-1, 2009). Genellikle Re elementleri arasında en yüksek erime noktasına sahip olan NdBCO üretiminde kullanılmaktadır. Diğer külçe LRe süperiletken üretiminde düşük bir başarısı vardır ve yaygın kullanılan bir çekirdek değildir. Başarılı sonuçlar alınması için kullanılan bir diğer çekirdek de NdBCO sistemine Mg katkılanmasıyla elde edilen (Nd-Ba-Cu-Mg-O) kendi üretken çekirdeğidir (Shi vd., 2006).

Mühendislik uygulamalarında yüksek geçiş sıcaklığına, yüksek akım taşıma kapasitesine sahip olmaları ve klasik mıknatıslara göre çok daha fazla alan tuzaklayabilmelerinden dolayı külçe süperiletken malzemeler tercih edilmektedir (Delemare vd., 2000; Cardwell vd., 2002; Ikeda vd., 2011). Bu yüzden, kullanılacak olan malzemenin tane sınırları bulunmayan tek kristal yapıda olması arzu edilir ve tek kristal malzeme üretiminde ise uygun şartların belirlenmesi önemlidir (Hari Babu vd., 2012).

Ayrıca, YBCO tek kristal üretimi ile yüksek J_c elde edilebilmesinin yanında manyetik alan altındaki J_c değeri Y123 tanelerinin içerisindeki kusurların yoğunluğuna bağlıdır. Mümkün akı çivileme merkezleri olarak görev yapan bu kusurlar oksijen boşlukları, dislokasyonlar, yığılanma kusurları, kimyasal katkılar ve ikincil faz parçacıklarıdır. Dış manyetik alanda kuvvetli çivileme kapasitesi elde edebilmek için bu kusurların boyutlarının nanometre mertebelerine inceltilmesi gereklidir (Jun vd., 2011). Temelde, Y123 tek kristal yapısı bütün külçe boyunca ve % 25-30 miktarında ince dağılmış yeşil Y_2BaCuO_5 (Y211) fazı olarak adlandırılan süperiletken olmayan içeriklerin bulunduğu bir yapı içerisinde büyür. Süperiletken yapı içerisinde dağılmış olan süperiletken olmayan Y211 içeriklerinin varlığı Y211 tanelerinin etrafında dislokasyonların ve yığılanma kusurlarının yüksek yoğunlukta olmasından dolayı çivileme özelliğinin gelişmesine yardımcı olur (Prikhna, 2006). Dahası, Y211 parçacıkları tek tane YBCO süperiletkenleri için etkin çivileme merkezleridir, fakat parçacık boyutları 10 μm 'den çok daha büyüktür. Diğer yandan, Y211 parçacıklarının boyutunun 1 μm 'den daha fazla küçültülmesi ve akı çivilemesinin artırılması zordur (Wang vd., 2013). Süperiletken teorisine göre, etkin akı çivileme kuvveti sadece parçacık boyutlarının eş uyum uzunluğuna (ReBCO için $\zeta_{ab} \approx 1-2$ nm) yaklaştırılabildiği zaman elde edilir (Li vd., 2014). Bu yüzden, etkin çivileme merkezleri olarak kullanılabilecek olan ikinci faz nano parçacıklarının varlığı külçe süperiletkenlerin J_c değerlerini artırabilmek için önemlidir.

Son zamanlarda, bulunan yeni tür nanoboyutlu $(\text{Re})_2\text{Ba}_4\text{CuMO}_y$ ($M = \text{Bi, Ta, W, Mo, Zr, Hf, Ag, Sb, vb.}$) katkılarının TSMG külçe YBCO örneklerinde etkin çivileme merkezleri olarak görev yaptığı ve külçe YBCO süperiletkeninin J_c değerini geliştirdiği gözlemlendi (Wang vd., 2013). Fakat, Y211 parçacıklarının incelttilmesinde CeO_2 formundaki Ce katkılarının kullanılmasının ucuz olması ve peritektik erime sırasında Ce'un çözünmesinden dolayı CeO_2 katkısı önemli ölçüde etkili olmaktadır (Diko vd., 2008).

Bunlara ek olarak, kimyasal olarak YBCO ile reaktif olmayan ve YBCO ile çok az bir örgü uyumsuzluğu olan (% 0,6) süperiletken olmayan Y_2O_3 parçacıklarının kullanılması $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ süperiletken ince filmlerinde akı çivilemesini arttırarak taşınan akım yoğunluğunu (J_{ct}) arttırır (Sebastian vd., 2013; Wiswanathan vd., 2007). Ayrıca, Y_2O_3 tabakasının külçe YBCO örneklerinin kristal büyümesinde etkili olduğu görülmüştür (Çakır ve Aydın, 2011).

Bunlara ek olarak, YBCO kristalini büyütmek için uygun parametrelerin belirlenmesi gerekir. Bu parametreler malzemenin kompozisyonuna, matris ile çekirdek arasındaki etkileşime ve çekirdeklenme yöntemine bağlıdır. Eritme yönlendirme ve çekirdeklenmenin bir birleşimi olan TSMG yöntemi etkinliğinden dolayı büyük tek taneli YBCO üretiminde tercih edilmektedir. TSMG yöntemi ise süperiletkenin çıkarılacağı maksimum sıcaklığa ve çekirdeklenmenin yapılacağı duruma göre soğuk aşılama ve sıcak aşılama olmak üzere iki kısma ayrılır (Jee vd., 1998).

1.3.1. Soğuk Aşılama Yöntemi

Çekirdek kristalinin malzeme erimeden önce malzemenin üst yüzeyinin merkezine yerleştirildiği TSMG yöntemi için genellikle soğuk aşılama tekniği olarak bahsedilmektedir. Bu yöntemde preslenerek kalıp haline getirilen örneğin üst yüzeyine oda sıcaklığında çekirdek yerleştirilerek fırına konulur ve fırın kullanılan çekirdeğin erime sıcaklığının altında bir sıcaklığa ısıtılır. Kısa bir süre bu sıcaklıkta bekletilmesinin ardından $0,5-1^\circ\text{C/saat}$ gibi çok yavaş bir soğuma oranıyla peritektik sıcaklığının altında bir sıcaklığa soğutulur ve sonrasında daha hızlı bir soğuma oranıyla oda sıcaklığına soğutulur.

Bu yöntem basit olduğu için kullanımı avantajlıdır, çekirdek yerleştirilmesi için özel bir fırın kullanımına gereksinim duyulmaz. Soğuk aşılama yönteminde malzeme tamamen ayrışacağından, çekirdeğin erimemesi önemlidir (Hinai vd., 2001). Bu yüzden, bu teknikte Re123 ailesinde en yüksek erime sıcaklığına sahip olduğu için genellikle Nd123 tek kristali

kullanılmaktadır. Malzemenin maksimum sıcaklığı Nd123'ün erime noktasından düşük olsa bile çekirdek ile malzeme ara yüzünde çekirdek kısmen de olsa Ba-Cu-O sıvı fazına ayrışır (Jee vd., 1998).

1.3.2. Sıcak Aşılama Yöntemi

Kaliteli yüksek sıcaklık süperiletkeni üretiminde çekirdek kullanımı etkili bir yöntemdir. Fakat ısıl işlem sırasında çekirdek olarak kullanılan malzemelerinin erime sıcaklıklarının üzerinde bir sıcaklığa çıkılamamaktadır ya da MgO çekirdeği kullanılmaktadır. MgO'in erime sıcaklığı çok yüksek olmasına rağmen kristal yapısında ReBCO örneklerine göre uyumsuzluk vardır. Bu gibi kullanılan çekirdekten kaynaklanan problemleri ortadan kaldırmak için sıcak aşılama yöntemi geliştirildi. Bu yöntemde bir ReBCO örneği T_p sıcaklığının oldukça üzerinde bir sıcaklıkta eritilir ve örneğin yüzeyine küçük bir ReBCO çekirdeği yerleştirilmeden önce 123 fazı oluşum sıcaklığının hemen üstünde bir sıcaklığa soğutulurak bu sıcaklıkta örneğin üst yüzeyine çekirdek yerleştirilir (Jee vd., 1998).

Fakat bu yöntem yüksek sıcaklıklarda erimiş malzemenin üzerine gerekli konuma bir çekirdek yerleştirebilmek için özel olarak üretilmiş bir fırına gereksinim duyacağından çok pratik değildir. Bu aşamada çevre şartlarını kontrol etmek çok önemlidir ve LRe atomlarının Ba atomlarıyla yer değiştirerek oluşturabileceği bir katı çözelti oluşumu önlenmelidir. Bunlara ek olarak, yapıya az miktarda oksijen katılanması çekirdek işlemini etkileyebilir hatta malzemelerin T_c değerlerinin düşmesine neden olabilir (URL-2, 2009). Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda örneğin üst merkezine çekirdek yerleştirebilmek usta beceri istediğinden aynı kalite iki örnek üretilebilmesi zordur (Oda vd., 2009).

1.4. Külçe Süperiletkenlerin Boyutlarının Arttırılması

Külçe süperiletkenlerin mühendislik uygulamalarında kullanılabilmesi için J_c değeri ve alan tuzaklama özelliklerinin arttırılması gereklidir ve bunun için küçük boyutlu 211 parçacıklarının düzgün bir şekilde dağıldığı, içerisindeki tane sınırlarıyla bağlantılı olan, zayıf bağlar içermeyen büyük taneli örnekler üretilmelidir (Murakami, 1992). Bu nedenle J_c değerinin arttırılması için tane boyutunda meydana gelebilecek bir genişleme

temelde çok önemlidir. Büyük taneli malzeme üretiminde külçe YBCO için TSMG ve çok çekirdekli eritme-büyütme (Multy-Seeding-Melt-Growth (MSMG)) gibi üretim teknikleri kullanılmaktadır. Bunun yanında TSMG yönteminde çapı 10 cm değerini aşan büyük taneli malzeme üretimi oldukça zordur. Diğer yandan MSMG yöntemiyle büyük taneli örnekler üretilebilmesine rağmen malzeme içinde zayıf bağ gibi davranan tane sınırları bulunur. Bu nedenle pratik uygulamalar için arzu edilen boyut ve geometrilere, hızlı ve pahalı olmayacak bir şekilde üretilebilen bir boyutta tek taneli kristallerin eklenebileceği yöntemlere ihtiyaç vardır (Yoshioka vd., 2002). Külçe süperiletkenlerin boyutlarının artırılmasında süperiletken örneklerinin birbirine eklenmesi pratik bir yöntemdir. Fakat başarılı bir ek yapılması için süperiletken ekin kalitesi önemlidir. Çünkü eklenmiş malzemelerde genellikle boşlukların ve sıkışmış sıvı fazın varlığı görülür. Ayrıca matrisle eklenecek olan malzemenin örgü parametreleri arasındaki uyumsuzluklar malzemede çatlaklar oluşmasına neden olur. Bazı eklenmiş alaşımlar eklenecek olan malzemelerden daha düşük T_c ve dolayısıyla daha düşük J_c sunmaktadır. Bütün bu faktörler süperiletken ekin kalitesini sınırlayan faktörlerdir (Puig vd., 2001). Bu kusurların varlığı tane sınırlarında süper akımların akmasını engelleyeceğinden ara yüzey eklenmiş külçenin en kötü bölgesinin ulaşabileceği performansı belirler. Bu durum, eklenmiş bölge aynı kristolografik yönelime ve hiçbir artık bulaşımı olmayan mikroyapıya sahipse aşılabilir (Noudem vd., 2001).

Şimdiye kadar iki temel ekleme yöntemi kullanılmıştır. Bu yöntemlerden biri iki tek kristal külçenin hiçbir ek malzeme kullanılmaksızın birbirine eklendiği doğrudan ekleme, diğeri ise uygun bir ek malzemesi kullanılarak süperiletkenlerin birbirine eklendiği lehim malzemeli ekleme yöntemidir (Iida vd., 2004).

1.4.1. Doğrudan Ekleme Yöntemi

İlk olarak Salama ve Selvamanickam (1992) tarafından geliştirilen bu yöntemde yüzeyleri iyi bir şekilde parlatılmış iki külçe YBCO süperiletken yüz yüze yerleştirilmiş ve birkaç MPa basınç altında 920-980°C aralığında bir sıcaklığa ısıtılmıştır. Bu yöntemle iyi süperiletken özelliği gösteren küçük örnekler başarılı bir şekilde eklenmesine rağmen, eklenen yüzeyler iyi bir şekilde temas etmediği için daha büyük malzemelerin üretiminde başarılı sonuç elde edilememiştir. Sonuç olarak, boşluk ve artık sıvı faz gibi kısımların eklenmiş ara yüzeyde kalması iyi değildir. Y123 ana fazın erime noktasına yakın bir

sıcaklıkta uzun bir süre bekletilerek yapılan bu tür bir ısıl işlem, külçe Y123'ün bozulmasına ve sıvı fazın akıp gitmesini neden olur. Bu şekilde Y211 ve CuO gibi ikinci fazların ara yüzeyden ayrılması eklenen ara yüzeydeki karakteristiğın bozulmasına neden olur (URL-3, 2012). Bu nedenle bu ekleme yöntemi büyük YBCO süperiletkenlerinin üretilmesinde kullanışlı değildir. Fakat oksijen ortamında yapılan ısıl işlem yönlenmiş tek tanelerdeki çatlakların onarılması için kullanılabilir. Bu şekilde yapılan ısıl işlem çatlakları iyileştirdiği için tuzaklanan manyetik alan ölçümlerinde zayıf bağ davranışı gözlenmez (Chen vd, 2002 (2)). Ayrıca, eklenen yüzeyler (110) yüzeylerine paralel olduğu zaman büyüme işlemi zig-zag şeklindedir ve böylece büyüme kısmından itilen 211 parçacıkları azaltılmış olur ve sonuçta ek bölgesinde birikme meydana gelmez.

1.4.2. Lehim Malzemeli Ekleme Yöntemi

Lehim malzemeli ekleme yönteminde ek bölgesinde meydana gelebilecek olan problemlerin üstesinden gelmek ve kristal yöneliminin kontrol edilmesi için son derece yoğun sinterlenmiş lehim malzemesi kullanılır. Bu ekleme yönteminde, iki YBCO malzemesi erime sıcaklıklarından daha düşük bir erime sıcaklığına sahip lehim malzemeleri kullanılarak kaynak yapılır. Bunun için ek malzemesi olarak Y123'ün erime noktasından daha düşük sıcaklıklarda sıvı fazda bulunan $BaCuO_2-CuO$ (tercihen $3BaCuO_2+2CuO$) ve Re123 (Re = Ho, Er, Tm, Yb) bileşimlerin ince dilimleri ve Ag_2O kullanılır. Başlangıçta eklenen ara yüzeyle bağlantısız olan ince dilimlere erimesi ve kaynaşması için $900-990^{\circ}C$ aralığında bir sıcaklıkta 1-10 saat süreyle bir ısıl işlem uygulanır ve $2^{\circ}C/h$ 'den daha hızlı olmayan bir hızla oda sıcaklığına soğutulur (Bozzo vd., 2006; Iida vd., 2002; Harnois vd., 2002; Noudem vd., 2001; Schmitz vd., 1998; Yoshioka vd., 2002; Zheng vd., 1999).

$BaCuO_2-CuO$ tipi bileşim yaklaşık olarak $870^{\circ}C$ civarında ötektik kristal erimesine neden olarak sıvı faz oluşturur. $3BaCuO_2 + 2CuO$ kompozisyonunda Y123, Y211 ile birleşir. Böylece Y123 fazı yeniden oluşur ve böylece ek kısmında süperiletken karakteristiği bozulmadan kalabilir (URL-3, 2012).

Ho123, Er123, Tm123 ve Yb123 süperiletkenlerinin erime noktaları yaklaşık olarak sırasıyla $990^{\circ}C$, $980^{\circ}C$, $960^{\circ}C$ ve $900^{\circ}C$ 'dir. Bu külçeler $900-990^{\circ}C$ arasında uygun bir sıcaklığa ısıtılırsa bu süperiletkenlerin ince dilimlerinde sürüklenme ya da kısmî sıvı faz oluşur. Bu sıcaklık azaltılırsa malzemedeki fazlar süperiletken olmaya başlar, böylece ek

kısımının ara yüzeyinde karakteristik yapı bozulmamış olur. Yb123 malzemesinde sıvı kaybı fazla olduğundan zayıf süperiletken özelliklere sahiptir ve dolayısıyla tercih edilen bir kaynak malzemesi değildir. Tm123 malzemesi kullanılan kaynak işlemlerinde birleşme bölgesinin süperiletkenlik ve mekaniksel özelliklerinin YBCO külçesine benzer olmasının yanında kaynak işlemini basitleştirdiği ve işlem süresini azalttığı için pratik uygulamalar için umut vericidir (Prihna vd., 2003). Ho123 ve Er123 malzemeleri ise YBCO'ya benzer süperiletken özelliklere sahiptir ve bu özelliğinden dolayı kaynak malzemesi olarak iyi birer adaylardır (İida vd., 2004). Fakat buradaki temel sorun ise zaten ferromanyetik özellikte olan bu malzemelerin süperiletken fazda üretilebilmesidir. Bunun için üretim şartlarının dikkatli bir kontrolü gerekir.

Bilindiği gibi ferromanyetizma ve süperiletkenlik birbirine düşman bir doğaya sahiptir. Homojen olan bir sistemde aynı anda hem süperiletkenlik hem de ferromanyetizma bulunamazken homojen olmayan sistemlerde birim hücrenin yerel çevrelerinde ferromanyetik ve bazı bölgelerinde ise süperiletken özellik aynı anda olabilir (Habermeier ve Cristiani, 2002; Habermeier, 2004; Singh, 2011; Topal, 2011). Ayrıca, hiçbir manyetik katkı ya da komşu atomu olmayan nano boyutlu parçacıklarda ferromanyetizma görülebilir (Hasanain vd., 2011; Shipra vd., 2007; Yanmaz vd., 2009). Çünkü malzemeler için atomlar arası mesafe (r), atomik yarıçapı (r_a) olmak üzere $r/2r_a$ oranı kritik bir değerdir. Bu değer 1,5 değerini aştığı zaman malzeme ferromanyetik özellik kazanır (Omar, 1993).

Ag katkısı YBCO süperiletkenine hem mekanik dayanıklılık sağlar hem de malzemenin erime sıcaklığını yaklaşık 40°C düşürür (Puig vd., 2001; Roa vd., 2010). Bu nedenle Ag₂O katkılı YBCO süperiletkeni ek malzemesi olarak kullanılır. Üstelik kullanılan süperiletken kaynak malzemelerinin yanında kullanılan ve erime noktası yaklaşık 960°C olan Ag difüzyonu hızlandırdığı için ek yapımını kolaylaştırır. Ayrıca, soğuma işlemi sonrasında külçelerde Ag katkısına benzer olarak ikinci bir faz olarak çatlak oluşumunu engeller (Diko vd., 2001). Böylece süperiletken sürekli faz olur ve ekleme ara yüzeyinde karakteristik bozulmamış olur (İida vd., 2004). Süperiletken ekin ara yüzey bölgesinde ortaya çıkan ve ekin performansını etkileyen sıkışmış sıvı faz lehim malzemeli eklemede önemli bir etkidir. Bu durum, eklenen yüzeylerin arasındaki genişlik ve başlangıçta pürüzlü olan yüzeylerin keskinliği azaltılarak engellenebilir. Ayrıca 211 parçacık boyutlarının küçültülmesi de mikroyapının gelişmesini destekler (Noudem vd., 2001). Böylece sıvı faz kaybı minimuma indirilir. Bu nedenle iki süperiletken arasına

yaklaşık 50 μm kalınlığındaki Ag folyolar kullanılarak Ag'nin ara yüzeyde ana matrise difüz edebileceği bir sıcaklıkta ısı işlem uygulanarak da başarılı bir ek yapılabilir (Bartolome vd., 2010).

1.5. Süperiletken Mıknatıslar

Süperiletkenler geçiş sıcaklığının altındaki sıfır direnç özelliklerinden dolayı büyük öneme sahiptirler. Geçiş sıcaklıklarının yüksekliklerine göre HTS ve LTS olmak üzere iki gruba ayrılırlar. Külçe LTS'lerde genellikle akı boşalması meydana geldiğinden HTS örnekleri gibi durgun manyetik alanı tutamazlar. Ayrıca, külçe HTS örnekler uygulanan manyetik alanı tuzaklayarak yüksek manyetik alan üretebilirler (Nakamura, 2007). Fakat farklı mühendislik uygulamalarında kullanılmaları için çeşitli şekillerde ve boyutlarda olmaları gerekir. Karmaşık şekilli süperiletkenler genellikle eritilip büyütülmüş külçelerden kesilerek ya da mekanik olarak öğütülerek üretilir. Külçe süperiletkenlerin kırılgen olmalarının yanında üretim işlemi sırasında malzemede tuzaklanan manyetik alan değerinin azalmasına neden olan çatlaklar oluşur (Ikeda vd., 2011). Çatlak oluşumunu engellemek ve süperiletkenlerin kalitesini arttırmak için TSMG yöntemi en etkili yöntemdir. Bu sayede üretilen ReBCO süperiletkenleri 14 T değerine kadar manyetik alan tuzaklayabilir (Hari Babu vd., 2012). Bu yüzden elektromanyetik makinelerin geliştirilmesinde külçe süperiletkenlerin kullanılması önem kazanmıştır (Werfel vd., 2012; Granados vd., 2002; Kim vd., 2009; Nakamura vd., 2007; Noto, 2004; Saho vd., 2009; Sekiya vd., 2005).

HTS'ler algılama sistemleri için önemli bir parametre olan sinyal / gürültü (S/N) oranının geliştirilmesine katkıda bulunarak var olan ölçüm yöntemlerinin görüntü kalitesinin arttırılmasına imkân sağlar. Bu durum örnek gürültüsünün ölçüm cihazının gürültüsünden baskın olmadığı nükleer manyetik rezonans (NMR) spektroskopisi ve manyetik rezonans görüntüleme (MRI) gibi manyetik rezonans (MR) uygulamaları için avantaj sunar (Anlage, 2001). Mıknatıslar, MR sistemlerinde manyetik alan üretmek için kullanılan temel bileşendir. Yapılan çalışmalar sonucunda temiz görüntüler elde etmek için durgun manyetik alan üretebilecek farklı şekilli mıknatısların kullanılması gerektiği ve selenoid yapının en etkili ve ekonomik bobin olduğu görülmüştür. Normal selenoidler, alanın homojen bir şekilde dağıtılması esasına dayanan tek bir selenoid ya da birkaç eş merkezli simetrik selenoidten oluşur (Wang vd., 2012 (1)). Bir örneğin yüksek

çözünürlüklü NMR spektrumunu elde etmek için manyetik alanın sürekli sabit ve homojen bir dağılımına ihtiyaç vardır (Cui vd., 2012). Ayrıca, görüntü kalitesi ya görüntülenen örnekten gelen sinyalin şiddeti artırılarak ya da sistem ile alakalı gürültü azaltılarak artırılabilir (Cheong vd, 2010).

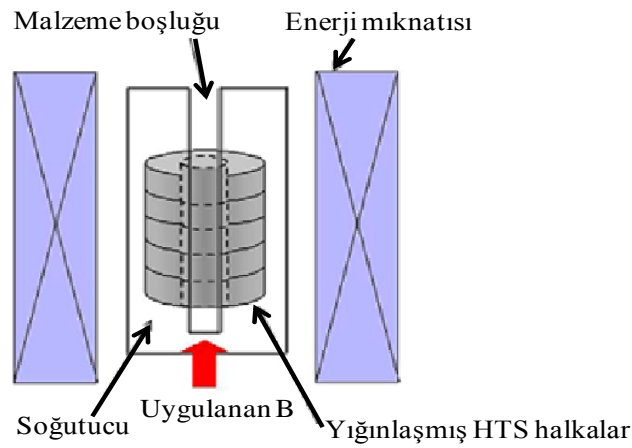
Mıknatıslar, MR cihazlarının en önemli bileşenidir ve cihaz çeşitlerine göre değişiklik gösterebilir de amaç düzgün ve görüntü alabilecek kararlı bir manyetik alan üretmektir. Manyetik alanın en kolay elde edileceği yöntem de mıknatıslardır. Bu amaçla kullanılan manyetik alan 1-1,5 T aralığındadır. Durgun manyetik alan üretebilmeleri ve düşük maliyetli olması açısından HTS YBCO süperiletken mıknatıslar tercih sebebidir.

İlk NMR sistemlerinde kullanılan demir çekirdekli sürekli mıknatıslar, kolay bir şekilde de-manyetize olamaz ve sürekli bir mıknatıs tarafından üretilen alanın büyüklüğü değiştirilemez. Dahası, sürekli bir mıknatıs tarafından üretilen maksimum manyetik alan şiddeti yaklaşık olarak 0,5 T değerindedir ve bu değer vücudun ya da beyinin derinliklerindeki küçük manyetik parçacıkları değiştirebilecek kadar kuvvetli bir alan değildir (Cha vd., 2007). Süperiletken mıknatısların geleneksel mıknatıslara göre çok daha güçlü manyetik alan üretebilme özelliklerinden dolayı bu sistemler için süperiletken tellerden sarılan bobin mıknatıslar devreye girmiştir. Süperiletken mıknatıslar standart elektro-mıknatıslardan daha fazla manyetik alan üretebilmelerinin yanı sıra sarımlarda ısıdan kaynaklanan enerji kaybı olmadığından dolayı kullanımı daha avantajlıdır. Geleneksel süperiletken bir NMR/MRI selenoid mıknatıs herhangi bir kayıp olmaksızın akımın devamlı akmasına izin veren özel eklemlerle birbirine bağlanan her biri kilometrelerce uzunlukta Ni-Sn ya da Ni-Ti alaşımlarının telleri kullanılarak yapılır. Bu mıknatısların çoğu, içlerinde sıvı helyum bulunduran mekanik soğutucuları sürekli kullanarak çalışırlar. Bu malzemelerin avantajı mıknatıs için sarımlarının kolay olmasıdır (Forgan, 2011). Fakat, LTS malzemelerin kritik manyetik alan aralıkları çok küçük olduğundan dolayı bu malzemelerin kullanılmasıyla elde edilebilecek maksimum manyetik alanın 23,5 T değerini aşması çok zordur (Kiyoshi vd., 2010).

Ayrıca, HTS malzemeler büyük bir masraf ya da süperiletken malzeme kullanımının değiştirilmesini gerektirmeden sinyal/gürültü (S/N) oranının geliştirilmesinde eşsiz bir fırsat sunmaktadır. HTS algılama bobinlerinin düşük kullanım sıcaklığı ve düşük direnci, algılama sisteminin S/N oranını belirgin bir şekilde artırır (Anlage, 2001). Bakır oksitlerin seramik yapısına rağmen, küçük HTS filamanların gümüş bir matris içine gömülmesi ile veya HTS malzemelerin metal kaplanmasıyla esnek HTS teller ve bantlar yapılması

mümkündür. Klinik olarak kullanılan MRI mıknatısların manyetik alan şiddeti genellikle 1,5 T'dir. Bu şiddet değeri belirgin bir şekilde artırılabilirse, güçlü manyetik alan gradyanları farklı bölgelerdeki çekirdeklerin farklı hızlarda dönmesine neden olacağından MRI vücudun farklı organları arasında iyi bir ayırım yapabileceğinden vücudumuzun çok daha küçük yapılarının dahi gözlenmesi mümkün olur (Wang vd., 2012 (2)).

Halka şekilli HTS külçelerin bir yığımından oluşan yeni tür küçültülmüş NMR mıknatıs kullanılmasıyla (Şekil 1.8) bir süperiletken telden sarılan bobine göre on kat daha yüksek J_c değeri elde edildiği görülmüştür (Kim vd., 2009).



Şekil 1.8. Külçe HTS halkalı NMR cihaz tasarımı (Kim vd., 2009).

Yenilikçi bir tasarım ve çalışma fikrine dayanan halka NMR mıknatısların yüksek çözünürlüklü ve mikro bobin yapısında olmaları için yeni bir çeşit sürekli mod NMR mıknatısı yerleştirilmiştir (Iwasa vd., 2006; Kim vd., 2009). Sistem, bir halka mıknatıs yığını, halka mıknatıslar için bir kreostat, mıknatısa enerji sağlamak için bir dış elektromıknatıs ve soğutucu bir başlıktan oluşur. Bu yenilikçi tasarım, J_c değeri kullanılan geleneksel LTS tel NMR mıknatıslarından en az 10 katı daha yüksek olan külçe HTS halkaların içindeki güçlü tuzaklanan manyetik alanı kullanır. Bu yeni halka mıknatısın avantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir:

1. Daha yüksek T_c değerine sahip malzemelerin kullanılmasıyla birlikte hem manyetik alanın kararlılığı artar hem de sıvı helyuma olan bağıllık ortadan kalkacağından soğutma sistemlerinin basitleştirilmesi de mümkün olur (Yao vd., 2010). Bu özellikler yeni küçük halka mıknatısların oldukça yoğun ve düşük maliyetli olmasını sağlar.

2. Doğal sürekli mod işleyişi akım kabloları ihtiyacını ortadan kaldırdığından geleneksel tel sarım mıknatıslarla karşılaştırıldığında mıknatıs sisteminin tamamını çok basit yapar (Gagnon vd., 2013).
3. J_c nin yöne bağlı olması ve kalın bir külçe HTS nin doğasındaki büyük perdeleme akımı gibi nedenlerden dolayı külçe HTS tabanlı halka mıknatıslardan kaliteli alan homojenliği elde etmek için halka yığınlarının eksensel yerleşimleri önem kazanır. Bunların yanısıra küçültülmüş NMR halka mıknatıs uygulamaları için 100 μm ya da daha az kalınlıklı HTS ince filmlerinin yığılanmasyla elde edilen yığılanmış ince film bobinler de kullanılır (Kim vd., 2012 (1)).

1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Süperiletken bobin mıknatıs kullanımı standart sürekli mıknatıslara göre hem çok daha yüksek manyetik alan üretilmesinde ve hem de algılama sistemlerinde görüntü kalitesinin artırılmasında önemli bir adımdır. Esnek bir yapıda olduklarından ve bobin sarımları daha kolay yapılabilindiğinden dolayı kullanılan Ni-Sn ya da Ni-Ti LTS malzemeler daha sonraları yerini üst ktitik manyetik alan değerleri daha yüksek olan HTS malzemelere bıraktı. Daha yüksek geçiş sıcaklığına sahip olan HTS malzemeler kırılğan bir yapıya sahip olduklarından uygun yöntemler kullanılarak tel ve teyp şeklinde üretilbilirler. Bu sayede istenilen büyüklüklerde ve özelliklerde mıknatıslar elde edilebilir.

Gerçekte, yüksek alanlı NMR uygulamaları kaliteli ve uzun HTS tellerin üretilmesine bağlıdır. Bununla birlikte, yüksek maliyet ve uzun tel üretimindeki zorluklardan dolayı, NMR/MRI mıknatıs uygulamaları için çok az uygulama vardır. Dahası, külçe bir süperiletkenin J_c değeri genellikle, aynı süperiletkenin tel şeklinden 10 - 100 katı daha büyüktür (Iwasa vd., 2006). Tuzaklanan manyetik alanın ya süperiletken külçelerin yığılanması ile ya da külçelerin boyutlarının büyütülmesi ile artırılacağı bilinmektedir. Nakamura ve arkadaşları (2007) NMR mıknatısları için külçe HTS kullanarak, ne soğutucu dolumu ne de daha büyük bir yükleme alanı gerektirmeksizin yüksek ve durgun bir manyetik alan üretimini başardı ve böylece MR mıknatısları üzerindeki bu kısıtlamaların üstesinden gelindi. Bununla birlikte, tuzaklanan alan artan kalınlık ve boyutlarla lineer bir şekilde artmaz (Nagashima vd., 1997). Her bir HTS külçenin yüksek J_c değerine sahip olması özellikle küçültülmüş NMR mıknatıslarının en önemli avantajıdır. Diğer yandan, HTS külçe içerisindeki manyetik alanın lineer olmayan

davranışı uzaysal alan homojenliğinin elde edilmesini zorlaştırır (Kim vd., 2009). En iyi alan homojenliğinin sağlanabilmesi için HTS külçe mıknaatısın içerisindeki herbirinin kalınlığı dikkate alınan külçeler arasındaki eksensel boşluğun optimize edilmesi gerekir. Aynı zamanda, her bir halkanın sıcaklığı alan soğutma sıcaklığında ya da altında tutulduğu sürece indüklenen akım, genlik ve uzaysal dağılım sabit kalır (Kim vd., 2012 (2)).

Ayrıca, alan zırhı uygulamaları ve NMR spektrometreleri için potansiyele sahip olan silindirik tek tanelerden elde edilen bir halka şekilli istiflerin, tuzaklanan alan profilleri bir selenoid tarafından üretilen alan profiline benzerdir. Nakamura ve arkadaşları (2007) disk geometrisinde benzer yükseklik ve çapta üretilen HTS malzemelerden elde edilen halka şekilli tek tane iki süperiletken üretti. Bu iki halkayı bir birine eklemeyen, silindirin uzunluğunu arttırmak için c -eksenlerine paralel olacak şekilde istifleyerek 55 K'de halkaların boş kısımlarındaki tuzaklanan manyetik alanı başarılı bir şekilde ölçtü. Bu ölçümler sonucunda istiflenmiş halkalarının iç boşluklarındaki tuzaklanan manyetik alan değerlerinde çapsal doğrultuda akının iç kısımlara nüfuz etmesini sağlayan muhtemelen istiflenmiş halkalar arasındaki mesafeden kaynaklanan küçük dalgalanmalar gözlemedi (Nakamura vd., 2007). Eş uyum uzunluğunun çok kısa olması, yüksek geçiş sıcaklığı, yük taşıyıcılarının düşük yoğunluğu ve anizotropik yapıda olmaları HTS malzemelerin karakteristik özellikleridir ve T_c üzerinde önemli ölçüde termodinamik dalgalanmalara neden olur. Bu dalgalanmalar süperiletken malzemelerde geniş bir özdirenç geçişine neden olurlar ve etkileri öz ısı, manyetik alınganlık, manyetik direnç, Hall etkisi ve elektriksel iletkenlik özelliklerinde gözlemlenir. Süperiletken malzemelerde termodinamik dalgalanmalardan kaynaklanan iletken fazlalığı süperiletkenlik özellikleri bakımından önemlidir. Çünkü bu dalgalanmalar süperiletkenlik durumunu bozabileceği gibi kararlı bir manyetik alan elde edilmesini de engeller (Ibrahim ve Saleh, 2007; Mohanta, 2011). İletkenlikteki bu dalgalanmalar süperiletken mıknaatıslarda çok daha az olduğundan dolayı, çeşitli uygulamalarda bu mıknaatıslardan üretilen bobinler kullanılmaktadır.

Tek tanelerden oluşan süperiletken halka istiflerde eksensel bir manyetik alan (yani eksensel akım sıfır) üretmek için gerekli olan sadece çapsal akı sızıntılarının önlenmesini sağlayan çevresel akımlardır. Bu nedenle, hem külçe süperiletkende kesin ölçümler yapabilmek hem de kullanımını kolaylaştırmak için sabit bir eksensel manyetik alan üretilmesinde tamamen tek tane ya da tek tanelerin eklenmesiyle elde edilen uzun bir selenoid geometrisi en uygun tercihtir (Shi vd., 2010). Çok yüksek manyetik alanların kullanılmasından önce, çözülmesi gereken bazı zorluklar bulunmaktadır. Öncelikle, çok

fazla elektriksel kayıp olmaksızın ya da NMR spektrometresinin performansını bozmayacak şekilde HTS malzemeler birbirine eklenebilmelidir.

