

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

FİZİK ANABİLİM DALI

**ERİTME YÖNTEMLERİ İLE ÜRETİLEN EK MALZEMESİYLE EKLENMİŞ Y123 + MOLAR % X
Y211 (X = 20, 25, 30) SÜPERİLETKENLERİNDE SU JETİ UYGULAMASININ ÖRNEĞİN EK
BÖLGESİNİN YAPISAL VE FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

DOKTORA TEZİ

Şeyda DUMAN

**NİSAN 2022
TRABZON**



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI

**ERİTME YÖNTEMLERİ İLE ÜRETİLEN EK MALZEMESİYLE EKLENMİŞ Y123 +
MOLAR % X Y211 (X = 20, 25, 30) SÜPERİLETKENLERİNDE SU JETİ
UYGULAMASININ ÖRNEĞİN EK BÖLGESİNİN YAPISAL VE FİZİKSEL
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

Şeyda DUMAN

ORCID : - - -

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünce
"DOKTOR (FİZİK)"
Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 06 / 04 / 2022

Tezin Savunma Tarihi : 29 / 04 / 2022

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Alev AYDINER
ORCID : - - -

Trabzon 2022

ÖNSÖZ

Doktora tezi olarak K.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü'ne teslim edilen bu çalışmada; eklenmiş YBCO tek kristal örneklerinin teknolojik uygulamalarda kullanımlarının artırılması için su jeti ile halka haline getirilerek, su jetinin ek bölgesi üzerindeki yapısal ve fiziksel etkileri incelendi.

Doktora eğitimim boyunca bana her türlü desteği veren ve her konuda yol gösteren değerli danışmanım Sayın Prof. Dr. Alev AYDINER'e en içten saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

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

Doktora tez çalışmam boyunca ihtiyacım olan tüm bilgileri ve desteğini hiçbir zaman esirgemeyen, manevi olarak her zaman yanımda olan çok değerli arkadaşım Sayın Dr. Öğr. Üyesi Bakiye ÇAKIR'a en içten şekilde teşekkür eder, saygı ve sevgilerimi sunarım.

Laboratuvar çalışmalarım süresince yardımları ve ilgileri konusunda eksiklik hissetmediğim, her konuda bana destek veren Sayın Prof. Dr. Tayfur KÜÇÜKÖMEROĞLU ve Sayın Doç. Dr. Mehmet BAŞOĞLU'na ve üzerimde emeği geçen tüm hocalarıma teşekkür eder saygılarımı sunarım. Aynı zamanda tez çalışmalarım süresince ilgisini ve desteğini esirgemeyen değerli arkadaşım Öğr. Gör. Muhammed YILDIZ'a, doktora çalışmalarımı yapabilmemde kolaylık sağlayan Müdürüm Sayın Doç. Dr. Hatice İSKENDER'e ve Artvin Çoruh Üniversitesi Rektörlüğü'ne teşekkür ederim.

Karadeniz Teknik Üniversitesi tarafından desteklenen 7181 nolu Lisansüstü Tez Projesi (Doktora, BAP 06) 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 aileme en içten saygı, teşekkür ve minnetlerimi sunarım.

Şeyda DUMAN
Trabzon 2022

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Doktora Tezi olarak sunduğum “Eritme Yöntemleri ile Üretilen Ek Malzemesiyle Eklenmiş Y123 + Molar % x Y211 ($x = 20, 25, 30$) Süperiletkenlerinde Su Jeti Uygulamasının Örneğin Ek Bölgesinin Yapısal ve Fiziksel Özelliklerine Etkisi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Alev AYDINER’in sorumluluğunda tamamladığımı, örnekleri kendim ürettiğimi, deneyleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 29 / 04 / 2022

Şeyda DUMAN

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ	IV
İÇİNDEKİLER	V
ÖZET	VIII
SUMMARY	IV
ŞEKİLLER DİZİNİ	X
TABLolar DİZİNİ.....	XV
SEMBOLLER DİZİNİ	XVI
1. GENEL BİLGİLER	1
1.1. Giriş	1
1.2. Süperiletkenliğin Temel Özellikleri	3
1.2.1. Kritik Sıcaklık.....	3
1.2.2. Kritik Akım Yoğunluğu.....	4
1.2.3. I. Tür ve II. Tür Süperiletkenler.....	4
1.2.4. Eş Uyum Uzunluğu.....	7
1.2.5. Meissner Etkisi	8
1.3. YBCO Sisteminin Faz Diyagramı ve Kristal Yapısı	9
1.4. YBCO Tek Kristal Üretimi.....	12
1.5. Külçe Süperiletkenlerin Eklenmesi	15
1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı	18
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR	23
2.1. $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ Bileşiğinin Hazırlanması.....	23
2.2. Y_2BaCuO_5 Bileşiğinin Hazırlanması.....	24
2.3. TSMG Yöntemi ile $Y_{123} + \% x$ ($x = 20, 25, 30$) Y_{211} Örneklerinin Üretimi	25
2.4. MPMG Yöntemi ile $Y_{123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $Y_{211} + \%20Ag_2O$ Ekleme Örneklerinin Üretimi.....	28
2.5. TSMG Yöntemi ile $Y_{123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $Y_{211} + \%20Ag_2O$ Ekleme Örneklerinin Üretimi.....	30
2.6. Külçe YBCO Süperiletkenlerin Eklenmesi	32

2.7.	Yapısal Analiz	35
2.7.1.	Diferansiyel Termal Analiz (DTA)	35
2.7.2.	X-Işınları Kırınım Analizi (XRD)	36
2.7.3.	Polarize Optik Mikroskop (POM)	36
2.7.4.	Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Enerji Dağılımlı X-Işını Spektrometresi (EDS) Analizi	37
2.8.	Fiziksel Analiz	37
2.8.1.	Tuzaklanan Manyetik Alan Ölçümü.....	37
2.8.2.	Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümü	38
2.8.3.	Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümü	39
2.9.	Aktivasyon Enerjisi	40
2.10.	İletkenlikteki Dalgalanma [Fluctuation Induced Conductivity (FIC)] Analizi.....	41
3.	BULGULAR VE TARTIŞMA	45
3.1.	Ekleme İşlemi Öncesi Yapısal Analiz	45
3.1.1.	Başlangıç Tozlarının Diferansiyel Termal Analizi (DTA).....	45
3.1.2.	Başlangıç Tozlarının X-ışını Kırınım Desenleri (XRD).....	47
3.1.3.	TSMG Yöntemi ile Üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 Örneklerinin X-ışını Kırınım Desenleri	48
3.1.4.	MPMG Yöntemi ile Üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag ₂ O Örneklerinin X-ışını Kırınım Desenleri.....	48
3.1.5.	TSMG Yöntemi ile Üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag ₂ O Örneklerinin X-ışını Kırınım Desenleri.....	53
3.1.6.	Polarize Optik Mikroskop (POM) Fotoğrafları	54
3.2.	Ekleme İşlemi Öncesi Fiziksel Analiz.....	57
3.2.1.	Tuzaklanan Manyetik Alan Ölçümleri	57
3.3.	Ekleme İşlemi Sonrası Yapısal Analiz	64
3.3.1.	Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve Enerji Dağılımlı X-Işını Spektrometresi (EDS) Analizi	64
3.4.	Ekleme İşlemi Sonrası Fiziksel Analiz.....	77
3.4.1.	Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümleri	77
3.4.2.	Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri	87
3.5.	Aktivasyon Enerjisi	102
3.6.	İletkenlikteki Dalgalanma [Fluctuation Induced Conductivity (FIC)] Analizi	109
4.	SONUÇLAR	122

5. ÖNERİLER	123
6. KAYNAKLAR	124
ÖZGEÇMİŞ	



Doktora Tezi

ÖZET

ERİTME YÖNTEMLERİ İLE ÜRETİLEN EK MALZEMESİYLE EKLENMİŞ Y123 + MOLAR
% X Y211 (X = 20, 25, 30) SÜPERİLETKENLERİNDE SU JETİ UYGULAMASININ
ÖRNEĞİN EK BÖLGESİNİN YAPISAL VE FİZİKSEL ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Şeyda DUMAN

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Alev AYDINER
2022, 137 Sayfa

Bu çalışmada, eritme yöntemleri ile üretilmiş molar %20 Ag₂O ve farklı oranlarda Y211 katkı YBCO örnekler ile eklenmiş TSMG YBCO tek kristallerinin su jeti ile halka haline getirilmesi ve teknolojik uygulamalarda kullanımlarını artırmak için su jetinin ek bölgesi üzerindeki etkilerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

Bu bağlamda Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 bileşimlerinde iki grup olmak üzere TSMG yöntemi ile Nd123 çekirdek kristali kullanılarak tek kristal örnekler üretildi. TSMG YBCO örneklerinin eklenmesi için iki grup halinde % x (x=20, 25, 30) Y211 ve % 20 Ag₂O katkı, MPMG ve TSMG yöntemli ekleme örnekleri üretildi. Tuzaklanan manyetik alan ölçüm sonuçlarından faydalanılarak aynı bileşimlere sahip ve tuzaklanan alan değerleri birbirine yakın olan örnekler seçildi ve istiflenen örneklerin üst yüzeylerinin üzerine 1,5 kg'lık bir kütle yerleştirilerek uygun ısı işlem altında eklendi. Eklenen örneklerin bir grubu su jeti yöntemi ile merkez eksenlerinden delinerek halka haline getirildi. Su jetinin ek bölgesindeki etkilerini incelemek amacıyla eklenmiş örneklerden kesilen küçük parçaların direnç ve manyetizasyon ölçümleri, aktivasyon enerjisi hesabı ve iletkenlikteki dalgalanma analizleri yapıldı.

Y123 + %25Y211 örneklerinin tuzaklanan alan değerlerinin diğer Y123 + %x (x=20, 30) örneklerine göre nispeten daha yüksek olduğu görüldü. Manyetizasyon ölçümlerinden su jeti ile delme yönteminin ek malzemesi MPMG yöntemi ile üretilen eklenmiş örneklerin akım taşıma kapasitelerini olumsuz yönde etkilediği görüldü. %25 Y211 katkısı yapılan örneklerin direnç ölçümlerinde hesaplanan aktivasyon enerji değerlerinin daha yüksek olduğu bulundu.

Anahtar Kelimeler: TSMG YBCO, Lehim malzemesi ile ekleme yöntemi, Su jeti yöntemi, Kritik akım yoğunluğu, Aktivasyon enerjisi, İletkenlikteki dalgalanma analizi

PhD. Thesis

SUMMARY

THE EFFECT OF WATER JET METHOD ON THE STRUCTURAL AND PHYSICAL PROPERTIES OF THE Y123 + MOLAR % X Y211 (X = 20, 25, 30) SUPERCONDUCTING SAMPLES WELDED WITH SOLDER MATERIAL FABRICATED BY MELTING METHODS

Şeyda DUMAN

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Physics Graduate Program
Supervisor: Prof. Alev AYDINER
2022, 137 Pages

In this study, it is aimed to convert welded TSMG YBCO single crystals using different Y211 and molar 20% Ag₂O doped YBCO samples produced using melting methods into coil using water jet and to examine the effects of water jet on the welding region in order to increase their use in technological applications.

In this context, single crystal samples with Y123 + x% (x=20, 25, 30) Y211 compositions were fabricated in two groups using Nd123 seed crystal with TSMG method. MPMG and TSMG processed solder samples with x% (x=20, 25, 30) Y211 and 20% Ag₂O additions were fabricated in two groups for welding of TSMG YBCO samples. Using the results of the trapped magnetic field measurements, the samples with the same compositions and with close trapped field values were chosen and the samples were welded by appropriate thermal process after placing a mass of 1.5 kg on the top surface of the stacked samples. A group of welded samples were turned into the coils by drilling from their center axes using the water jet method. In order to examine the effects of the water jet on the welding region, resistivity and magnetization measurements, activation energy calculation and fluctuation induced conductivity analysis of the small pieces cut from the welded samples were done.

Trapped field values of Y123 + 25%Y211 samples were found to be relatively higher than other Y123 + x% (x=20, 30) samples. It was observed from the magnetization measurements that the water jet drilling method adversely affected the current carrying capacity of the samples, welded by a solder material produced with MPMG method. It was found that the activation energy values calculated from the resistivity measurements of the samples with 25% Y211 addition were higher.