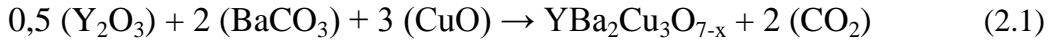
Bu çalışmada, NMR sistemlerinde kullanılmak üzere sabit eksensel bir manyetik alan üretebilmek için yığılanmış külçeler üzerinden akımın hiçbir kesintiye uğramadan akabildiği süperiletken ekler yapılması amaçlanmıştır. Bu nedenle, külçe süperiletkenler TSMG yöntemi ile üretildi ve üretim aşamasında külçe süperiletkenin sıvı kaybını azaltan ve tane büyümesini destekleyen Y_2O_3 tozu kullanıldı. Ekleme işleminde ise literatüre aşağıdaki bilimsel yenilikler ile katkı sağlandı:

- 1) Literatürde katıhal tepkime yöntemi ile üretilen ve yoğun sinterlenmiş Ag_2O katkılı YBCO malzemesi ek olarak kullanılmıştır. Bu çalışmada ise üretilen süperiletkenlerin MPMG yöntemli Ag_2O katkılı YBCO örneği kullanılarak belirli bir basınç altında ısıl işleme birbirine eklenerek boyutlarının artırılması hedeflenmiştir.
- 2) Literatürde eklenen örneklerin ve ek bölgelerinin sadece yapısal özellikleri incelenmiştir. Bu çalışmada ise eklenmiş örneklerin mühendislik uygulamalarında kullanılabilirliklerinin iyileştirilmesi için yapısal özelliklerinin yanında fiziksel özellikleri de incelenmiştir.
- 3) Literatürde ekleme işlemi tek kristal örneğin ikiye bölünerek tekrar bir araya getirilmesi şeklinde yapılmıştır. Bu çalışmada ise iki farklı tek kristal örnek eklenerek yeni bir külçe örnek elde edilmiştir.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. Başlangıç Tozlarının Hazırlanması

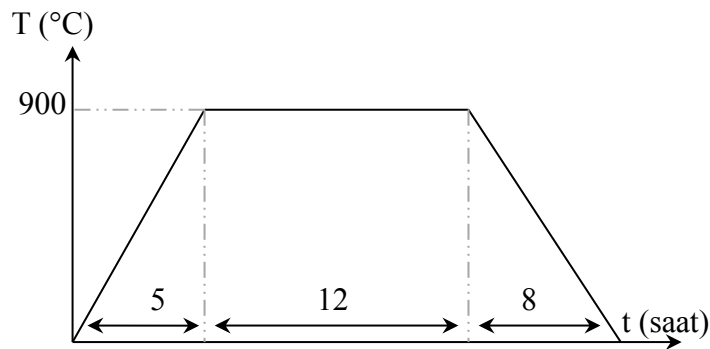
Molekül ağırlıkları ve saflık dereceleri Tablo 2.1’de verilen *Sigma Aldrich* marka tozların uygun oranlardaki miktarları aşağıdaki kimyasal tepkime yardımıyla hesaplandı ve 0,1 mg hassasiyetli *Sartorius* marka elektronik teraziyle tartıldı. Ardından akik taşından yapılmış havan içinde bir süre elle karıştırıldı.



Tablo 2.1. Kullanılan toz bileşiklerin molekül ağırlıkları ve saflık dereceleri

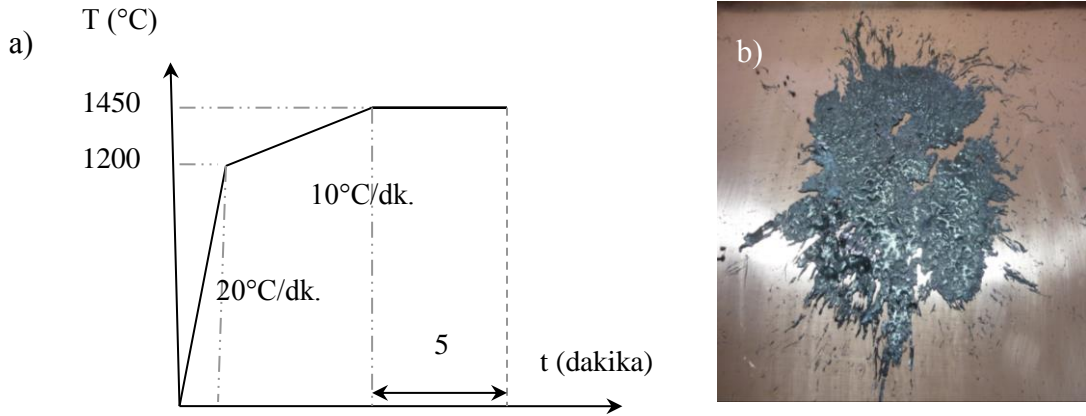
Tozun adı	Sembolü	Molekül ağırlığı	Saflık derecesi
İtriyum Oksit	Y_2O_3	225,81	99,99
Baryum Karbonat	$BaCO_3$	197,35	99,999
Bakır Oksit	CuO	79,54	99,99

Homojen bir karışım elde etmek için toz karışımı 15 dakika süreyle *Retsch* marka öğütme aletinde öğütüldü. Öğütme sonrasında alümina pota içerisinde *KSL-1700X-A2* MTI marka kare fırına yerleştirilerek Şekil 2.1’deki ısı işlem şemasında görüldüğü gibi 900°C’de 12 saat süreyle kalsine edildi. Toz karışımının ilk termo-kimyasal işlemini oluşturan kalsinasyon işleminden sonra malzeme içerisinde nem gibi herhangi bir artık faz kalmaması ve daha homojen bir malzeme elde etmek için bu işlem üç kere tekrarlandı ve her ısı işleminden sonra toz karışım 15 dakika öğütüldü.



Şekil 2.1. Y123 toz karışımının kalsinasyon işlem şeması

Kalsinasyon işlemi ardından elde edilen toz karışımı Platin (Pt) bir pota içerisinde eritme işlemi için kare fırına yerleştirildi. Şekil 2.2a'da verilen ısıtım işlem şemasındaki gibi 1450°C'ye ısıtılan toz karışım, bu sıcaklıkta 5 dakika bekletildikten sonra fırından alınıp bakır bir levhaya döküldü. Erime esnasında faz durumlarını korumak için dökülen toz karışımının üzerine bakır bir plaka ile bastırılarak hızlı bir şekilde soğutuldu ve Şekil 2.2b'de görüldüğü gibi küçük plakalar haline getirildi.



Şekil 2.2. a) Y123 toz karışımının eritme ısıtım işlem şeması, b) Bakır plaka ile hızlı soğutulmuş Y123

Eritilip hızlı bir şekilde soğutulmuş küçük plakalar haline gelen başlangıç malzemesi havanda elle ezilerek toz haline getirildi ve tekrar 15 dakika süreyle öğütüldü.

Hızlı soğutma işlemiyle malzeme içerisinde kısmen çivileme merkezlerinin oluşturulmasının yanında, bu merkezlerin sayılarının artırılması ve küçük boyutlu çivileme merkezlerinin yapı içerisinde homojen bir dağılımının elde edilmesi gerekir. Bilindiği üzere süperiletken faz içerisinde tuzaklanmış süperiletken olmayan Y211 fazı külçe malzemelerde etkin çivileme merkezleri olarak kullanılır (Cloots vd., 2005). Bu nedenle aşağıdaki kimyasal tepkime yardımıyla Y_2BaCuO_{5-x} (Y211) toz karışımı elde edildi.



Y211 için tüm ısıtım işlemleri Y123 ile aynı olmasına rağmen, Y211 fazının yapı içerisindeki boyutlarının küçük olması gerektiğinden öğütme işlemleri 45 dakika süreyle yapıldı.

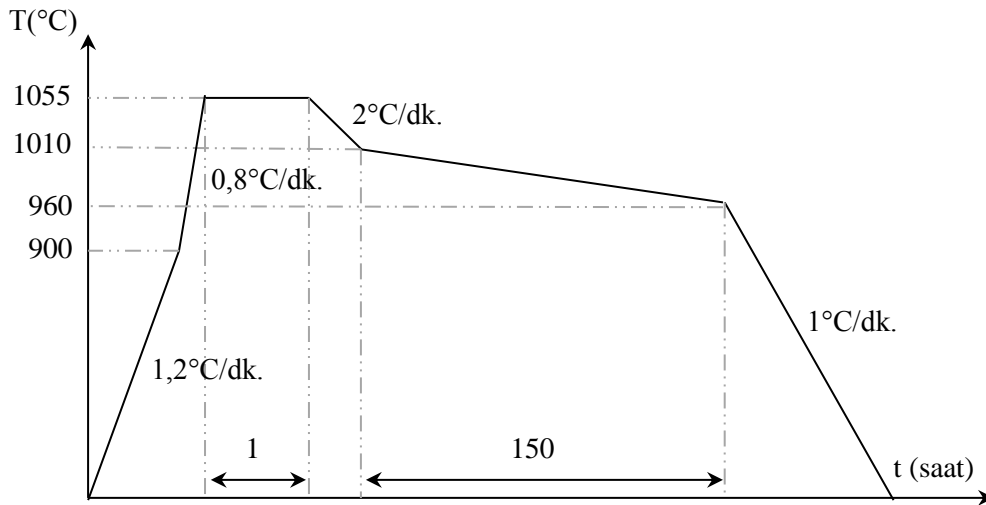
2.2. YBCO Süperiletken Örneklerinin Üretimi

Üretilen toz karışımlardan 14 gr tartılarak, isimleri ve bileşimsel kompozisyonları Tablo 2.2’de verildiği gibi 10 adet ana malzeme 1 dakika uygulama süresiyle 4,5 ton/cm² basınç altında 20 mm çapında tabletler hazırlandı.

Tablo 2.2. Üretilen örneklerin isimleri ve bileşimsel kompozisyonları

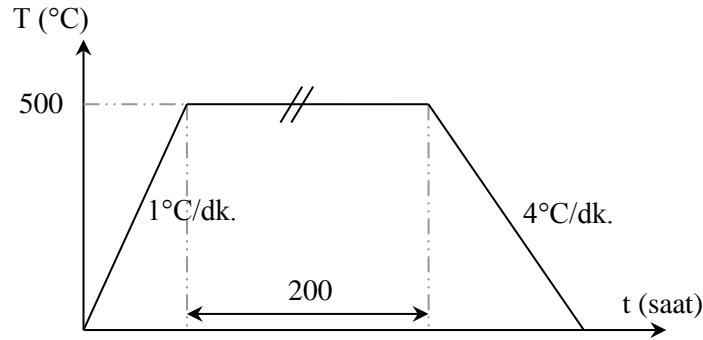
Örnek ismi	Bileşimsel kompozisyon
Y1-a Y1-b	Y123
Y2-a Y2-b	Y123+ % 40 Y211
Y3-a Y3-b	Y123+ % 40 Y211+ % 0,1 CeO ₂
Y4-a Y4-b	Y123+ % 30 Y211+ % 0,1 CeO ₂
Y5-a Y5-b	Y123+ % 20 Y211+ % 0,1 CeO ₂

Örneklerin *c*-ekseni boyunca yönlendirilerek büyümesi için üst yüzey merkezlerine tek kristal Nd123 çekirdeği yerleştirilerek Şekil 2.3’te verilen ısıtım işlem şemasında verildiği gibi kare fırında 1055°C’ye çıkartılarak bu sıcaklıkta 1 saat beklenilmesinin ardından hızlı bir şekilde 1010°C ye soğutuldu ve 1010-960°C arasında yavaş bir şekilde soğutulurak kristal büyütme işlemi yapıldı.



Şekil 2.3. Y123 örneklerinin kristal büyütme ısıtım işlem şeması

Eritme yöntemiyle üretilmiş tek kristal Y123 örneklerinin yoğunlukları diğer yöntemlerle üretilen örneklere göre daha fazladır ve bu kristaller % 100 yoğun olarak kabul edildiğinden 200 saat gibi uzun bir süre ya da ısıl işlem süresini azaltmak için yüksek basınç altında oksijen atmosferinde tavlanaarak oksitlenmesi gerekmektedir (Zheng vd., 2003). Ayrıca, Y123 malzemesi 300°C üzerinde oksijen almaya başladığından oksitleme işleminin 400 - 800°C arasında bir sıcaklıkta yapılabilir. 300 - 400°C arasında malzeme tamamen oksijen alamayacağından dolayı tavlama işleminin 500 - 800°C arasında yapılması gerekir (Diko vd., 2008). Bu nedenle, hem kristal büyütme işlemi sonrasında sıvı azot sıcaklığında süperiletken davranış göstermeyen örneklerin tetragonal fazdan ortorombik faza geçebilmesi hem de varsa yapı içerisindeki çatlakların onarılması ve oksijen boşluklarının doldurulması için Şekil 2.4'te verilen ısıl işlem uygulanarak 500°C'de 200 saat süreyle 300 ml/dak. hızla akan oksijen gazı atmosferinde tavlandı.



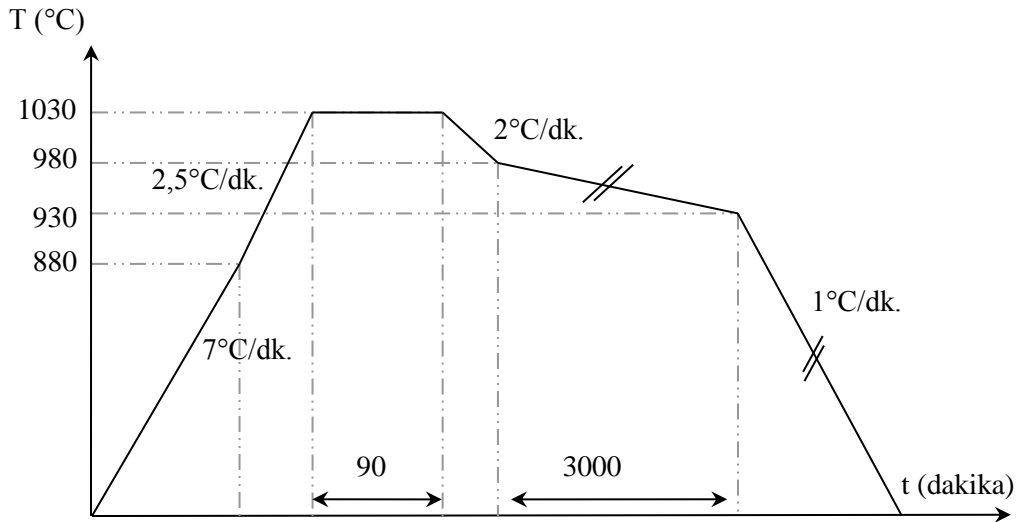
Şekil 2.4. Y123 örneklerinin tavlama ısıl işlem şeması

2.3. YBCO Süperiletken Kaynak Malzemelerinin Üretimi

ReBCO süperiletkenlerinden gerek Ho ve Er malzemelerinin ferromanyetik özellik göstermelerinden dolayı süperiletken fazda üretilmelerindeki zorluktan gerekse Tm ve Yb malzemelerinin düşük J_c sunmalarından, kaynak malzemesi olarak Ag₂O katkılı YBCO kaynak malzemesi üretildi. Literatürden de bilindiği gibi % 15 - 20 oranında yapılan Ag₂O katkısı hem mekanik dayanıklılığı artırırken hem de tane büyümesini destekler ve bu oranın üstünde yapılan katkılar süperiletkenliğin baskılanmasına neden olur (Ateş ve Yanmaz, 1998). Bu nedenle, Kısım 2.1'de anlatıldığı gibi kalsine edilip, eritilen Y123 toz karışımından 10 g tartılarak % 17 molar oranında Ag₂O tozu eklendi. 5 dk. süreyle elle karıştırılan toz karışımından 4,5 ton/cm² basınç altında 20 mm çapında tabletler basılarak Y123 + % 17 molar Ag₂O kompozisyonunda A1, A2, A3, A4 ve A5 örnekleri hazırlandı.

Hazırlanan örnekler herhangi bir çekirdek kullanılmaksızın GSL-1700-80X MTI marka tüp fırına yerleştirildi ve Şekil 2.5'teki ısı işlem uygulanarak maksimum 1030°C'ye ısıtıldı. Bu sıcaklıkta 90 dakika bekletildikten sonra 2°C/dak. hızla 50°C soğutulan örnekler 980 - 930°C arasında yavaş bir şekilde soğutulurak kristal büyümesi sağlandı ve ardından oda sıcaklığına soğutuldu.

Kaynak malzemesi kullanılarak süperiletken örneklerin eklenmesi yönteminde, ek malzemesi olarak yoğun sinterlenmiş örnekler tercih edilmektedir (Harnois vd., 2002; Iida vd., 2004; Noudem vd., 2001). Fakat katihal tepkime yöntemi ile hazırlanan örnekler göre eritme yöntemi ile hazırlanan örneklerin daha iyi J_c 'ye sahip olmasından dolayı eritme-toz-eritme-büyütme (MPMG) yöntemli kaynak malzemeleri üretildi.



Şekil 2.5. Ag₂O katkılı Y123 kaynak malzemesi ısı işlem şeması

Kristal büyütme sonrasında elde edilen örneklerin üst yüzeyleri zımparalandıktan sonra Şekil 2.4'teki ısı işlem uygulanarak 300 ml/dak. hızla akan oksijen gazı atmosferinde 200 saat tavlandı.

2.4. Külçe YBCO Süperiletkenlerin Eklenmesi

10 g üretilen Ag₂O katkılı Y123 örneklerinden yaklaşık 1 mm kalınlığında dilimler kesildi. Y123 ve kaynak malzemelerinin birbiri ile temas edecek olan üst ve alt yüzeyleri zımparalanarak iyice parlatıldı ve c- eksenleri birlerine paralel olacak şekilde iki Y123 örneğinin arasına kaynak malzemesi yerleştirilerek Şekil 2.6'daki gibi üst üste istiflenerek

iki Al_2O_3 plaka arasına konuldu. Malzemeye herhangi bir bulaşma olmaması için Al_2O_3 plakaları ile temas bölgelerine Y_2O_3 tozu serpildi ve şekildeki gibi plakalar arasına yerleştirilen örneklerin üstlerine 2,4 kg'lık bir kütle yerleştirilerek Ag'nin yapı içerisine iyi bir şekilde nüfuz edebilmesi için $1,5^\circ\text{C}/\text{dk.}$ hızla 990°C 'ye ısıtıldı. Bu sıcaklıkta 30 dk. bekletildikten sonra $1^\circ\text{C}/\text{dk.}$ hızla oda sıcaklığına soğutularak külçelerin birbirine eklenmesi sağlandı. Böylece iki Y123 örneği arasına Ag_2O katkılı başka bir Y123 diliminin ısıtma işlemi yapılaştırılması sonrasında Y1, Y2, Y3, Y4 ve Y5 olmak üzere toplamda beş tane eklenmiş örnek elde edildi.



Şekil 2.6. Ag_2O katkılı MPMG Y123 kaynak malzemesi kullanılarak eklenen TSMG Y123 örneklerinin ekleme işlemi

Üretilen YBCO örneklerini, halka haline getirmek için çatlak oluşumunu minimize yapmak ve kısa sürede temiz ve kesin bir kesme sağlamasından dolayı su jeti kullanılarak üst merkezlerinde çekirdeğin bulunduğu konumdan 5 mm çapında bir oyuk açılan örnekler Şekil 2.7'de görüldüğü gibi halka haline getirildi. Bu yöntemde kesme işlemi su ile yapıldığından süperiletken malzemenin yapısında bir bozulmaya neden olmadığı bilinmektedir (Withnell vd., 2005).



Şekil 2.7. Su jeti kullanılarak halka haline getirilen örnekler

Ekleme işleminden sonra su jeti yardımıyla silindirik halka haline getirilen örnekler yüksek sıcaklıklara çıkıldığından oksijenini kaybetmelerinden dolayı örneklerin tekrar oksijen alması ve ek bölgelerinde oluşabilecek boşlukların giderilmesi için eklenen örnekler oksijen ortamında 500°C’de 200 saat süreyle tekrar tavlandı.

2.5. Yapısal Analiz

2.5.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA)

DTA artan sıcaklığa veya zamana bağlı olarak örneklerin referans ve örnek arasındaki sıcaklık farkını (ΔT) aynı anda ölçmektedir. Elde edilen eğrilerden ΔT değerinin pozitif bir değer olması meydana gelen olayın gerçekleşirken dışarıya ısı veren ekzotermik bir reaksiyon olduğunu, bu değer negatif bir değer olması ise olayın dışarıdan ısı alan endotermik bir reaksiyon olduğunu ifade eder. Fiziksel olarak absorpsiyon ve kristalizasyon ekzotermik bir reaksiyon iken desorpsiyon, süblimleşme, erime ve buharlaşma endotermik reaksiyonlardır.

Üretilen bütün örneklerin kalsinasyon ve erime sıcaklıklarının belirlenmesi için *EXSTAR SII TG/DTA6300* marka DTA cihazı kullanıldı. Cihazın fırın kısmında bulunan iki küçük Pt potadan birine yaklaşık 20 μg toz karışımı konularak diğer pota boş bir şekilde referans malzemesi olarak kullanıldı. Cihaz oda sıcaklığından 10 °C/dk. hızla Y123 toz karışımları için 1100°C ve Y211 karışımları için 1300°C sıcaklığa kadar ısıtıldı. Ölçüm süresince potaların sıcaklıkları farkından elde edilen sıcaklık farkları voltaj cinsinden ölçülerek bilgisayar yardımıyla sıcaklığın fonksiyonu (ΔT) olarak çizildi.

2.5.2. X-Işınlari Kırınım Analizi (XRD)

XRD her bir kristalin fazlarının kendine özgü atomik dizilimlerine bağlı olarak X-ışınlarını karakteristik bir düzen içerisinde kırması esasına dayanır. Her bir kristalin fazları için bu kırınım profilleri bir nevi parmak izi gibi o kristali tanımlar. Ölçümden elde edilen eğrilerdeki her bir pikin şiddeti kristal yapıdaki atomların konumları ve termal titreşimleri ile ilgili iken piklerin şekli ve genişliği parçacık boyutu ile ilişkilidir. Ayrıca yapı

içerisinde düzgün bir zorlanma (strain) varsa örnekte pik kayar, fakat şeklinde bir değişiklik meydana gelmez.

Yapının karakteristiği hakkında bilgi edinmek için *Rigaku D/Max III* marka toz difraktometresinde $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1,5418 \text{ \AA}$, 40 kV, 30 mA) ışınımı kullanılarak üst yüzeyleri zımparalanarak temizlenen örneklerin oda sıcaklığında $20^\circ - 60^\circ$ aralığında $3^\circ/\text{dak.}$ hızında ve $0,02^\circ$ adımlarla X-ışını kırınım analizleri (XRD) yapıldı.

2.6. Fiziksel Analiz

2.6.1. Manyetik Kaldırma Kuvveti

Başarılı bir ek yapılabilmesi için, eklenecek olan malzemelerin aynı özelliklerde olması gerekir ve ek malzemesi uygulanan manyetik alana bağlı olarak tanelerin J_c değeri ile kıyaslanabilir büyüklükte bir J_c taşımalıdır (Bozzo vd., 2005). Bu yüzden eklenmiş malzemenin kalitesi en düşük J_c değerine sahip örnekle sınırlandırılır. Külçe süperiletken malzemelerin J_c değerlerini belirlemek için kullanılacak en uygun ölçüm tekniği malzemenin kaldırma kuvvetinin ölçülmesidir. Üretilen örneklerin kaldırma kuvveti ölçümleri sıvı azot sıcaklığında Şekil 2.8'de görülen 110T622 nolu TÜBİTAK projesi kapsamında geliştirilen cihazla yapıldı.



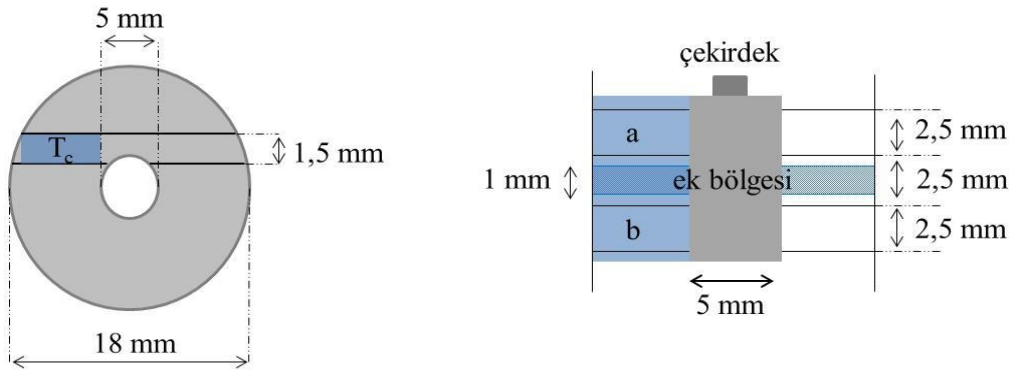
Şekil 2.8. Kaldırma kuvveti ölçüm cihazı

Külçe örneklerin ve silindirik NdFeB sürekli mıknatısı arasındaki düşey kaldırma kuvvetleri ölçümleri 77 K’de hem ZFC hem de FC şartları altında alındı. Örneklerin alan altında soğutulduğu FC durumunda, sürekli mıknatıs 12 mm, 7 mm ve 2 mm mesafeye yerleştirilerek üç farklı soğutma mesafesinde (CH) ölçümler alındı. CH mesafelerinde soğutulan örnekler daha sonra düşeyde 50 mm mesafeye çıkartılarak mıknatıs düşey mesafesi 50 mm’den 1,5 mm’ye kadar örneğe doğru 2 mm/s hızla yaklaştırıldı ve sonra uzaklaştırıldı. Düşey kuvveti ölçmek için kullanılan silindirik sürekli mıknatısın çapı 19,8 mm ve kalınlığı 9,8 mm ve üst yüzeyinin merkezindeki alan $0,5 T$ ’dir.

Yatay kaldırma kuvveti ölçümleri ise yine soğutma mesafeleri 12 mm, 7 mm ve 2 mm olacak şekilde FC işlemi uygulanarak yapıldı. Ölçüm alınırken sürekli mıknatıs düşey doğrultuda kullanılacak olan soğutma mesafesine ayarlandıktan sonra yatay doğrultuda örneğin merkezinden ($x = 0$) başlayarak yatay doğrultuda önce $x = +5$ mm’den $x = -5$ mm değerine ve $x = -5$ mm’den tekrar $x = +5$ mm mesafeye olacak şekilde tam bir çevrim alınarak yapıldı.

2.6.2. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümü

Direnç-sıcaklık değişimleri, standart dört nokta yöntemiyle, *Quantum Design* fiziksel özellik ölçme (PPMS) sistemi kullanılarak 40-120 K aralığında yapıldı. Şekil 2.9’deki şemada görülen kalınlığı yaklaşık olarak 1,5 mm dikdörtgen şeklinde kesilen örnekler, yüksek iletkenliğe sahip gümüş boya kullanılarak, ince bakır tellerle dört 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.

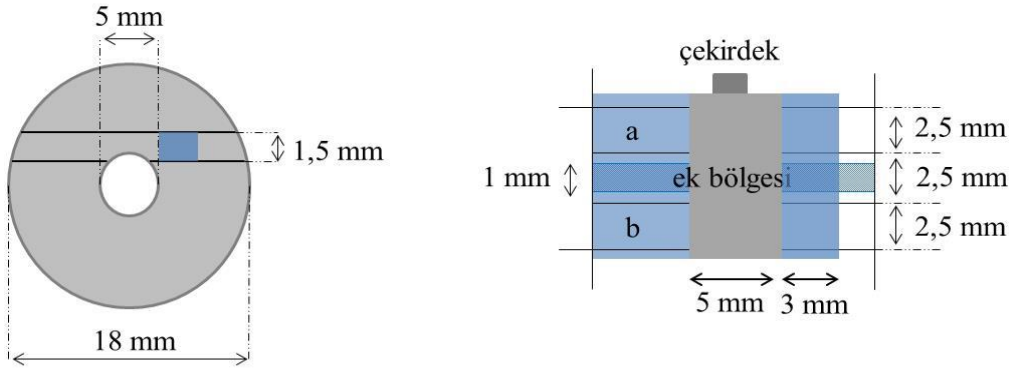


Şekil 2.9. Külçe süperiletkenden direnç ölçümleri için alınan parçaların konumunu gösteren şema

Direnç ölçümleri, 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T gibi farklı manyetik alanlarda yapıldı. Her ölçüm öncesinde örnekler alansız olarak soğutuldu (ZFC) ve manyetik alan c -eksenine paralel olarak uygulandı. Örnekler 40 K değerine soğutulduktan sonra 1 K/dak. hızla 120 K değerine çıkartılırken ölçüm alındı.

2.6.3. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümü

Örneklerin manyetizasyon ölçümleri, *Quantum Design PPMS* sisteminin VSM modülü kullanılarak 30, 50 ve 77 K'lik sabit sıcaklıklarda, 200 Oe/s'lik süpürme hızında ve -5 T ile $+5$ T arasında manyetik alan uygulanarak yapıldı. Ölçüm süresince manyetik alan, boyutları ve konumları Şekil 3.9'da şematik olarak gösterilen bölgelerden kesilen küçük parçaların c -eksenine paralel olarak uygulandı.



Şekil 2.10. Külçe süperiletkenden manyetizasyon ölçümleri için alınan parçaların konumunu gösteren şema

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

$$J_c = \frac{20\Delta M}{a(1 - a/3b)} \quad (2.3)$$

Burada ΔM emu.cm⁻³ cinsinden alanın azalması ve artması süresindeki manyetizasyon eğrisinin genişliğidir, a ve b ($a < b$) cm cinsinden uygulanan alana dik olan örneğin dikdörtgen ara kesitinin boyutlarıdır (Mohanta ve Behera, 2009).

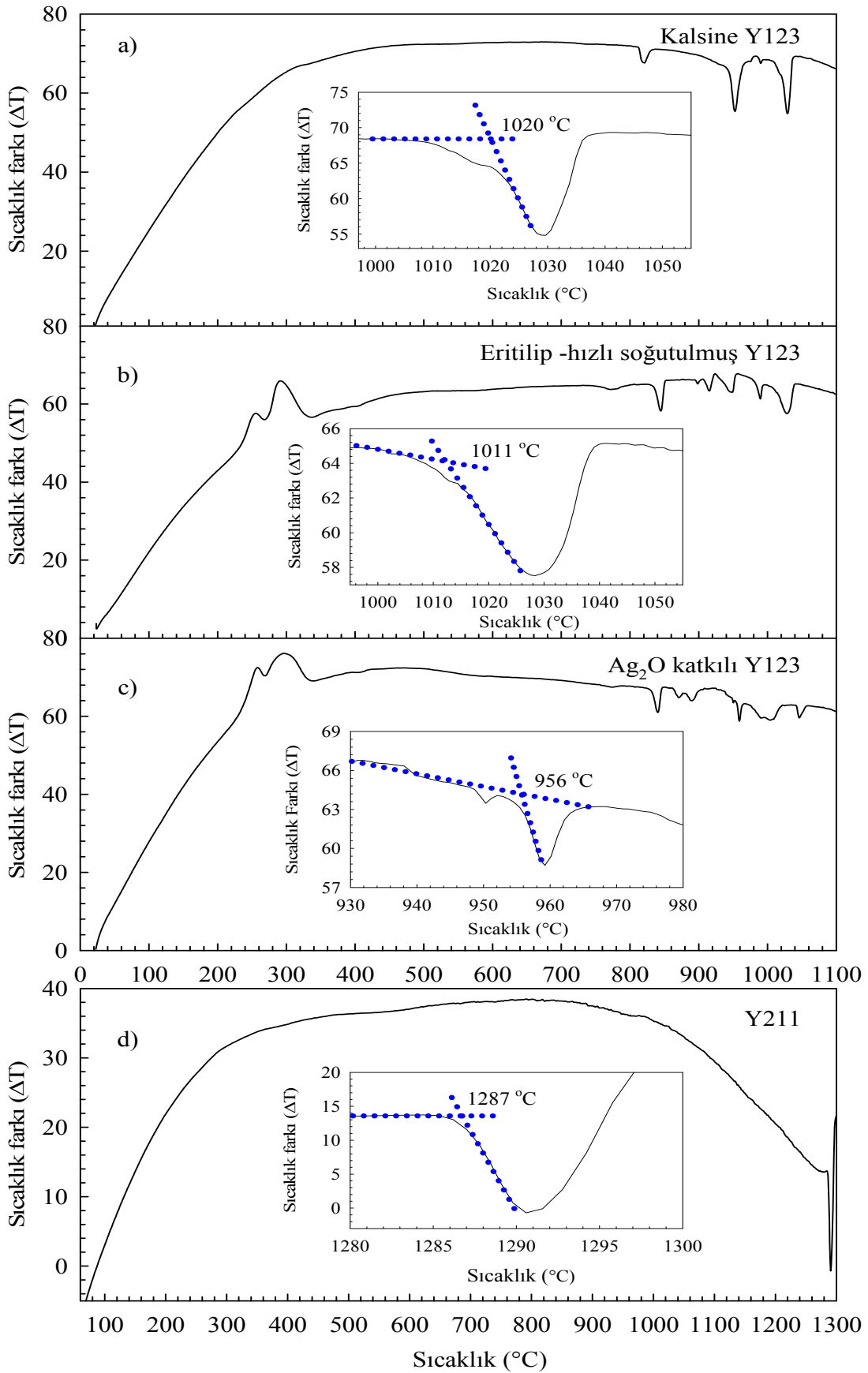
3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Başlangıç Tozlarının Yapısal Özellikleri

3.1.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA) Ölçümleri

Kalsinasyon işlemi ikili ve üçlü fazların oluştuğu ilk kimyasal reaksiyon olduğundan sıcaklık değerinin en uygun şekilde belirlenmesi gerekir. Yapılan çalışmalarda YBCO için 800°C'de yapılan kalsinasyon işleminde yapı içerisinde $BaCO_3$ fazının varlığı görüldü (Prayoonphokkharat vd., 2001). Bu durum kullanılan bu sıcaklığın $BaCO_3$ 'ün tamamen ayrışması için yeterli olmadığını ifade eder. Bu nedenle süperiletken yapının oluşması için gerekli kimyasal reaksiyon sınırlanmış olur. Diğer yandan, YBCO'nun oldukça fazla oksitlenme özelliği olduğu ve yüksek kalsinasyon sıcaklığında sentezlenmesi durumunda oksijenini kaybettiği bilinmektedir. Oksijen kaybı YBCO'da yapısal değişikliklere neden olan başlıca etkidir. 850-900°C arasında yapılan kalsinasyon işleminde 123 fazı oluşurken 950°C'de yapılan kalsinasyon işlemi sonrasında bilinmeyen fazların varlığı ortaya çıkar. Bu nedenle YBCO'nun kalsinasyon işlemi 850 - 900°C arasında yapılmalıdır (Prayoonphokkharat vd., 2001).