Key Words: TSMG YBCO, Welding method with solder material, Water jet method, Critical current density, Activation energy, Fluctuation induced conductivity

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.1.	Cıva için Onnes'in bulduğu direnç sıcaklık eğrisi (URL-1, 2022).	1
Şekil 1.2.	Saf süperiletkenler ve saf olmayan süperiletkenler için öz direnç sıcaklık eğrisi (Rose ve Rhoderick, 1980).	3
Şekil 1.3.	I. tür süperiletkenlerde uygulanan alanın sıcaklıkla değişimi (URL-3, 2022).	5
Şekil 1.4.	II. tür süperiletkenlerde uygulanan alanın sıcaklıkla değişimi (URL-3, 2022).	6
Şekil 1.5.	Karışık durumda iken girdapların şematik gösterimi (URL-4, 2022).	7
Şekil 1.6.	I. tür ve II. tür süperiletkenlerde mıknatıslanmanın uygulanan alanla değişimi (URL-5, 2022).	7
Şekil 1.7.	Süperiletken bir malzemeden manyetik alanın dışarılanması (URL-6, 2022).	9
Şekil 1.8.	YBCO için ikili faz diyagramı (Murakami, 1992).	10
Şekil 1.9.	YBCO'nun kristal yapısı (Cardwell ve Ginley, 2003).	12
Şekil 1.10.	TSMG ile üretilmiş Y123 tek kristal örneğinin tane büyümesinin şematik gösterimi (Diko vd., 2003).	14
Şekil 2.1.	Y123 başlangıç tozu için kalsinasyon işlem şeması.	24
Şekil 2.2.	(a) Y123 toz karışımı için eritme ısı işlem şeması, (b) Bakır plaka ile hızlı soğutulmuş Y123	24
Şekil 2.3.	TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x = 20, 25, 30) Y211 örneklerinin kristal büyütme ısı işlem şeması.	26
Şekil 2.4.	Y123 + %20Y211 örnekleri	26
Şekil 2.5.	Y123 + %25Y211 örnekleri	27
Şekil 2.6.	Y123 + %30Y211 örnekleri	27
Şekil 2.7.	YBCO örnekleri için oksijenle tavlama işleminin ısı şeması.	28
Şekil 2.8.	MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag ₂ O örneklerinin kristal büyütme ısı işlem şeması	29
Şekil 2.9.	MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag ₂ O örnekleri	30
Şekil 2.10.	TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag ₂ O örneğinin kristal büyütme ısı işlem şeması.	31

Şekil 2.11.	TSMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%x$ ($x=20, 25, 30$) $Y_{211} + \%20Ag_2O$ örnekleri	31
Şekil 2.12.	Ekleme işleminin ısı işlem şeması	32
Şekil 2.13.	(a) Ekleme işlemi sırasında fırın içindeki örnek, (b) Ekleme işlemi sonrasında örnek ve (c) Eklendikten sonra su jeti ile delinmiş örnek	33
Şekil 2.14.	1. grup eklenmiş örneklerin şematik gösterimi	34
Şekil 2.15.	2. grup eklenmiş örneklerin şematik gösterimi	35
Şekil 2.16.	Tuzaklanan manyetik alan ölçüm sistemi (1) Örnek; (2) Hall sensör (3) sıvı azot kabı; (4) x eksenini kontrol eden adım motoru (5) y eksenini kontrol eden adım motoru; (6) z eksenini kontrol eden adım motoru; (7) Kontrol ara yüzü; (8) Bilgisayar (Başoğlu, 2021).....	38
Şekil 2.17.	Eklenmiş örnekten direnç ölçümü için kesilen parçanın şematize çizimi.....	39
Şekil 2.18.	Eklenmiş örnekten manyetizasyon ölçümü için kesilen parçanın şematize çizimi	40
Şekil 3.1.	(a) $900^{\circ}C$ 'de 36 saat kalsine edilmiş Y_{123} , (b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y_{123} ve (c) Y_{211} tozlarının DTA eğrileri	46
Şekil 3.2.	(a) $900^{\circ}C$ 'de 36 saat kalsine edilmiş Y_{123} , (b) Eritilip-hızlı soğutulmuş Y_{123} ve (c) Y_{211} tozlarının X-ışını kırınım desenleri	47
Şekil 3.3.	TSMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%20Y_{211}$ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri.....	49
Şekil 3.4.	TSMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%25Y_{211}$ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri.....	50
Şekil 3.5.	TSMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%30Y_{211}$ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri.....	51
Şekil 3.6.	MPMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%20Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri	52
Şekil 3.7.	MPMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%25Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri	52
Şekil 3.8.	MPMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%30Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri	52
Şekil 3.9.	TSMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%20Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri.....	53
Şekil 3.10.	TSMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%25Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri.....	53
Şekil 3.11.	TSMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%30Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerinin X-ışını kırınım desenleri.....	54
Şekil 3.12.	TSMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \%20Y_{211}$ örneklerine ait polarize optik mikroskop fotoğrafları	54

Şekil 3.13.	TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %25Y211 örneklerine ait polarize optik mikroskop fotoğrafları	55
Şekil 3.14.	TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %30Y211 örneklerine ait polarize optik mikroskop fotoğrafları	55
Şekil 3.15.	MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag ₂ O örneklerine ait polarize optik mikroskop fotoğrafları.....	56
Şekil 3.16.	TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag ₂ O örneklerine ait polarize optik mikroskop fotoğrafları.....	56
Şekil 3.17.	TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %20Y211 örneklerine ait tuzaklanan manyetik alan dağılımları	58
Şekil 3.18.	TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %25Y211 örneklerine ait tuzaklanan manyetik alan dağılımları	59
Şekil 3.19.	TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %30Y211 örneklerine ait tuzaklanan manyetik alan dağılımları	60
Şekil 3.20.	MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag ₂ O örneklerine ait tuzaklanan manyetik alan dağılımları.....	61
Şekil 3.21.	TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag ₂ O örneklerine ait tuzaklanan manyetik alan dağılımları.....	62
Şekil 3.22.	1. grup eklenmiş örneklerden M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin ek bölgesinin SEM görüntüleri	64
Şekil 3.23.	M20_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	66
Şekil 3.24.	M25_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	67
Şekil 3.25.	M30_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	67
Şekil 3.26.	1. grup eklenmiş örneklerden T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin ek bölgesinin SEM görüntüleri	68
Şekil 3.27.	T20_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	69
Şekil 3.28.	T25_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	70
Şekil 3.29.	T30_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	70
Şekil 3.30.	2. grup eklenmiş örneklerden M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin ek bölgesinin SEM görüntüleri	71
Şekil 3.31.	M20_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	72
Şekil 3.32.	M25_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	73
Şekil 3.33.	M30_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	73
Şekil 3.34.	2. grup eklenmiş örneklerden T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin ek bölgesinin SEM görüntüleri	74
Şekil 3.35.	T20_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	75
Şekil 3.36.	T25_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	76

Şekil 3.37.	T30_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu.....	76
Şekil 3.38.	M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri.....	77
Şekil 3.39.	T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri.....	80
Şekil 3.40.	M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin farklı manyetik alan altındaki dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri.....	81
Şekil 3.41.	T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin farklı manyetik alan altındaki dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri.....	82
Şekil 3.42.	M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin sıfır manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri.....	83
Şekil 3.43.	T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin sıfır manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri.....	84
Şekil 3.44.	M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin sıfır manyetik alan altındaki dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri.....	85
Şekil 3.45.	T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin sıfır manyetik alan altındaki dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri.....	86
Şekil 3.46.	M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin 77 K'deki histerisis eğrileri.....	88
Şekil 3.47.	T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin 77 K'deki histerisis eğrileri.....	90
Şekil 3.48.	M20_2, M25_1 ve M30_1 örneklerinin 77 K'deki J_c eğrileri.....	91
Şekil 3.49.	T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin 77 K'deki J_c eğrileri.....	94
Şekil 3.50.	M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin 77 K'deki histerisis eğrileri.....	96
Şekil 3.51.	T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin 77 K'deki histerisis eğrileri.....	97
Şekil 3.52.	M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin 77 K'deki J_c eğrileri.....	99
Şekil 3.53.	T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin 77 K'deki J_c eğrileri.....	101
Şekil 3.54.	M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin $\ln\rho(T)$ değerlerinin $1/T$ ile değişim eğrileri.....	103
Şekil 3.55.	T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin $\ln\rho(T)$ değerlerinin $1/T$ ile değişim eğrileri.....	104
Şekil 3.56.	M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin aktivasyon enerjilerinin artan manyetik alanla değişimi.....	105
Şekil 3.57.	T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin aktivasyon enerjilerinin artan manyetik alanla değişimi.....	106
Şekil 3.58.	1. grup örnekler için $\ln U$ 'nun $\ln H(T)$ 'ye göre değişimi.....	108
Şekil 3.59.	M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin sıfır manyetik alandaki öz direncin ve dp/dT 'nin sıcaklığa göre değişimi.....	110

Şekil 3.60.	T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin sıfır manyetik alandaki özdirencin ve $d\rho/dT$ 'nin sıcaklığa göre değişimi	111
Şekil 3.61.	M20_1, M25_1 ve M30_1 örnekleri, için $\ln(\Delta\sigma)$ 'nın $\ln(\varepsilon)$ 'ye karşı değişimi	112
Şekil 3.62.	T20_1, T25_1 ve T30_1 örnekleri, için $\ln(\Delta\sigma)$ 'nın $\ln(\varepsilon)$ 'ye karşı değişimi	114
Şekil 3.63.	M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin sıfır manyetik alandaki özdirencin ve $d\rho/dT$ 'nin sıcaklığa göre değişimi	116
Şekil 3.64.	T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin sıfır manyetik alandaki özdirencin ve $d\rho/dT$ 'nin sıcaklığa göre değişimi	117
Şekil 3.65.	M20_2, M25_2 ve M30_2 örnekleri, için $\ln(\Delta\sigma)$ 'nın $\ln(\varepsilon)$ 'ye karşı değişimi	118
Şekil 3.66.	T20_2, T25_2 ve T30_2 örnekleri, için $\ln(\Delta\sigma)$ 'nın $\ln(\varepsilon)$ 'ye karşı değişimi	120

TABLolar DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1. Y123 bileşigi için kullanılan toz bileşikler ve miktarları	23
Tablo 2.2. Üretilen ana örneklerin isimleri.....	25
Tablo 2.3. MPMG yöntemi ile üretilen ekleme örneklerin isimleri	29
Tablo 2.4. TSMG yöntemi ile üretilen ekleme örneklerin isimleri	30
Tablo 3.1. Birbirleri ile eklenen ana örnekler ve ekleme örnekleri	63
Tablo 3.2. 1. grup eklenmiş örneklerin farklı manyetik alanlardaki K cinsinden $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$, ΔT ve T_c sıcaklık değerleri	78
Tablo 3.3. 2. grup eklenmiş örneklerin 0 T alandaki K cinsinden $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$, ΔT ve T_c sıcaklık değerleri	84
Tablo 3.4. 1. grup örneklerin 77 K'deki A/cm ² cinsinden J_c değerleri	92
Tablo 3.5. 2. grup örneklerin 77 K'deki A/cm ² cinsinden J_c değerleri	100
Tablo 3.6. 1. grup eklenmiş örneklerin 0 T ve 5 T manyetik alanda aktivasyon enerji değerleri.....	107
Tablo 3.7. 1. grup örnekler için α değerleri	109
Tablo 3.8. 1. grup eklenmiş örnekler için iletkenlikteki dalgalanma analizi sonuçları	115
Tablo 3.9. 2. grup eklenmiş örnekler için iletkenlikteki dalgalanma analizi sonuçları	121

SEMBOLLER DİZİNİ

a, b, c	: Örgü parametreleri
A_x	: Dalgalanma genliği
A_{1D}	: 1D dalgalanma genliği
A_{2D}	: 2D dalgalanma genliği
A_{3D}	: 3D dalgalanma genliği
B	: Manyetik indüksiyon
d	: Düzlemler arası mesafe
e	: Elektronun yükü
H	: Dış manyetik alan
H_c	: Kritik manyetik alan
H_{c1}	: Alt kritik manyetik alan
H_{c2}	: Üst kritik manyetik alan
J	: Akım yoğunluğu
J_c	: Kritik akım yoğunluğu
J_s	: Perdeleme akım yoğunluğu
J_t	: İletim akım yoğunluğu
k_B	: Boltzman sabiti
M	: Mıknatıslanma
ΔM	: Manyetizasyon eğrisinin genişliği
n_s	: Girdap yoğunluğu
s	: 1D sistemlerin tel kesit alanı
T	: Sıcaklık
T_c	: Kritik sıcaklık
$T_{c,baslangıç}$	: Süperiletkenliğin başladığı sıcaklık