900°C'de 36 saat süreyle kalsine edilmiş $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123), 1450°C'de eritilip-hızlı soğutulmuş Y123, % 17 molar Ag_2O katkılı eritilip-hızlı soğutulmuş Y123 ve Y_2BaCuO_{5-x} (Y211) tozlarının DTA analizleri Şekil 3.1'de görülmektedir. Grafikler incelendiğinde ilk kimyasal işlem olan kalsinasyon işlemi sonrasında toz karışımının erime sıcaklığı 1020°C iken toz karışımının eritilip hızlı soğutulmasından sonra bu değer 1011°C değerine düştüğü görüldü. Y123 malzemesinin 1000°C üzerinde 211 + L (sıvı) fazına ayrışmaya başladığı ve bu değer üzerinde bir sıcaklıkta tamamen eridiği literatürden bilinmektedir (Murakami, vd., 1996). Ayrıca, Şekil 3.1 (b)'de eritilip hızlı soğutulmuş toz karışımının yaklaşık olarak 300°C civarında bir endotermik pik verdiği gözlemlendi. Bu pik toz karışımının yüksek sıcaklıkta eritilmiş olduğundan bünyesine aldığı oksijeni kaybettiğini ifade eder. Bu sıcaklık aynı zamanda Y123 örneğinin oksijen almaya başladığı sıcaklığı da ifade eder. Endotermik pikin yanı sıra 800-950°C civarlarında ikili ve üçlü fazlara karşılık gelen küçük piklerin varlığı görüldü. Bu piklerin sayısı kalsine edilmiş toz karışımında daha az iken eritilip hızlı soğutulmuş toz karışımında daha fazla sayıdadır.



Şekil 3.1. a) 900 $^{\circ}\text{C}$ 'de 36 saat kalsine edilmiş Y123 b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y123, c) % 17 molar Ag_2O katkılı Y123 ve d) Y211 tozlarının DTA eğrileri

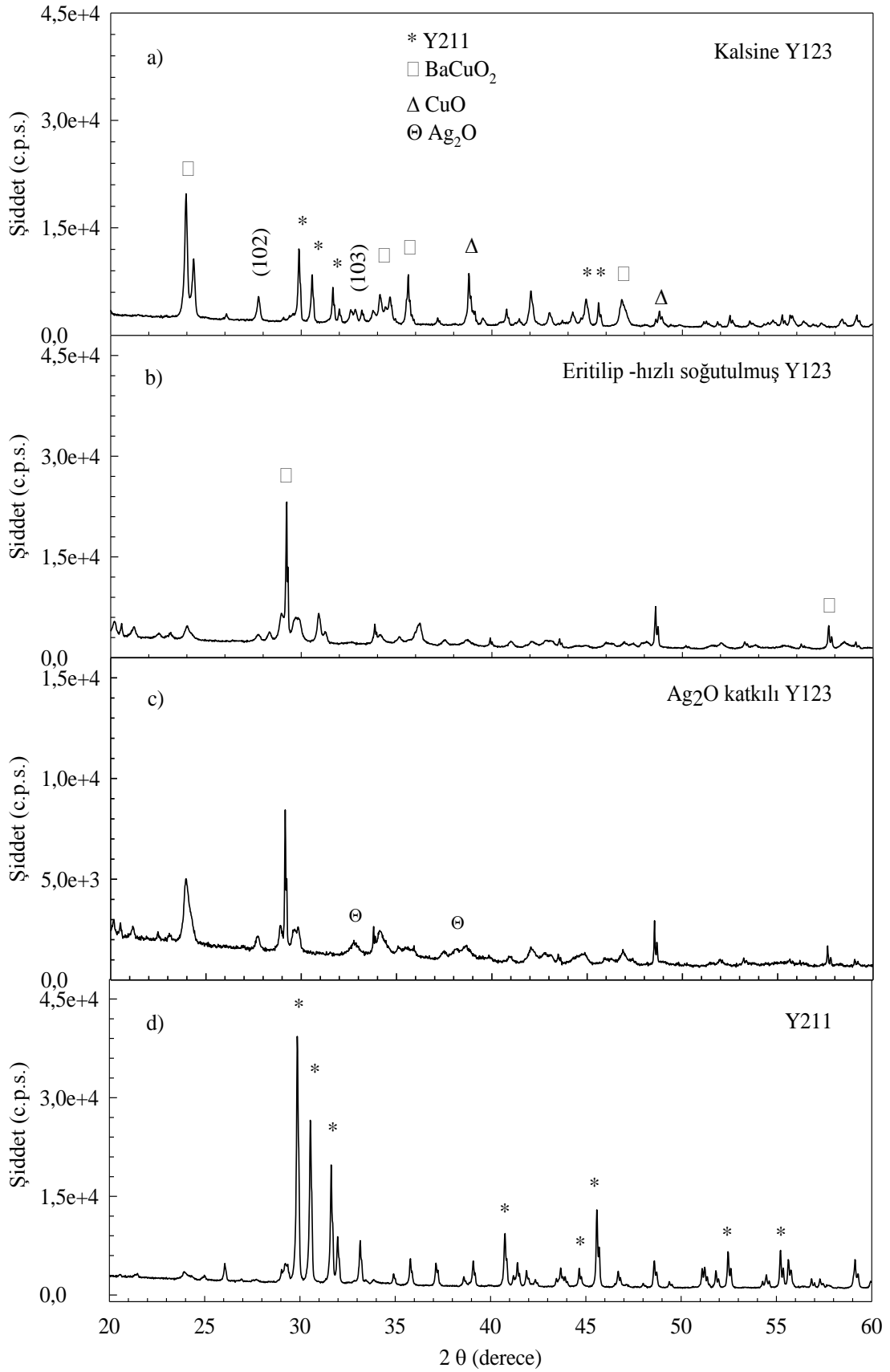
Eritilip hızlı-soğutulmuş toz karışımında kalsine edilmiş toz karışımına göre daha fazla endotermik pike rastlanması eritilip-hızlı soğutulmuş toz karışımının daha fazla farklı bileşimde faz içerdiğini gösterir. Ayrıca Şekil 3.1.(b)'de 300 °C'de endotermik ve 800 - 950°C'de ekzotermik piklerin gözlemlenmesi bu malzemeler için tavlama işlemi için en uygun sıcaklık aralığının 300 - 800°C arasında olabileceğini gösterir. Bilindiği gibi Y123 karışımı ilk olarak süperiletken olmayan $YBa_2Cu_3O_6$ kompozisyonundadır. Bu durumda tetragonal fazda bulunan örnek içerisinde çok sayıda oksijen boşlukları bulunmaktadır. 300°C'de oksijen almaya başlayan süperiletken örneklerle 400 - 500°C arasında uygulanan ısı ileme yapı içerisinde çok daha fazla oksijen alınır ve süperiletken faza geçiş olur (Fossheim ve Sudbu, 2004).

Şekil 3.1. (c)'de verilen % 17 molar Ag_2O katkılı Y123 örneğinin sıcaklık eğrisine bakıldığında ısı davranışın eritilip-hızlı soğutulmuş örneklerle aynı olduğu, fakat erime sıcaklığının 956°C değerine düştüğü görüldü. Literatürden bilindiği gibi uygun oranlarda yapılan Ag katkısı YBCO süperiletkeninin sıcaklığını yaklaşık 40°C düşürmektedir (Puig vd., 2001; Roa vd., 2010).

Şekil 3.1. (d)'de ise Y211 toz karışımı için 1287 °C civarında sadece tek bir erime pikinin olduğu görüldü. Y211'in erime sıcaklığının Y123 toz karışımından daha yüksek olması durumunda kristal büyütme işleminde Y123 fazı eriyip büyürken Y211 malzeme içerisinde erimeden kalabilecektir. Bu sayede küçük tane boyutlu Y211 parçacıklarının malzeme içerisine düzgün bir dağılımı sağlanırsa malzeme içerisinde etkin çivileme merkezleri oluşturulmuş olur (Murakami, 1992).

3.1.2. X-ışını Kırınım Desenleri (XRD)

Hazırlanan 900°C'de 36 saat kalsine edilmiş Y123, 1450°C'de eritilip-hızlı soğutulmuş Y123, % 17 molar Ag_2O katkılı Y123 ve 211 toz karışımlarının X-ışını kırınım desenleri Şekil 3.2'de görülmektedir. Toz karışımları Y211, $BaCuO_2$ ve CuO gibi ikili ve üçlü fazlardan oluşmuştur. Kalsine edilmiş ve eritilip-hızlı soğutulmuş Y123 toz karışımlarında süperiletken yapı tam olarak oluşmadığı için karakteristik (103) piki net bir şekilde gözlenemedi. Ayrıca, eritilip-hızlı soğutulmuş toz karışımların büyük bir kısmının sıvı faz (Ba ve Cu zengini faz) olduğu ve Şekil 3.2 (c)'de Ag_2O piklerinin az da olsa mevcut olduğu ve onun haricinde yine kalsine edilmiş örnekte olduğu gibi baskın bir sıvı faz varlığının olduğu görüldü.



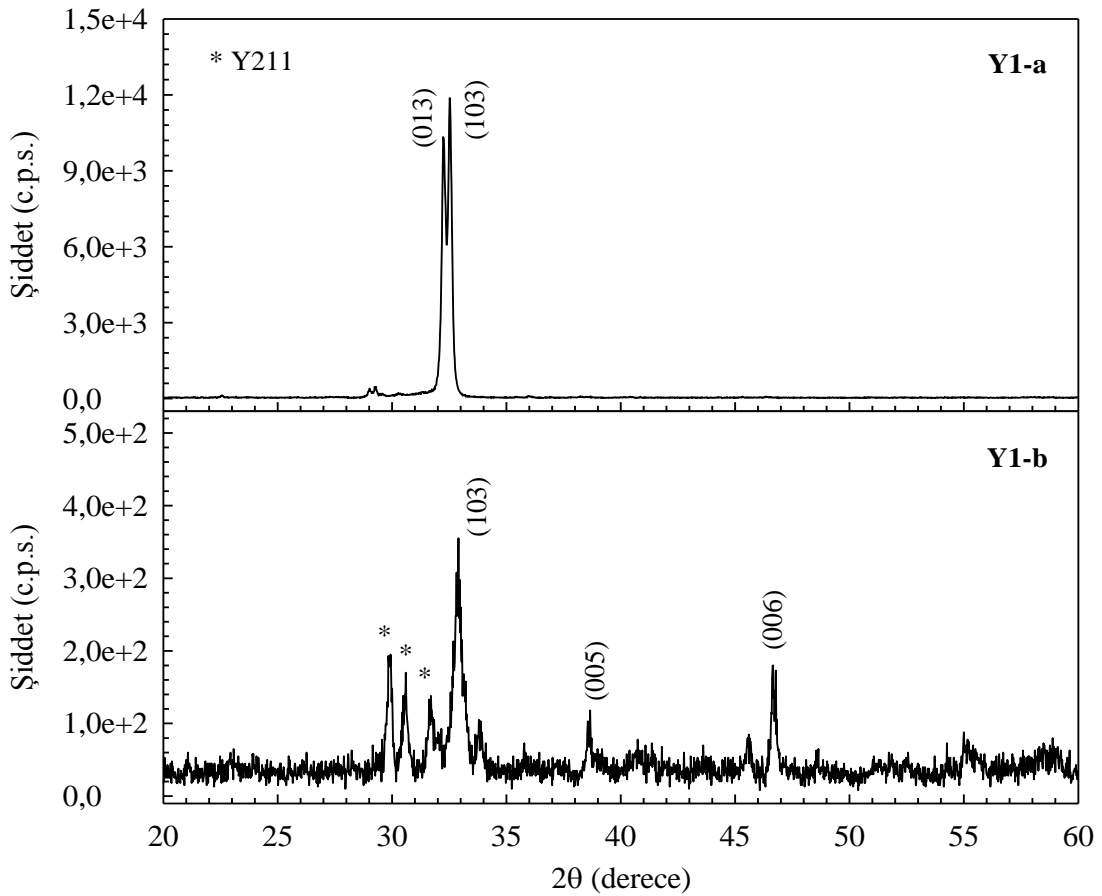
Şekil 3.2. a) 900°C’de 36 saat kalsine edilmiş Y123, b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y123, c) % 17 molar Ag₂O katkılı Y123 ve d) Y211 tozlarının X-ışını kırınım desenleri

3.2. Üretilen Örneklerinin Yapısal Özellikleri

3.2.1. TSMG YBCO Örneklerinin X-ışını Kırınım Desenleri

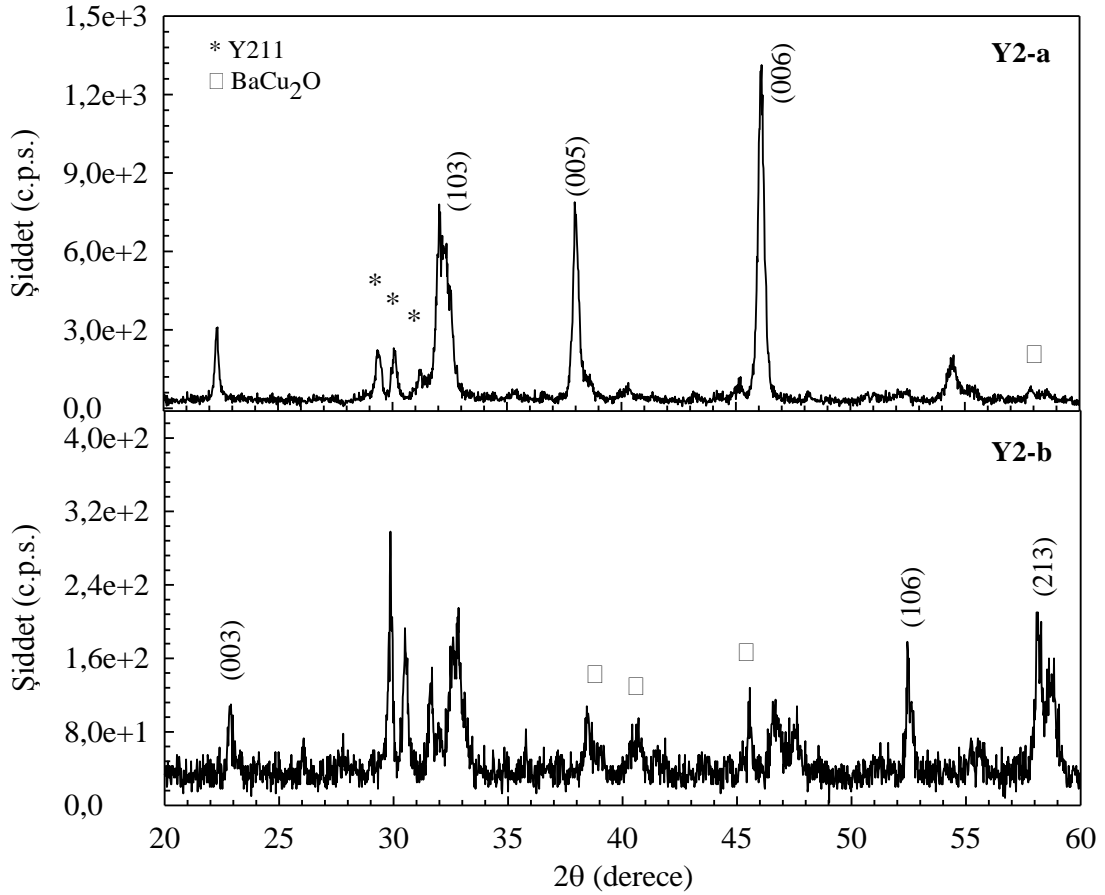
Hiçbir katkı yapılmadan sadece Y123 tozu kullanılarak büyütülen örneklerin X-ışını kırınım desenleri Şekil 3.3'te görülmektedir. Yapısı tamamen süperiletken fazda olan Y1-a örneğinde sadece karakteristik (103) ve (013) süperiletken pikleri varken Y1-b örneğinde bu piklerin yanı sıra (00 ℓ) yönelim piklerinin ve ısıtma işlemi sürecince oluşan Y211 ara fazlarının varlığı görüldü. Bu durum, Y1-a örneğinin baskın bir süperiletken yapısı olduğunu ve Y1-b örneğinin de süperiletken yapının *c*-ekseni doğrultusunda tercihli bir yönelime eğimli olduğunu ifade eder.

Aynı şartlar altında üretilen bu örneklerin kırınım desenlerindeki bu farklılığın kullanılan çekirdeğin yapısı ile ilgili olduğu düşünülmektedir. Bilindiği gibi tek kristal malzeme üretiminde uygulanan ısıtma işlemi yanı sıra kullanılan çekirdeğin geometrik şekli ve tek kristal olması da önemlidir (Diko vd., 2003).



Şekil 3.3. Y123 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri

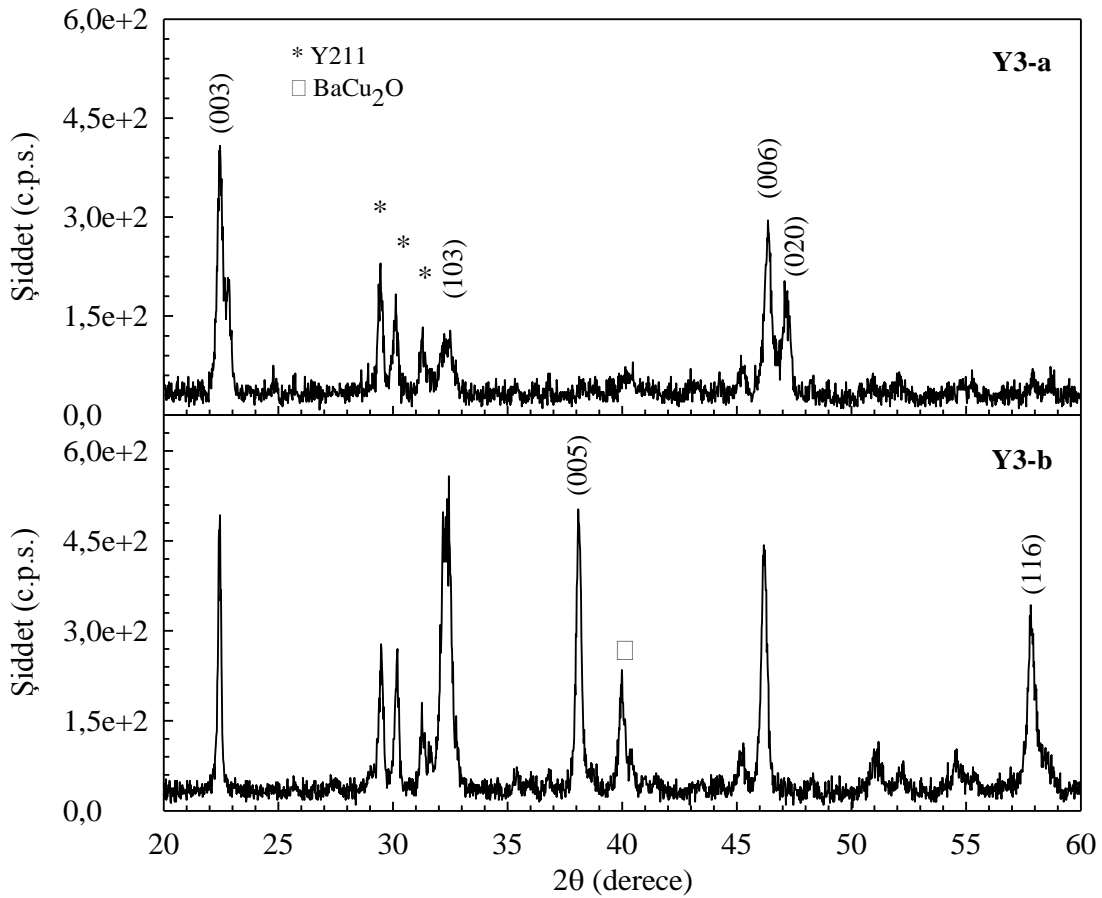
Süperiletken malzemenin yapısında zaten mevcut olan küçük boyutlu Y211 fazı, yapı içerisinde homojen bir şekilde dağıldığında malzemenin çivileme yeteneği artacağından (Feng vd., 2000; Nariki vd., 2004) molekül ağırlığınca % 40 oranında Y211 kullanılarak üretilen Y2-a ve Y2-b örneklerin X-ışını kırınım desenleri Şekil 3.4'te görülmektedir. Her iki örnekte de karakteristik (103) fazı, diğer süperiletken fazları ve Y211 fazlarının varlığı gözlemlendi. Y2-a örneğinde (103) pikinin yanında yönelim pikleri bulunurken Y2-b örneğinde ise diğer süperiletken piklerle birlikte $BaCuO_2$ piklerinin bulunduğu görüldü. Bu durum örneğin farklı yönelimlere sahip taneler içerdiğini gösterir. Örneklerin aynı şartlarda üretilmesine rağmen yapılarında farklı piklerin olması çekirdekten kaynaklanan sorunlar olduğunu ifade eder. Bu nedenle yapının tamamen tek tane olmayacağı düşünülmektedir.



Şekil 3.4. Y123 + % 40 Y211 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri

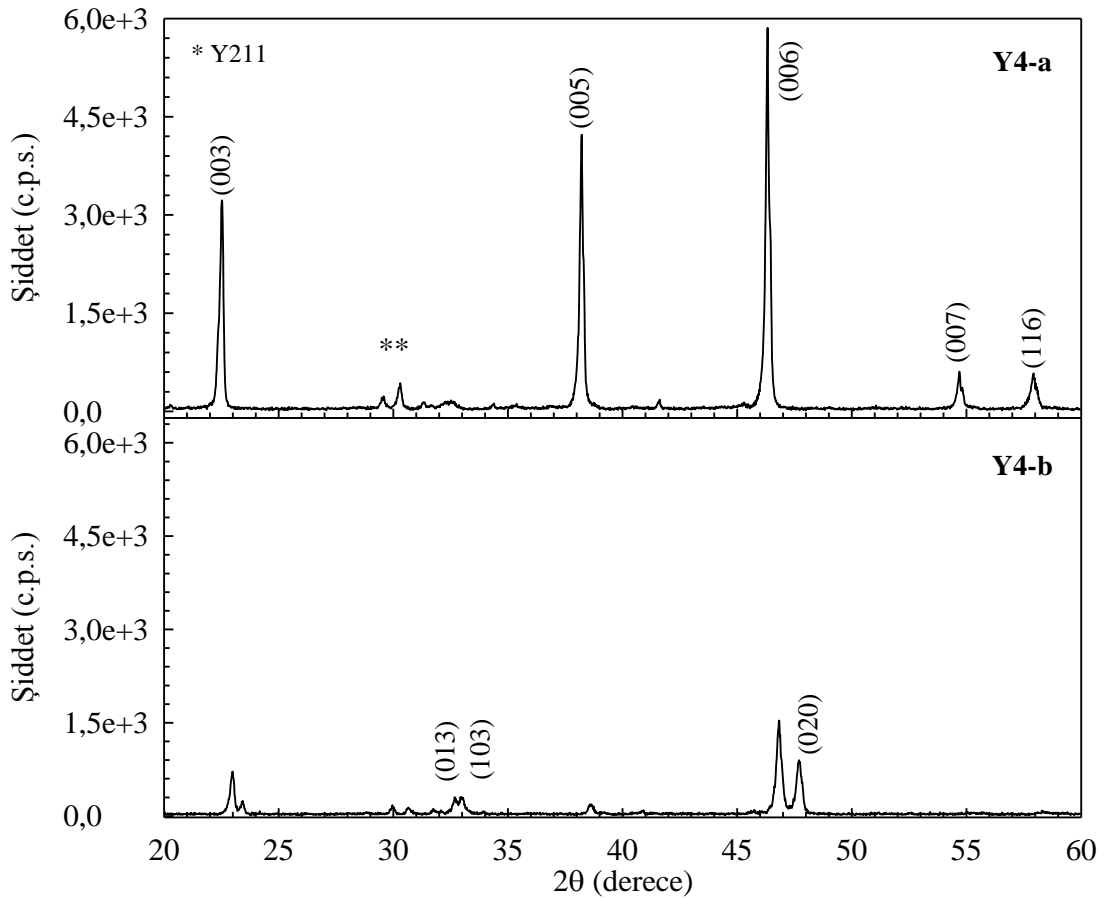
Büyüme sırasında Y211 fazı, Y123 fazı içerisinde tuzaklanır. Tuzaklanan bu fazın varlığı alan tuzaklama ve çivileme özellikleri bakımından istenilen bir durumdur. Fakat çok küçük boyutlarda olması gereken bu fazın homojen bir dağılıma sahip olması gerekir. Ağırlıkça % 0,1 oranında kullanılan CeO_2 tozunun Y211 fazını incelttiği bilinmektedir

(Chen vd., 2002 (1)). Bu nedenle Y123 + % 40 Y211 toz karışımına ağırlığının % 0,1'i kadar CeO₂ katılarak hazırlanan Y3-a ve Y3-b hazırlanan örneklerinin X-ışını kırınım desenleri Şekil 3.5'te görülmektedir. Her iki örnekte de karakteristik (103) pikinin yanında hem yönelim pikleri hem de diğer süperiletken pikler görülmektedir. Ayrıca, Y1-a ve Y1-b örneklerinde olduğu gibi süperiletken fazın baskın olduğu bir yapı olmamasının yanında Y211 fazının varlığı malzeme içerisinde diğer fazlarla kıyaslanabilir büyüklüktedir. Bu şekilde mevcut süperiletken fazlar tarafından, Y211 fazlarının baskılanması malzemenin manyetik alanı dışlama gibi manyetik özelliklerinin azalmasına neden olur. Bu nedenle, literatürden Y123 fazına eklenen en uygun Y211 oranının ağırlıkça % 40 olduğu bilinmesine rağmen (Hınai vd., 2001), hem toz hazırlanması sırasında faz durumlarının korunması için yapılan eritme-hızlı soğutma işlemiyle malzeme içerisinde Y211 fazı oluşturulduğundan hem de kristal büyüme esnasından Y211 kaybını azaltmak için kullanılan Y₂O₃ tozunun varlığından, farklı yönelimlere sahip taneler içeren Y3-a ve Y3-b örneklerine yapılan ağırlıkça % 40 Y211 katkısının fazla olabileceği düşünülmektedir.



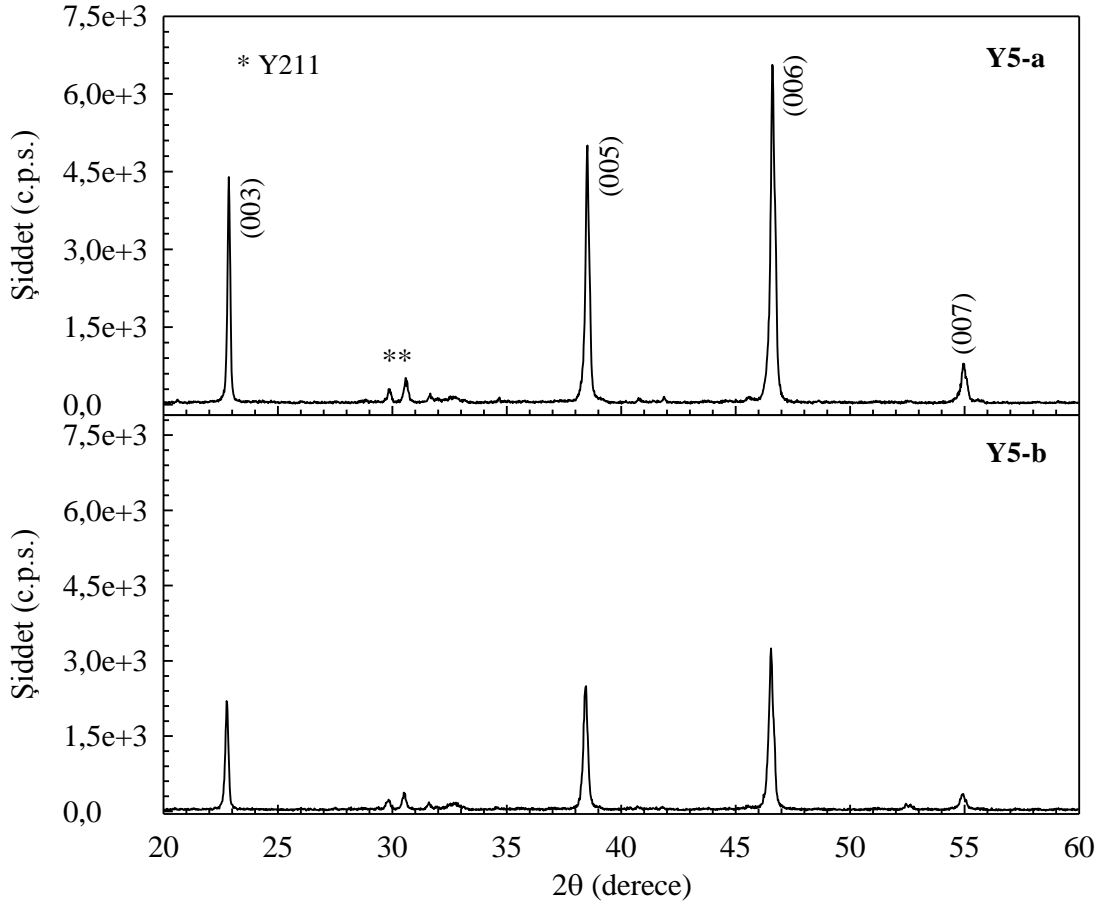
Şekil 3.5. Y123 + % 40 Y211 + % 0,1 CeO₂ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri

Y211 miktarı % 30 oranına indirilerek üretilen örneklerin X-ışını kırınım desenleri Şekil 3.6'da görülmektedir. Pik şiddetleri farklı olmasına rağmen her iki örnekte de $BaCuO_2$, CuO gibi fazlar görülmezken az da olsa Y211 fazı görülmektedir. Yine her iki örnekte de tercihli bir yönelim baskın olmasına rağmen Y4-a örneği için (116) süperiletken piki ve Y4-b örneğinde ise karakteristik (103), (013) pikleri ve (020) süperiletken piki gözlemlendi. Bu nedenle, % 30 Y211 katkısının uygun olduğu ve örneklerin kırınım desenlerinde örneklerin tamamen tercihli bir yönelime sahip olmamasının ise kullanılan çekirdekten kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 3.6. Y123 + % 30 Y211 + % 0,1 CeO_2 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri

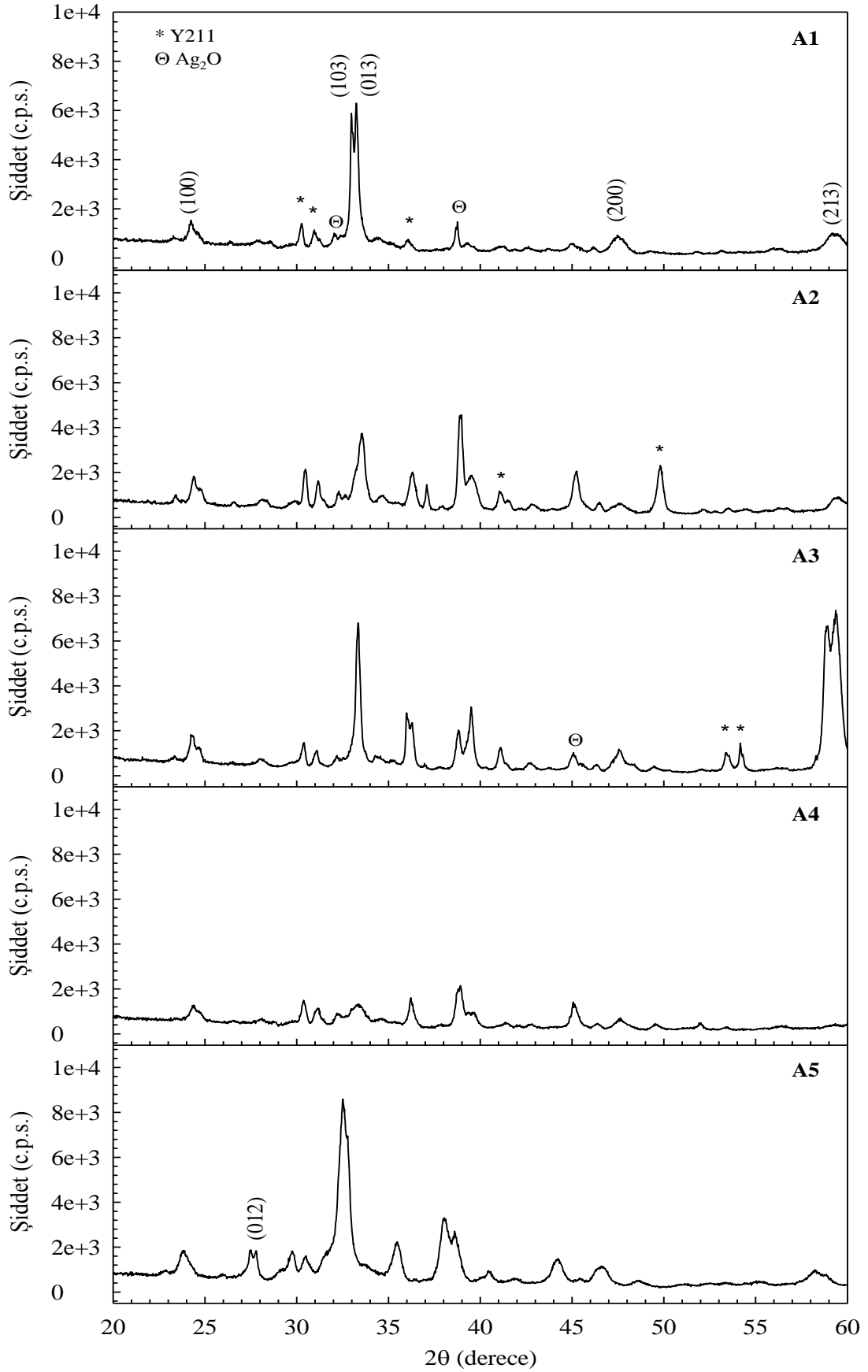
Son olarak Y211 katkısı % 20 oranına indirilerek örnekler üretildi ve üretilen örneklerin X-ışını kırınım desenleri Şekil 3.7'de görülmektedir. Her iki grafiğe bakıldığında yapı içerisinde Y211 fazının mevcut olduğu ve örneklerin tam bir tercihli yönelime sahip olduğu görülmektedir. Bu nedenle, % 30 - % 20 arasında yapılan Y211 katkısı uygun olduğu düşünülmektedir.



Şekil 3.7. Y123 + % 20 Y211 + % 0,1 CeO₂ örneklerin X-ışını kırınım desenleri

3.2.2. MPMG YBCO Ekleme Örneklerinin X-ışını Kırınım Desenleri

Ekleme malzemesi olarak kullanılacak olan ve aynı şartlarda üretilmiş olan Y123 + % 17 molar Ag₂O kompozisyona sahip A1, A2, A3, A4 ve A5 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri Şekil 3.8'de görülmektedir. A4 örneğinin pik şiddetlerinin diğer örneklere göre düşük olmasına rağmen bütün örneklerin yapısal özelliklerinin benzer olduğu görüldü. Diğer örneklerle karşılaştırıldığında A3 örneğinin daha fazla Y211 ikincil fazlarını içerdiği görülmektedir. Bu nedenle süperiletken özelliklerinin diğer örneklere kıyasla daha düşük olacağı düşünülmektedir. Bütün örnekler aynı şartlar altında ve aynı kompozisyonda üretilmesine rağmen A3 örneğinin yapısındaki farklılığın kristal büyütme sürecindeki reaksiyonlardan kaynaklandığı düşünülmektedir.



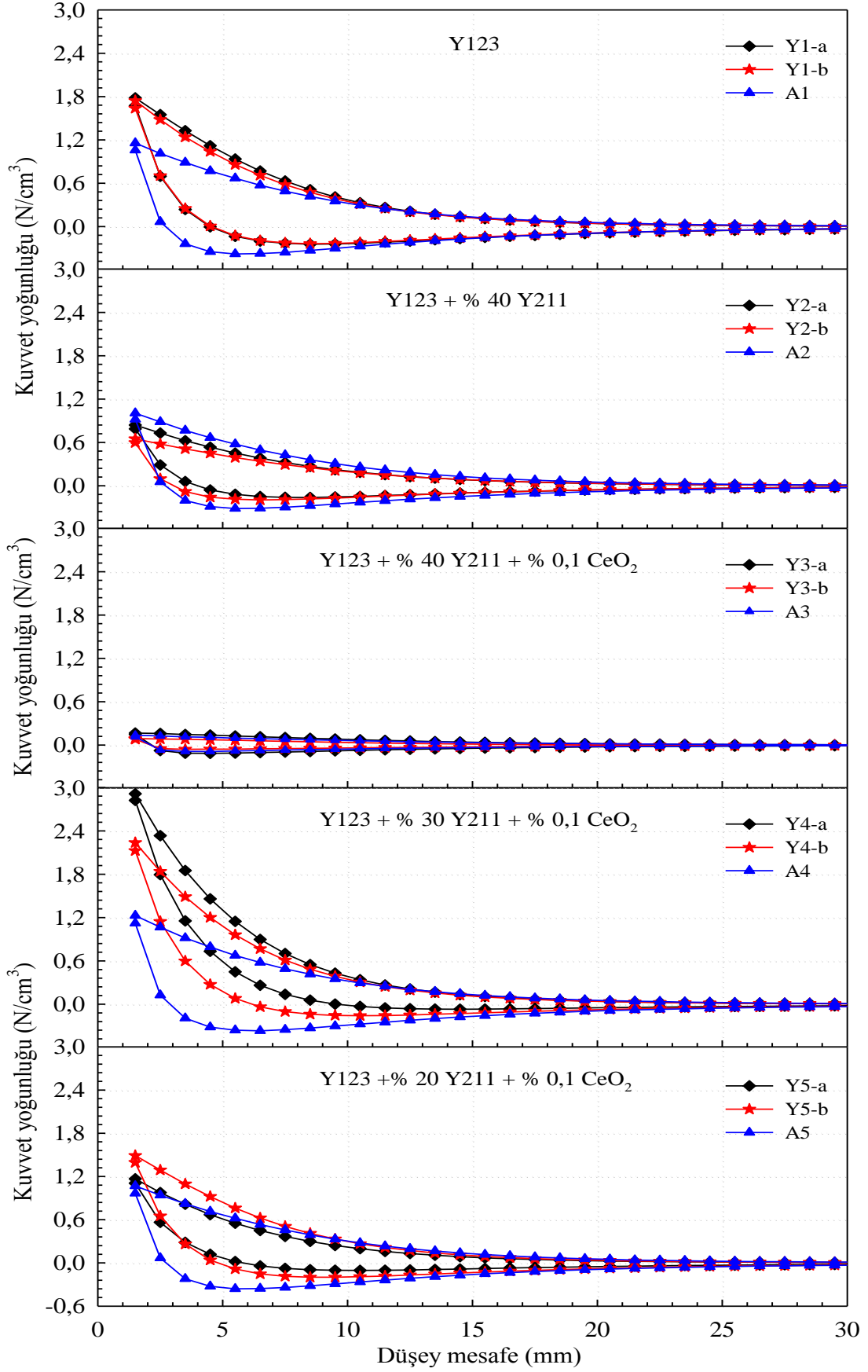
Şekil 3.8. % 17 molar Ag_2O katkılı YBCO ekleme örneklerinin X-ışını kırınım desenleri

3.3. Üretilen YBCO Örneklerinin Fiziksel Özellikleri

3.3.1. Manyetik Kaldırma Kuvveti

Başarılı bir ek yapılabilmesi için eklenecek olan örneklerin ve ekleme malzemelerinin kritik akım yoğunluklarının dolayısıyla manyetik alan davranışlarının birbirlerine yakın olması gerekir. Bu nedenle eklenmesi düşünülen TSMG Y123 örneklerinin ve ek malzemesi olarak kullanılacak olan A1, A2, A3, A4 ve A5 olarak adlandırılan % 17 molar Ag_2O katkılı MPMG Y123 örneklerinin kaldırma kuvveti ölçümleri alınarak eklenecek olan örnekler için en uygun kaynak örnekleri belirlendi. Üretilen bütün örneklerin manyetik alan uygulanmadan soğutulduğu ZFC durumunda alınan birim hacimdeki düşey kaldırma kuvvetlerinin düşey yer değiştirmeye değişimi grafikleri Şekil 3.9'da görülmektedir. Ölçümlerde süperiletken ile mıknatıs arasında, süperiletkenin H_{c1} alt kritik manyetik alan değerinden daha düşük manyetik alanlarda gözlenen Meissner etkisinin sebep olduğu bir itme kuvveti gözlemlendi. Bilindiği gibi yüksek sıcaklık süperiletkeni (HTS) olan YBCO II. tür bir süperiletkendir ve uygulanan manyetik alan değeri alt kritik manyetik alandan küçük olduğu zaman örnek manyetik alanın örnek içerisine girmesine izin vermeyen Meissner durumundadır. Bu durumda örnek maksimum itme kuvvetine sahiptir. Ayrıca, bu itme kuvvetinin büyük olması manyetik alanın örnek içerisine nüfuz etmeye başladığı H_{c1} değerinin büyüklüğünün bir ölçüsüdür. Tablo 3.1' de görüldüğü gibi bu örneklerden Y211 katkısının çok fazla olduğu düşünülen % 40 katkılı Y3-a ve Y3-b örnekleri haricindeki bütün örneklerin, özellikle de diğer bütün örneklerle göre en yüksek itme kuvvetine sahip olan % 30 oranında Y211 katkılı Y4-a ve Y4-b örneklerinin yüksek bir alt kritik manyetik alana sahip olacağı düşünülmektedir.

Ekleme malzemesi olarak kullanılacak olan örneklerin kaldırma kuvveti ölçüm sonuçlarına bakıldığında (Şekil 3.9) XRD grafiklerinden daha fazla ikinci faz içerdiği görülen A3 haricindeki bütün örneklerin maksimum itme ve çekme kuvvetleri birbirine yakındır. Kaldırma kuvvetindeki bu farklılığın, A3 örneğinin süperiletken fazının baskılanmış olduğundan kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu nedenle ek yapılırken diğer ana malzemelere göre daha düşük kaldırma kuvvetlerine sahip % 40 Y211 + % 0,1 CeO_2 katkılı Y3-a ve Y3-b örnekleri için ve diğer örneklerle göre biraz daha fazla itme kuvveti olan A4 örneğinin Y4-a ve Y4-b örnekleri için kullanılmasının uygun olacağı görüldü.



Şekil 3.9. Üretilen örneklerin 77 K'de ZFC durumunda alınan düşey kaldırma kuvveti grafikleri

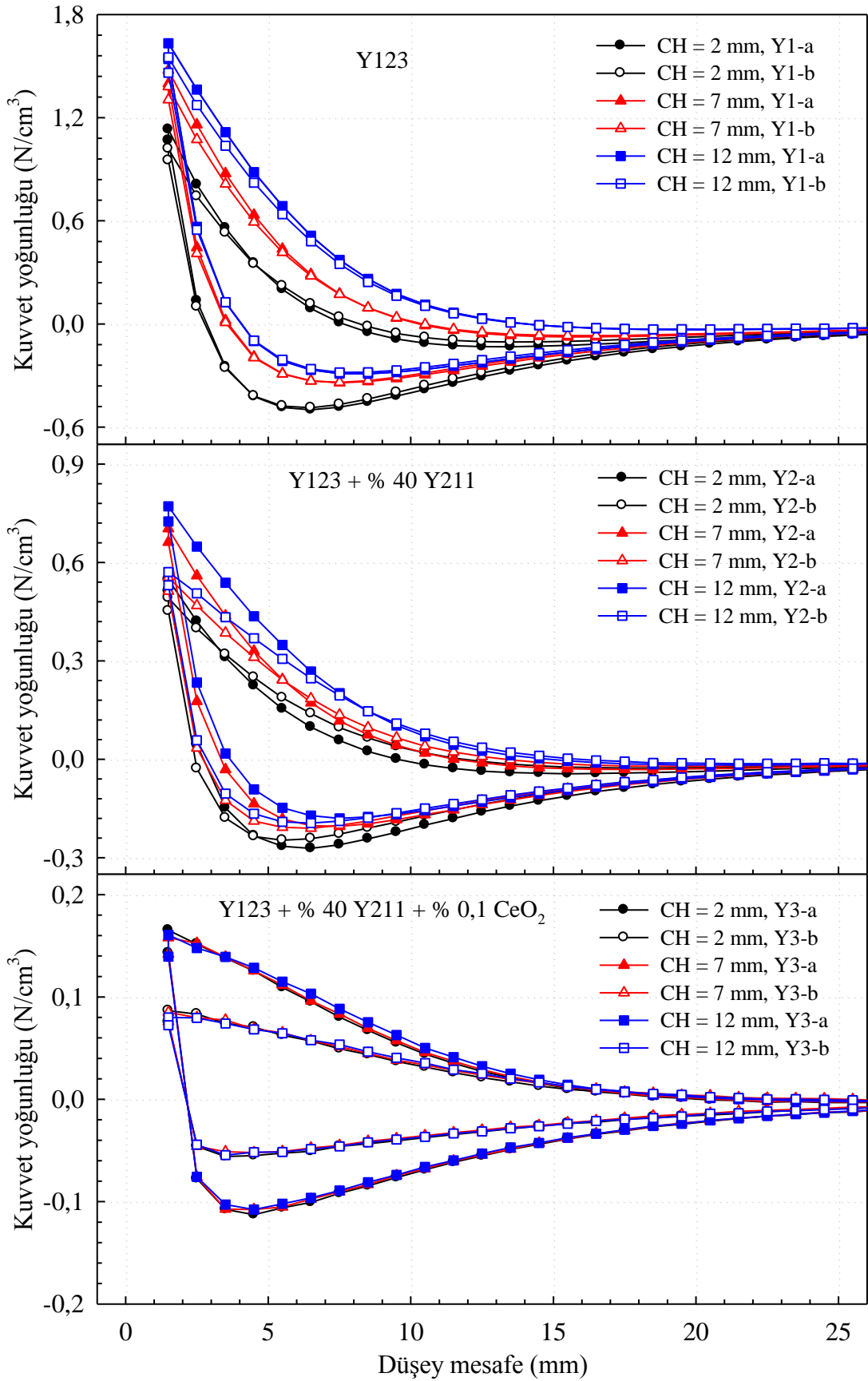
Tablo 3.1. Örneklerin alansız soğutulduğu ZFC ve farklı soğutma mesafelerinde (Cooling Height (CH)) alan altında soğutulduğu FC durumlarında alınan maksimum düşey itme ve çekme kuvvetlerinin (N/cm^3) cinsinden değerleri

	ZFC				FC			
			CH = 12 mm		CH = 7 mm		CH = 2 mm	
	$F_{i,max}$	$F_{ç,max}$	$F_{i,max}$	$F_{ç,max}$	$F_{i,max}$	$F_{ç,max}$	$F_{i,max}$	$F_{ç,max}$
Y1-a	1,7807	-0,2436	1,6329	-0,2897	1,4765	-0,3418	1,1306	-0,4992
Y1-b	1,7435	-0,2365	1,5514	-0,2814	1,3802	-0,3396	1,0182	-0,4876
A1	1,1557	-0,3803	1,0745	-0,3852	1,0349	-0,4039	0,9446	-0,4513
Y2-a	0,8410	-0,1619	0,7712	-0,1799	0,7029	-0,2044	0,5475	-0,2711
Y2-b	0,6484	-0,1963	0,5711	-0,1942	0,5547	-0,2100	0,4916	-0,2468
A2	1,0039	-0,3151	0,9398	-0,3176	0,9139	-0,3322	0,8408	-0,3735
Y3-a	0,1653	-0,1153	0,1606	-0,1077	0,1580	-0,1078	0,1652	-0,1127
Y3-b	0,0896	-0,0580	0,0800	-0,0545	0,0848	-0,0520	0,0865	-0,0560
A3	0,1367	-0,0889	0,1288	-0,0828	0,1348	-0,0848	0,1338	-0,0862
Y4-a	2,9140	-0,0686	2,3323	-0,1530	1,9022	-0,2684	0,9117	-0,6531
Y4-b	2,2364	-0,1596	1,9554	-0,2263	1,6805	-0,3025	1,0537	-0,5553
A4	1,2266	-0,3676	1,0562	-0,3602	1,0313	-0,3831	0,9472	-0,4595
Y5-a	1,1666	-0,1042	1,0202	-0,1405	0,8932	-0,1841	0,5896	-0,3019
Y5-b	1,4908	-0,1993	1,2854	-0,2386	1,1684	-0,2827	0,8774	-0,4122
A5	1,0684	-0,3588	0,8966	-0,3460	0,8879	-0,3591	0,8738	-0,3989

Ayrıca itme ve çekme kuvvetlerinin oluşturduğu çevrimin genişliğine bakıldığında (Şekil 3.9) manyetik alan altında bu kolların çok fazla ayrılmamış olması bu malzemelerin manyetik alana karşı dayanıklı olduğunu ifade eder. Diğer yandan, geniş bir çevrim gözlenmesi durumu büyük ölçüde örnekteki manyetik alan dağılımı cinsinden ifade edilebilir. Mıknatıs süperiletkene doğru hareket ettirildiğinde, süperiletkene uygulanan manyetik alan artar. Bu durum $-M$ manyetizasyonunun artmasına neden olur ve bu yüzden kaldırma kuvveti artar. Diğer bir yandan, mıknatıs süperiletkenden uzaklaştırıldığında dış manyetik alan azalır. Süperiletken içerisinde bir miktar manyetik alan tuzaklandığından itici kuvvetin keskin bir şekilde azalmasına neden olan çekici bir $+M$ mıknatıslanması meydana gelir. Belli bir dış alanda ya da mesafede itici kuvvetin sıfır olmaya başladığı yerde $+M$ manyetizasyonu $-M$ manyetizasyonuna eşit olur. Sonuç olarak tuzaklanan manyetik alandan kuvvet çekici bir kuvvet olur. Yani tuzaklanan manyetik alan artarsa çekici kuvvet de artar (Murakami vd., 1990).

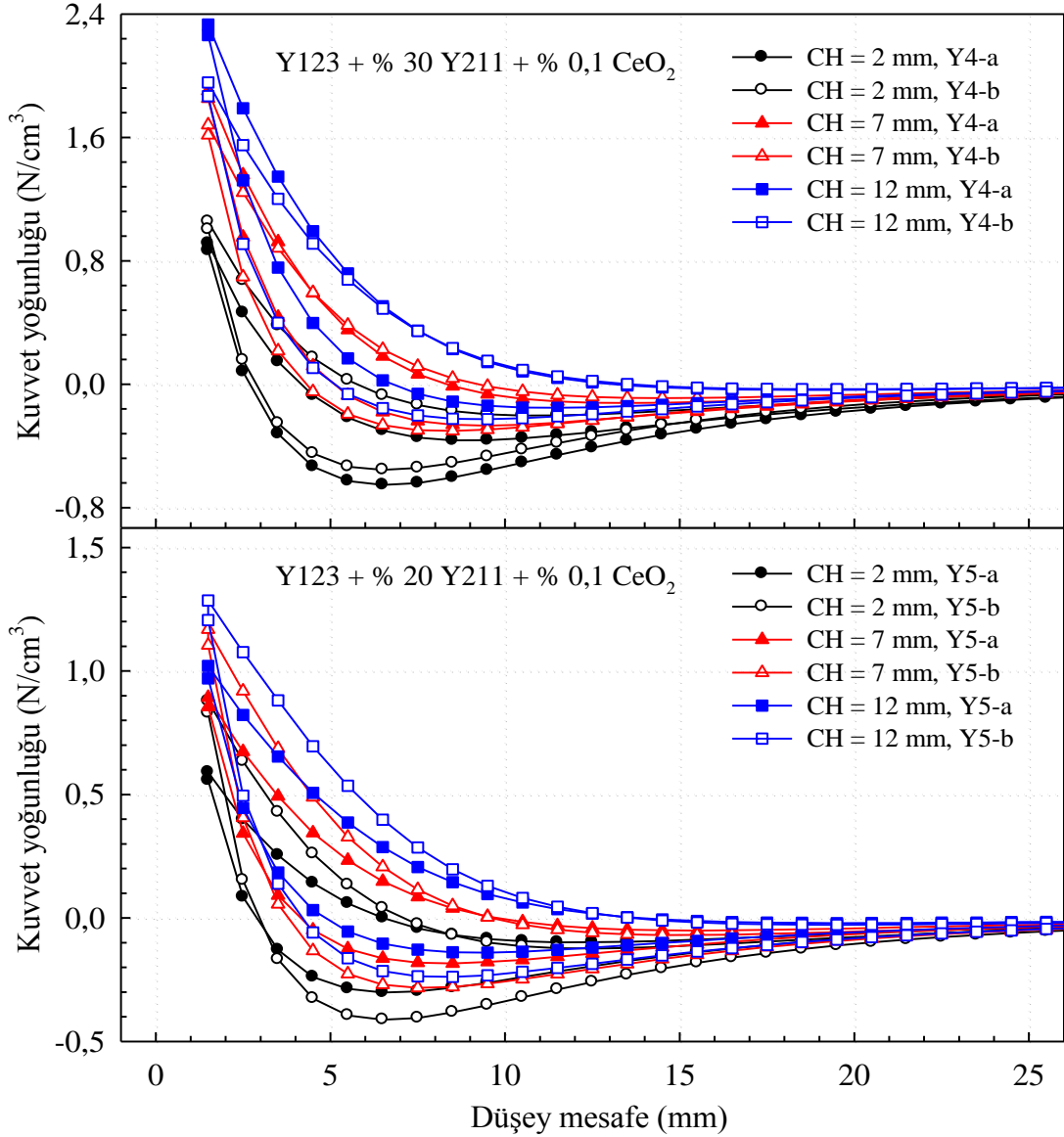
TSMG Y123 örneklerinin çekme kuvvetlerine bakıldığında Y1-a ve Y1-b örneklerin çekme kuvvetlerinin diğer örneklere kıyasla daha fazla olduğu görüldü (Tablo 3.1). Bu nedenle, Y1-a ve Y1-b örneklerinin alan tuzaklamalarının daha fazla olduğu düşünülmektedir. Diğer yandan 77 K'de alınan ölçümlerden elde edilen çevrimlerin genişliklerine bakıldığında örneklerin bu sıcaklıkta çok büyük manyetik alanlara karşı dayanıksız olduğu görüldü. Çevrim genişliklerinin fazla olmasından dolayı manyetik dayanıklılıkların az olduğu düşünülen Y3-a ve Y3-b örneklerinde süperiletken olmayan fazların varlığının fazla olması ve dolayısıyla dış manyetik alanın malzeme içerisine daha çok nüfuz ettiği düşünülmektedir. Ayrıca, FC durumunda dış manyetik alana karşı koyan zıt bir kuvvet oluşacağından, soğutma mesafesi azalırken maksimum itme kuvveti de azalır. Çünkü kaldırma kuvvetinin büyüklüğü mıknatıslarının manyetizasyonu ve süperiletkenin kritik akım yoğunluğu gibi süperiletken ve mıknatısın karakteristik özelliklerine bağlı olduğu kadar etkileşen mıknatıs ve süperiletkenin boyutu, şekli ve birbirlerine göre konumlarına da bağlıdır (Ma vd., 2003). Mıknatıs örneğe yakın olduğunda manyetik akı çizgileri örnek normal durumda dahi olsa daha fazla nüfuz edecektir. Dolayısıyla örnek içinde uygulanacak manyetik alana karşı koyacak olan iç manyetik alan şiddeti daha fazla olur. Bu durumda maksimum itme kuvvetinin azalmasına neden olur.

Eklenecek olan örneklerin manyetik alan altında soğutulduğu FC durumunda farklı soğutma mesafelerinde alınan birim hacimdeki düşey kaldırma kuvvetlerinin düşey yer değiştirmeyle değişimi grafikleri Şekil 3.10'da görülmektedir. H_{c1} değerinin aşılmasıyla, manyetik alan akı kuantumları şeklinde örneğe nüfuz eder. Dış manyetik alan örnek içerisine girmesine rağmen, iç alan $dH/dx = J_c$ şeklinde bir değişime sahiptir. Bu akı yoğunluğu değişiminin fiziksel kaynağı manyetik akı çizgilerinin örneğin yapısal kusurlarında çivilenmesidir. Bu yüzden, J_c yüksek olduğu zaman süperiletkenin büyük bir kısmı akı çivilenmesi tarafından perdelenir. Yani HTS süperiletken geçiş sıcaklığına geldiğinde akı çizgileri geçiş süresinde kendilerini yeniden düzenler ve akı girdapları (fluxoid) oluşur. Alan soğutma yapılıp sonrasında manyetik alan uzaklaştırılırsa ya da yaklaştırılırsa manyetik alan değişimi HTS içerisinde uygulanan manyetik alana zıt olacak şekilde sürekli bir süper iletim akımı indükler. Diğer bir deyişle, FC işleminden sonra süperiletken mevcut durumdaki herhangi bir değişikliğe karşı bir kuvvet üretir. Böylece, yüksek J_c değerine sahip örnekler üretilebilirse büyük bir itici kuvvet elde edilebilir (Chen vd., 1998). Bu nedenle, Y4-a ve Y4-b örneklerinin J_c değerlerinin yüksek olması beklenirken, Y3-a ve Y3-b örneklerinin J_c değerinin daha düşük olması beklenmektedir.

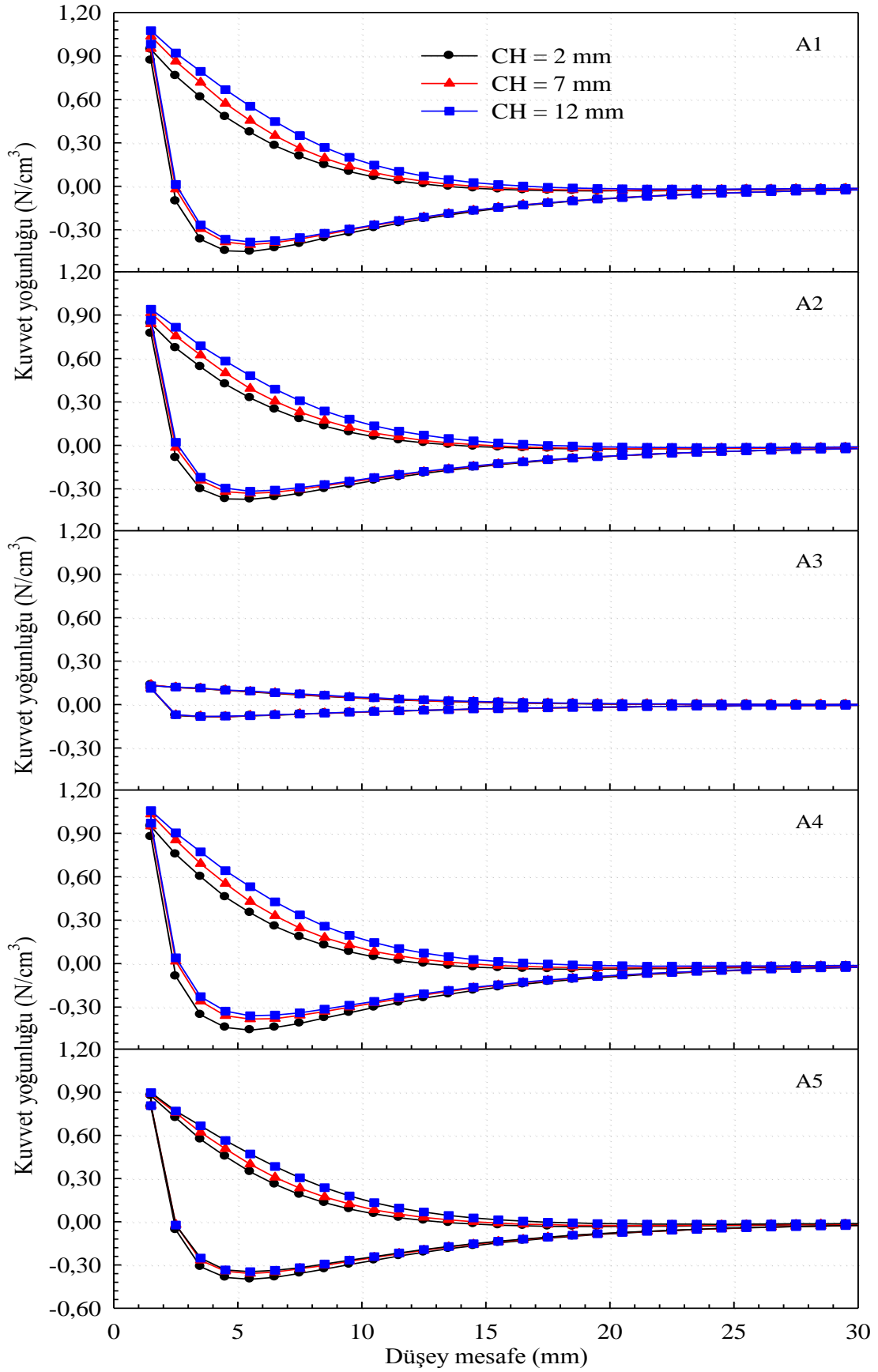


Şekil 3.10. Örneklerin 77 K'de farklı soğutma mesafelerinde FC durumunda alınan düşey kaldırma kuvveti grafikleri

Şekil 3.10'un devamı



Ek malzemesi olarak kullanılacak olan % 17 molar Ag_2O katkılı Y123 örneklerin FC durumunda farklı soğutma mesafelerinde alınan birim hacimdeki düşey kaldırma kuvvetlerinin düşey yer değiştirmeye değişimi grafikleri Şekil 3.11'de görülmektedir. Soğutma mesafelerinin değiştirilmesiyle maksimum itme kuvvetlerinin değerlerinde A3 haricindeki bütün örneklerde neredeyse aynı olduğu görülmektedir. Ayrıca, bu örneklerin çevrim genişliklerine bakıldığında eklenecek TSMG örneklerine benzer bir manyetik davranışa sahip oldukları belirlendi. Bu nedenle, yapılacak ekleme sonrasında J_c değerlerinde ek malzemesinden kaynaklanan bir sınırlanma olmayacağı düşünülmektedir.



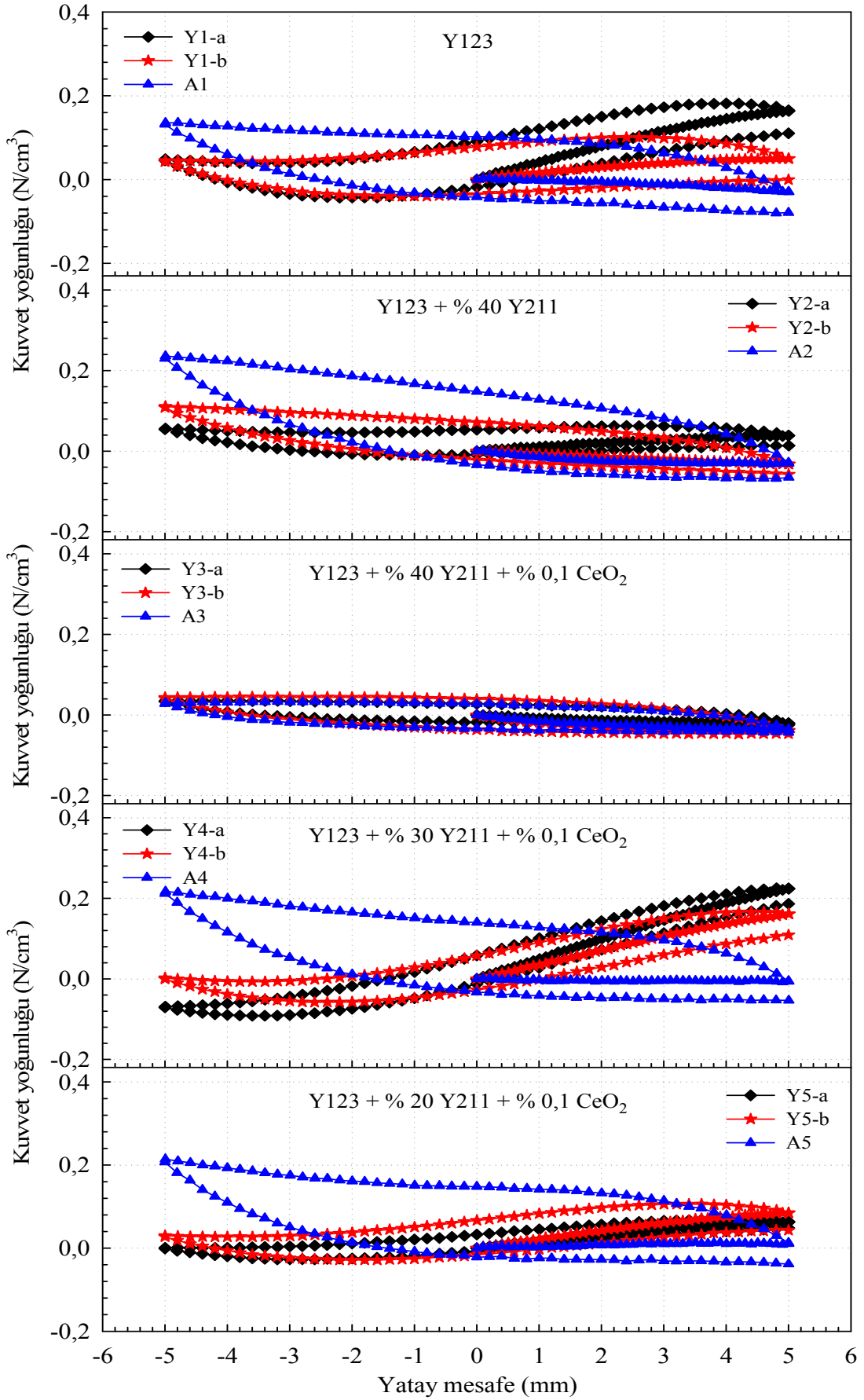
Şekil 3.11. % 17 molar Ag_2O katkılı Y123 örneklerinin 77 K'de farklı soğutma mesafelerinde FC durumunda alınan düşey kaldırma kuvveti grafikleri

ZFC durumunda örnekler soğutulduktan sonra sürekli mıknatıs örneğin merkezinden sınırlarına doğru yatay olarak hareket ettirilir ve örneklere sabit bir manyetik alan uygulanırsa ilk konumundan uzaklaşan mıknatısı geri çağırıcı bir kuvvet açığa çıkar ve hızlı bir şekilde artış gösterir. Bu geri çağırıcı kuvvet yatay kararlılığı sürdürmek için külçenin denge durumundan uzaklaşmasını engeller (Qin ve Shu, 2013). Yatay doğrultudaki kuvvet yatay yöndeki manyetik kararlılık hakkında bilgi verir. Bu kuvvet yatay harekete karşı oluşan geri çağırıcı kuvvetin bir ölçüsüdür ve HTS Maglev sistemleri için önemli bir parametredir. Eğer bu kuvvet çok küçük olursa tüm sistemin kararlılığını etkileyebilir (Longcai, 2014).

Eklenecek olan TSMG Y123 ve ek olarak kullanılacak olan Ag_2O katkılı MPMG Y123 örneklerinin ZFC durumunda alınan yatay kuvvet ölçümleri Şekil 3.12’de görülmektedir ve örneklerin bu durumdaki maksimum itme ve çekme kuvvetleri Tablo 3.2’deki gibidir.

Tablo 3.2. Örneklerin alansız soğutulduğu ZFC ve farklı soğutma mesafelerinde (Cooling Height (CH)) alan altında soğutulduğu FC durumlarında alınan maksimum yatay itme ve çekme kuvvetlerinin (N/cm^3) cinsinden değerleri

	ZFC		FC					
	$F_{i,max}$	$F_{ç,max}$	CH = 12mm		CH = 7mm		CH = 2mm	
	$F_{i,max}$	$F_{ç,max}$	$F_{i,max}$	$F_{ç,max}$	$F_{i,max}$	$F_{ç,max}$	$F_{i,max}$	$F_{ç,max}$
Y1-a	0,1815	-0,0432	0,1082	-0,0367	0,1646	-0,0696	0,3007	-0,3155
Y1-b	0,1002	-0,0401	0,0848	-0,0498	0,1490	-0,1193	0,3099	-0,3047
A1	0,1357	-0,0801	0,1536	-0,1141	0,1824	-0,1533	0,2581	-0,2954
Y2-a	0,0632	-0,0104	0,0804	-0,0237	0,1137	-0,0726	0,2085	-0,2242
Y2-b	0,1111	-0,0576	0,1148	-0,0739	0,1335	-0,1027	0,1683	-0,2012
A2	0,2360	-0,0681	0,2340	-0,0904	0,2329	-0,1252	0,2129	-0,2562
Y3-a	0,0359	-0,0259	0,0338	-0,0244	0,0334	-0,0249	0,0303	-0,0350
Y3-b	0,0447	-0,0479	0,0476	-0,0470	0,0477	-0,0464	0,0484	-0,0497
A3	0,0331	-0,0434	0,0303	-0,0410	0,0356	-0,0376	0,0443	-0,0332
Y4-a	0,2248	-0,0915	0,0928	-0,0328	0,1345	-0,0636	0,3717	-0,3552
Y4-b	0,1665	-0,0582	0,0819	-0,0384	0,1375	-0,0841	0,3519	-0,3296
A4	0,2168	-0,0534	0,2442	-0,1007	0,2763	-0,1616	0,3536	-0,3843
Y5-a	0,0694	-0,0270	0,0387	-0,0121	0,0781	-0,0460	0,1729	-0,1874
Y5-b	0,1061	-0,0285	0,0697	-0,0235	0,1153	-0,0770	0,2439	-0,2557
A5	0,2141	-0,0383	0,2020	-0,0794	0,2171	-0,1340	0,2706	-0,3288

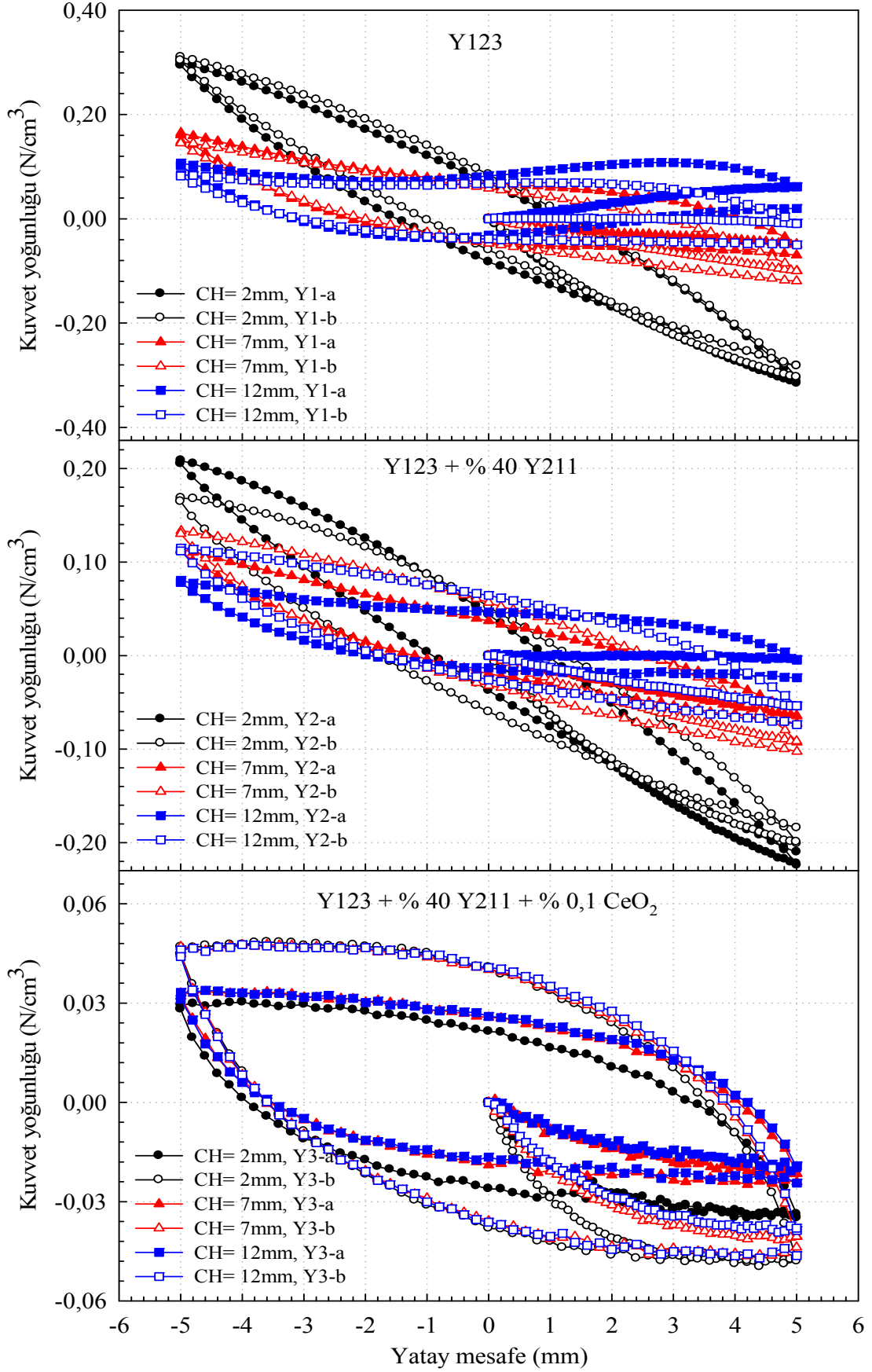


Şekil 3.12. Üretilen örneklerin 77 K'de ZFC durumunda alınan yatay kuvvet grafikleri

Şekil 3.12’de eklenecek olan örneklerin manyetik davranışlarının aynı olduğu ve A3 haricindeki bütün Ag_2O katkılı örneklerin de aynı manyetik davranışa sahip olduğu görülmektedir. Ayrıca, Ag_2O katkılı örneklerin çevrim genişliklerinin daha büyük olmasından dolayı yatay kuvvetlerin daha fazla olduğu düşünülmektedir.