$T_{c,sifir}$	: Süperiletkenliğin sonlandığı sıcaklık
T_c^{mf}	: Ortalama alan kritik sıcaklığı
T_{LD}	: 2D - 3D bölgesine çapraz geçiş sıcaklığı
T_p	: Peritektik erime sıcaklığı
T_{SWF}	: SWF bölgesinden ortalama alan bölgesine çapraz geçiş sıcaklığı
T_{1D-2D}	: 1D - 2D bölgesine çapraz geçiş sıcaklığı
ΔT	: Süperiletkenliğe geçiş sıcaklık aralığı
U	: Aktivasyon enerjisi
U_0	: Sıfır sıcaklıktaki aktivasyon enerjisi
V_f	: Cooper çiftlerinin sürati
α	: Manyetik güç sabiti
ε	: Azaltılmış sıcaklık
$\hbar$	: Planck sabiti
κ	: Ginzburg-Landau parametresi
λ	: Kritik üs
$\lambda(T)$	: Nüfuz derinliği
λ_{SWF}	: Kısa dalga dalgalanması kritik üssü
λ_{1D}	: 1D dalgalanması kritik üssü
λ_{2D}	: 2D dalgalanması kritik üssü
λ_{3D}	: 3D dalgalanması kritik üssü
μ_0	: Boşluğun manyetik geçirgenlik katsayısı
ξ	: Eş uyum uzunluğu
$\xi_c(0)$	: Sıfır sıcaklığındaki c-ekseni eş uyum uzunluğu
ξ_0	: Sıfır sıcaklıktaki eş uyum uzunluğu
ρ	: Öz direnç
ρ_0	: Maksimum öz direnç

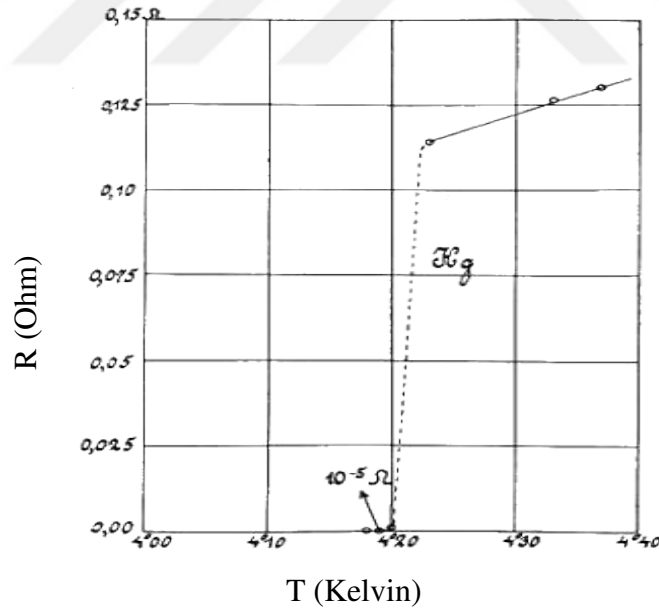
- ρ_n : Normal durum öz direnci
- $\Delta\sigma$: İletkenlikteki dalgalanma
- $\Delta\sigma^{AL}$: Aslamasov-Larkin katkısı
- $\Delta\sigma^{MT}$: Maki-Thompson katkısı
- $\Delta\sigma_{LD}$: Lawrance-Doniach dalgalanması



1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

1900'lü yılların başında Hollandalı fizikçi Heike Kamerlingh Onnes'in hedefi düşük sıcaklıklarda gazların davranışını incelemektir. 1908 yılında helyum gazını 4 K'in altında sıvılaştırmayı başardı. Onnes sıvı helyum sıcaklığında maddenin özelliklerini sistematik olarak ölçmeye başladı. İyi bir termometre malzemesi ararken saf metallerin iletkenliğini ölçmeye yoğunlaştı. 1911 yılında sıvı helyum ve cıva teli ile yaptığı bir deneyde cıvanın 4,2 K sıcaklığında DC öz direncinin birden sıfıra düştüğünü ve elektrik akımının geçişine herhangi bir direnç göstermediğini gördü (Şekil 1.1). Onnes bu olguyu süperiletkenlik olarak adlandırdı ve bu buluşuyla 1913'te Nobel ödülüne layık görüldü (Bennemann ve Ketterson, 2008; Roy, 2017).



Şekil 1.1. Cıva için Onnes'in bulduğu direnç sıcaklık eğrisi (URL-1, 2022).

Süperiletkenliğin keşfi ile birlikte dünyadaki birçok laboratuvarında düşük sıcaklıklarda araştırma yapılmaya başlandı. 1933 yılında Alman fizikçiler Walther Meissner ve Robert Ochsenfeld bir süperiletkenin belli bir sıcaklığın altına kadar soğutulduğunda uygulanan

manyetik alanı dışarıladığını keşfetti. Uygulanan manyetik alan süperiletken malzemenin yüzeyinde bir akım indükler ve bu akım da dışarıdan uygulanan manyetik alana ters yönde başka bir manyetik alan oluşturarak birbirlerini sıfırlar. Bu durum Meissner Etkisi olarak adlandırılır (URL-2, 2022). Bu buluşu takip eden yıllarda süperiletkenlik olgusunu daha iyi anlamak için birçok araştırma yapıldı. Ancak süperiletkenliğin sırlarını aralayan en büyük teorik açıklama 1957 yılında John Bardeen, Leon Cooper ve Robert Schrieffer tarafından geldi. Kısaca BCS teorisi adı verilen bu teori birbirine zıt momentuma sahip iki elektronun birlikte hareket etmesi olayına dayanmaktadır. Cooper çiftleri adı verilen bu elektronlar belli bir sıcaklığın altında oluşarak süperiletkenliğe yol açarlar.

1980'li yıllara gelindiğinde birçok metal ve alaşımda süperiletkenlik gözlemlendi (Bennemann ve Ketterson, 2008). Georg Bednorz ve Karl Alexander Müller tarafından 1986 yılında peroksit yapıda metal oksit bileşik olan ve 35 K'de süperiletken hale geçen Lantanyum (La) tabanlı LaBaCuO sistemini keşfettiler. 1987 yılında ise Houston Üniversitesi'nden Paul Chu, Bednorz ve Müller'in bileşiğindeki lantanyumu itriyumla değiştirerek yeni bileşiğin 92 K'de süperiletken hale dönüştüğünü gördü. Artık süperiletkenleri soğutmak için sıvı helyum yerine sıvı azot (kaynama sıcaklığı 77 K) yeterli olmaya başladı. Böylece bu malzemeler yüksek sıcaklıkta süperiletken hale dönüştükleri için yüksek sıcaklık süperiletkenleri [High Temperature Superconductors (HTS)] olarak isimlendirildi (Roy, 2017).

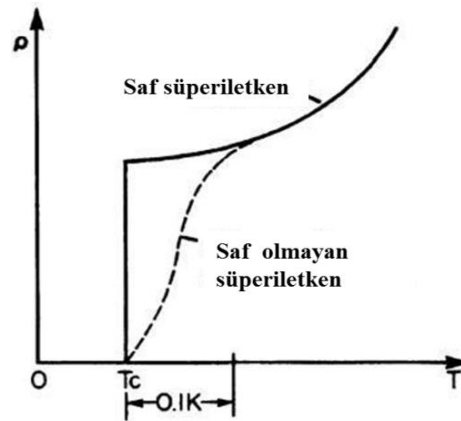
1988 yılında 110 K süperiletkenlik geçiş sıcaklığına sahip BiSrCaCuO sistemi ve daha sonra da 122 K süperiletkenlik geçiş sıcaklığına sahip TlBaCaCuO sistemi bulundu (Maeda vd., 1988; Sheng vd., 1988). 2001 yılında seramik süperiletkenlerden farklı olarak Japonya'da keşfedilen MgB₂ 39 K sıcaklığının altında bir değerde süperiletken özellik gösterdiği keşfedildi. HgBaCaCuO sisteminin geçiş sıcaklığı 134 K iken Mayıs 2019'da yayınlanan bir makalede yüksek basınç altında lantanyum hidritin geçiş sıcaklığı 250 K olarak bildirildi. Bu değer bugüne kadar bilinen en yüksek geçiş sıcaklığı değeridir (Drozdov vd., 2019).

1.2. Süperiletkenliğin Temel Özellikleri

1.2.1. Kritik Sıcaklık

Süperiletkenlik, iletken fazın süperiletken faz ile dengede olduğu bir sıcaklık noktasında faz geçişi ile karakterize edilen bir olgudur. Malzemenin normal durumdan süperiletken duruma geçtiği bu sıcaklık değeri süperiletkenlik geçiş sıcaklığı ya da kritik sıcaklık olarak tanımlanır ve T_c ile gösterilir. Kritik sıcaklığın altındaki bir sıcaklık değerinde elektriksel direnç sıfırdır ya da sıfıra çok yakındır. Kritik sıcaklık her süperiletken malzeme için farklı değerdedir.

Bilindiği gibi metaller çok iyi iletken olmalarına rağmen tüm metaller süperiletken özellik göstermezler. Periyodik cetvelde bulunan metalik elementlerin yaklaşık yarısı ve alaşımların büyük bir kısmı süperiletkendir. Süperiletken metaller ve alaşımlar kritik sıcaklık değerlerine göre ikiye ayrılırlar. T_c değeri 30 K'den düşük olan süperiletkenler düşük sıcaklık süperiletkenleri olarak tanımlanırken, T_c değeri 30 K'den büyük olan süperiletkenler yüksek sıcaklık süperiletkenleri olarak tanımlanır. Yüksek kritik sıcaklığa sahip olan süperiletken malzemeler süperiletkenliğin teknolojiadaki uygulamaları açısından büyük öneme sahiptir. Süperiletkenlik geçişi malzemenin saflığına ya da fiziksel yapısına bağlıdır. Eğer malzeme tamamen safsa ve kristal yapısı mükemmelse süperiletkenlik geçişi oldukça keskindir (Şekil 1.2). Ancak malzeme kirli ya da dağılmış bir kristal yapıya sahipse geçiş keskin değildir ve geçiş aralığı malzemedan malzemeye değişen oranda genişir (Rose ve Rhoderick, 1980; Wang, 2014; Durlu, 1996).



Şekil 1.2. Saf süperiletkenler ve saf olmayan süperiletkenler için öz direnç sıcaklık eğrisi (Rose ve Rhoderick, 1980).

1.2.2. Kritik Akım Yoğunluğu

Kritik akım yoğunluğu (J_c), belli sıcaklık ve manyetik alan altındaki süperiletken bir malzemenin taşıyabileceği maksimum akım miktarını tanımlayan en önemli parametrelerden biridir. Akım miktarı bu kritik değeri aşarsa, malzeme dirençli olmaya başlar. Bu nedenle, farklı süperiletken sistemler ve malzemeler için bu parametreyi doğru bir şekilde ölçebilmek önemlidir.

Süperiletken yüzeyinde akan akıma iletim akımı ve perdeleme akımı olmak üzere iki katkı vardır. İletim akımı (J_t), süperiletken içerisinden geçirilen ve bir dış etkenden kaynaklanan akımdır. Perdeleme akımı (J_s) ise dışarıdan uygulanan manyetik alanın süperiletken malzeme içerisinde oluşturduğu ve süperiletken içindeki akı yoğunluğunu yok edecek şekilde dolanan akımdır. Toplam akım yoğunluğu J , J_t iletim akımı ile J_s perdeleme akımının toplamıdır.

$$\vec{J} = \vec{J}_t + \vec{J}_s \quad (1.1)$$

Bir süperiletken yüzeyinden akan toplam akım J_c kritik değerine ulaştığı anda süperiletken yüzeyinde oluşan manyetik alan şiddeti H_c kritik değerine sahip olur. Toplam akım J_c kritik değerini aştığı durumda ise süperiletkenlik yok olarak manyetik akı malzeme içerisine nüfuz etmeye başlar (Rose ve Rhoderick, 1980).

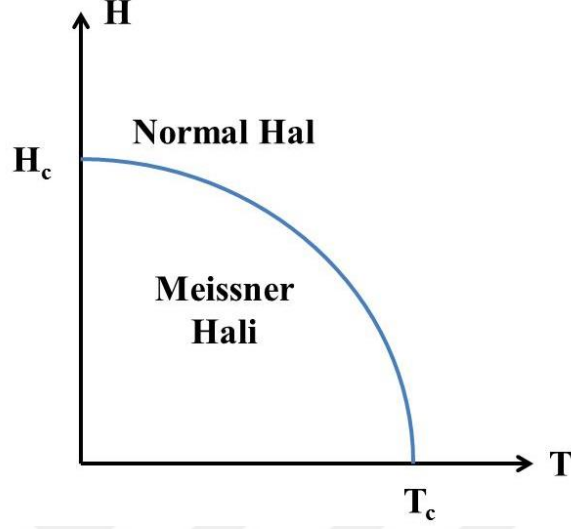
1.2.3. I. Tür ve II. Tür Süperiletkenler

1930'lu yıllarda süperiletken alaşımlar ve metallerin safsızlıklarına ilişkin manyetik ölçümler, süperiletken malzemelerin uygulanan manyetik alanın şiddetine bağlı olarak farklı davranışlar sergilediklerini gösterdi. Sergilenen bu davranışlara göre süperiletkenler I. tür ve II. tür süperiletkenler olmak üzere iki kategoriye ayrılırlar.