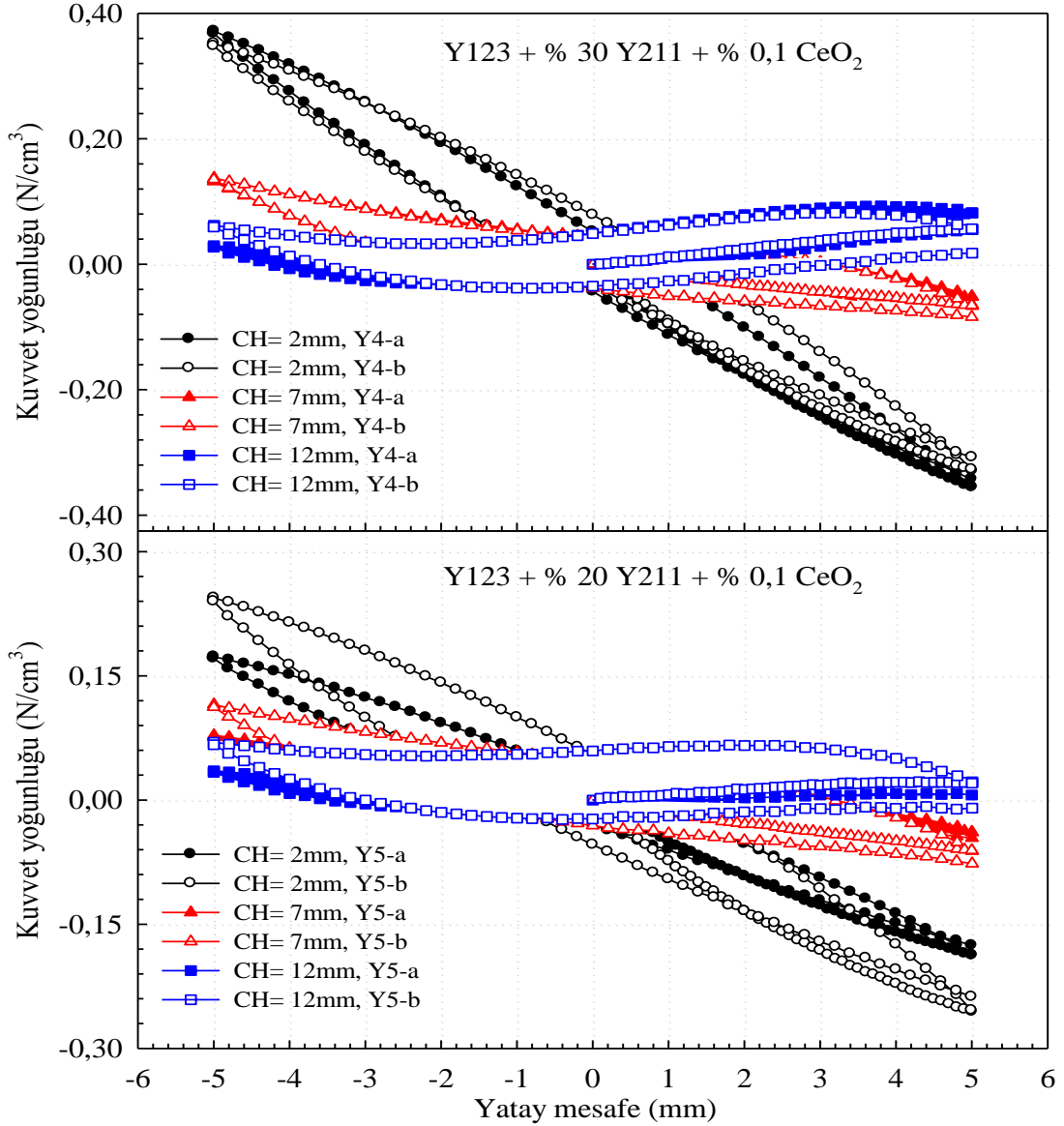
Eklenecek olan TSMG Y123 örneklerinin FC durumunda farklı soğutma mesafelerinde alınan yatay kuvvet ölçümleri Şekil 3.13’te görülmektedir. FC durumunda maksimum itme ve çekme kuvvetleri süperiletken ile mıknatıs arasındaki geri çağırıcı kuvvetin bir ölçüsü olarak ifade edilebilir. Düşey kuvvetin aksine yatay kuvvet ölçümlerinde soğutma mesafesi azaldıkça çekme kuvvetlerinde artış olduğu görüldü (Tablo 3.2). Bu artış Y4-a ve Y4-b örneklerinde yüksek iken zaten diğer örneklere göre daha zayıf manyetik özellik sergileyen Y3-a ve Y3-b örneklerinde düşük değerdedir. Bu nedenle Y3-a ve Y3-b örneklerin geri çağırıcı kuvvetinin az olduğu söylenebilir. Külçe süperiletkenlerin akı çivileme ve histerisis özelliklerinden dolayı yatay kararlılığın külçenin tuzakladığı manyetik alana bağlı olduğu bilinmektedir (Pan vd., 2010). Bu nedenle düşük soğutma mesafelerinde % 40 Y_{211} katkılı örneklerin içerisinde daha fazla akı çivileme merkezlerinin olmasından ve dolayısıyla süperiletken malzemede daha fazla manyetik alan nüfuz etmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Bilindiği gibi örnek içerisinde kusurların fazla olmasıyla manyetik alan malzeme içerisine daha fazla nüfuz eder ve manyetik alanın artmasıyla da çivileme merkezleri olarak kullanılan bu kusurların merkezleri örtüşmeye başlar. Ayrıca, manyetik alan artırıldıkça oksijen boşluğu gibi yapısal kusur bulunan bölgeler etkin çivileme merkezlerine dönüştükleri için bu bölgelerde süperiletkenlik bastırılmış olur (Feng vd., 1996).

Farklı soğutma mesafelerinde mıknatıs 0 - (+5) mm arasında hareket ettirildiğinde bir itme kuvvetini ifade edecek şekilde geri çağırıcı kuvvet negatif yöne doğru artış gösterir. Bu davranış örneğin diamanyetik yapısıyla uyumludur. Diğer yandan, mıknatıs (+5) - 0 mm arasında hareket ettirildiğinde bir çekici kuvveti tanımlayacak şekilde geri çağırıcı kuvvet azalan yatay mesafeyle birlikte azalır ve kuvvet hala negatif değerdedir. Yatay mesafenin ilk konumuna gelmesiyle geri çağırıcı kuvvet pozitif değer alır. Böylece ilk konuma geri gelindiğinde kuvvet yoğunluğu aynı çizgi üzerinden dönmediği için bir çevrim elde edilir. Bu çevrimin genişliği yatay tersinmez mesafe olarak adlandırılır ve bu mesafenin az olması demek daha iyi yatay kararlılığın olması demektir (Qin vd., 2013).



Şekil 3.13. Örneklerin 77 K'de farklı soğutma mesafelerinde FC durumunda alınan yatay kuvvet grafikleri

Şekil 3.13'nin devamı



Şekil 3.13'te soğutma mesafesi 2 mm olduğunda tam bir çevrim yapılması durumunda kapalı bir eğri elde edilirken soğuma mesafesi 7 mm ve 12 mm olduğunda tam bir çevrim yapılması durumlarında kapalı bir eğri olmadığı gözlemlendi. Bu durum örneğin içerisinde alanın tuzaklandığını ve bu tuzaklanan alandan dolayı çekme kuvvetinde artış olduğunu gösterir. Bu nedenle eğrilerdeki bu farklılığın akı çivilemesiyle ve dolayısıyla da örneklerin kritik akım yoğunlukları ile ilgili olduğu düşünülmektedir. Soğutma mesafeleri azaltıldığı durumda örnek içerisine daha fazla manyetik alan çizgisi nüfuz edeceğinden örneklerin çekme kuvveti artar, eğriler arasındaki farklılık azalır ve tam bir çevrim elde edilir.

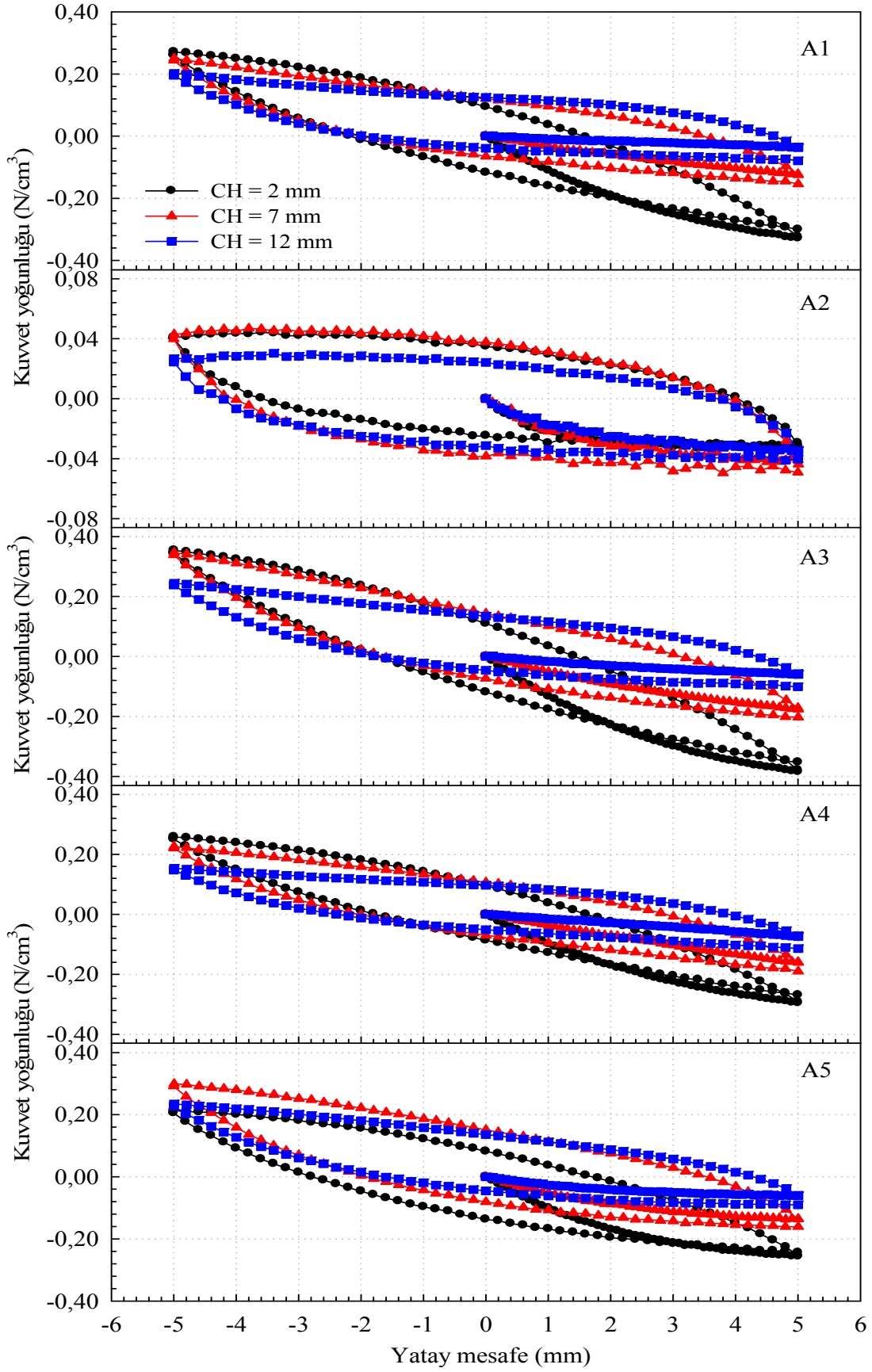
Ekleme malzemesi olarak kullanılacak olan Ag_2O katkılı MPMG Y123 örneklerinin FC durumunda farklı soğutma mesafelerinde alınan yatay kuvvet ölçümleri Şekil 3.14'te görülmektedir. Bütün örneklerin farklı soğutma mesafelerinde yapılan ölçümlerine bakıldığında maksimum değerlerinde çok büyük farklılıklar olmadığı görüldü. Bunun nedeninin, malzemeler içerisinde manyetik alanın nüfuz edebileceği süperiletken olmayan fazların veya yapısal kusurların az olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Çünkü diamanyetik olan örnekler uygulanan dış manyetik alanı dışlama eğilimindedir.

3.3.2. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümleri

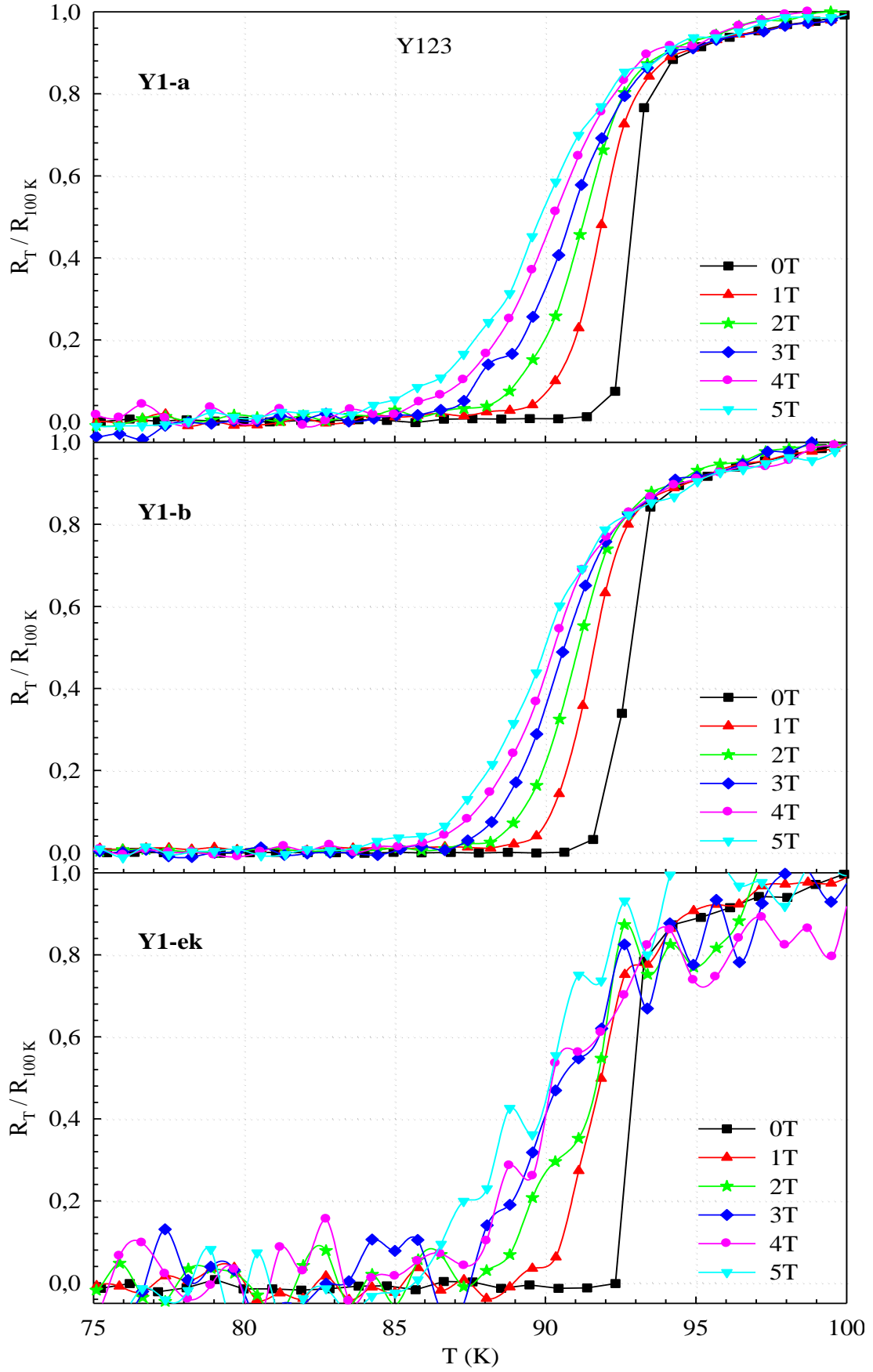
Katkısız Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri Şekil 3.15'te görülmektedir. Manyetik alan değeri arttıkça süperiletken geçiş sıcaklıkları daha düşük sıcaklığa kayarken süperiletken geçiş aralıkları da Tablo 3.3'te görüldüğü gibi daha fazla artmaktadır. Y1-b örneğinin süperiletken geçiş aralıklarının manyetik alanla dağılımının Y1-a örneğine göre daha düşük olduğu görüldü. Y1-ek örneğinde 0 T alanda keskin bir geçiş gözlenmesine ve manyetik alanla dağılımı eklenen örneklerle kıyaslanabilir büyüklükte olmasına rağmen direnç değerlerinde dalgalanmalar olduğu görüldü. Bu dalgalanmalar artan manyetik alanla artarken 1 T'dan sonra taneli örneklerde olduğu gibi basamaklı bir yapı olduğu gözlemlendi.

Tablo 3.3. Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin K cinsinden 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$ ve ΔT değerleri

		0T	1T	2T	3T	4T	5T
Y1-a	$T_{c,başlangıç}$	93,39	93,06	92,77	92,59	92,40	91,94
	$T_{c,sıfır}$	92,21	90,49	89,42	87,94	87,18	85,35
	ΔT	1,18	2,57	3,35	4,65	5,22	6,59
Y1-b	$T_{c,başlangıç}$	93,58	92,63	92,59	92,25	92,06	91,87
	$T_{c,sıfır}$	91,91	89,85	89,04	88,09	87,75	87,26
	ΔT	1,67	2,78	3,55	4,16	4,31	4,61
Y1-ek	$T_{c,başlangıç}$	93,35	93,24	92,85	92,52	92,26	91,96
	$T_{c,sıfır}$	92,32	90,08	88,96	87,69	84,25	85,37
	ΔT	1,03	3,16	3,89	4,83	8,01	6,59



Şekil 3.14. % 17 molar Ag_2O katkılı Y123 örneklerinin 77 K'de farklı soğutma mesafelerinde FC durumunda alınan yatay kuvvet grafikleri



Şekil 3.15. Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri

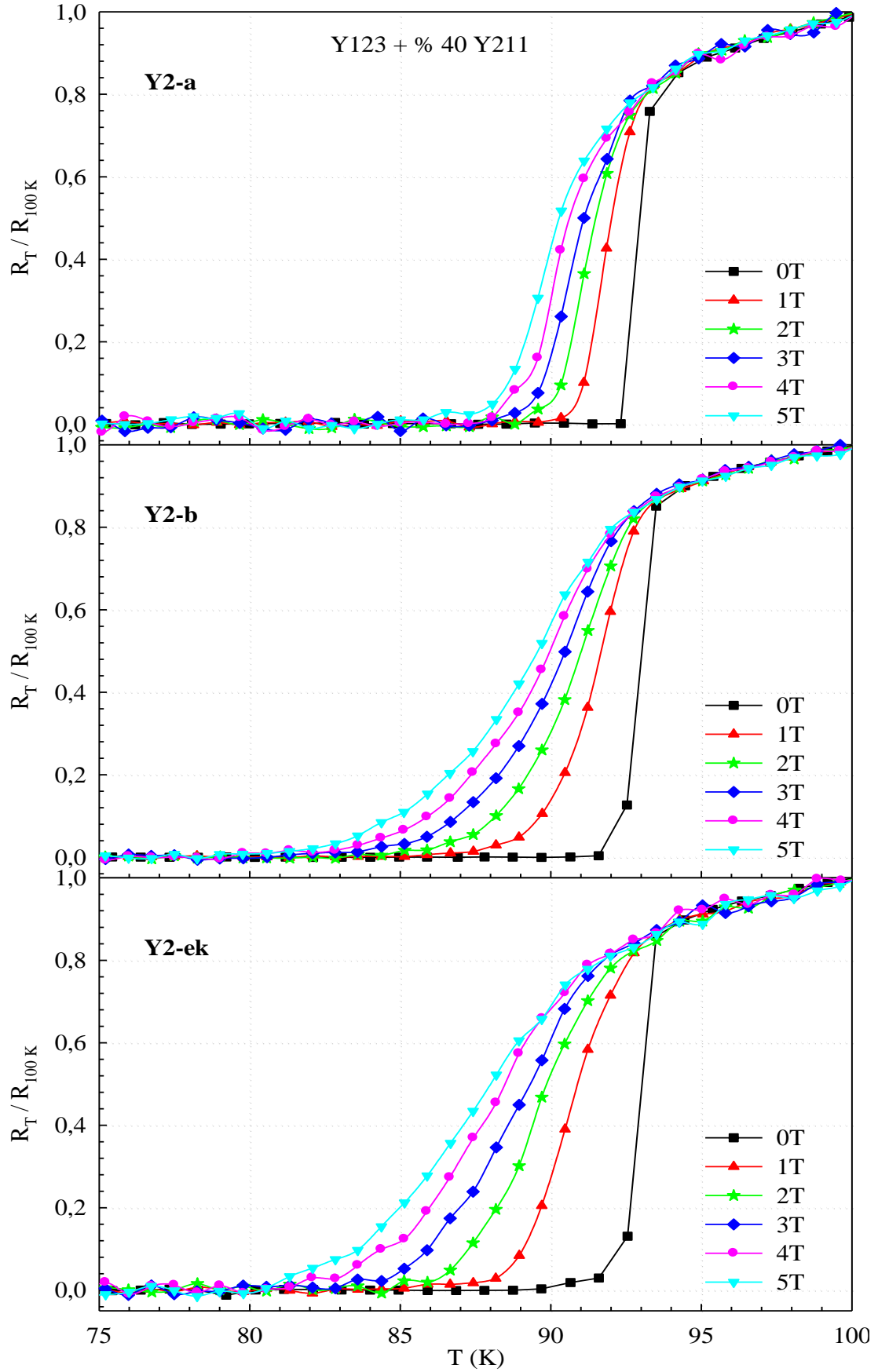
Artan manyetik alanla direnç eğrilerinde dalgalanmaların gözlemesi ısıl işlemle birbirine eklenen örneklerin ek kısımlarının zayıf bölge gibi davrandığını gösterir. Bu zayıf bölge davranışının ek kısmında birikmiş olabileceği düşünülen artık fazlardan, yapı içerisindeki boşluklardan ya da örnek içerisindeki çatlaklardan kaynaklandığı düşünülmektedir.

% 40 Y211 katkılı Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç sıcaklık eğrileri Şekil 3.16'da görülmektedir. Y2-a örneğinin 0 T'da keskin bir süperiletken geçiş gözlemlendiği ve artan manyetik alanla dağılımının Y2-b örneğine göre daha az olduğu görüldü. Y2-a, Y2-b ve Y2-ek süperiletken geçiş sıcaklıkları ve geçiş aralıkları Tablo 3.4'te olduğu gibidir. Y2-ek örneğinde süperiletkenliğe geçişte artan manyetik alan ile Y1-ek örneğinde olduğu gibi herhangi bir dalgalanmanın olmadığı görüldü. Y2-ek örneğinin artan manyetik alan ile direnç eğrilerinde herhangi bir dalgalanma görülmemesine rağmen süperiletkenliğe geçiş aralıklarının fazla olduğu görüldü. Fakat Y2-b örneği ile benzer bir davranış sergilediği gözlemlendi. Bu nedenle, ek örneğinin Y2 külçesinin akım özelliklerini sınırlandırmadığı ve ek sınırlarının birbiri ile iyi bir şekilde temas ettiği ve ek bölgesinde herhangi bir artık fazın bulunmadığı düşünülmektedir.

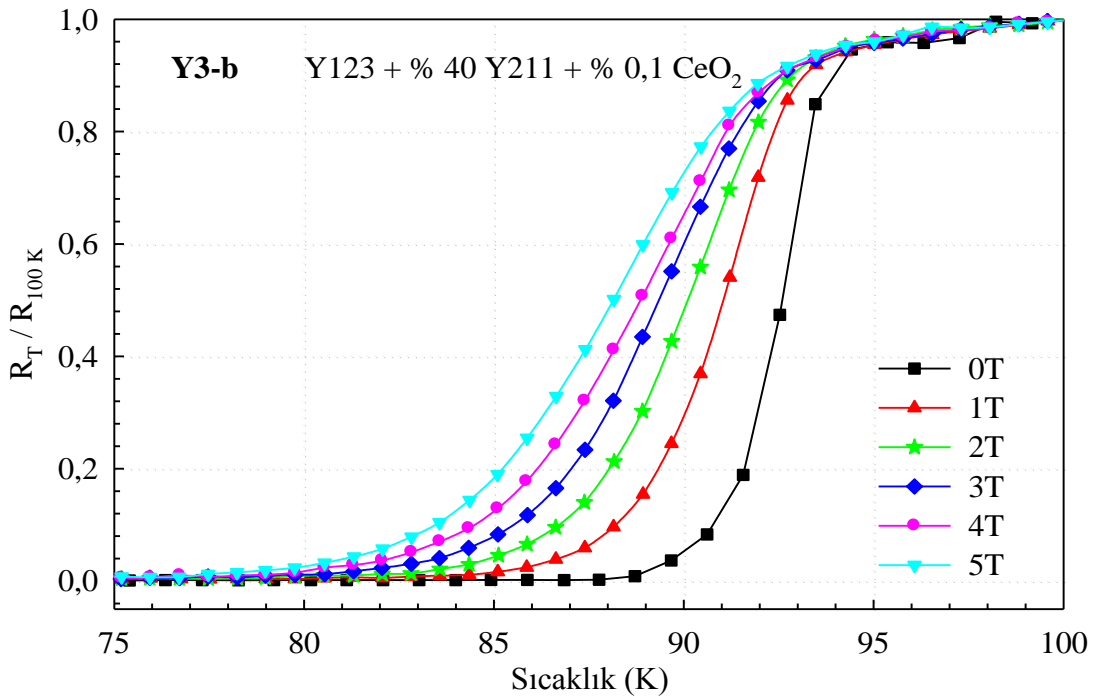
Tablo 3.4. Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin K cinsinden 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$ ve ΔT değerleri

		0T	1T	2T	3T	4T	5T
Y2-a	$T_{c,başlangıç}$	93,57	93,15	92,61	92,19	91,94	91,38
	$T_{c,sıfır}$	92,25	90,87	90,07	89,35	89,01	88,08
	ΔT	1,32	2,28	2,54	2,84	2,93	3,30
Y2-b	$T_{c,başlangıç}$	93,54	93,08	92,82	92,57	92,15	92,02
	$T_{c,sıfır}$	92,40	89,35	88,46	86,18	85,12	83,51
	ΔT	1,14	3,73	4,36	6,39	7,03	8,51
Y2-ek	$T_{c,başlangıç}$	93,59	92,78	92,32	91,68	91,08	90,85
	$T_{c,sıfır}$	92,36	88,55	86,47	85,08	83,87	82,52
	ΔT	1,23	4,23	5,85	6,60	7,21	8,33

% 40 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı Y3-b örneğinin farklı manyetik alan altındaki direnç sıcaklık eğrileri Şekil 3.17'de görülmektedir. Tablo 3.5'te görüldüğü gibi artan manyetik alanla süperiletkenliğe geçiş sıcaklığının daha düşük sıcaklıklara kaydığı ve geçiş aralığının da arttığı, fakat bu artışın çok fazla olmadığı gözlemlendi.



Şekil 3.16. Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri

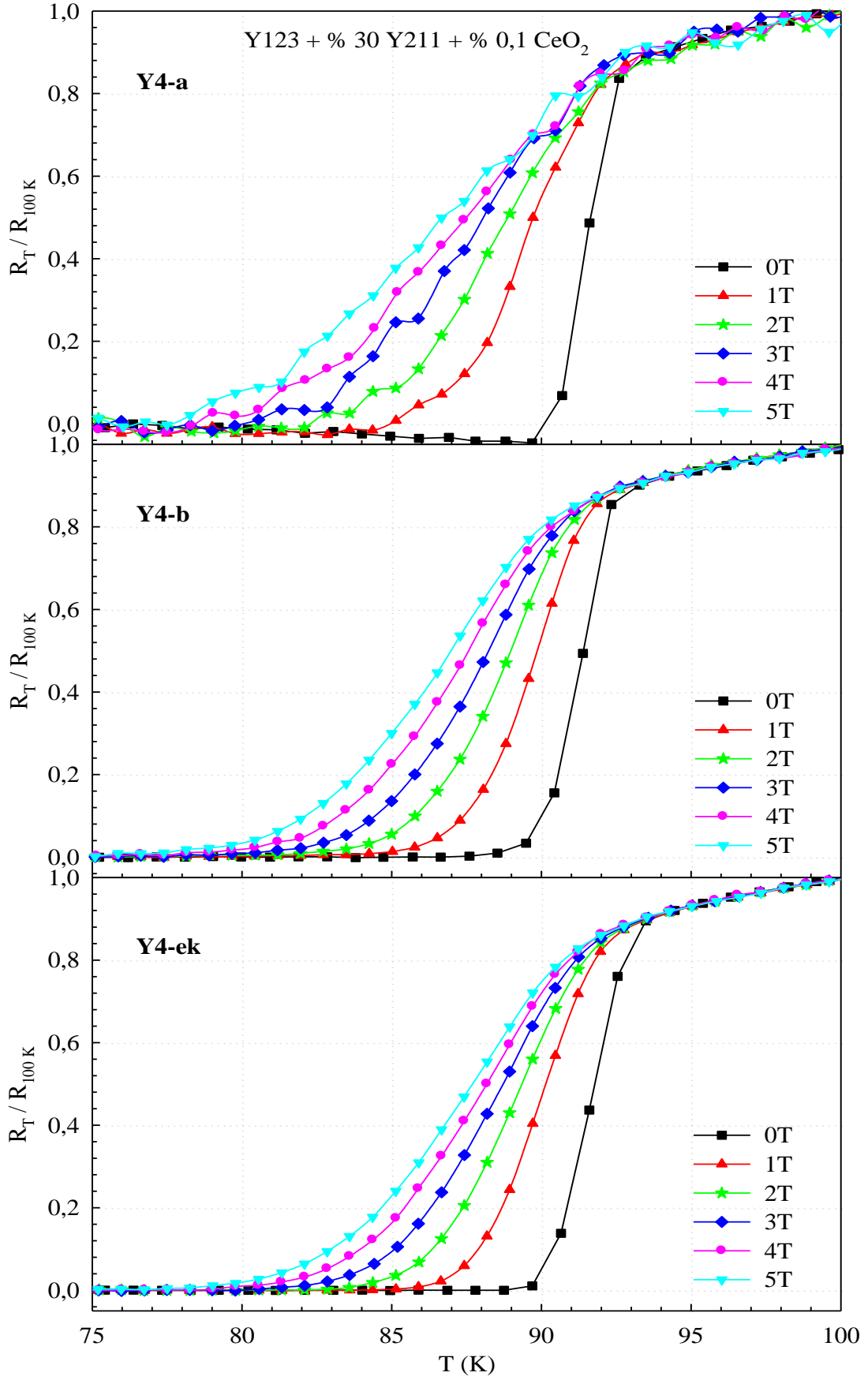


Şekil 3.17. Y3-b örneğinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri

Tablo 3.5. Y3-b örneğinin K cinsinden 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$ ve ΔT değerleri

		0T	1T	2T	3T	4T	5T
Y3-b	$T_{c,başlangıç}$	93,83	93,08	92,66	92,48	92,15	91,73
	$T_{c,sıfır}$	91,08	88,47	87,03	85,73	84,75	83,91
	ΔT	2,75	4,61	5,63	6,75	7,40	7,82

% 30 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç sıcaklık eğrileri Şekil 3.18'de görülmektedir. Tablo 3.6'da görüldüğü gibi bütün örneklerin süperiletkenliğe geçişin başladığı sıcaklıklar birbirine yakın olmasına rağmen geçiş aralıkları değişiklik göstermektedir. Y4-a örneğinin geçiş aralıklarının diğer örneklere göre daha fazla olduğu ve buradan Y4-a örneğinin süperiletkenliğe geçişinin manyetik alanla dağılımının daha fazla olduğu görüldü. Ayrıca, süperiletken geçiş eğrileri keskin olmamakla birlikte, özellikle 2T'dan sonra neredeyse lineer bir geçiş gözlemlendi. Diğer yandan, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin ise manyetik alandan etkilenmelerinin yaklaşık olarak aynı olduğu ve Y4-ek örneğinin eklenen örneklere göre iyi olduğu görüldü. Bu nedenle, yapılan ekleme işleminin akım yoğunluğunda bir sınırlandırmaya neden olmayacağı düşünülmektedir.



Şekil 3.18. Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri

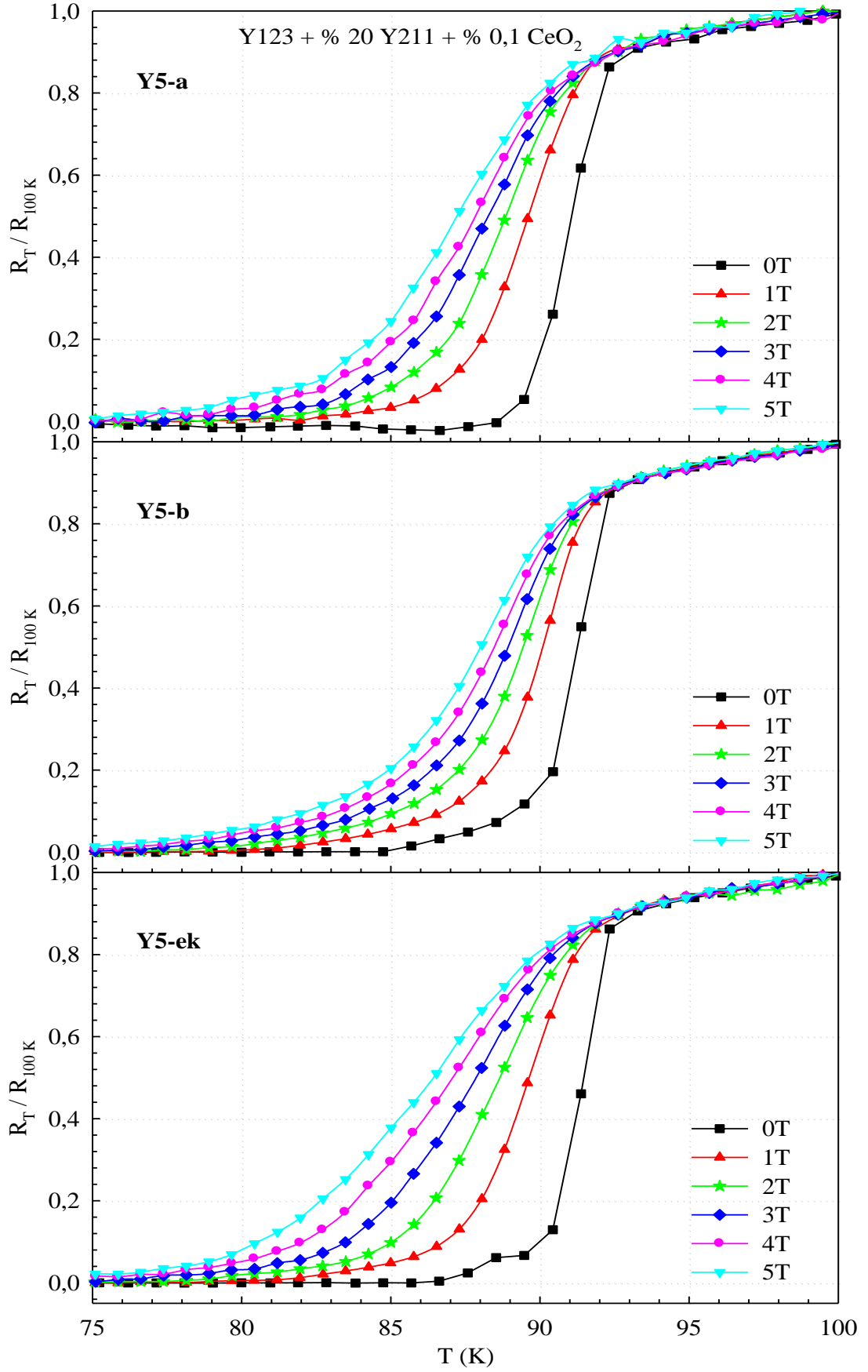
Tablo 3.6. Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin K cinsinden 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$ ve ΔT değerleri

		0T	1T	2T	3T	4T	5T
Y4-a	$T_{c,başlangıç}$	92,76	91,97	91,92	91,59	91,72	91,41
	$T_{c,sıfır}$	90,38	86,84	84,75	83,21	81,29	80,74
	ΔT	2,38	5,13	7,17	8,38	10,43	10,67
Y4-b	$T_{c,başlangıç}$	92,44	91,69	91,07	90,91	90,72	90,26
	$T_{c,sıfır}$	90,07	87,47	86,05	84,25	82,80	81,56
	ΔT	2,37	4,22	5,02	6,66	7,92	8,70
Y4-ek	$T_{c,başlangıç}$	92,92	91,94	91,63	91,54	91,04	90,92
	$T_{c,sıfır}$	90,31	87,74	86,14	84,71	83,72	82,82
	ΔT	2,61	4,20	5,49	6,83	7,32	8,10

% 20 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç sıcaklık eğrileri Şekil 3.19’da görülmektedir. Y5-a ve Y5-b örneklerinin dirençlerinin alanla değişimleri birbirine yakın iken Y5-ek örneğinin direncinin artan alanla daha geniş bir aralıkta süperiletken duruma geçtiği görüldü (Tablo 3.7). Y5-ek örneğinin daha geniş bir geçiş vermesine rağmen yinede eklenen örneklere göre ekleme işleminin direnç özelliklerinin kötü olmadığı ve ek bölgesinin külçeyi sınırlandırmayacağı düşünülmektedir.

Tablo 3.7. Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin K cinsinden 0, 1, 2, 3, 4 ve 5 T manyetik alan altındaki $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$ ve ΔT değerleri

		0T	1T	2T	3T	4T	5T
Y5-a	$T_{c,başlangıç}$	92,06	91,50	91,31	90,85	90,71	90,29
	$T_{c,sıfır}$	89,83	87,13	85,73	84,93	84,00	83,40
	ΔT	2,23	4,37	5,58	5,92	6,71	6,89
Y5-b	$T_{c,başlangıç}$	92,42	91,69	91,26	91,14	90,95	90,76
	$T_{c,sıfır}$	89,88	88,13	86,87	85,96	84,66	83,52
	ΔT	2,54	3,56	4,39	5,18	6,29	7,24
Y5-ek	$T_{c,başlangıç}$	92,54	91,50	91,37	91,29	90,83	90,74
	$T_{c,sıfır}$	90,10	87,40	85,16	83,38	82,15	80,75
	ΔT	2,44	4,10	6,21	7,91	8,68	9,99



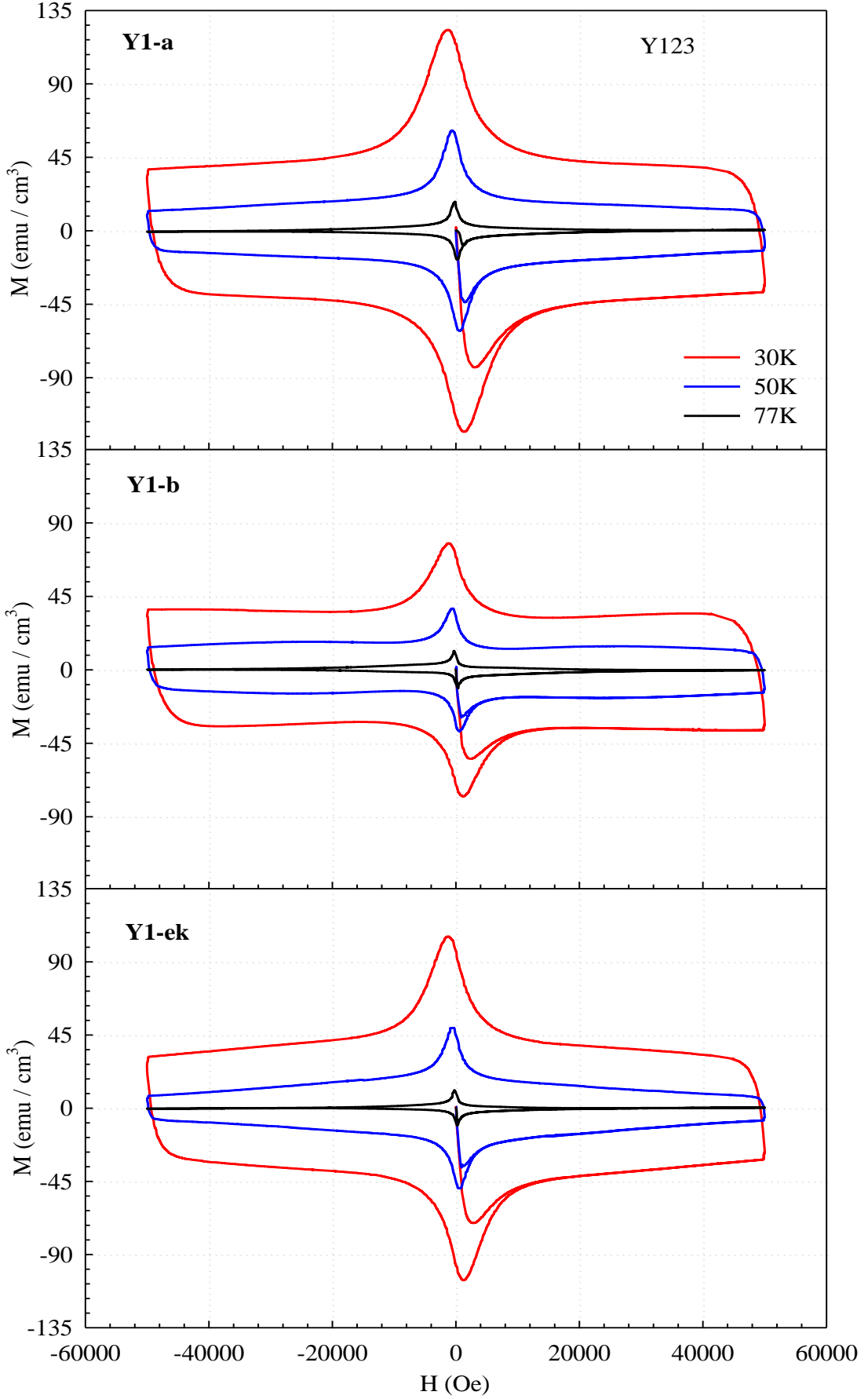
Şekil 3.19. Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri

3.3.3. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri ve Kritik Akım Yoğunluğu

Eklenen örneklerden ve ek bölgesinden alınan küçük parçaların M-H ölçümleri, $-5T$ ile $+5T$ arasındaki dış manyetik alan, örneklerin c -eksenlerine paralel olacak şekilde uygulanarak alındı. Her ölçüm öncesinde örnekler, hapsedilen alanın sıfırlanması için 100 K 'e kadar ısıtıldıktan sonra alan uygulamaksızın (ZFC), ölçüm yapılacak olan 30 K , 50 K ve 77 K sıcaklık değerlerine soğutuldu.

Y211 katkısı olmadan üretilen ve eklenen Y1-a, Y1-b örneklerinin ve bu örneklerin eklenme bölgesinden alınan (Y1-ek) örneklerin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri Şekil 3.20'de görülmektedir. Ölçüm sıcaklığı azaldıkça histerisis eğrilerinin genişliğinin (ΔM) arttığı ve ölçüm sıcaklığı T_c değerine yaklaştıkça ΔM değerinin azaldığı görüldü. Literatürden de bilindiği gibi ΔM 'nin büyüklüğü etkin çivileme merkezlerinin yoğunluğu ile ilişkilidir (Jun vd., 2011). Fakat uygulanan manyetik alan kritik değeri aştığında örnek içerisine nüfuz eden manyetik alanın artması süperiletkenliğin baskılanmasına neden olur. Y1-a örneğinin histerisis genişliğinin Y1-b örneğine göre daha büyük olduğu gözlemlendi. Her iki örnekte de ısıtma işlemi süresince oluşan yapısal kusurlar haricinde etkin çivileme merkezi olarak kullanılabilir herhangi bir katkı kullanılmamasına rağmen pota içerisindeki Y_2O_3 tabakasının örneğin sıvı faz içerisinde büyümesini sağladığı bilinmektedir (Chaud vd., 2000). Bu nedenle, Y_2O_3 tabakalı Y123 örneklerinin bu çalışmada üretilen diğer Y211 katkılı örneklerle kıyaslanabilir büyüklükte bir çevrim genişliğine sahip olduğu gözlemlendi. Diğer yandan, Y1-ek örneğinin çevrim genişliği her iki örnekten farklı olup ikisi arasında bir değere sahiptir. Buradan, Y1-ek örneğinin Y1-a ve Y1-b örneklerinin her ikisinin özelliklerini yansıttığı ve kullanılan ek malzemesinin külçe üzerinde herhangi bir sınırlama yapmadığı söylenebilir. Bu nedenle, örneklerin J_c değerlerinin birbirine yakın olması beklenmektedir.

ZFC işleminden sonra belirli bir sıcaklıkta manyetik alanın artırılmasıyla başlangıç eğrisiyle dış zarf eğrisinin birleştiği yer, ölçülen örnek için ilk tam nüfuz alanı (H_p) değerini verir. Akı çizgilerinin örneğin tam merkezine ulaştığı bu alan değerinin büyük olması hem J_c değerinin hem de tuzaklanan manyetik alan değerinin büyüklüğünün bir ölçüsüdür (Öztürk, 2005). Ayrıca, bu değer fazla olması örneğin manyetik alana karşı dayanıklı olduğunu ifade eder. Tablo 3.8'de görüldüğü gibi Y1-ek örneğinin H_p değeri 30 K 'de değeri yüksek olan Y1-a örneğine yakın iken, 77 K 'de ise değeri daha düşük olan Y1-b örneği ile aynı olduğu gözlemlendi.



Şekil 3.20. Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri

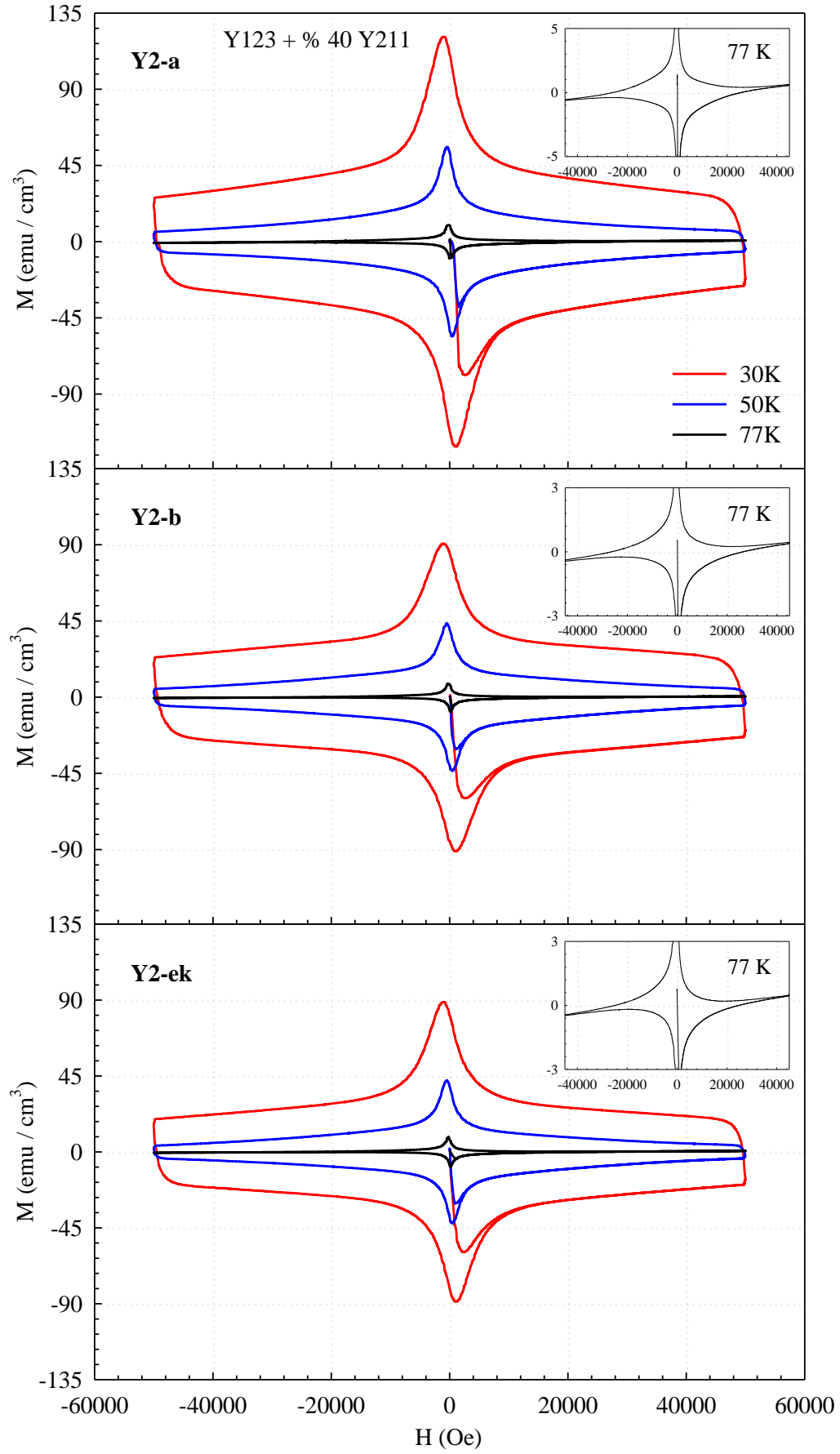
Tablo 3.8. Üretilen örneklerin 30 K, 50 K ve 77 K'deki H_p alanlarının T cinsinden değerleri

	30 K	50 K	77 K
Y1-a	1,73	0,35	0,11
Y1-b	1,42	0,35	0,05
Y1-ek	1,74	0,33	0,05
Y2-a	1,66	0,28	0,07
Y2-b	1,58	0,27	0,05
Y2-ek	1,32	0,26	0,11
Y3-a	1,21	0,39	0,07
Y3-b	1,45	0,22	0,04
Y3-ek	2,32	0,53	0,06
Y4-a	1,01	0,25	0,05
Y4-b	1,48	0,27	0,07
Y4-ek	0,69	0,16	0,07
Y5-a	1,39	0,29	0,06
Y5-b	2,22	0,42	0,05
Y5-ek	2,21	0,66	0,06

% 40 Y211 katkılı Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histeresis eğrileri Şekil 3.21'de görülmektedir. Çevrimlerin genişliklerine bakıldığında Y2-a örneğinin en geniş çevrime sahip olduğu ve Y2-ek örneğinin çevrim genişliğinin daha dar bir genişliğe sahip olan Y2-b örneğine yakın olduğu gözlemlendi. bu nedenle ek bölgesinin akım taşıma kapasitesinin Y2-b külçesine yakın olması beklenmektedir.

Y2-a ve Y2-b örneklerine göre Y2-ek örneğinin H_p değeri 30 K'de en düşük değeri alırken, 50 K'de her iki örneğin değerine yakın olduğu ve 77 K'de ise en yüksek değere sahip olduğu görüldü (Tablo 3.8). Düşen sıcaklıkla, histeresis eğrilerinin genişliklerinin eklenen örneklerin histeresis eğrilerinin genişliklerine göre daha yavaş olduğu ve bunun nedeninin ise ek örneğinin yapısı içerisinde etkin çivileme merkezleri olarak görev yapan süperiletken olmayan fazların azlığından kaynaklandığı düşünülmektedir.

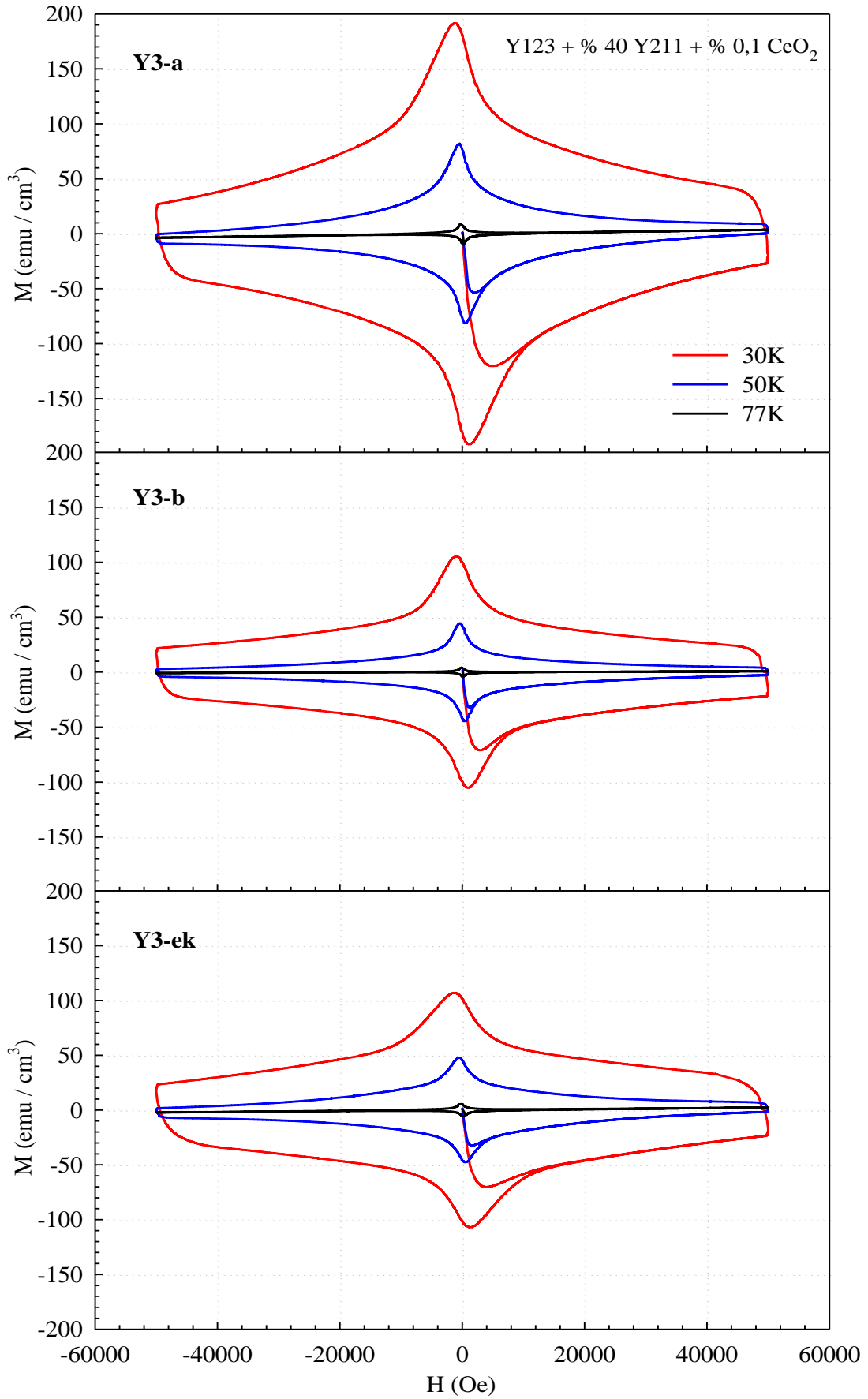
Bunlara ek olarak, bütün örneklerin 77 K'de alınan ölçümlerine bakıldığında özellikle 3 T manyetik alandan sonra histeresis eğrisinin kollarının alanla birlikte tamamen negatif veya tamamen pozitif değerler aldığı gözlemlendi. Dolayısıyla diamanyetik davranışın yanında az da olsa ferromanyetik davranış veya diğer manyetik etkilerin olduğu ve bu etkilerin süperiletkenliğin baskılanmasına neden olduğu görüldü.



Şekil 3.21. Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri

Ferromanyetizma gibi diğer manyetik etkileşimler süperiletkenliği azaltır. Temel bir şekilde var olan fononlar gibi, antiparalel spin yönelimli yük taşıyıcılarının bir araya gelmesiyle oluşan Cooper çiftleri süperiletkenliği meydana getirir. Diğer bir yandan, bir ferromiknatista kendiliğinden var olan mıknatıslanma, tek spin yönelimli yük taşıyıcılarının miktarlarının artmasıyla ortaya çıkar. Ek olarak, geleneksel s-dalga süperiletkenlerin yerel manyetik momentleri tek spinli (singlet) Cooper çiftlerinin bozulmasına neden olur ve böylece süperiletkenlik kuvvetli bir şekilde baskılanmış olur. Bu yüzden, homojen bir sistemde aynı anda ferromanyetizma ve süperiletkenlik var olamaz (Habermeier ve Cristiani, 2006). Fakat bu durum birim hücrenin yerel çevrelerinde ferromanyetik ve bazı bölgelerinde ise süperiletken özelliğın aynı anda olabileceğı homojen olmayan sistemlerde tamamıyla farklıdır (Habermeier, 2004; Singh, 2011; Topal, 2011). Son zamanlardaki çalışmalarda hiçbir manyetik katkı ya da komşu atomu olmayan nano boyutlu parçacıklarda ferromanyetizmanın var olduğú tesbit edildi (Hasanain vd., 2011; Shipra vd., 2007; Yanmaz vd., 2009). Bu şekilde örneklerde ferromanyetizma görülmesine etkin çivileme merkezi olarak kullanılabileceğı düşünölen Y211 toz karışımının tane boyutlarının küçük olması için örnek hazırlama sürecinde öğütme sürelerinin çok fazla olması ve dolayısıyla tane boyutunun küçölmesinin neden olabileceğı düşünölmektedir.

% 40 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı Y3-a, Y3-b ve Y3-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri Şekil 3.22'de görölmektedir. Y3-a ve Y3-b örneklerinin kaldırma kuvveti ölçümlerinde en düşük itme kuvvetine sahip olmalarına rağmen çevrim genişliklerine bakıldığında Y3-a örneğinin üretilen bütün örneklere göre en geniş çevrimi verdiğı göröldü. Ekleme işlemi sırasında uygulanan ısıl işlemin Y3 eklenmiş külçesinin özelliklerini iyileştirdiğı düşünölmektedir. Diğer yandan, histerisis özelliğinin diğer örneklere göre daha yüksek olmasına rağmen artan dış manyetik alanla birlikte daha hızlı bir şekilde azalmaktadır. Diğer örneklere bakıldığında maksimum değerleri az olmasına rağmen neredeyse lineer bir şekilde ilerleme olduğú gözlendi. Bu durum ise Y3-a, Y3-b ve Y3-ek örneklerinin manyetik alan dayanıklılığının diğer örneklere göre zayıf olduğunı, yani üst kritik manyetik alan değerinin daha düşük olacağını gösterir. Bunlara ek olarak, Y3-ek örneğinin H_p değerinin 30 K ve 50 K'de eklenen örneklere göre daha yüksek değere sahip olduğú ve 77 K'de ise eklenen örneklerin arasında bir değerde olduğú göröldü (Tablo 3.8). Bu nedenle eklenmiş Y3 külçesine dışarıdan bir manyetik alan uygulaması durumunda ek kısmının zayıf bir bölge gibi davranmayıp manyetik alana karşı örneğın bütönlüğünü bozmayacağı söylenebilir.

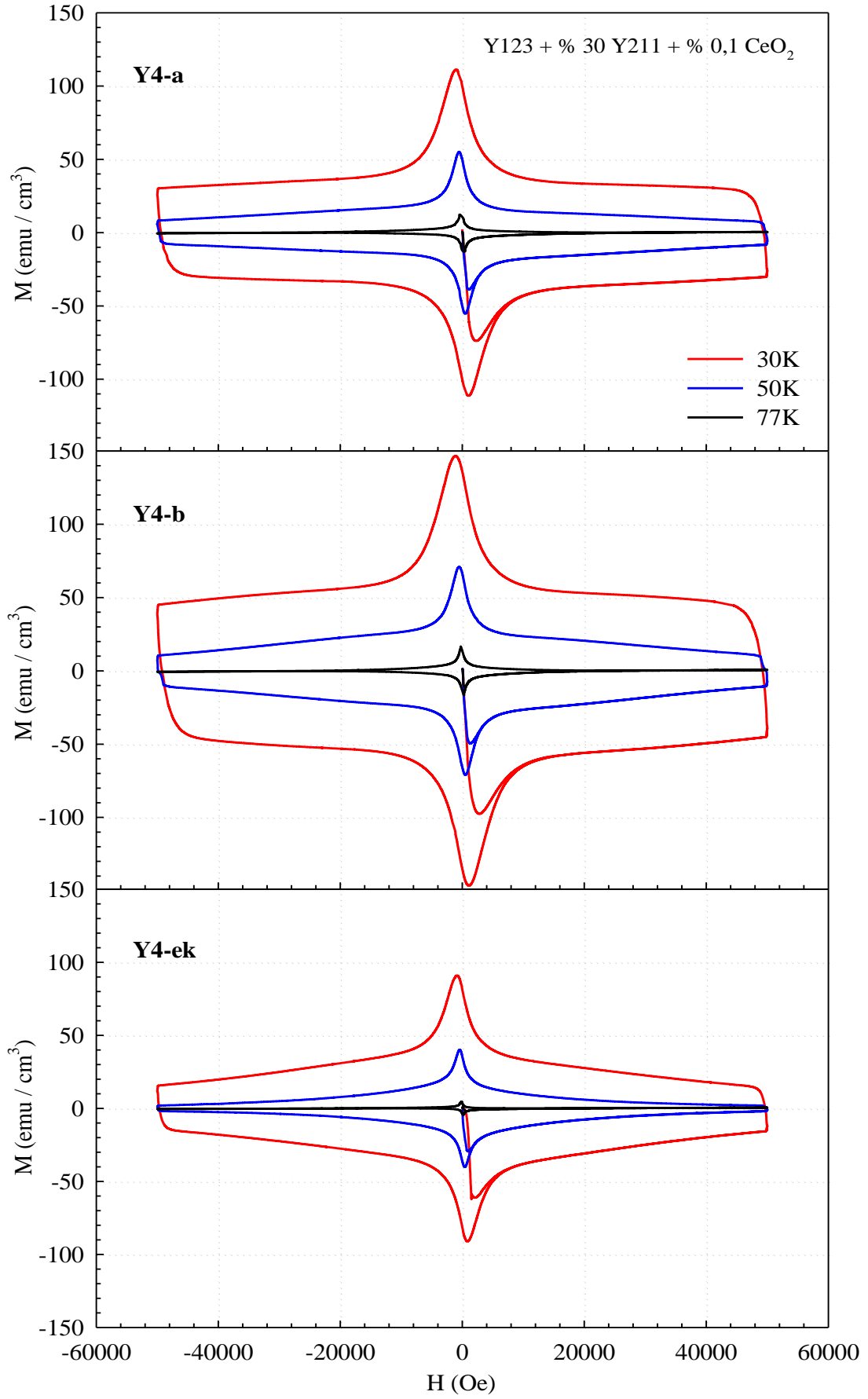


Şekil 3.22. Y3-a, Y3-b ve Y3-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri

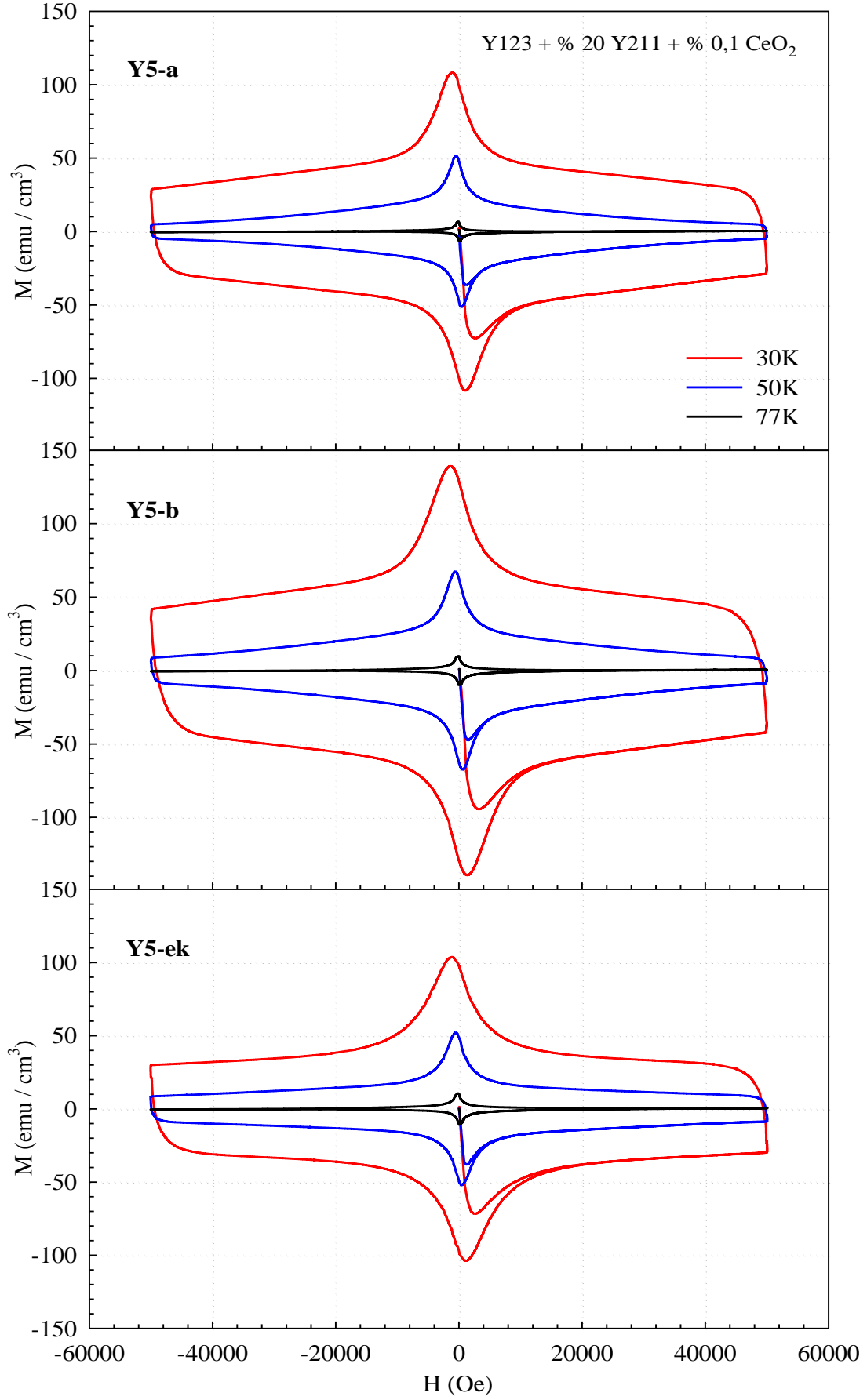
% 30 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri Şekil 3.23'te görülmektedir. Y4-b örneği en yüksek histerisise sahip iken Y4-ek örneğinin en küçük histerisise sahip olduğu görüldü. Ayrıca kaldırma kuvveti ölçümlerinde de Y4-a ve Y4-b örnekleri için ek olarak kullanılan A4 örneğinin eklenecek olan örnekler göre daha düşük bir itme kuvvetine sahip olduğu belirlenmişti (Şekil 3.9). Bu nedenle kaldırma kuvveti verileri ile uyumlu olarak ek bölgesinin histerisisinin az olduğu gözlemlendi. Diğer yandan, Y4-a ve Y4-b örneklerinin kaldırma kuvvetleri en yüksek olduğundan dolayı histerisislerinin daha fazla olması beklenirken diğer örneklerle yaklaşık olarak aynı oranlarda olduğu görüldü. Bu durumun ısı işlem esnasında örneklerin daha iyi yapışmasını sağlamak amacıyla örneklerin üst yüzeylerine yerleştirilen 2,4 kg kütleli cismin örnek üzerine fazla kuvvet oluşturmuş olabileceği ve ısı işlem esnasında bu kuvvet fazlalığının örneklerde çatlak oluşmasına neden olabileceği düşünüldü. Oluşan bu çatlakların onarılmasında ısı işlemin oksijen ortamında yapılmasının iyi sonuçlar verdiği bilinmektedir (Chen vd, 2002 (2)). Oksijen verme işleminin örneklerin eklenmesi sırasında değil de sonradan tavlama işlemiyle verilmesinin Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerdeki çatlakların iyileştirilmesinde yeterli olmadığı ve bu nedenle oluşan çatlakların zayıf bağlantı gibi davranacağından bu örneklerin süperiletkenlik özelliklerinin baskılanmış olabileceği düşünüldü. Ayrıca, % 30 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı olan bu örneklerde de özellikle 77 K'de belli bir alan değerinden sonra diamanyetik davranışın yanısıra katkısız Y1-a ve Y1-b örneklerinde etkisi daha az hissedilen ve diğer Y211 katkılı örneklerde olduğu gibi diğer manyetik etkileşimlerin olduğu gözlemlendi. Bunlara ek olarak, Y4-a, Y4-b örneklerinin H_p değerleri Y4-ek örneğine göre daha yüksektir. Bu nedenle ek kısmının alan dışlaması daha düşük olacaktır.