I. tür süperiletkenler için $\kappa < 1/\sqrt{2}$ 'dir. Burada κ , Ginzburg-Landau parametresi olup λ girme derinliğinin ξ eş uyum uzunluğuna oranı ile tanımlanır.

I. tür süperiletkenler tek bir kritik alan değerine (H_c) sahiptir. Belli bir kritik manyetik alanın altında mükemmel diamanyetizma gösterirler ve manyetik akının tamamını dışarılarlar. Ancak manyetik alan kritik değerini aştığı anda süperiletkenliklerini çok kolay ve aniden kaybedebilen malzemelerdir. Bu durumda malzeme keskin ve ani bir şekilde

Meissner durumundan normal duruma geçer ve manyetik akı malzemenin tamamına nüfuz eder. Bu süperiletkenler Şekil 1.3'teki gibi tanımlanmış bir faz diyagramına sahiptirler.



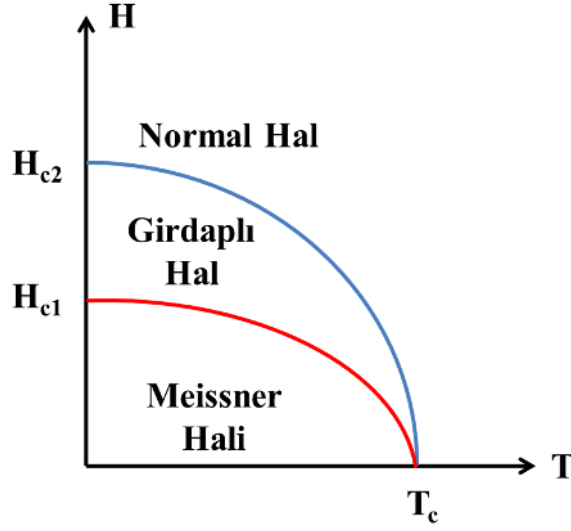
Şekil 1.3. I. tür süperiletkenlerde uygulanan alanın sıcaklıkla değişimi (URL-3, 2022).

I. tür süperiletken malzemelere Hg, Al, Sn, In, vb. gibi metaller örnek verilebilir ve geçiş sıcaklıkları II. tür süperiletkenlerden çok daha düşük olduğu için “yumuşak” süperiletkenler olarak bilinmektedirler. Bu özelliklerinden dolayı “düşük sıcaklık süperiletkenleri” olarak da isimlendirilirler.

Kritik alan değerleri (H_c) II. tür süperiletkenlere nispeten daha düşük olması sebebi ile teknolojiye kullanım alanları oldukça sınırlıdır.

Bakır tabanlı süperiletkenlerin 1987 yıllarında bulunmasıyla birlikte II. tür süperiletkenler de keşfedilmiş oldu. II. tür süperiletkenler için Ginzburg-Landau parametresi $\kappa > 1/\sqrt{2}$ şeklindedir. Geçiş sıcaklıkları I. tür süperiletkenlere göre yüksek olmalarından dolayı genellikle “yüksek sıcaklık süperiletkenleri” olarak bilinirler.

II. tür süperiletkenler alt kritik manyetik alan (H_{c1}) ve üst kritik manyetik alan (H_{c2}) olmak üzere iki farklı kritik alan değeri ile karakterize edilirler (Şekil 1.4).



Şekil 1.4. II. tür süperiletkenlerde uygulanan alanın sıcaklıkla değişimi (URL-3, 2022).

Malzemeye uygulanan dış manyetik alan $H < H_{c1}$ iken malzeme I. tür süperiletken gibi davranır. Yani malzeme Meissner durumundadır ve manyetik akının tamamını dışarılar. $H_{c1} < H < H_{c2}$ iken I. tür süperiletkenlerde olduğu gibi hemen normal duruma geçmez. Malzeme karışık (girdaplı hal) durumdadır. Uygulanan manyetik alan H_{c1} değerini geçtiği anda malzeme içerisinde girdaplar oluşmaya başlar. Girdaplar uygulanan dış manyetik alana paralel yönelmiş silindirler şeklindedir ve her bir girdap merkezinde süperiletken olmayan bir çekirdek barındırır. Normal bölgelerin yarıçapı girme derinliğinden daha küçük olup eş uyum uzunluğu (ξ) kadardır. Bu çekirdekler manyetik alanın bir kısmının malzeme içerisine nüfuz etmesine sebep olur. Girdap merkezlerinde manyetik alan değeri maksimumken merkezden uzaklaştıkça girme derinliği (λ) ile üstel olarak azalır (Şekil 1.5).

elektronların ortalama serbest yolu ile doğru orantılıdır. Metal içerisindeki safsızlık ve kusurların sayısı arttıkça eş uyum uzunluğu azalır. Buna bağlı olarak eş uyum uzunluğunun değeri ne kadar büyükse süperiletkenlik özellikleri o kadar iyidir.

ξ ile sembolize edilen eş uyum uzunluğu sıcaklığa bağlı olarak

$$\xi(T) \approx \frac{\xi_0}{\sqrt{1-T/T_c}} \quad (1.2)$$

denklemleri ile ifade edilir. Burada ξ_0 sıfır sıcaklıktaki eş uyum uzunluğu olup Planck sabiti ($\hbar$), Cooper çiftlerinin sürati (V_f), Boltzman sabiti (k_B) ve kritik sıcaklığa (T_c) bağlı olarak Denklem (1.3)'teki gibi hesaplanır (Hook ve Hall, 2006).

$$\xi_0 = \frac{\hbar V_f}{2\pi k_B T_c} \quad (1.3)$$

1.2.5. Meissner Etkisi

Süperiletkenlik konusundaki önemli gelişmelerden bir tanesi de 1933 yılında Meissner ve Ochsenfeld'in süperiletkenlerin mükemmel diamanyetik özellik gösterdiğini keşfetmeleridir. Bu olgunun keşfedilmesiyle birlikte ideal bir iletken ile süperiletkenler birbirinden ayrıldılar.

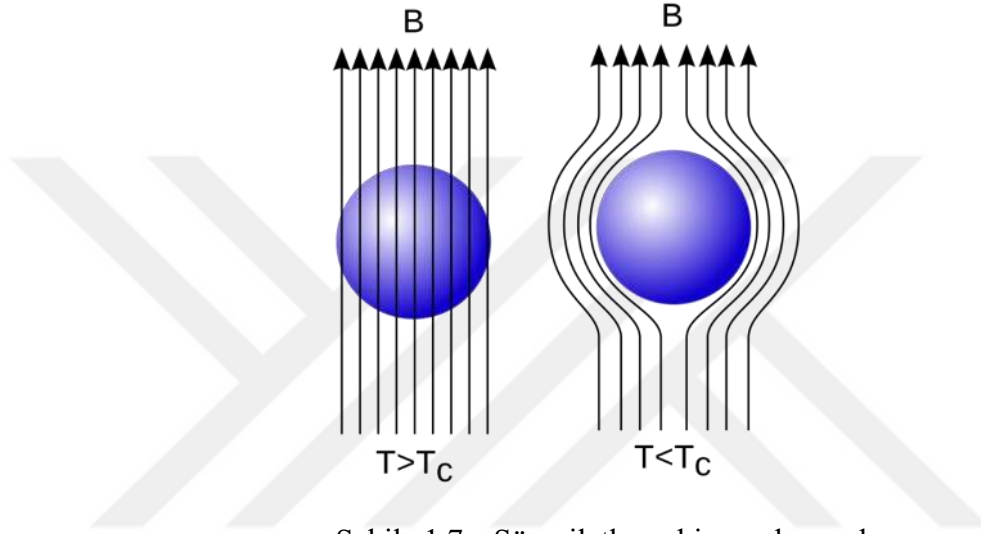
İdeal bir iletken önce soğutulup daha sonra bir dış manyetik alan içine konulursa iletken içerisinde manyetik akıyı tamamen dışarılayan yüzey akımları oluşur. Böylece iletken içerisinde manyetik akı sıfırdır. Düşük sıcaklıklarda alan ortadan kaldırıldığında yüzey akımları da sıfırlanır. İdeal iletken önce dış manyetik alan uygulanırsa manyetik alan malzeme içerisine tamamen nüfuz eder. Daha sonra belli bir sıcaklığın altına kadar soğutulursa durum değişmez ve manyetik akı malzeme içerisine nüfuz etmeye devam eder. Düşük sıcaklıkta uygulanan alan ortadan kaldırıldığında malzeme içerisinde

$$\vec{B} = \mu_0 \vec{H} \quad (1.4)$$

manyetik indüksiyonunu sağlayan yüzey akımları oluşur.

Süperiletken bir malzeme için hem önce T_c 'nin altındaki bir sıcaklığa kadar soğutulup daha sonra dışardan bir manyetik alan uygulandığı durumda hem de dış manyetik alanın

içindeyken T_c 'nin altındaki bir sıcaklığa kadar soğutulduğu durumda süperiletken malzeme yüzeyinde Ginzburg-Landau girme derinliği (λ) içinde süperakımlar oluşur. Böylece süperiletken içerisinde manyetik alanı tamamen yok edecek şekilde bir mıknatıslanma yaratılır. Dışarıdan uygulanan manyetik alan kaldırıldığında süperiletken içerisindeki manyetik indüksiyon $\vec{B} = 0$ olarak kalır. Bu olguya “Meissner-Ochsenfeld etkisi” denir (Şekil 1.7).



Şekil 1.7. Süperiletken bir malzemeden manyetik alanın dışarılanması (URL-6, 2022).

1.3. YBCO Sisteminin Faz Diyagramı ve Kristal Yapısı

Kritik sıcaklığı sıvı azotun kaynama noktasının üzerinde bir noktada süperiletken özellik gösteren ve bir yüksek sıcaklık süperiletkeni olan $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ bileşiği geleneksel olarak "YBCO" veya "Y123" olarak kısaltılır.

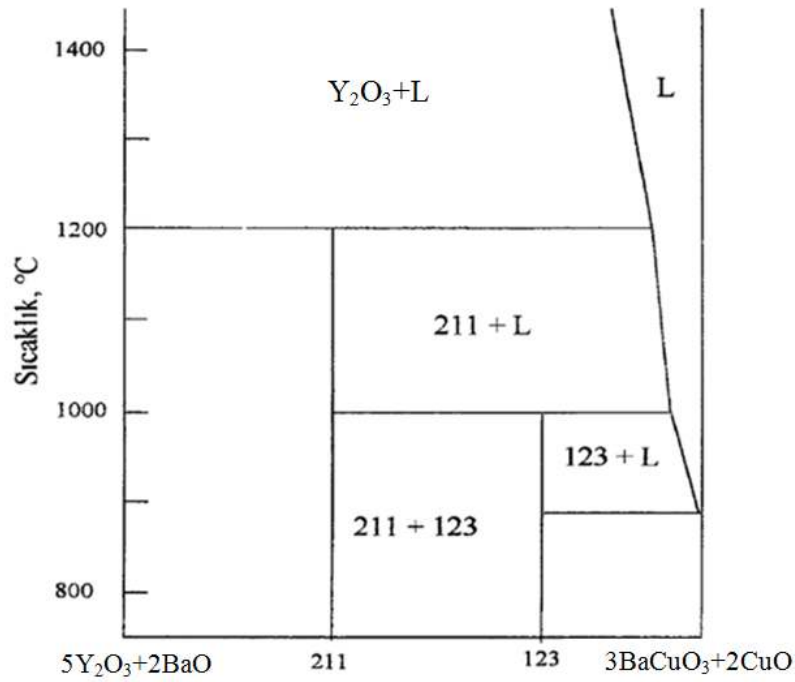
Yüksek kaliteli seramik örnekleri sentezlemek ve YBCO tek kristalini büyütmek için, sıcaklığın bir fonksiyonu olarak faz ilişkileri bilgisi oldukça önemlidir. Özellikle YBCO'nun eriyik halinin oluşumu sürecinde faz diyagramı en elverişli üretim koşullarını garanti etmek için bir ön koşuldur.

Sıvı azot sıcaklığında süperiletken olan bakır tabanlı YBCO yüksek sıcaklık süperiletkenleri Y_2O_3 , $BaCO_3$ ve CuO kimyasal bileşiklerinin uygun oranlarda karıştırıldıktan sonra ısıtılma işlemi tabi tutulmasıyla elde edilirler. Büyük taneli YBCO malzemesinin büyütülmesi için gerekli olan yöntemler Şekil 1.8'de gösterilen şematik faz

diyagramının peritektik reaksiyonları dikkate alınarak geliştirilmiştir. YBCO sisteminde iki farklı peritektik reaksiyon vardır. Sıcaklığın 1200 °C'nin üzerinde olduğu yüksek sıcaklıklarda kararlı olan Y_2O_3 fazı ile BaO ve CuO'dan oluşan L sıvı fazı peritektik olarak tepkimeye girer ve soğuma sürecinde tekrar ayrılarak Y_2BaCuO_5 (Y211) fazını meydana getirirler.



Sıcaklık yaklaşık 1000 °C civarında iken sıvı faz ile Y211 tepkimeye girerek Y123 fazını oluşturur.



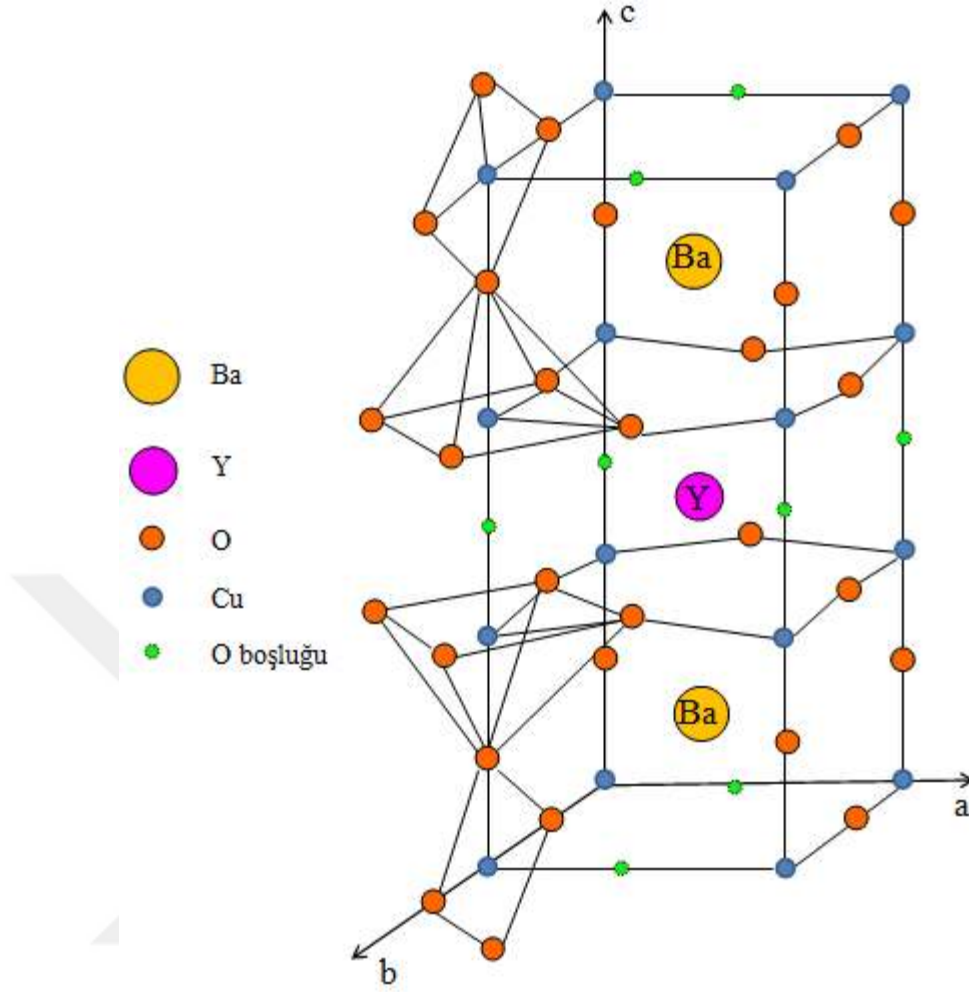
Şekil 1.8. YBCO için ikili faz diyagramı (Murakami, 1992).

Peritektik reaksiyon durumunda süperiletkenlik özelliklerini iyileştiren Y211 fazı Y123 fazı içerisinde katı-sıvı ara yüzey serbest enerjisini azaltarak tuzaklanır.

Kristal büyütme işlemlerinden biri olan eritme-yönlendirme-büyütme [Melt-Textured-Growth (MTG)] yönteminde peritektik sıcaklık noktasına doğru yavaşça soğutulduğunda

elde edilen örnek oldukça yoğundur. Bununla birlikte büyütme sırasındaki birçok durumda süperiletken fazlar arasındaki bağlantı çok zayıftır. Y123 fazının büyüebilmesi için Y211 ve sıvı faz birlikte sağlanmalıdır. Bu sebeple Y211 fazının dağılımı tek tip olmadığında, Y211 yoğunluğunun daha az olduğu bölgelerde reaksiyon sürekli ilerlemeyecektir. YBCO örneği için Şekil 1.8’de gösterilen ikili faz diyagramındaki gibi 211+L bölgesindeyken yavaşça soğutulduğu durumda Y211 fazları dağınık biçimde büyür ve süperiletken fazla bağlantı zayıftır. Eğer örnek göreceli olarak daha yüksek bir sıcaklıktayken belli bir süre eritilip ardından sıcaklık yavaş soğumadan sonraki peritektik sıcaklık noktasına hızlıca düşürülürse Y211 irileşmesi olmaksızın gözeneklerin sayısı azalır (Murakami, 1992; Lo, 2000).

YBCO süperiletkeni katmanlı bir yapıya sahiptir. Kristal yapısında üç tane birim hücre ve dört farklı katman içerir. Ayrıca kristalin yapısı bakır-oksijen düzlemleri ve bakır-oksijen zincirlerinin düzenlenmesi ile karakterizedir. *c*-ekseni boyunca YBCO katmanlarının istiflenme sırası CuO–BaO–CuO₂–Y–CuO₂–BaO–CuO şeklindedir. YBCO’nun perovskite yapı katmanları, CuO düzlemleri arasındaki Y atomları ile CuO₂ düzlemleri tarafından ayrılır. Her bakır iyonu, beş oksijen iyonu piramidi ile çevrilidir. YBCO, tek boyutlu CuO zincirlerine sahip tek yüksek sıcaklık süperiletkenidir. CuO zincirleri, düzlemler ve zincirler arasında bulunan baryum atomlarına sahip bakır-oksijen düzlemlerine paraleldir. YBCO birim hücresi Şekil 1.9’da gösterilmiştir ve kristal yapısı oksijen içeriği ile değişir. YBCO bileşiğinde $x = 1$ olduğu durumda kristal yapıda CuO₂ zincirleri olmadığından antiferromagnetik özellik görünür. Oksijen miktarı, oksijen ortamında tavlanarak 6’dan 7’ye kadar yükseltilebilir ve $x < 0,5$ değerine sahipken ortorombik yapı gözlenirken $x \geq 0,5$ olduğu durumda tetragonal yapı gözlenir. YBCO ortorombik yapıda olduğu zaman süperiletken yapıdadır (Cardwell ve Ginley, 2003; Askerzade, 2012; Howe, 2014).



Şekil 1.9. YBCO'nun kristal yapısı (Cardwell ve Ginley, 2003).

1.4. YBCO Tek Kristal Üretimi

Bakır tabanlı YBCO süperiletkenleri sıvı azot sıcaklığında süperiletken hale gelebildikleri için pratik uygulamalarda oldukça kullanışlıdır. Aynı zamanda birçok uygulama için genellikle büyük manyetik alanların varlığında yüksek kritik akım yoğunluğu (J_c) gerekir. Yüksek J_c için süperiletkenin tane boyutunun da büyük olması önemli bir etkidir. YBCO gibi külçe yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin üretimi için çeşitli yöntemler mevcuttur. Sinterleme yöntemi pratikte süperiletken malzemelerin üretiminde yaygın olarak kullanılsa da yüksek kritik akım yoğunluğuna sahip malzemelerin üretiminde yüksek açılı tane sınırları arasındaki zayıf bağlantıların varlığından dolayı başarısız olmuştur. Tane sınırlarının zayıf bağlantı özelliği kısmen, safsızlıklar, kimyasal veya yapısal çeşitlilik, süperiletken olmayan fazların ve çatlakların varlığı ile ilişkilidir. Ancak yüksek açılı tane

sınırları, küçük eş uyum uzunluğu ve yüksek anizotropiden dolayı doğal zayıf bağlantılardır. Sinterlenmiş külçe örneklerde yüksek açılı tane sınırları arasındaki zayıf bağlantıların ve yüksek anizotropinin düşük J_c değerlerine sebep olduğu gözlenmiştir. Daha büyük J_c 'ye sahip ve zayıf bağlantıların daha düşük olduğu külçe süperiletkenlerin üretiminde eritme yöntemlerinin daha elverişli olduğu görülmüştür.

Yüksek sıcaklık süperiletkenleri yüksek anizotropiye sahip malzemelerdir ve süperakımları taşıyan taşıyıcı elektronlar CuO_2 düzlemleri boyunca hareket ederler. Böylece bu düzlemler arasındaki bağlantı zayıfsa tane sınırlarında süperakımlar akmaz. Yüksek anizotropiden dolayı meydana gelen bu durumu en aza indirmek amacıyla kristal içinde oluşan taneler ab düzlemi yani CuO_2 düzlemleri boyunca (c -eksenine paralel) yönlendirilmiş olmalıdır (Murakami, 1992; Murakami, 1994). Bu nedenle yüksek oranda c -ekseni doğrultusunda yönelmiş YBCO tanelerinin büyümesi için eritme-yönlendirme yöntemleri kullanılmaktadır. Bu işlem Y_2BaCuO_5 (Y211) fazı ile BaO ve CuO 'dan oluşan sıvı fazın (L) yeniden birleştiği peritektik reaksiyonları temel alır. Bu peritektik birleşme reaksiyonu sırasında Y123 fazı çivileme merkezi olarak davranan Y211 parçacıkları içerir. Pratik uygulamalarda kullanılmak üzere birkaç santimetre boyutunda iyi yönlendirilmiş tek taneli süperiletken örnekler ihtiyacı vardır (Wang vd., 1997).

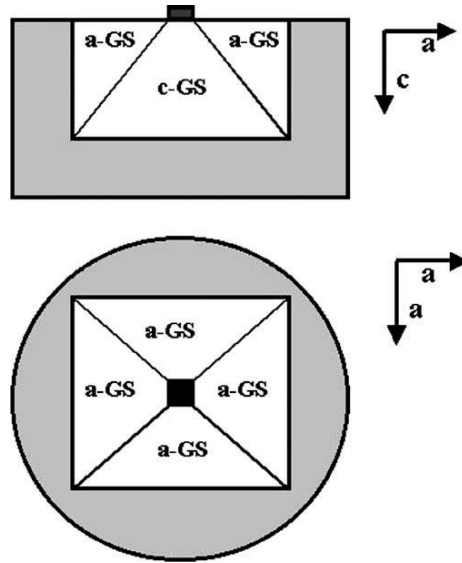
Eritme-yönlendirme yöntemlerinin birden fazla çeşidi vardır. Bu yöntemlerin temel prensibi aynı olmasına rağmen malzemenin süperiletkenlik özelliklerinde değişikliklere yol açan küçük farklılıklar vardır. Tüm eritme-yönlendirme yöntemleri Y123'ün yaklaşık 1010 °C olan peritektik sıcaklığının üzerine gerçekleşir. Peritektik sıcaklıkta yavaş soğuma ile elde edilen eritme-yönlendirme yöntemi ile elde edilmiş Y123'ün mikro yapısına bakıldığında, katı Y211 fazlarının çoklu çekirdeklenmesine bağlı olarak rastgele yönelmiş küçük taneler yerine, c -ekseni yönünde istiflenen ve ab -düzleminde genişleyen Y123 taneleri olduğu görülür. Bu taneler yönlendirilmiş taneli yapıyı oluşturan düşük açılı sınırlarla ayrılır (Salama ve Lee, 1994). YBCO süperiletkenlerindeki tane sınırları, kısa eş uyum uzunluğuna sahip olmalarından dolayı akım taşımalarında zayıf bağlantılar oluşturur (Jee vd., 2000). Tane sınırlarında oluşan bu zayıf bağlantılar ise akı akışını kısıtlayarak akı tuzaklama özelliğinin düşmesine sebep olur. Bu sorunun üstesinden gelebilmek için iyi yönlendirilmiş tane sınırları olmayan tek taneli külçe örnekler elde etmek önemli hale gelir. Bunun için üstten aşılama eritme-büyütme yöntemi [Top Seed-Melt-Growth (TSMG) Method] kullanılmaktadır (Narlikar, 2004). Bu yöntemle birlikte örneklerin tek tane

olmasının yanında yüksek J_c , yüksek kaldırma kuvveti ve yüksek tuzaklanan alan elde edilebilir.

TSMG yöntemi, yapısında gömülü ve süperiletken olmayan Y211 fazlarını içeren, tek ve büyük taneli YBCO süperiletkenlerini üretmek için etkili bir yöntemdir. TSMG yönteminde Y123 başlangıç tozu diğer eritme yöntemlerinde olduğu gibi T_p peritektik sıcaklığının üzerinde ısıtılarak gerçekleştirilir. Y123 başlangıç tozunun süperiletken olmayan Y211 ile zenginleştirilmesi ise en fazla molar %40 oranda olacak şekilde yapılır. Böylece T_p sıcaklığı değişmeden kalabilir.