% 20 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri Şekil 3.24'te görülmektedir. Y5-b örneği en yüksek histerisis verirken Y5-ek örneği diğer örnekler kıyasla daha düşük bir histerisise sahiptir. Eklenen örneklerin histerisisleri büyük iken ek bölgesinin histerisislerinin daha düşük olmasının, ekleme işlemi sırasında tam bir ek yapılamaması veya ısı işlem sonrasında ek bölgesinde biriken artık fazların varlığından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bilindiği gibi ekleme işlemlerinde ek kısmında biriken artık fazlar veya eklerin birbirine iyi temas etmediklerinden dolayı ek kısmında kalan boşluk gibi kusurlar manyetik özelliklerin baskılanmasına neden olur (Noudem vd., 2001; Puig vd., 2001; Prikhna vd., 2003).

Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin H_p değerleri düşük sıcaklıklarda Y5-ek örneği eklenen örnekler göre manyetik alana karşı daha dayanıklı iken 77 K'de yani geçiş sıcaklığına yakın yerlerde H_p değeri yaklaşık olarak aynıdır (Tablo 3.8).



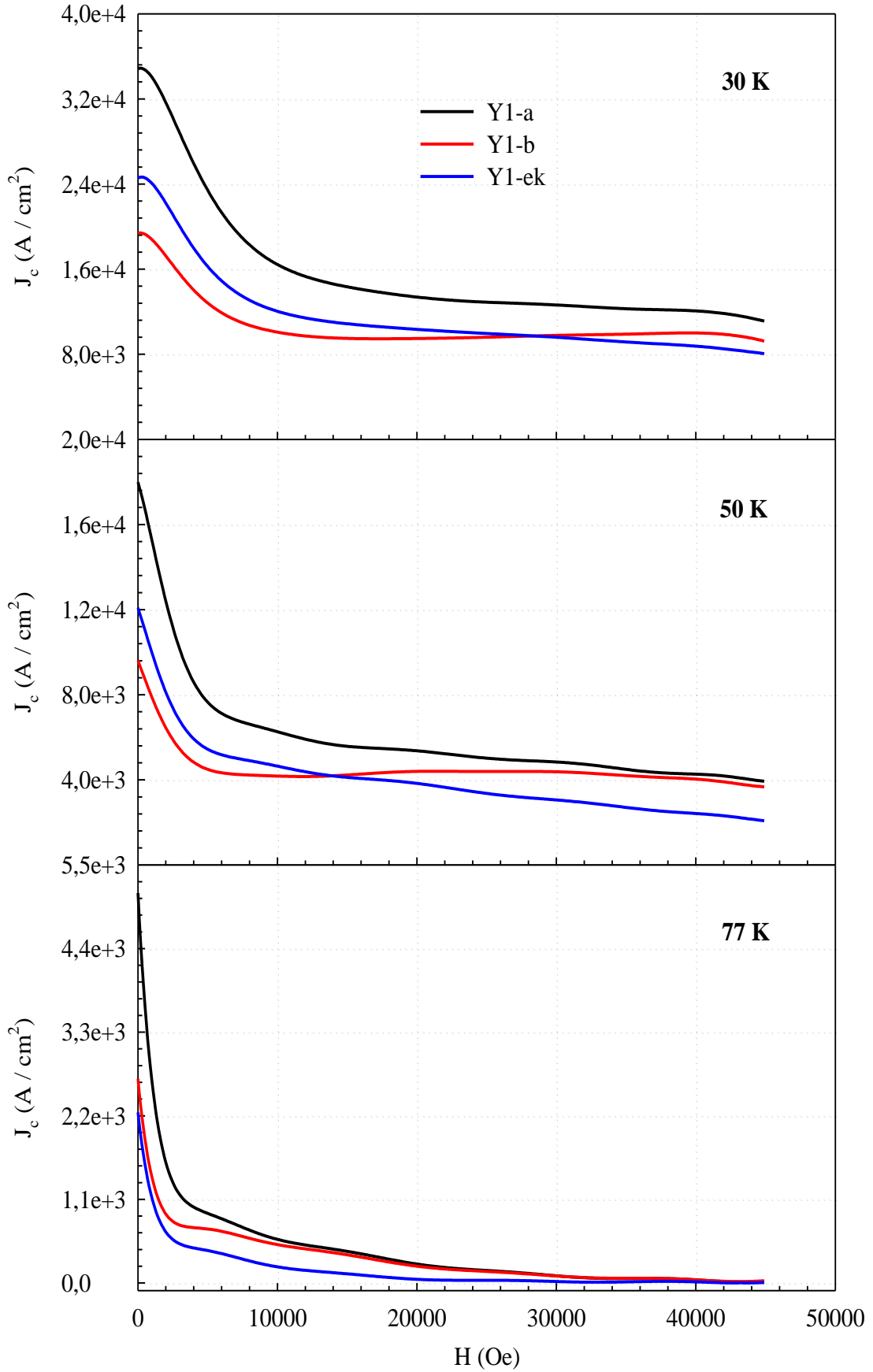
Şekil 3.23. Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri



Şekil 3.24. Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin farklı sıcaklıklardaki histerisis eğrileri

Katkısız Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimi Şekil 3.25'te görülmektedir. Kritik akım yoğunluğu bilindiği üzere sabit sıcaklıkta uygulanan manyetik alan arttıkça azalır. Bu azalma çok taneli örneklerde belli değerin üzerindeki manyetik alanlarda taneler arası etkileşimin azalmasından ve tek taneli örneklerde ise manyetik alanın belli bir değeri aşması durumunda hareket etmeye başlayan girdapların merkezlerinin örtüşmeye başlamasından kaynaklanmaktadır (Zheng vd., 2005). Dış manyetik alanın daha da artmasıyla üst kritik alan değeri aşılır ve süperiletkenlik ortadan kalkacağından örnekler normal dirençli duruma geçiş yapar. Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin J_c değerlerinin 5 T manyetik alanda bile sifıra düşmediği ve özellikle 50 K'de 1-4 T arası manyetik alan değerlerinde Y1-b örneğinin Şekil 3.25'te görüldüğü gibi J_c değerlerinin manyetik alanla azalmayıp arttığı gözlemlendi. Bu durum histerisis ölçümlerinde çevrimlerin şekline de açıkça görülebilmektedir. Balık kuyruğu etkisi ya da pik etkisi olarak adlandırılan bu etki oksijen boşluğu bölgelerinde indüklenen akı çivilemesinden kaynaklandığı bilinmektedir (Feng vd., 1996). Ayrıca, Tablo 3.9'da ve Tablo 3.10'da verildiği gibi Y1-ek örneğinin J_c değerinin eklenen Y1-a ve Y1-b örneklerinin arasında değerler aldığı ve yüksek manyetik alanlara doğru çıkıldığında ise daha düşük değerler aldığı gözlemlendi. Buradan J_c değerinde düşük alanlarda bir sınırlanma olmazken ve yüksek alanlarda ek kısmından dolayı akım akışının sınırlanmaya başladığı söylenebilir.

% 40 Y211 katkılı Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimi Şekil 3.26'da görülmektedir. 30 K ve 50 K'deki J_c değerleri düzgün olarak azalırken 77 K'de J_c değerinde dalgalanmalar olduğu gözlemlendi. Histerisis eğrilerinin davranışından da gözlenen bu dalgalanmalara örneklerinin üretiminde kullanılan toz karışımlarının fazla öğütülmesinden dolayı tane boyutlarındaki küçülmeden kaynaklanan ferromanyetik özelliğın ortaya çıkmasının neden olduğu düşünülmektedir. Bu ferromanyetik etki veya diğer manyetik etkiler yüzünden 77 K'de yüksek alanlarda bu örneklerin J_c değerleri normal değerlerinden daha düşük olacaktır. Ayrıca katkısız olan Y1-a ve Y1-b örnekleri ile karşılaştırıldığında Y2-a ve Y2-b örneklerinin J_c değerlerinin daha düşük olduğu gözlemlendi. % 40 Y211 katkılı olan Y2-a ve Y2-b örnekleri için süperiletken olmayan Y211 çökeltilerinin büyüklüğü düzgün olarak dağılması yüksek kritik akım yoğunluğunun oluşmasına sebeptir (Murakami, 1992). Ölçümü yapılan örnek parçalarındaki Y211 çökeltilerinin dağılımı da kritik akım yoğunluğunda önemli bir parametredir.



Şekil 3.25. Y1-a, Y1-b ve Y1-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri

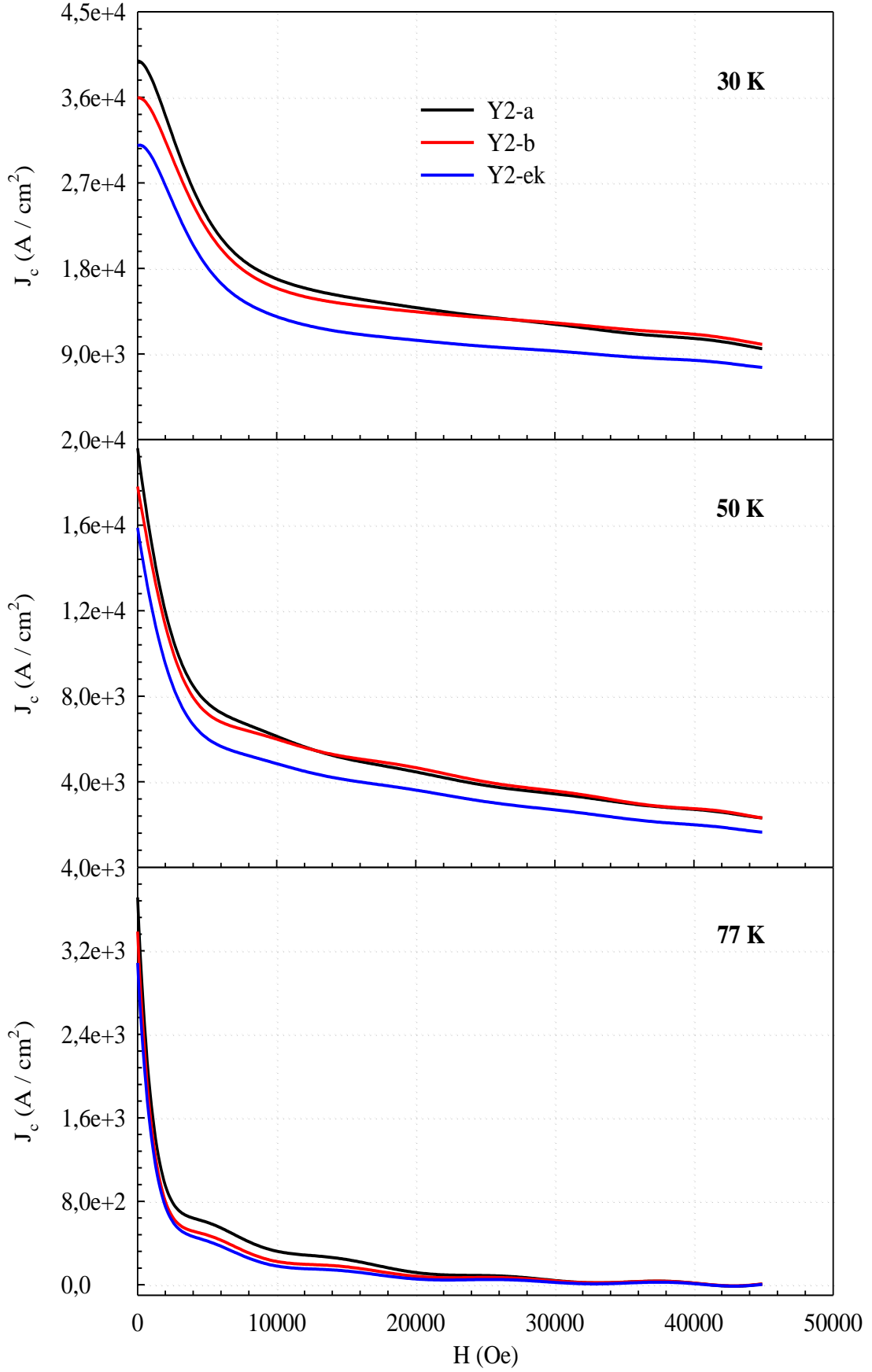
Tablo 3.9. Örneklerin 30 K ve 50 K'deki A/cm² cinsinden kritik akım yoğunluğu (J_c) değerleri

		0 T	1 T	2 T	3 T	4 T
Y1-a	30 K	3,48×10 ⁴	1,64×10 ⁴	1,34×10 ⁴	1,26×10 ⁴	1,21×10 ⁴
	50 K	1,80×10 ⁴	0,63×10 ⁴	0,54×10 ⁴	0,48×10 ⁴	0,43×10 ⁴
Y1-b	30 K	1,94×10 ⁴	1,00×10 ⁴	0,95×10 ⁴	0,98×10 ⁴	1,00×10 ⁴
	50 K	0,96×10 ⁴	0,42×10 ⁴	0,44×10 ⁴	0,44×10 ⁴	0,40×10 ⁴
Y1-ek	30 K	2,46×10 ⁴	1,20×10 ⁴	1,03×10 ⁴	0,96×10 ⁴	0,88×10 ⁴
	50 K	1,21×10 ⁴	0,46×10 ⁴	0,38×10 ⁴	0,31×10 ⁴	0,24×10 ⁴
Y2-a	30 K	3,98×10 ⁴	1,69×10 ⁴	1,39×10 ⁴	1,21×10 ⁴	1,06×10 ⁴
	50 K	1,96×10 ⁴	0,61×10 ⁴	0,45×10 ⁴	0,34×10 ⁴	0,27×10 ⁴
Y2-b	30 K	3,59×10 ⁴	1,59×10 ⁴	1,34×10 ⁴	1,23×10 ⁴	1,11×10 ⁴
	50 K	1,78×10 ⁴	0,60×10 ⁴	0,47×10 ⁴	0,36×10 ⁴	0,28×10 ⁴
Y2-ek	30 K	3,09×10 ⁴	1,29×10 ⁴	1,05×10 ⁴	0,93×10 ⁴	0,83×10 ⁴
	50 K	1,59×10 ⁴	0,49×10 ⁴	0,36×10 ⁴	0,27×10 ⁴	0,20×10 ⁴
Y3-a	30 K	5,31×10 ⁴	2,88×10 ⁴	2,10×10 ⁴	1,60×10 ⁴	1,23×10 ⁴
	50 K	2,35×10 ⁴	0,76×10 ⁴	0,45×10 ⁴	0,28×10 ⁴	0,20×10 ⁴
Y3-b	30 K	3,15×10 ⁴	1,52×10 ⁴	1,20×10 ⁴	0,99×10 ⁴	0,83×10 ⁴
	50 K	1,41×10 ⁴	0,42×10 ⁴	0,28×10 ⁴	0,20×10 ⁴	0,15×10 ⁴
Y3-ek	30 K	2,89×10 ⁴	1,68×10 ⁴	1,32×10 ⁴	1,10×10 ⁴	0,91×10 ⁴
	50 K	1,33×10 ⁴	0,53×10 ⁴	0,34×10 ⁴	0,23×10 ⁴	0,17×10 ⁴
Y4-a	30 K	3,73×10 ⁴	1,85×10 ⁴	1,59×10 ⁴	1,41×10 ⁴	1,23×10 ⁴
	50 K	1,91×10 ⁴	0,68×10 ⁴	0,48×10 ⁴	0,35×10 ⁴	0,25×10 ⁴
Y4-b	30 K	4,94×10 ⁴	2,60×10 ⁴	2,20×10 ⁴	2,00×10 ⁴	1,80×10 ⁴
	50 K	2,48×10 ⁴	0,96×10 ⁴	0,74×10 ⁴	0,57×10 ⁴	0,43×10 ⁴
Y4-ek	30 K	3,54×10 ⁴	1,72×10 ⁴	1,35×10 ⁴	1,23×10 ⁴	1,15×10 ⁴
	50 K	1,83×10 ⁴	0,61×10 ⁴	0,51×10 ⁴	0,43×10 ⁴	0,37×10 ⁴
Y5-a	30 K	3,62×10 ⁴	1,47×10 ⁴	1,27×10 ⁴	1,22×10 ⁴	1,15×10 ⁴
	50 K	1,91×10 ⁴	0,59×10 ⁴	0,51×10 ⁴	0,44×10 ⁴	0,36×10 ⁴
Y5-b	30 K	4,84×10 ⁴	2,21×10 ⁴	1,96×10 ⁴	1,87×10 ⁴	1,75×10 ⁴
	50 K	2,49×10 ⁴	0,91×10 ⁴	0,78×10 ⁴	0,63×10 ⁴	0,49×10 ⁴
Y5-ek	30 K	2,89×10 ⁴	1,27×10 ⁴	1,03×10 ⁴	0,84×10 ⁴	0,67×10 ⁴
	50 K	1,35×10 ⁴	0,40×10 ⁴	0,24×10 ⁴	0,15×10 ⁴	0,10×10 ⁴

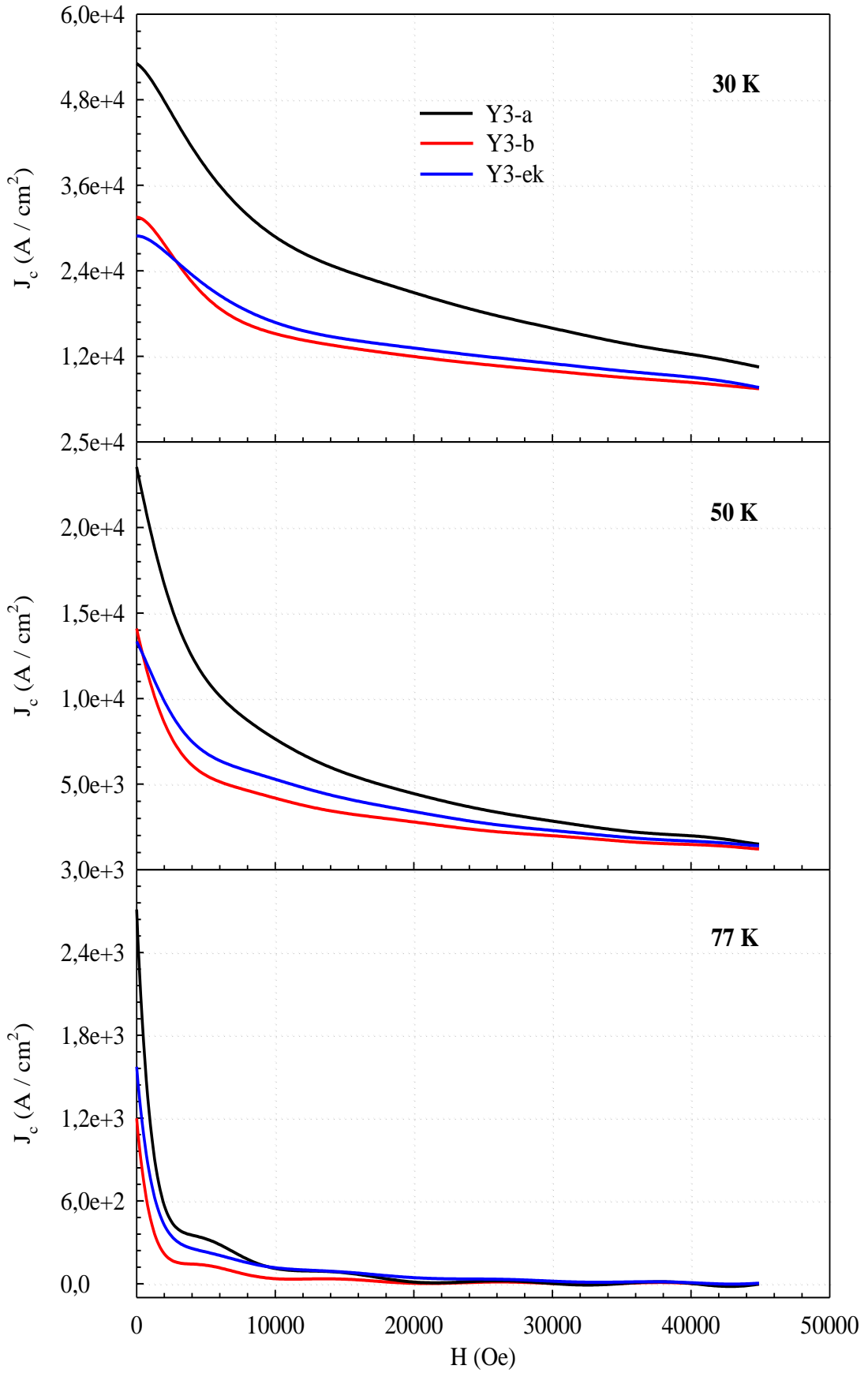
Tablo 3.10. Örneklerin 77 K'deki A/cm^2 cinsinden kritik akım yoğunluğu (J_c) değerleri

	0T	1T	2T	3T	4T
Y1-a	$5,13 \times 10^3$	$5,73 \times 10^2$	$2,48 \times 10^2$	$0,94 \times 10^2$	$0,41 \times 10^2$
Y1-b	$2,69 \times 10^3$	$5,04 \times 10^2$	$2,21 \times 10^2$	$0,92 \times 10^2$	$0,41 \times 10^2$
Y1-ek	$2,24 \times 10^3$	$2,12 \times 10^2$	$0,48 \times 10^2$	$0,18 \times 10^2$	$0,14 \times 10^2$
Y2-a	$3,71 \times 10^3$	$3,21 \times 10^2$	$1,17 \times 10^2$	$0,41 \times 10^2$	$0,16 \times 10^2$
Y2-b	$3,38 \times 10^3$	$2,23 \times 10^2$	$0,82 \times 10^2$	$0,37 \times 10^2$	$0,16 \times 10^2$
Y2-ek	$3,08 \times 10^3$	$1,79 \times 10^2$	$0,55 \times 10^2$	$0,23 \times 10^2$	$0,10 \times 10^2$
Y3-a	$2,71 \times 10^3$	$1,11 \times 10^2$	$0,12 \times 10^2$	$0,02 \times 10^2$	$0,02 \times 10^2$
Y3-b	$1,20 \times 10^3$	$0,37 \times 10^2$	$0,03 \times 10^2$	$0,02 \times 10^2$	$0,02 \times 10^2$
Y3-ek	$1,57 \times 10^3$	$1,15 \times 10^2$	$0,44 \times 10^2$	$0,18 \times 10^2$	$0,07 \times 10^2$
Y4-a	$2,12 \times 10^3$	$1,16 \times 10^2$	$0,23 \times 10^2$	$0,06 \times 10^2$	$0,04 \times 10^2$
Y4-b	$3,75 \times 10^3$	$2,45 \times 10^2$	$0,60 \times 10^2$	$0,21 \times 10^2$	$0,13 \times 10^2$
Y4-ek	$3,73 \times 10^3$	$3,39 \times 10^2$	$1,48 \times 10^2$	$0,73 \times 10^2$	$0,31 \times 10^2$
Y5-a	$4,72 \times 10^3$	$3,43 \times 10^2$	$0,83 \times 10^2$	$0,17 \times 10^2$	$0,11 \times 10^2$
Y5-b	$5,30 \times 10^3$	$3,87 \times 10^2$	$0,73 \times 10^2$	$0,20 \times 10^2$	$0,17 \times 10^2$
Y5-ek	$1,25 \times 10^2$	$0,51 \times 10^2$	$0,06 \times 10^2$	$0,02 \times 10^2$	$0,03 \times 10^2$

Y3-a, Y3-b ve Y3-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimi Şekil 3.27'de görülmektedir. Histerisis eğrilerinden ekleme işlemi öncesinde alınan kaldırma kuvvetlerine göre en düşük değerlere sahip olan Y3-a örneğinin en yüksek J_c değerine sahip olduğu ve Y3-ek örneğinin J_c değerinin Y3-b örneğinin J_c değerine yakın olduğu görüldü. Ölçüm sıcaklığının artmasıyla birlikte Y3-a örneğinin J_c değerinin Y3-b örneğinin değerine yaklaştığı ve 77 K'de birbirine çok yakın olduğu gözlemlendi. Bu nedenle, en yüksek J_c değerine sahip olan Y3-a örneğinin sıcaklığa karşı daha dayanıksız olduğu ve ek örneğinin akımın akmasında herhangi bir sınırlandırmaya neden olmayacağı söylenebilir. Diğer yandan, diğer örneklerde de görülen 77 K'deki hem pik etkisinin neden olabileceği hem de histerisis eğrilerinden gözlenen süperiletkenliğin baskılanmasına sebep olan diğer manyetik etkileşimlerin neden olabileceği düşünülen dalgalanmaların olduğu görüldü.



Şekil 3.26. Y2-a, Y2-b ve Y2-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri

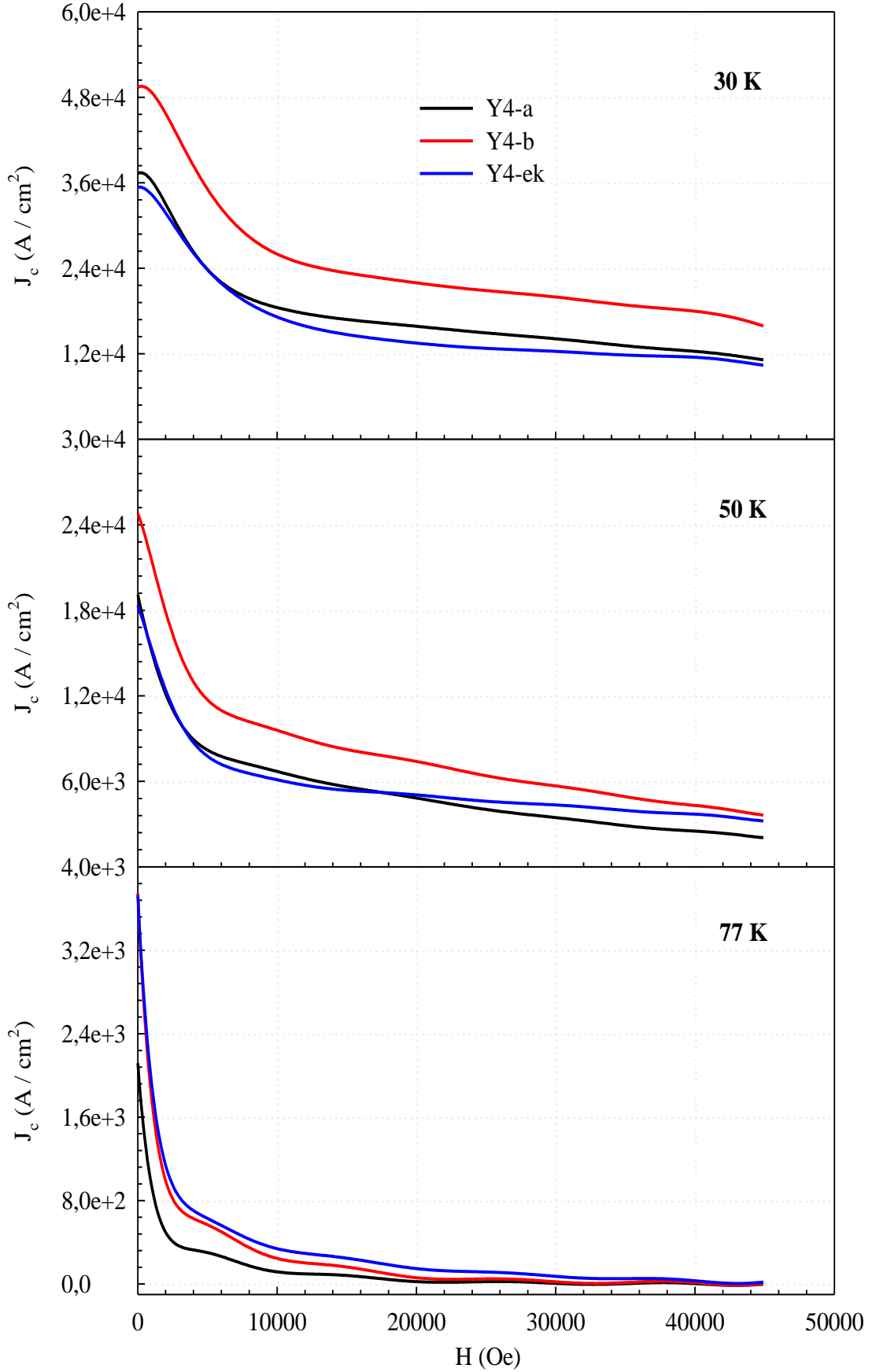


Şekil 3.27. Y3-a, Y3-b ve Y3-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri

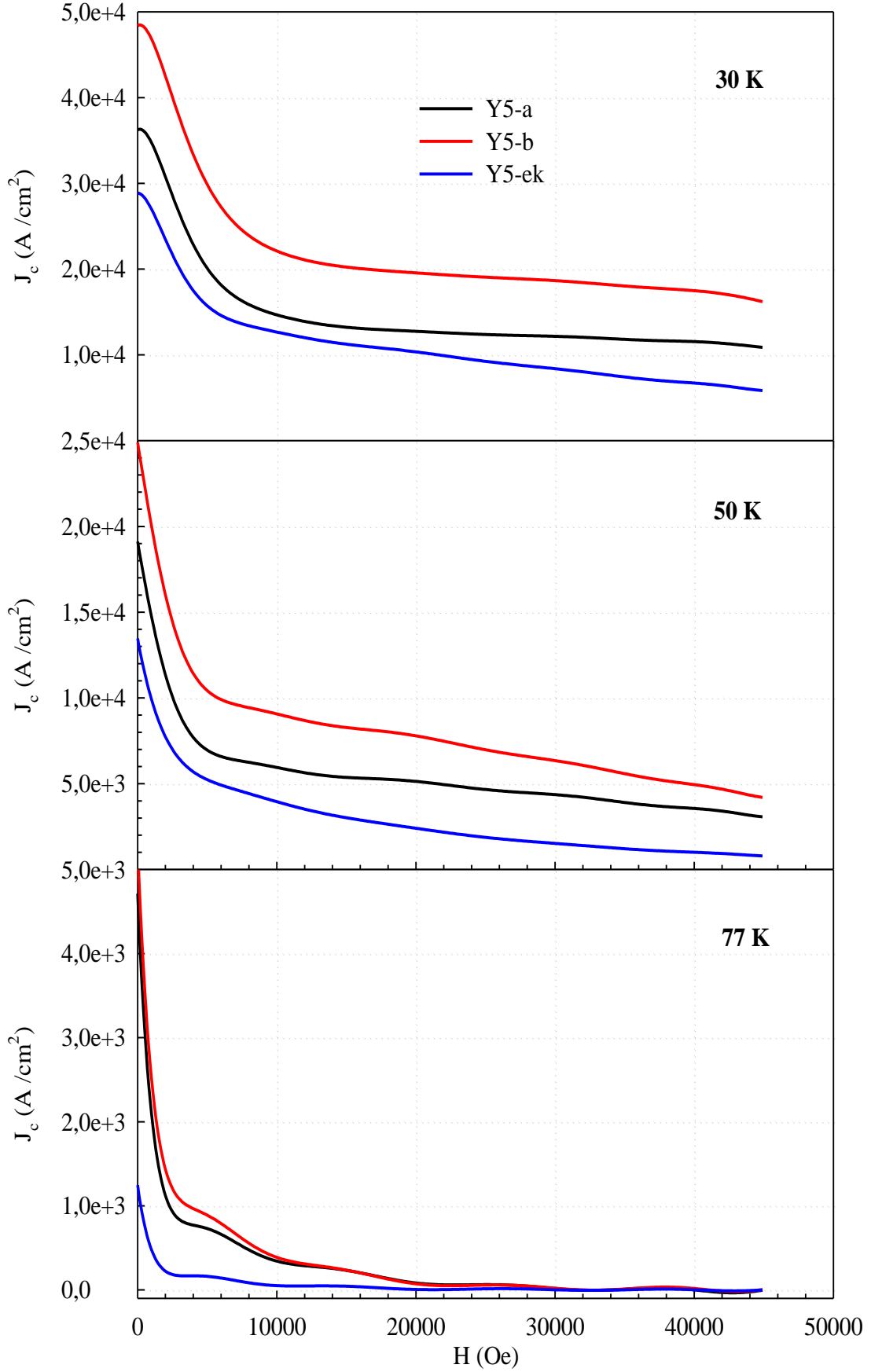
% 30 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimi Şekil 3.28'de görülmektedir. Y4-a ve Y4-b örneklerinin kaldırma kuvvetlerinin diğer örneklere göre daha büyük olmasına rağmen (Şekil 3.9) hem manyetizasyon eğrilerinde hem de kritik akım yoğunluklarında belirgin bir büyüklük görülmemiştir. Kritik akım yoğunluğunun artışı tane büyümesiyle bağlantılıdır. Bu bağlantının açıklanmasında bir olası mekanizma büyük taneli örnek yapısı içindeki oksijen boşluklarıdır (Yamada vd., 2006). Kaldırma kuvveti ölçümleri 0,5 T gibi küçük bir manyetik alan altında alındığından oksijen boşlukları çok fazla etkili olmazken yüksek manyetik alan uygulanması durumunda bu bölgelere daha fazla manyetik alan nüfuz edeceğinden J_c değerleri yüksek olması beklenen bu örneklerin süperiletkenliklerinin baskınmış olabileceği düşünüldü. Y4-ek örneği ise 30 K'de eklenmesinde kullanılan Y4-a ve Y4-b örneklerine göre daha düşük J_c değerine sahip olduğu fakat sıcaklık arttıkça J_c değeri külçenin özelliğini yansıtacak şekilde örneklere yaklaştı ve 77 K'de ise eklenen örneklerden daha yüksek J_c değerine sahip olduğu görüldü. Bu nedenle, sıcaklığa bağlı olarak ek örneğinin süperiletkenliğindeki bozulmanın eklenen örneklere göre daha yavaş olduğu söylenebilir. Bu yüzden, Ag₂O katkısının aynı zamanda örneğin sıcaklığa karşı dayanaklılığını artırdığı düşünülmektedir.

% 20 Y211 + % 0,1 CeO₂ katkılı Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimi Şekil 3.29'da görülmektedir. Kaldırma kuvveti ölçümlerinden J_c değerlerinin bir ölçüsü olan örneklerin maksimum itme kuvvetlerinin yakın olmasına rağmen, Y5-b örneği en yüksek J_c değerine sahipken Y5-ek örneğinin en düşük J_c değerine sahip olduğu görüldü ve özellikle 77 K'de 1 T alanda bile hızlı bir şekilde düştüğü gözlemlendi. Bilindiği gibi kaliteli bir ekleme yapılabilmesi için ek örneğinin akım değerlerinin eklenecek olan örneklerle benzer olması önemlidir.