TSMG yöntemi, tek taneli süperiletken kristali büyütebilmek amacıyla kristal büyütme aşamasında örneğin üstüne bir çekirdek kristali yerleştirilmesiyle gerçekleştirilen bir yöntemdir. Bu yöntemde çekirdek kristali olarak erime sıcaklığı YBCO malzemesinin erime sıcaklığından yüksek olan MgO kristali kullanılabilir. Ancak MgO kullanıldığı zaman örnek kristalinin yönelimi c -ekseni doğrultusunda değil üst yüzeye paralel halde büyür. Bunun önüne geçebilmek amacıyla Sm123 veya Nd123 kristalleri çekirdek olarak kullanılır. Sm123 veya Nd123 kristallerinin erime sıcaklıklarının Y123'ten daha yüksek olmasının yanında, Y123 ile benzer örgü parametrelerine sahiptir. Böylece üretilen YBCO örneğinin c -ekseni örnek yüzeyine dik olur (Narlikar, 2004).

Şekil 1.10'da TSMG yöntemi ile üretilmiş tek kristal bir Y123 örneğinin tane büyümesi şematize edilmiştir.



Şekil 1.10. TSMG ile üretilmiş Y123 tek kristal örneğinin tane büyümesinin şematik gösterimi (Diko vd., 2003).

Şekil 1.10'a göre YBCO kristali; (100), (010) ve (001) büyüme düzlemlerine sahip paralel yüzölçümünde büyür. Oluşan kristal farklı büyüme bölgelerine (a eksen-GS ve c eksen-GS) sahiptir. Bu bölgeler büyüme bölge sınırları ile birbirlerinden ayrılırlar. Şekil 1.10'da komşu bölgeler görülmektedir. Bilindiği gibi YBCO süperiletken sistemi anizotropik yapıya sahiptir. Dolayısıyla TSMG yönteminde *c*-ekseni doğrultusundaki büyüme *ab* düzlemine paralel büyümeye göre daha hızlıdır. Böylece örneğin üst yüzeyinde *c*-ekseni doğrultusunda yukarı doğru bir bombeleşme görülür (Diko vd., 2003).

TSMG yöntemi soğuk aşılama yöntemi ve sıcak aşılama yöntemi olmak üzere ikiye ayrılır. Soğuk aşılama yönteminde başlangıç örneğinin orta üst yüzeyine çekirdek kristali ısıtılma işleminden önce yerleştirilir. Çekirdek kristalinin ısıtılma sürecinde yüksek sıcaklıklarda eriyik malzeme ile tepkimeye girmemesi için ana malzemeden daha yüksek erime sıcaklığına sahip olması gerekir. MgO kristali çok yüksek erime sıcaklığına sahiptir. Ancak REBCO (RE: La, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Y, Ho, Er, Tm, Yb, Lu) tek kristal örnekler üretilebilmesi için çekirdek kristalinin ana malzeme ile benzer kristal yapıya sahip olması gereklidir. Bu nedenle diğerlerine oranla daha yüksek erime sıcaklığına sahip olan Nd123 veya Sm123 tek kristalleri çekirdek kristali olarak seçilir. Bu yöntemde aşılama işlemi oda sıcaklığında gerçekleştirildiği için pratik bir yöntemdir.

Sıcak aşılama yönteminde ise kısmen eritilip erime sıcaklığının altında bir noktaya kadar soğutulan REBCO başlangıç örneğinin orta üst yüzeyine çekirdek kristali dikkatli bir şekilde yerleştirilir. Bu yöntem çok daha kaliteli süperiletken külçe örnekler üretmeye izin vermesine rağmen aşılama işleminin başarılı olması için özel fırın ve beceri gerektirir. Bu nedenle soğuk aşılama yöntemine göre dezavantajlıdır (Oda vd., 2009).

1.5. Külçe Süperiletkenlerin Eklenmesi

Külçe YBCO yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin hem sıvı azot sıcaklığında süperiletken hale dönüşmeleri hem de akım taşıma kapasitelerinin diğer süperiletkenlere oranla nispeten daha yüksek olması nedeniyle mühendislik uygulamaları açısından önemli bir potansiyele sahiptir. Mühendislik uygulamalarındaki bu potansiyeli artırmak için süperiletken malzemelerin mikro yapısında var olan tane sınırlarını kaldırmak gerekir.

Çünkü bu tane sınırları akım taşıma performansını engeller. Eritme yöntemlerinden biri olan TSMG yöntemi büyük ve tek taneli süperiletken örnekler üretmede başarılı bir yöntemdir (Cardwell vd., 2002). TSMG yöntemiyle birlikte tane yarıçapı 10 cm'ye varan

süperiletkenler üretmek mümkündür. Ancak 10 cm'den daha büyük yarıçaplı örneklerin üretilmesi oldukça zor ve zaman alıcıdır. Bunlara ek olarak daha büyük taneli örneklerin etkin kritik akım yoğunluğu daha küçük örneklerle kıyasla önemli ölçüde azdır (Hopfinger vd., 2003; Shi vd.,2010; Yang vd., 2016). İyi yönlendirilmiş YBCO külçe süperiletkenler üretmek ve bu külçe süperiletken örneklerin boyutlarını artırmak amacıyla geliştirilen yöntemlerden bir tanesi de çok çekirdekli-eritme-büyütme [Multy-Seeding-Melt-Growth (MSMG)] yöntemidir. Ayrıca örnek boyutlarını artırırken üretim aşamasında geçirilen zamandan tasarruf etmek için de umut verici bir yöntemdir. Bu yöntemde büyük boyutlarda hazırlanan başlangıç örneğinin üst yüzeyine birden fazla çekirdek kristali yerleştirilir. Isıl işleminden sonra elde edilen külçe süperiletken örnek büyük tanelidir. Ancak her bir çekirdekten ayrı ayrı taneler büyüdüğünden YBCO külçelerde artık eriyik faz yakın tane sınırları arasında sıkışır ve bu ara bölgeler zayıf bağlar olarak davranırlar. Bu da süperakımın bir taneden diğerine geçişini engeller. Böylece kritik akım yoğunluğunda azalma meydana gelir (Hopfinger vd., 2003; Martins, 2006).

Tüm bu nedenlerden dolayı mühendislikteki uygulama alanlarını genişletmek amacıyla külçe YBCO süperiletkenlerini istenen boyutlarda ve istenen şekillerde elde etmek için ucuz ve kolay uygulanabilecek yöntemler gereklidir. İyi kalitede daha büyük boyutlarda külçe süperiletkenler elde etmenin bir diğer yolu da küçük boyutlardaki örneklerin birbirine eklenmesi yöntemidir. Bazı durumlarda ekleme yöntemleri süperiletkenlerin teknolojideki yaygın kullanımını engelleyen sınırlamalara yol açabilir. Süperiletken olamayan ayrılmış fazlar ekleme ara yüzlerinde birikebilirler ve ek bölgesinde örnekler arasındaki temas problemlerinden dolayı boşluklar görülebilmektedir. Bu da ek boyunca süperakım geçişini engelleyen zayıf bağlantı davranışını destekler. Bunun yanında ana malzemenin örgü parametreleri ile ekin örgü parametreleri arasındaki uyumsuzluklar da çatlaklara neden olabilmektedir. Bu nedenle ekleme bölgelerindeki süperiletkenlik özellikleri ana malzemelerinkine karşılaştırılabilir olmalıdır (Puig vd., 2001; Chen vd., 2002; Zeisberger vd., 2005)

Temelde doğrudan ve kaynak malzemeli olmak üzere iki çeşit ekleme yöntemi kullanılmaktadır. Doğrudan ekleme yöntemi birden fazla tek kristal külçe süperiletkenin birleştirilecek yüzeyler arasına ek malzeme koymaksızın ekleme işleminin gerçekleştirildiği bir yöntemdir. Bu amaçla Salama ve arkadaşları (1992) katı bir difüzyon işlemi ile iki parlak yüzeyi birleştirmek için tek eksenli bir basınç ve 930 °C'nin altında bir sıcaklık kullanarak doğrudan ekleme işlemini denediler. Ancak ekleme yöntemleri iki süperiletken yüzeyin

mükemmel temasına dayanır. Dolayısıyla ekleme işlemi yapılabilmesine rağmen eklenen örnekler iyi temas etmediğinden kaliteli bir ek elde edilemedi. Yine başka bir doğrudan ekleme yönteminde sabit basınç altında birleştirilecek olan YBCO kristalleri peritektik sıcaklığa kadar ısıtılarak süperiletken fazdan BaCuO sıvı fazı ayrıştırılır. Yavaş soğuma sırasında sıvı faz katılarak YBCO kristallerinin birbirine kaynaması sağlanır (Cardwell vd., 2002; Shi vd., 2010). Ancak ısıtılma sırasında açığa çıkan sıvı faz ek bölgesinde zayıf bağ gibi davrandığından başarılı bir ek oluşturulamadı.

Kaynak malzemeli ekleme yöntemi ise iki tek kristal külçe süperiletkenlerin parlatılmış yüzeylerinin arasına erime sıcaklığı nispeten daha düşük olan bir ek kaynak malzemesinin yerleştirilmesiyle gerçekleştirilen ekleme yöntemidir. Kaynak malzemesi kullanılarak yapılan ekleme işleminin kalitesi eklenecek olan YBCO tek kristalleri ile BaCuO sıvı faz arasındaki ilişkiye bağlıdır. Bu eriyik peritektik sıcaklığın altında bir sıcaklıkta YBCO örneği ile kaynak malzemesinin birleşmesini mümkün kılar. Ancak ara yüzeyde süperiletken olmayan bileşenler kalabilir. İki YBCO tek kristalini eklemek için genellikle kaynak malzemesi olarak hafif nadir toprak elementleri ile elde edilen LREBCO (LRE: Ho, Er, Tm, Yb) malzemeleri kullanılır. Bu bileşiklerin kaynak malzemesi olarak kullanılmalarının sebebi peritektik sıcaklıklarının (900-990 °C) YBCO bileşiğine oranla daha düşük olmasıdır. Aynı zamanda benzer örgü yapısına sahip olduklarından dolayı uygun şekilde iyi yönelmiş süperiletken bağlantılar oluşur (Krabbes vd., 2006; Noudem vd., 2001; Iida vd., 2002). Belirtilen LREBCO süperiletkenleri yaklaşık 1 mm kalınlığında kesilerek iki YBCO süperiletkeni arasına yerleştirilir ve ek malzemesinin erime sıcaklığına yakın bir sıcaklığa kadar ısıtılır. Daha sonra 0,5-2 °C/s hızında çok yavaş soğutulularak ekleme işlemi tamamlanmış olur (Prihna vd., 2003).

Ag katkılı YBCO bileşiği (YBCO/Ag), katkısız YBCO süperiletkenlere göre en fazla 40 °C daha düşük erime sıcaklığına sahiptir ve kristal yapısı YBCO matrisinin kristal yapısı ile oldukça uyumludur. Bu nedenle kaynak malzemesi olarak iyi bir seçimdir. Gerçekten de YBCO ve REBCO (RE: Ho, Er, Tm, Yb) süperiletkenlerinin örgü parametreleri arasındaki fark ek bölgesinde gerilmelere ve böylece çatlakların oluşmasına neden olur. Bu problem kaynak malzemesi yerine Ag katkılı YBCO malzemesi kullanılarak aşılabilir. Ag, ek bölgesinde oluşabilecek zayıf bağlantı etkilerini azaltarak taneler arası boşlukları doldurur. Aynı zamanda Ag katkılı YBCO süperiletkenlerinin yapısında bulunan Ag parçacıklarının dağılımı c-ekseni yönünde mikro çatlakların oluşumunu azaltır ve mekanik dayanıklılık sağlar. Y211 parçacıkları, CuO ve Ba açısından zengin fazlar gibi süperiletken olmayan

yapılar da ek bölgesinin kalitesini olumsuz yönde etkileyen etmenlerdendir. İkincil fazların varlığı süperakımlar için bariyer gibi davranır ve ekin kalitesini etkiler. Ag katkısı eklenen süperiletken taneler arasında iletken yollar sağlayarak süperakım önündeki engeli kaldırarak kritik akım yoğunluğunu (J_c) önemli ölçüde artırır (Diko vd., 2001; Puig vd., 2001; Hopfinger vd., 2003; Altıncök vd., 2013; Rani vd., 2013; Metin ve Tepe, 2017; Congreve vd., 2019). Böylece Ag katkısı ile süperiletkenlik özelliklerini bozmadan, elektriksel ve mekaniksel özellikleri iyileştirilmiş başarılı bir ek yapılmış olur.