Ölçüm sonucunda elde edilen J_c değerleri diğer yöntemlerle üretilen örneklerden (Seiki vd., 2004; Shlyk vd., 2004) daha yüksek olduğu görüldü. Diğer yandan, Y₂O₃ tozu kullanılarak üretilen örneklerden elde edilen sonuçlarla karşılaştırıldığında kritik akım yoğunluklarında çok büyük farklılıklar görülmemektedir (Çakır ve Aydın, 2010). TSMG yöntemiyle üretilen örneklerin J_c değerlerinin diğer yöntemler kullanılarak üretilen örneklere göre daha yüksek olduğu bilinmektedir. J_c değerlerinin çok farklı olmamasının nedeni kullanılan çekirdekten kaynaklanabileceği gibi iki örneğin birbirine eklenmesi sırasında kullanılan kütlelerin oluşturmuş olduğu fazla kuvvetten kaynaklanabileceği düşünülmektedir.



Şekil 3.28. Y4-a, Y4-b ve Y4-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri



Şekil 3.29. Y5-a, Y5-b ve Y5-ek örneklerinin 30 K, 50 K ve 77 K'deki kritik akım yoğunluğu eğrileri

4. SONUÇLAR

Yapılan çalışmada ortaya çıkan sonuçlar aşağıdaki gibidir:

1. TSMG yönteminde kullanılan çekirdeğin tek kristal olması önemlidir.
2. Toz hazırlanması sırasında faz durumlarının korunması için yapılan eritme-hızlı soğutma işlemi süperiletken külçe üretimi için gereklidir.
3. % 17 molar Ag_2O katkısının erime sıcaklığını $55^{\circ}C$ düşürdüğü görüldü.
4. Örneklerin eklenmesin ek örneğinin eklenecek örneklerle uyumlu olması önemlidir.
5. Örneklerin yüzeylerin iyice temas edebilmesi ve örnekler arasında boşluk kalmaması için tüm eklenecek olan örneklerin yüzeyleri birbirlerine paralel olmalıdır.
6. Kaldırma kuvveti ölçümlerinden ZFC durumunda % 40 Y211 + % 0,1 CeO_2 katkılı örneklerin en düşük ve % 30 Y211 + % 0,1 CeO_2 katkılı örneklerin ise en yüksek itme kuvvetine sahip oldukları gözlemlendi.
7. Toz üretimi aşamasında tozların tane boyutlarının çok fazla küçülmesinden dolayı Y211 katkılı örneklerde daha fazla olmak üzere $77 K$ 'de özellikle de 3 T değerinden sonra diamanyetik davranışın yanında ferromanyetik davranış gibi diğer manyetik etkilerin olduğu ve bu şekilde diğer manyetik etkilerin olması süperiletkenliğin azalmasına neden oldu.
8. Histerisis ölçümlerinden en geniş çevrime sahip olmasından dolayı ekleme sırasında yapılan ikinci ısıl işlemin özellikle % 40 Y211 + % 0,1 CeO_2 katkılı Y3-a ve Y3-b örneklerinin süperiletkenlik özelliklerini iyileştirdiği gözlemlendi.
9. % 40 Y211 + % 0,1 CeO_2 katkılı örneklerin histerisisinin manyetik alanla azalması diğer örneklere göre daha fazladır.
10. Toz hazırlanmasında eritme-hızlı soğutma yapılması ve kristal büyütme sırasında Y_2O_3 tabakası kullanılmasından dolayı katkısız Y123 örneklerinin J_c değerleri Y211 katkılı örneklerle aynı mertebelindedir.
11. Bütün örneklerin J_c değerleri meritebe olarak karşılaştırıldığında çok belirgin farklılıklar yoktur. Kaldırma kuvveti ölçümleri ile çelişkili olan bu durumun nedeni ekleme işlemi sırasında kullanılan 2,4 kg kütleli kuvvet kaynağının fazla olmasından kaynaklanabilir.
12. Yapılan ağırlıkça % 40 Y211 katkısının fazla olduğu ve % 30 - % 20 arasında yapılan katkının uygun olduğu görüldü.

5. ÖNERİLER

1. Uygun şartlar altında hazırlanan külçe ile benzer özellikte olan ve yüksek J_c değerine sahip olan farklı ekleme malzemeleri üretilerek uygun şartlar altında ekleme işlemi yapılabilir.
2. Ek bölgesinin özelliklerinin daha iyi anlaşılabilmesi için farklı sayısal veya deneysel analizler yapılabilir.
3. Ekleme sırasında kullanılan kütleden kaynaklanan fazla kuvvet örneklerde çatlamalara neden olacağından, daha hafif bir kütle kullanılarak ekleme işlemi yapılabilir.
4. Kullanılan kaldırma kuvveti ölçüm sisteminde, büyük örnekler için ölçüm yapılamadığından sistemde gerekli düzenlemeler yapılarak istiflenmiş örneklerin kaldırma kuvveti ölçümleri yapılabilir.
5. Tane boyutunun küçülmesinden kaynaklanan ferromanyetik etkinin giderilmesi için örneklerin öğütme süreleri veya öğütme sırasında uygulanan kuvvet azaltılabilir.
6. Ekleme işlemi oksijen ortamında yapılabilir.

6. KAYNAKLAR

- Abrikosov, A.A., 2004. Nobel Lecture: Type II Superconductors And The Vortex Lattice, Rev. Mod. Phys., 76, 975-979.
- Alecu, G., 2004. Crystal Structures of Some High-Temperature Superconductors, Romanian Reports in Physics, 56, 3, 404-41.
- Aliabadi, A., Akhavan Farshchi, Y. ve Akhavan, M., 2009. A new Y-based HTSC with T_c above 100 K, Physica C, 469, 22, 2012-2014.
- Anlage, S.M., 2001. High Temperature Superconducting Radio Frequency Coils for NMR Spectroscopy and Magnetic Resonance Imaging, Microwave Superconductivity, Kluwer Academic Publishers, Netherlands, 337-352.
- Askerzade, İ., 2005. Süperiletkenlik Fiziğine Giriş, Gazi Kitabevi, Ankara, 150s.
- Ates, A. ve Yanmaz, E., 1998. The Effects of Ag Addition and Magnetic Field on Melt-Processed $YBa_2Cu_3O_x$ Superconductors, Journal of Alloys and Compounds, 279, 220-228.
- Bardeen, J., Cooper, L.N. ve Schrieffer, J.R., 1957. Microscopic Theory of Superconductivity, Physical Review, 18, 162-164.
- Bartolomé, E., Roa, J. J., Bozzo, B., Segarra, M. ve Granados, X., 2010. Effective Silver-Assisted Welding of YBCO Blocks: Mechanical Versus Electrical Properties, Supercond. Sci. Technol., 23, 045013, 1-6.
- 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.
- Benzi, P., Bottizzo, E. ve Rizzi, N., 2004. Oxygen Determination from Cell Dimensions in YBCO Superconductors, Journal of Crystal Growth, 269, 625-629.
- Bolat, S. ve Kütük, S., 2012. Fabrication of the New $Y_3-Ba_5Cu_8O_y$ Superconductor Using Melt-Powder-Melt-Growth Method and Comparison with $YBa_2Cu_3O_{7-x}$, J. Supercond Nov. Magn., 25, 731-738.
- Bozzo, B., Iliescu, S., Bartolomé, E., Palau, A., Granados, X., Puig, T., Obradors, X., Amoros, J. ve Carrera, M., 2005. Determination of the Inter- and Intra-granular Critical Currents in Superconducting $YBa_2Cu_3O_7$ Welds, Supercond. Sci. Technol., 18, 1227-1232.
- Bozzo, B., Bartolomé, E., Granados, X., Puig, T. ve Obradors, X., 2006. Obtention and Characterization of YBCO / Ag / YBCO Welds at Different Misorientation Angles, Journal of Physics: Conference Series, 43, 401-404.

- Buzea, C. ve Yamashita, T., 2001. Review of the Superconducting Properties of MgB_2 , Supercond. Sci. Technol., 14, R115-R146.
- Cardwell, D.A., Babu, N.H., Kambara, M., Smith, P.J. ve Shi, Y., 2000. Fabrication of Large Grain Nd-Ba-Cu-O by Seeded Melt Growth, Physica C, 341-348, 2297-2300.
- Cardwell, D.A., Bradley, A.D., Babu, N.H., Kambara, M. ve Lo, W., 2002. Processing, Microstructure and Characterization of Artificial Joints in Top Seeded Melt Grown YBaCuO, Supercond. Sci. Technol., 15, 639-647.
- Cardwell, D.A., 2003. Handbook of Superconducting Materials, Part B2.3.1 (Introduction to Bulk Melt Processing Techniques), Institute of Physics Publishing Ltd., Bristol and Philadelphia, 283-286s.
- Cha, Y., Chen, L., Askew, T., Veal, B. ve Hull, J., 2007. Manipulation of Magnetic Carriers for Drug Delivery Using Pulsed Current High T_c Superconductors, J.Magnetism and Magnetic Materials, 311, 312-317.
- Chaud, X., Isfort, D., Beaugnon, E. ve Tournier, R., 2000. Isothermal Growth of Large $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ Single Domains up to 93 mm, Physica C, 341-348, 2413-2416.
- Chen, I-G., Hsu, J-C., Janm, G., Kuo, C-C., Liu, H-J. ve Wu, M.K., 1998. Magnetic Levitation Force of Single Grained YBCO Materials, Chinese J. of Physics, 36, 2-11.
- Chen, S.K., Zhou, L., Wang, K.G., Wu, X.Z., Zhang, P.X. ve Feng, Y., 2002. Refinement Mechanism of CeO_2 Addition on $\text{Y}_2\text{-BaCuO}_5$ Particles in YBCO Bulks, Physica C, 366, 190-194 (1).
- Chen, L., Claus, H., Paulikas, A.P., Zheng, H. ve Veal, B.W., 2002. Joining of Melt-Textured YBCO: a Direct Contact Method, Supercond. Sci. Technol., 15, 672-674 (2).
- Cheong, H-S., Wild, J., Alford, N., Valkov, I., Randell, C. ve Paley, M., 2010. A High Temperature Superconducting Imaging Coil for Low-Field MRI, Concepts in Magnetic Resonance Part B, 37B(2) 56-64.
- Cloots, R., Koutzarova, T., Mathieu, J-P. ve Ausloos, M., 2005. From RE-211 to RE-123. How to Control the Final Microstructure of Superconducting Single-Domains, Supercond. Sci. Technol., 18, R9-R23.
- Cui, C., Lei, Y., Li, L., Ni, Z., Gao, F. ve Wang, Q., 2012. Performance Test of Superconducting Switch for NMR Magnet, IEEE Trans. Appl. Supercond., 22, 3, 9502004, 1-4.
- Çakır, B. ve Aydiner, A., 2011. Preparation and Properties of MPMG YBCO Bulk with Y_2O_3 Layer, J. Supercond. Nov. Magn., 24, 1577-1584.

- Day, C., 2009. Iron Based Superconductors, Physics Today Online, 62, 8, 36-40.
- Delamare, M.P., Walter, H., Bringmann, B., Leenders, A. ve Freyhardt, H.C., 2000. Characterization of Natural and Artificial Low-Angle Boundaries in YBCO TSMG Samples, Physica C, 329, 160-177.
- Deng, Z., He, D. ve Zheng, J., 2015. Levitation Performance of Rectangular Bulk Superconductor Arrays Above Applied Permanent-Magnet Guideways, IEEE Trans. Appl. Supercond., 25, 3600106.
- Diko, P., Fuchs, G. ve Krabbes, G., 2001. Influence of Silver Addition on Cracking in Melt-Grown YBCO, Physica C, 363, 60-66.
- Diko, P., Zmorayova, K., Babu, N.H. ve Cardwell, D.A., 2003. Shape Change During Solidification of Bulk, Single Grain Y-Ba-Cu-O Samples Fabricated by Top Seeded Melt Growth, Physica C, 398, 1-7.
- Diko, P., Kaňuchová, M., Chaud, X., Odier, P., Granados, X. ve Obradors, X., 2008. Oxygenation mechanism of TSMG YBCO Bulk Superconductor, J. Physics: Conference Series, 97, 012160.
- Feng, Y., Zhou, L., Tholence, J.L., Vallier, J.C., Monceau, P. ve Martinez, G., 1996. A Study of Magnetic Properties in Y₂-BaCuO₅ 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 Y₂-BaCuO₅ Particles, Supercond. Sci. Technol., 13, 703-708.
- Forgan, T., 2011. Resistance is Futile: Superconductivity the First 100 Years, Physics world, 24, 4, 33-41.
- Fossheim, K. ve Sudbu, A., 2004. Superconductivity Physics and Applications, Chapter 8, John Wiley & Sons, Ltd., England, 228s.
- Gagnon, B., Hahn, S., Park, D.K., Voccio, J., Kim, K., Bascunan, J. ve Iwasa, Y., 2013. Field Performance of a Prototype Compact YBCO “Annulus” Magnet for Micro-NMR Spectroscopy, Physica C, 486, 26-31.
- Gholipour, S. Daadmehr, V., Rezakhani, A.T., Khosroabadi, H., Shahbaz Tehrani, F. ve Hosseini Akbarnejad, R., 2011. Y358 Against Y123 Structural Phase in a Y-based Superconductor, arxiv.org, 1-6.
- Granados, X., Sena, S., Bartolomé, E., Palau, A., Puig, T., Obradors, X., Carrera, M., Amorós, J. ve Claus, H., 2002. Characterization of Superconducting Rings Using an in-field Hall Probe Magnetic Mapping System, IEEE Trans. Appl. Supercond., 4MD08, 1-4.

- Hari Babu, N., Jackson, K.P., Dennis, A.R., Shi, Y.H., Mancini, C., Durrell, J.H. ve Cardwell, D.A., 2012. Growth of Large Sized YBa₂Cu₃O₇ Single Crystals Using the Top Seeded Melt Growth Process, Supercond. Sci. Technol., 25, 075012, 1-8.
- Habermeier, H.U. ve Cristiani, G., 2002. Cuprate/Ferromagnetic Oxide Superlattices, J.Supercond.: Incorporating Novel Magnetism, 15, 5, 425-431.
- Habermeier, H.U., 2004. Critical Temperatures in Ferromagnetic-Superconducting All-Oxide Superlattices, J.Supercond.: Incorporating Novel Magnetism, 17, 1, 15-20.
- Harnois, C., Desgardin, G., Laffez, I., Chaud, X. ve Bourgault, D., 2002. High Quality Weld of Melt Textured YBCO Using Ag Doped YBCO Junctions, Physica C, 383, 269-278.
- Hasanain, S.K., Akhtar, N. ve Mumtaz, A., 2011. Particle Size Dependence of the Superconductivity and Ferromagnetism in YBCO Nanoparticles, J. Nanopart Res., 13, 1953-1960.
- He, Z.H., Habisreuther, T., Bruchlos, G., Litzkendorf, D. ve Gawalek, W., 2001. Investigation of Microstructure of Textured YBCO with Addition of Nanopowder SnO₂, Physica C, 356, 277-284.
- Hinai, H., Nariki, S., Ogasawara, K., Sakai, N., Murakami, M. ve Otsuka, M., 2001. Cold Seeded Melt Growth of RE-Ba-Cu-O Superconductor (RE = Gd, Y), Physica C, 357-360, 706-708.
- Huang, C-G. ve Zhou, Y-H., 2015. Levitation Properties of Maglev Systems Using Soft Ferromagnets, Supercond. Sci. Technol., 28, 035005.
- Huebener, R.P., 2003, Handbook of Superconducting Materials, Chapter A2.2., 64pp.
- Ibrahim, E.M.M. ve Saleh, S.A., 2007. Influence of Sintering Temperature on Excess Conductivity in Bi-2223 Superconductors, Supercond. Sci.Technol., 20, 672-675.
- Iida, K., Yoshioka, J., Sakai, N. ve Murakami, M., 2002. Superconducting Joint of Y-Ba-Cu-O Superconductors Using Er-Ba-Cu-O Solder, Physica C, 370, 53-58.
- Iida, K., Kono, T., Kaneko, T., Katagiri, K., Sakai, N., Murakami, M. ve Koshizuka, N., 2004. Joining of Different Y-Ba-Cu-O Blocks, Physica C, 402, 119-126.
- Ikeda, Y., Umakoshi, S., Wongsatanawarid, A., Seki, H. ve Murakami, M., 2011. Enhancement of Mechanical Strength in YBaCuO Bulk Superconductor through Liquid Binder Addition, Physica C, 471, 846-849.

- Ishihara, H., Ikuta, H., Itoh, Y., Yanagi, Y., Yoshikawa, M., Oka, T. ve Mizutani, U., 2001. Pulsed Field Magnetization of Melt-Processed Sm-Ba-Cu-O, Physica C, 357-360, 763-766.
- Iwasa, Y., 2006. HTS and NMR/MRI Magnets: Unique Features, Opportunities, and Challenges, Physica C, 445-448, 1088-1094.
- Jee, Y.A., Hong, G.-W., Kim, C.-J. ve Sung, T.-H., 1998. Dissolution of SmBa₂Cu₃O_{7-y} Seed Crystals During Top-Seeded Melt Growth of YBa₂Cu₃O_{7-y}, Supercond. Sci. Technol., 11, 650-658.
- 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. ve Kleefisch, M.S., 1987. Oxygen Ordering and the Orthorhombic to Tetragonal Phase Transition in YBa₂Cu₃O_{7-x}, Physical Review B, 36, 7, 3608-3616.
- Jun, B.-H., Jung, S.-A., Park, S.-D., Park, B.J., Han, Y.H. ve Kim, C.-J., 2011. Effects of Y₂O₃ Additions on the Oxygen Diffusion in Top-Seeded Melt Growth Processed YBa₂Cu₃O_{7-y} Superconductors, Physica C, 47, 876-879.
- 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.
- Kim, S.B., Takano, R., Nakano, T., Imai, M. ve Hahn, S.Y., 2009. Characteristics of the Magnetic Field Distribution on Compact NMR Magnets Using Cryocooled HTS Bulks, Physica C, 469, 1811-1815.
- Kim, S.B., Kimoto, T., Hahn, S., Iwasa, Y., Voccio, J. ve Tomita, M., 2012. Study on Optimization of YBCO Thin Film Stack for Compact NMR Magnets, Physica C, 484, 15, 295-299 (1).
- Kim, S. B., Kimoto, T., Yano, Y., Hahn, S. ve Iwasa, Y., 2012. Numerical and Experimental Study to Fabricate the New Type Compact NMR Device Using Stacked HTS Bulks, IEEE Trans. Appl. Supercond., 22, 3, 4302004, 1-4 (2).
- Kim, S.B., Kaneko, T., Saito, A., Kajikawa, H., Joo, J.H., Jo, J.M., Han, Y.J. ve Jeong, H.S., 2013. The Study on Improving the Self-Protection Ability of HTS Coils by Removing the Insulation and Lamination of the Various Metal Tapes, Physica C, 484, 310-315.
- Kiyoshi, T., Choi, S., Matsumoto, S., Zaitso, K., Hase, T., Miyazaki, T., Otsuka, A., Yoshikawa, M., Hamada, M., Hosono, M., Yanagisawa, Y., Nakagome, H., Takahashi, M., Yamazaki, T. ve Maeda, H., 2010. HTS-NMR: Present Status and Future Plan, IEEE Trans. Appl. Supercond., 20, 3, 714-717.
- Kütük, S., Bolat, S., Öztürk, K., Akbulut, Ş. ve Çakır, O., 2011. Levitation Force Density on Different Thicknesses of YBa₂Cu₃O_{7-x} Bulk Superconductor Fabricated by FQMG Process, J. Supercond. Nov. Magn., 24, 475-479.

- Leblond, C., Monot, I., Provost, J. ve Desgardin, G., 1999. Optimization of the Texture Formation and Characterization of Large Size Top-Seeded-Melt-Grown YBCO Pellets, Physica C, 311, 211-222.
- Li, J.W., Yang, W.M., Wang, M., Yang, P.T. ve Ma, J., 2014. The Influence of $Y_2Ba_4CuNbO_x$ Nanoparticle Addition on the Superconducting Properties of Single Domain YBCO Bulks, J. Supercond. Nov. Magn., 27, 2487-2492.
- Longcai, Z., 2014. Influence of Radius of Cylinder HTS Bulk on Guidance Force in a Maglev Vehicle System, Physica C, 502, 1-3.
- Lu, Y., He, D. ve Liu, M., 2013. Magnetic Force Investigation of High- T_c Superconducting Bulk over Permanent Magnet Railway under Different Lateral Offsets with Experimental Methods, Journal of Modern Physics, 4, 24-28.
- Ma, K.B., Postrekhin, Y.V. ve Chu, W.K., 2003. Superconductor and Magnet Levitation Devices, Review of Scientific Instruments, 74, 12, 4989-5017.
- Matsui, M., Nariki, S., Sakai, N. ve Murakami, M., 2002. Enhancement of Trapped Fields of Large-Grain Nd-Ba-Cu-O Superconductors, Supercond. Sci. Technol., 15, 781-785.
- Mcculloch, M.D., 2002. Future Trends in the Application of (Re)BCO in Electrical Machines, Supercond. Sci. Technol., 15, 826-830.
- 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 $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ + $BaZrO_3$ Superconductor, Presented at International Conference MSM-09 at S.N. Bose National Centre for Basic Sciences, Kolkata, 1-11.
- Mohanta, A., 2011. Superconducting Order Parameter Fluctuation in Doped and Composite Cuprate Superconductors, Doktora Tezi, Department of Physics National Institute of Technology, Rourkela, 201.
- Moon, F.C., 1994. Superconducting Levitation Application to Bearings and Magnetic Transportaion, Chapter 3, Superconducting Materials, 80pp.
- Murakami, M., Oyama, T., Fujimoto, H., Taguchi, T., Gotoh, S., Shiohara, Y., Koshizuka, N. ve Tanaka, S., 1990. Large Levitation Force due to Flux Pinning in $YBaCuO$ Superconductors Fabricated by Melt-Powder-Melt-Growth Process, Japanese Journal of Applied Physics, 29, 11, L1991-L1994.

- 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, Second Edition, Springer, Germany.
- Nagamatsu, J., Nakagawa, N., Muranaka, T., Zenitani, Y. ve Akimitsu, J., 2001. Superconductivity at 39 K in Magnesium Diboride, Nature, 410, 6824, 63-64.
- Nagashima, K., Higuchi, T., Sok, J., Yoo, S.I., Fujimoto, H. ve Murakami, M., 1997. The Trapped Field of YBCO Bulk Superconducting Magnets, Cryogenics, 37, 577-581.
- Nakamura, T., Itoh, Y., Yoshikawa, M., Oka, T. ve Uzawa, J., 2007. Development of a Superconducting Magnet for Nuclear Magnetic Resonance Using Bulk High-Temperature Superconducting Materials, Concepts in Magnetic Resonance Part B, 31B (2), 65-70.
- Nariki, S., Sakai, N., Murakami, M. ve Hirabayashi, I., 2004. High Critical Current Density in YBaCuO Bulk Superconductors with Very Fine Y211 Particles, Supercond. Sci. Technol., 17, S30-S35.
- Nariki, S., Sakai, N., Hirabayashi, I., Yoshikawa, M., Itoh, Y., Nakamura, T. ve Utumi, H., 2008. Preparation and Properties of Eu-Ba-Cu-O Superconducting Bulk Magnets for NMR Application, Physica C, 468, 1451-1455.
- Noto, K., 2004. Advanced Applications of Magnetic Fields in Japan, IEEE Trans. Appl. Supercond., 14, 2, 1647-1654.
- Noudem, J.G., Reddy, E.S., Tarka, M., Noe, M. ve Schmitz, G.J., 2001. Melt-Texture Joining of YBa₂Cu₃O_y Bulks, Supercond. Sci. Technol., 14, 363-370.
- Oda, M., Yao X., Yoshida Y. ve Ikuta H., 2009. Melt-Textured Growth of (LRE)-Ba-Cu-O by a Cold-Seeding Method Using SmBa₂Cu₃O_y Thin Film as a Seed, Supercond. Sci. Technol., 22, 075012, 1-6.
- Omar, M. A., 1985. Elementary Solid State Physics, Third Edition, Chapter 9, Cambridge University Press.
- Öztürk, A., 2005. Yüksek Sıcaklık Süperiletkenlerinin Elektriksel ve Magnetic Özelliklerinin Deneysel ve Modelleme ile İncelenmesi, Doktora Tezi, K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon.
- Pan, S., Wang, S., Jiang, D. ve Wang, J., 2010. Influence of Horizontal Vibrations on the Lateral Stability of Bulk High Temperature Superconductors, IEEE Trans. Appl. Supercond., 20, 3, 911-914.

- Prayoonphokkharat, P., Jiansirisomboon, S. ve Watcharapasorn, A., 2001. Effect of the Calcination Temperatures on YBa₂Cu₃O_{7-x} Powder Stoichiometry, 38. Congress on Science and Technology of Thailand (Full paper).
- Prikhna, T.A., Gawalek, W., Moshchil, V.E., Sergienko, N.V., Sverdun, V.B., Surzhenko, A.B., Wendt, M., Litzkendorf, D., Habisreuther, T. ve Vlasenko, A.V., 2003. Joining of Melt-textured YBCO Using Tm123 Powder as a Solder, Physica C, 386, 221-224.
- Prikhna, T.A., 2006. Modern Superconductive Materials for Electrical Machines and Devices Working on the Principle of Levitation, Low Temperature Physics, 32, 4-5, 505-517.
- Puig, T., Rodriguez Jr., P., Carrillo, A.E., Obradors, X., Zheng, H., Welp, U., Chen, L., Claus, H., Veal, B. W. ve Crabtree, G.W., 2001. Self- seeded YBCO Welding Induced by Ag Additives, Physica C, 363, 75-79.
- Qin, Y. ve Shu, Y., 2013. Investigation of the Lateral Reversible Region of YBCO Bulk above a Permanent Magnet Guideway, J. Supercond. Nov. Magn., 26, 2391-2396.
- Roa, J. J., Bartolomé, E., Bozzo, B., Capdevila, X. G., Granados, X. ve Segarra, M., 2010. Nano-mechanical Properties of Silver-welded YBCO Bulks, J. Physics: Conference Series, 234, 012034, 1-7.
- Rose-Innes, A.C. ve Rhoderick, E.H., 1980. Introduction to Superconductivity, Second Edition, Pergamon Press Ltd., England.
- Salama, K. ve Selvamanickan, V., 1992. Joining of High Current Bulk YBaCuO Superconductor, Appl. Phys. Lett., 60, 898-900.
- Salama, K. ve Lee, D.F., 1994. Progress in Melt Texturing of YBa₂Cu₃O_x Superconductor, Supercond. Sci. Technol., 7, 177-193.
- Saho, N., Nishijima, N., Tanaka, H. ve Sasaki, A., 2009. Development of Portable Superconducting Bulk Magnet System, Physica C, 469, 1286-1289.
- Sawamura, M., Morita, M. ve Hirano, H., 2003. Magnetic Properties of Ag-Added Gd-Ba-Cu-O Superconductors, Physica C, 392-396, 531-534.
- Schmitz, G.J., Tigges, A. ve Schmidt, J.C., 1998. Microstructural Aspects of Joining Superconductive Components Using (Re)Ba₂Cu₃O_{7-x} Solder, Supercond. Sci. Technol., 11, 73-75.
- Sebastian, M.A.P., Reichart, J.N., Burke, J.L., Brunke, L.B., Haugan, T.J., Tsai, C-F. ve Wang, H., 2013. Optimizing Flux Pinning of YBCO Superconductor with BaSnO₃ + Y₂O₃ Dual Mixed Phase Additions, IEEE Trans. Appl. Supercond., 23, 3, 8002104.

- 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.
- Sekiya, N., Mukaida, M., Saito, A., Hirano, S. ve Oshima, S., 2005. Examination of a Microwave Sensing System Using Superconducting Devices, Physica C, 426-431, 1622-1627.
- 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.
- Singh, P., 2011. Coexistence of Superconductivity and Ferromagnetism, J. Supercond. Nov. Magn., 24, 945-949.
- Shi, Y., Hari Babu, N., Iida, K. ve Cardwell, D.A., 2006. The Influence of Nd-Ba-Cu-Mg-O Generic Seed Crystal Composition on T_c of Seeded, Bulk (Re)-Ba-Cu-O Grains, Physica C, 445-448, 295-298.
- Shi, Y., Dennis, A.R., Xu, Z., Campbell, A.M., Hari Babu, N. ve Cardwell, D.A., 2010. Field Trapping of Y-Ba-Cu-O Single Grain Rings Joined to Form the Geometry of a Solenoid, Supercond. Sci. Technol., 23, 045014, 1-4.
- Shipra, F.N.U., Gomathi, A., Sundaresan, A. ve Rao, C.N.R., 2007. Room-temperature Ferromagnetism in Nanoparticles of Superconducting Materials, Solid State Communications, 142, 685-688.
- Tanaka, Y., Fukutomi, M. ve Maeda, H., 1991. Superconducting Ceramics, Journal of the Ceramic Society of Japan, 99, 10, 842-851.
- Tinkham, M., 1996. Introduction to Superconductivity, Second Edition, Magnetic Properties of Classic Type II Superconductors, Chapter 5, 151pp.
- Tripathi, D. ve Dey, T.K., 2014. Effect of Field Cooling Heights on the Levitation Force of Pure and Starch/Polystyrene/MWCNT Added Bulk MgB_2 Superconductors, Physica C, 507, 1-9.
- Todt, V.R., Zhang, X.F. ve Miller, D.J., 1997. Nucleation and Growth of Single and Multiple-Domain $YBa_2Cu_3O_x$ Levitators: Influence of Seed Crystallography, IEEE Trans. Appl. Supercond., 7, 2, 1801-1804.
- Topal, U., 2011. Coexistence of Ferromagnetism and Diamagnetism in Y-Ba-Zn-O Compound, J. Supercond Nov Magn., 24, 957-959.
- URL-1 <http://www.qdusa.com/products/brochures/vsmappnote9-05.pdf>, 11 Kasım 2013.

- URL-2, <http://www.qdusa.com/products/brochures/vsmappnote9-05.pdf>, 11 Kasım 2013.
- URL-3, <http://www.patents.com/us-5521150.html>, 22 Eylül 2015.
- Wang, J., Monot, I., Chaud, X., Erraud, A., Marinell, S., Provost, J. ve Desgardin, G., 1998. Fabrication and Characterisation of Large-Grain $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ Superconductors by Seeded Melt Texturing, Physica C, 304, 191-201.
- Wang, Q., Ni, Z. ve Cui, C., 2012. Superconducting Magnet Technology and Applications, Superconductors-Materials, Properties and Applications, 1-22 (1).
- Wang, Z., vanOort, J.M. ve Zou, M.X., 2012. Development of Superconducting Magnet for High-field MR Systems in China, Physica C, 482, 80-86 (2).
- Wang, Y., 2013. Fundamental Elements of Applied Superconductivity in Electrical Engineering, First edition, Science Press, John Wiley & Sons, Singapore.
- Wang, M., Yang, W.M., Wang, M.Z. ve Wang, X.J., 2013. Effect of $\text{Y}_2\text{Ba}_4\text{CuBiO}_y$ Nanoparticles Doping on the Levitation Force of Single-Domain YBCO Bulk Superconductor by Top-Seeded Infiltration Process, J. Supercond. Nov. Magn., 26, 3221-3224.
- Werfel, F.N., Floegel-Delor, U., Riedel, T., Goebel, B., Rothfeld, R., Schirrmeister, P. ve Wippich, D., 2012. Large-scale HTS Bulks for Magnetic Application, Physica C, 484, 1-6.
- Wiswanathan, S.K., Gapud, A.A., Varela, M., Abiade, J.T., Christen, D.K., Pennycook, S.J. ve Kumar, D., 2007. Enhancement of Critical Current Density of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ Thin Films by Self-assembly of Y_2O_3 Nanoparticulates, Thin Solid Films, 515, 6452-6455.
- Withnell, T.D., Babu, N.H., Majoros, M., Reddy, E.S., Astill, D.M., Shi, Y., Cardwell, D.A., Campbell, A.M., Kerley, N. ve Zhang, S., 2005. Trapped Field in Individual and Stacked Rings of Bulk Melt Processed Y-Ba-Cu-O, IEEE Trans. Appl. Supercond., 15, 2, 312-318.
- 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. Phys. 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.
- Yamada, T., Ikuta, H., Itoh, Y. ve Mizutani, U., 2003. Single Domain, c-axis Oriented (Nd-Eu-Gd)-Ba-Cu-O Bulk Superconductors, Supercond. Sci. Technol., 16, 827-831.

- 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.
- Yang, W.M., Zhou L., Feng Y., Zhang P.X., Wu M.Z., Zhang C.P., Wang J.R., Du Z.H., Wang F.Y., Yu Z.M., Wu X.Z., Gawalek W. ve Gornert P., 1998. The Effect of Excess Y_2O_3 Addition on the Levitation Force of Melt Processed YBCO Bulk Superconductors, Physica C, 305, 269-274.
- Yang, W.M., Zhu, S.H., Wu, X.L. ve Chao, X.X., 2009. Effects of the Relative Speed of a Magnet Moving to and from a Single-Domain YBCO Bulks on their Interaction Force, Cryogenics, 49, 299-301.
- Yanmaz, E., Başoğlu, M. ve Grovenor, C.R.M., 2009. Anomalous Ferromagnetic Behaviour of Y_2O_3 and CuO Nanoparticles in $YBa_2Cu_3O_y$ Superconductor, Phys. Status Solidi A, 206, 12, 2844-2850.
- Yao, W., Bascuñán, J., Hahn, S. ve Iwasa, Y., 2010. MgB_2 Coils for MRI Applications, IEEE Trans. Appl. Supercond., 20, 3, 756-759.
- Yoshioka, J., Iida, K., Negichi, T., Sakai, N., Noto, K. ve Murakami, M., 2002. Joining Y123 Bulk Superconductors Using Yb-Ba-Cu-O and Er-Ba-Cu-O Solders, Supercond. Sci. Technol., 15, 712-716.
- Yu, R., Mora, J., Piiiol. S., Sandiumenge, F., Vilalta, N., Comis, V., Martinez, B., Rodriguez, E., Amoros, J., Carrera, M., Granados, X, Camacho, D., Fontcuberta, J. ve Obradors, X., 1997. Processing and Levitation Force in Top-Seeded YBCO, IEEE Trans. Appl. Supercond., 7, 2, 1809-1812.
- 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.
- Zhang, C.P., Yu, Z.M., Wang, J.R. Feng, Y. ve Zhou, L., 2003. YBCO Bulk Superconductors Prepared by Top-Seed PMP Process, Physica C, 386, 231-235.
- Zheng, H., Jiang, M., Nikolova, R., Welp, U., Paulikas, A.P., Huang, Y., Crabtree, G.W., Veal, B.W. ve Claus, H., 1999. High Critical Current “Weld” Joints in Textured $YBa_2Cu_3O_x$, Physica C, 322, 1-8.
- Zheng, M.H., Xiao, L., Ren, H.T., Jiao, Y.L. ve Chen, Y.X., 2003. Study of Oxygenation Process during the Preparation of Single Domain YBCO Bulk Superconductors, Physica C, 386, 258-261.
- Zheng, X.J., Gou, X.F. ve Zhou, Y.H., 2005. Influence of Flux Creep on Dynamic Behaviour of Magnetic Levitation Systems with a High- T_c Superconductor, IEEE Trans. Appl. Supercond., 15, 3, 3856-3863.

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. 2010 yılında yüksek lisans öğrenimi tamamladı ve aynı yıl Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Bölümü'nde doktora öğrenimine başladı. 2009 yılında Artvin Çoruh Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesinde Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı. 2014 yılından itibaren Artvin Çoruh Üniversitesi Eğitim Fakültesi, İlköğretim Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak görev yapan Bakiye ÇAKIR iyi derecede İngilizce bilmektedir.