1.6. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Büyük ve tek taneli külçe örnekler şeklinde üretilen HTS malzemeler yüksek akım taşıma kapasitelerine sahip olma ve şimdiye kadar kaydedilmiş en büyük manyetik alanları üretme potansiyeline sahiptirler. Süperiletken malzemeler, DC veya AC kablolar, akım sınırlayıcılar veya elektrik motorları gibi çeşitli teknik uygulamalarda günümüzde kullanılmaktadır ve özellikle HTS örnekler büyük ilgi görmektedir (Heilmann vd., 2013). Teknolojik açıdan önemli olan bu malzemeler, tuzaklanan alan mıknatısları [Trapped Field Magnets (TFM)], volan enerji depolama, manyetik ayırma ve kompakt motorlar ve jeneratörler dâhil olmak üzere çok çeşitli mühendislik uygulamalarında kullanılabilirler. Yüksek alan tuzaklama kapasitesine sahip külçe süperiletkenler, düşük sıcaklıklara soğutulduklarında, birkaç tesla manyetik alan üreten süper güçlü ve kararlı kalıcı mıknatıslar olarak kullanılabilir. Neodimyum (Nd-Fe-B) mıknatıslar gibi geleneksel kalıcı mıknatıslar ile karşılaştırıldıklarında, benzersiz güç yoğunluklarına sahip kompakt ve enerji verimli elektrikli makineler, taşınabilir manyetik rezonans görüntüleme (MRI) ve nükleer manyetik rezonans (NMR) sistemleri dahil olmak üzere yüksek manyetik alanlara dayanabilen bir dizi mühendislik uygulaması için külçe süperiletkenler tercih edilir. Aynı zamanda manyetik ayırma veya manyetik ilaç dağıtım sistemlerinde [Magnetic Drug Delivery Systems (MDDS)] malzemenin manyetizmasından yararlanılarak kimyasal ve fiziksel süreçleri kontrol etmek için de yüksek manyetik alanlara ihtiyaç duyulmaktadır. Tek taneli külçe süperiletkenler geleneksel kalıcı mıknatıslardan farklı olarak örnek hacmi ile ölçeklenmektedir. Yani tek tane ne kadar büyükse akım taşıma yeteneği o kadar yüksek olur ve böylece malzemenin tuzaklayabileceği alan da o kadar büyük olur (Congreve vd., 2017; Sheng vd., 2017; Ainslie ve Fujishiro, 2020; Namburi vd., 2021). Bu nedenle bu tür uygulamalarda büyük tek taneli örneklerin kullanımı önemlidir.

Bizmut tabanlı Bi-Sr-Ca-Cu-O (BSCCO), talyum tabanlı Tl-Ba-Ca-Cu-O (TBCCO) ve nadir toprak tabanlı baryum kuprat olan RE-Ba-Cu-O (REBCO; RE: nadir toprak elementi veya Y) süperiletkenleri HTS örneklerin uygulamalarına yönelik aday malzemeler arasında gösterilebilir. Bizmut tabanlı bileşiklerin uygulanan manyetik alanlara duyarlı olması ve Talyum tabanlı bileşiklerin toksik olması nedeniyle büyük ve tek taneler şeklinde üretilen REBCO bileşikleri mühendislik uygulamaları için daha çok tercih edilirler (Withnell vd., 2005). REBCO bileşiği ile benzer kristal yapıya sahip olan YBCO külçe süperiletkenleri 77 K sıcaklığında yüksek manyetik alan tuzaklayabilirler, yüksek J_c değerlerine sahiptirler ve aynı zamanda üretim maliyeti düşük olup kolay bir şekilde elde edilebilirler. Bu sebeplerden dolayı da külçe YBCO süperiletkenleri diğerlerine oranla teknolojik uygulamalarda daha çok tercih edilmektedirler. Taneli yapıda olan külçe YBCO süperiletkenlerin akım taşıma kapasiteleri, tane sınırlarında oluşan zayıf bağlantı, malzeme yapısındaki boşluklar ve diğer makro kusurların varlığı nedeniyle yüksek oranda sınırlandırılır.

Katıhal tepkime yöntemi ile üretilen YBCO külçe süperiletkenleri çok taneli bir yapıya sahip olduklarından tane sınırlarında meydana gelen zayıf bağlar süperakımın akışını önemli ölçüde azaltır. Bu da tuzaklanan manyetik alanın büyüklüğünde azalmaya neden olur. Akım taşıma kapasitesini ve dolayısıyla tuzaklanan manyetik alan miktarını artırabilmek için tane sınırı sorununun üstesinden gelmek gerekir. Sonuç olarak, bu malzemeler yalnızca büyük ve tek taneler şeklinde üretilbildiğinde pratik uygulamalar için faydalı hale gelir. Bu nedenle büyük taneli YBCO külçe süperiletken üretebilmek amacıyla eritme yöntemleri geliştirildi. Eritme yöntemleri ile katıhal tepkime yöntemine göre daha büyük taneli örnekler üretilbildiği gibi bu yöntemle de yine farklı yönelimlere sahip çok kristalli bir yapı oluşabilmektedir. Bu nedenle ana malzeme ile benzer yapıya ve daha yüksek erime sıcaklığına sahip tek kristal bir çekirdek malzemesi kullanılarak yönlendirmeli büyütme yöntemleri geliştirildi. Yönlendirmeli büyütme yöntemlerinde, çekirdek kristalinin varlığında yavaş ve kontrollü soğuma ile tek taneli büyük kristalin büyümesi sağlanır (Congreve vd., 2019). 1000 – 1080 °C arasındaki bir sıcaklıkta bir katı ile bir sıvı fazın birleşerek tekrar katı bir faz oluşturduğu peritektik reaksiyonlara dayanan eritme yöntemlerinden TSMG yöntemi 77 K’de 10.000 A/cm²’yi aşan J_c değerlerine sahip tek taneli süperiletkenlerin üretiminde en pratik ve başarılı sonuçlar veren yöntem olarak kullanılmaktadır (Murakami, 1992; Geya vd., 1993; Congreve vd., 2019; Namburi vd., 2021). TSMG yöntemi başlangıç tozlarından oluşan bir tabletin peritektik sıcaklığın üzerine

ısıtılması ile Y123 fazının Y211 katı fazı ve Ba–Cu–O sıvı fazına ayrışmasını içeren bir yöntemdir. TSMG yönteminde tek bir çekirdek kristali kullanılarak büyütme yapıldığından elde edilen tek kristalin büyüklüğü belli bir değeri aşmamaktadır. Bu yüzden daha büyük boyutlara sahip örneklerde birden fazla çekirdeğin kullanılarak büyütme işleminin yapıldığı çok çekirdekli eritme büyütme [Multy-Seeding Melt-Growth (MSMG)] yöntemi geliştirildi. MSMG yönteminde büyük taneli örnekler üretilebilmesine rağmen taneler arasında oluşan tane sınırları zayıf bağ gibi davranırlar. Eritme yöntemleri ile üretilen örneklerde gözenekler gibi makro kusurların varlığı, safsızlıkların homojen dağılmaması ve büyüme sırasında sıvı fazın akarak örnek boyutunda küçülmeye sebep olması gibi olumsuzlukların üstesinden gelmek amacıyla ilk olarak Chen ve arkadaşları (1994) tarafından sızarak büyütme [Infiltration Growth (IG)] yöntemi geliştirildi (Naik vd., 2018). IG yöntemi ile birlikte kalıntı sıvı faz olmaksızın yaklaşık 30 mm uzunluğunda tek taneli Y123 yapısının ve geleneksel eritme yöntemlerine göre daha homojen bir Y211 dağılımının elde edilebileceği görüldü. Takip eden yıllarda ise üstten aşılmalı sızarak büyütme [Top Seeded Infiltration Growth (TSIG)] ve tampon destekli üstten aşılmalı eritme büyütme [Buffer-assisted Top-seeded Melt Growth (BA-TSMG)] yöntemleri geliştirildi. Bu kristal büyütme yöntemleri ile de kaliteli sonuçlar elde edilmektedir (Li vd., 2015; Tang vd., 2016; Congreve vd., 2017; Das vd., 2017; Namburi vd., 2021; Miryala ve Murakami, 2021).

Külçe süperiletkenlerde tuzaklanan manyetik alanın büyüklüğü, J_c ve süperiletkenin hacmi ile orantılıdır (Nakamura vd., 2007). Farklı mühendislik uygulamalarında kullanılmak üzere çeşitli şekil ve boyutlarda büyük süperiletken üretimi gerekmektedir. Mevcut üretim yöntemleri ile yüksek kalitede çeşitli şekillerde büyük örnek üretimi yapılamamaktadır. Büyük külçe süperiletken üretmeye yönelik potansiyel bir yaklaşım, birden fazla tek taneli külçe örnekleri uygun ekleme yöntemleri ile birleştirmektir. Bu aynı zamanda NMR, volanlar ve motorlar dâhil olmak üzere birçok uygulama için gerekli olan ihtiyacı da karşılar niteliktedir (Chen vd., 2002; Wei vd., 2010; Congreve vd., 2021).

Literatürden de bilindiği üzere külçe süperiletken örnekleri birleştirmek amacıyla doğrudan ekleme ve kaynak malzemeli ekleme olmak üzere iki tür ekleme yöntemi kullanılmaktadır (Shi vd., 2010). Salama ve arkadaşları (1992) iki REBCO külçe süperiletkenini statik bir basınç kullanarak doğrudan ekleme yöntemi ile birleştirdiler ve tek bir külçeninkine benzer J_c davranışı gösterdiğini gördüler. Ekleme sırasında eklenecek olan örneklerin ara yüzeylerinin daha kesintisiz bir şekilde birleştirilmesi amacıyla kaynak malzemeli ekleme yöntemi geliştirildi. Bu yöntemle, Hopfinger ve arkadaşları (2003) tek bir

YBCO örneğinden kesilen iki parçayı eritme yöntemleri ile üretilmiş Ag katkılı YBCO örneği ile tekrar birleştirdiler. Daha sonraları ise Iida ve arkadaşları (2004) tarafından iki farklı TSMG YBCO örnekleri sinterlenmiş Ag katkılı YBCO kaynak malzemesini kullanarak başarılı bir şekilde eklendi ve tuzaklanan alan ölçümü sonucunda tek bir tepe elde edildiği görüldü. Başarılı bir birleştirme işlemi için kaynak malzemesinin kalitesi ve dayanıklılığı önemlidir. Ekleme işleminin kalitesi ise ek bölgesinde sıvı faz birikimlerinin ve boşlukların bulunmaması ile bağlantılıdır. Ek bölgesindeki kusurların varlığı, sınırlar boyunca süperakım akışını engellediği için kaynak malzemeli külçelerin performansını belirler. Ayrıca süperiletkenin örgü parametreleri ile kaynak malzemesi arasındaki uyumsuzluk da ana matriste çatlakların oluşmasına neden olur (Iida vd., 2003; Çakır ve Aydiner, 2017).

Belirgin bir şekilde, Y211 parçacıklarının hem dağılımı hem de boyutu YBCO tek taneciklerinin süperiletken özelliklerinin kontrolünde ve geliştirilmesinde önemli bir rol oynadığı bilinmektedir (Rotta vd., 2019). Artık fazların birikebileceği ek bölgesinde 211 boyutunun inceltmesi ile ara yüzeyde sınır boşlukları olmaz ve ek bölgesinde J_c değeri kesintiye uğramaz (Noudem vd., 2001). Aynı zamanda kaynak malzemesine yapılan Ag katkısı malzemenin erime sıcaklığını düşürdüğü için ek yapımını kolaylaştırmakta ve çatlak oluşumunu engellemektedir. Ag katkılı kaynak malzemesi ile eklenen örnekler tek tane örneklerle karşılaştırılabilir bir tuzaklanan alan davranışı sergilemektedir. Bu nedenle, kaynak malzemesi olarak Ag katkılı YBCO tabakası ve Ag folyoları kullanılmaktadır (Iida vd., 2004; Jarvis vd., 2006; Sefcikova vd., 2008; Wei vd., 2010; Bartolome vd., 2010; Congreve vd., 2021).

Halka şeklindeki bir REBCO külçe süperiletkeni NMR spektrometreleri ve MRI ekipmanı gibi pratik uygulamalar için kullanışlıdır. Halka şeklindeki külçe süperiletkenler, hem NMR ve MRI sistemlerinin performansını iyileştirmek hem de kompakt ve kriyojen (soğutucu madde) içermeyen bir tasarıma izin vermek için kullanılabilecek oldukça düzgün ve yüksek manyetik alanlar sağlayabilir (Shi vd., 2010; Fujishiro vd., 2019; Ainslie ve Fujishiro, 2020). Nakamura ve arkadaşları 2007 yılında yeni bir tip NMR mıknatısı tasarlayarak halka şeklinde tek kristal SmBCO külçe süperiletkenlerini ekleme işlemi yapmadan üst üste istifleyerek tuzaklanan alanı başarılı bir şekilde ölçtüler ve muhtemelen ekleme işlemi olmadığı için tuzaklanan alan davranışında dalgalanmalar gözlemlediler. Shi ve arkadaşları (2010) ise ilk kez halka şeklindeki 3 tane YBCO külçe süperiletkenini üst üste istifleyerek doğrudan ekleme işlemi yaptılar bir selenoidin ürettiğine benzer bir tuzaklanan

alan davranışı gözlemler. Ayrıca elde edilen silindirin yüksekliği arttıkça düzgün tuzaklanan alan bölgesinin aralığının da artacağını buldular. Bu da birleşik tek tane YBCO halka süperiletkenlerinin NMR ve 77 K'deki diğer uygulamalar için önemli bir potansiyele sahip olduğunu göstermektedir. 2011 yılında rapor edilen halka şeklindeki EuBCO külçeleri kullanılarak geliştirilen MRI sistemi ile birlikte ilk kez bir deney faresinin fetüsünün 3 boyutlu net bir görüntüsü elde edildi (Ogawa vd., 2011).

Halka şekilli süperiletkenler alan zırhı uygulamalarında da manyetik kalkan olarak kullanılabilirler. Artan bir dış alan altında akı hatlarının güçlü bir şekilde sabitlenmesi süperiletkenin çevresinde koruyucu akımlara yol açar ve orta kısımda akıdan bağımsız bir bölge bırakır. Süperiletken içi boş halka şeklinde bir geometriye sahipse, örneğin merkezine erişilebilir ve bu kısım manyetik alanın güçlü bir şekilde zayıflatıldığı bir bölgeye karşılık gelir. Böylece çok verimli bir manyetik kalkan oluşur. Hassas elektronik cihazlarda çevre gürültüsünü ve arka plan parazitini önleyebilen süperiletken kalkanların geleneksel ferromanyetik kalkanlara göre özellikle yüksek manyetik alan genliklerinin korunması, hafif yapılar oluşturma olasılığı, büyük manyetik alan zayıflamaları ve yakındaki manyetik alanın bozulmaması için belirli bir manyetik alanı koruyan cihazların oluşturulması gibi üstün tarafları vardır (Hogan vd., 2017; Peng vd., 2021).

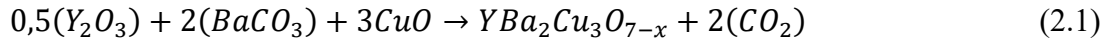
Külçe şeklindeki bir süperiletkene halka şeklini vermek oldukça zor bir işlemdir. HTS külçe süperiletkenler sert bir yapıya sahip olduklarından dolayı CNC matkap süperiletken külçe örneği parçalayabilmektedir. Lazer ile kesim yönteminde ise örnek yüksekliğinin fazla olmasında dolayı örneğin tamamının delinmesi imkânsız hale gelmektedir. Çatlak oluşumunu en aza indirmek için genellikle su jeti ile kesme sistemi kullanılmaktadır. Bu teknik, su jetinin malzeme içindeki bir çatlak ile karşılaşılması koşuluyla temiz ve doğru bir kesim sağlar. Aynı zamanda su jeti uygulaması kısa sürede yapıldığından zamandan tasarruf sağlanır ve su ile süperiletken malzeme herhangi bir kimyasal reaksiyona girmedikçe malzemenin yapısı bozulmaz (Withnell vd. 2005).

Bu nedenlerden dolayı bu tez çalışmasında teknolojik uygulamalarda kullanılmak üzere sabit eksensel bir manyetik alan üretebilmek için TSMG yöntemi ile üretilen, istiflenmiş YBCO tek kristal külçeler üzerinden akımın hiçbir kesintiye uğramadan akabildiği, eritme yöntemleri ile üretilmiş $Y_{1-x}Ba_xCuO_{7-\delta}$ ($x=0.1, 0.2, 0.3$) $Y_{1-x}Ba_xCuO_{7-\delta}$ bileşiminde YBCO süperiletken ekler yapılması ve eklenen örneklerin su jeti ile halka haline getirilerek, su jetinin ek bölgesi üzerindeki yapısal ve fiziksel etkilerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

2.1. YBa₂Cu₃O_{7-x} Bileşiğinin Hazırlanması

YBa₂Cu₃O_{7-x} (Y123) başlangıç bileşiğini elde etmek için Y₂O₃, BaCO₃ ve CuO toz bileşiklerinin miktarları



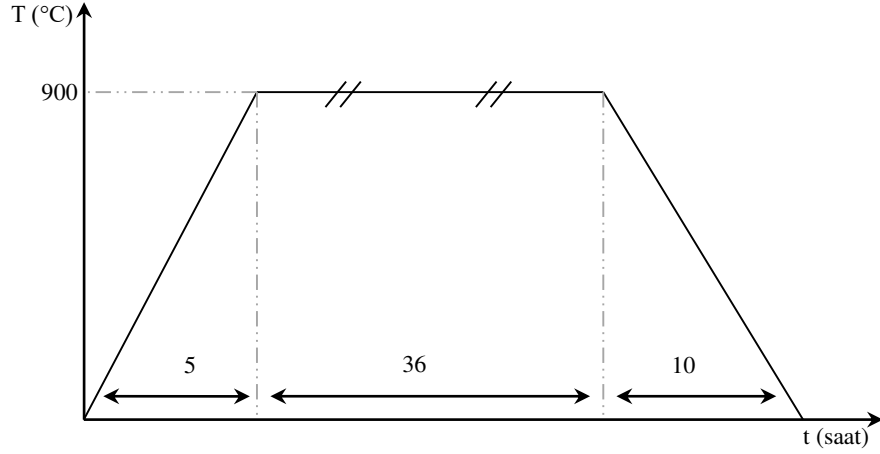
kimyasal tepkimesi ile belirlendi. Y₂O₃, BaCO₃ ve CuO toz bileşiklerinin molekül ağırlıkları ve saflık dereceleri Tablo 2.1' de görülmektedir.

Tablo 2.1. Y123 bileşiği için kullanılan toz bileşikler ve miktarları

Tozun Adı	Sembolü	Saflık Derecesi (%)	Molekül Ağırlığı (a.u)
İtriyum Oksit	Y ₂ O ₃	99,99	225,81
Baryum Karbonat	BaCO ₃	99,999	197,35
Bakır Oksit	CuO	99,99	79,54

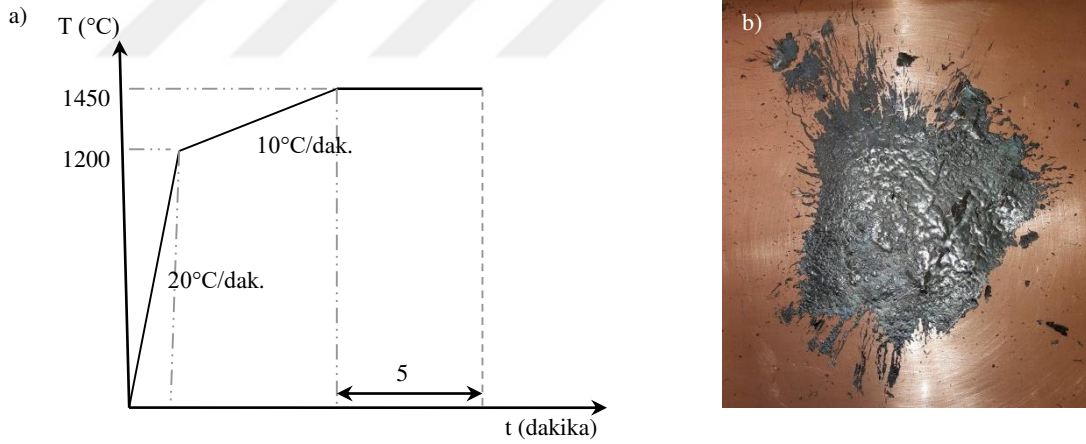
Miktarları belirlenen başlangıç tozları *Retsch* marka öğütme aletinde 15 dakika boyunca öğütüldü. Bu işlem sonrasında toz karışım alümina pota içerisinde *KSL-1700X-A2 MTI* marka kare fırında Şekil 2.1'deki kalsinasyon ısı işlem şeması uygulanarak 36 saat boyunca kalsine edildi. Kalsinasyon süresince eşit süre aralıklı her biri 15 dakikalık iki ara öğütme yapıldı. Kalsinasyon işlemi bittikten sonra elde edilen toz karışım tekrar 15 dakika süreyle öğütüldü. Böylece ilk termo-kimyasal işlem olan kalsinasyon işlemi sonrasında homojen Y123 tozu elde edilmiş oldu.

Kalsinasyon işleminden sonra elde edilen yeşil renkteki tozlar platin (*Pt*) pota içerisindeyken kare fırına yerleştirildi ve Şekil 2.2 (a)'daki ısı işlem uygulanarak 1450 °C'ye kadar ısıtıldı.



Şekil 2.1. Y123 başlangıç tozu için kalsinasyon işlem şeması

1450 °C’de erimiş halde bulunan karışım 5 dakika bu sıcaklıkta bekletildikten sonra hızlı bir şekilde soğuması için bakır bir levha üzerine döküldü ve sonrasında erimiş malzemenin üzerine başka bir bakır levha ile bastırıldı. Bu işlemle birlikte Şekil 2.2 (b)’de gösterildiği gibi elde edilen plakalar elde bir süre ezildikten sonra 15 dakika öğütüldü.



Şekil 2.2. (a) Y123 toz karışımı için eritme ısıl işlem şeması, (b) Bakır plaka ile hızlı soğutulmuş Y123

2.2. Y_2BaCuO_5 Bileşiğinin Hazırlanması

Y123 matrisi yapısındaki süperiletken olmayan Y_2BaCuO_5 (Y211) parçacıklarının varlığı ve homojen dağılımı, akı çivileme kuvvetini önemli ölçüde artırır ve bu tür külçe süperiletkenler yüksek kritik akım sergilerler. Aynı zamanda malzeme içerisine Y211 eklenmesi YBCO tek tanesinin mekanik özelliklerinin daha iyi olmasını sağlar (Koblischka

vd., 1999; Jezowski vd., 2000; Cloots vd., 2005; Zhai vd., 2014; Namburi vd., 2016). Sıvı faz kaybının da azalmasına yardımcı olan Y211 parçacıklarını elde etmek amacıyla



kimyasal tepkimesi yardımıyla Y211 toz karışımı hazırlandı ve Şekil 2.1'deki kalsinasyon işlem şeması kullanıldı. Etkin çivileme merkezlerinin oluşabilmesi için Y211 parçacık boyutlarının küçük olması gerektiğinden öğütme sürelerinin her biri 45'er dakika olacak şekilde uygulandı.

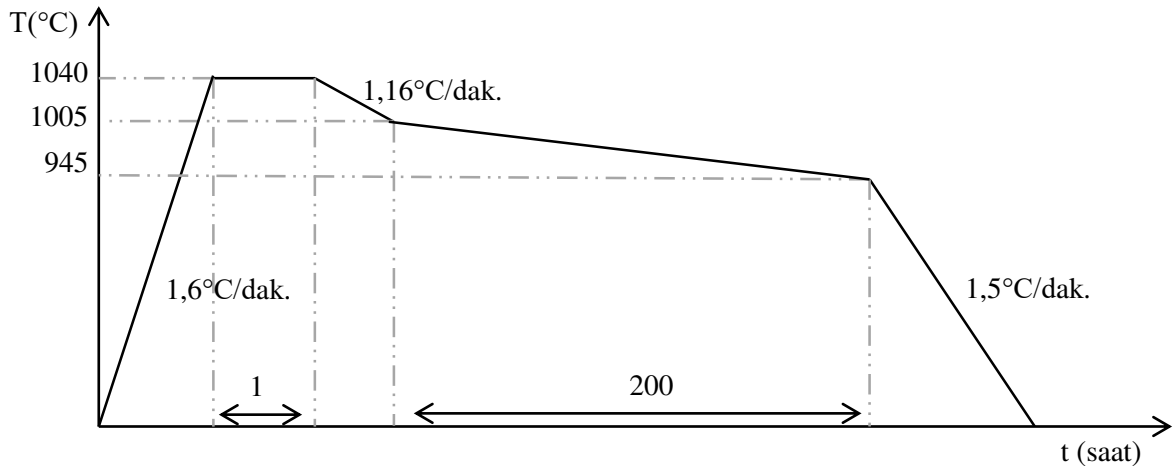
2.3. TSMG Yöntemi ile Y123 + % x (x = 20, 25, 30) Y211 Örneklerinin Üretimi

Y123 + % x (x = 20, 25, 30) Y211 örneklerinin üretilmesi amacıyla Y123 ve Y211 tozlarından uygun oranlarda toplamda 14 gr tartılarak 10 ton basınç altında 20 mm çapında tabletler basıldı. Hazırlanan örneklerin c-ekseni boyunca yönlendirilerek büyümesi için örneklerin üst yüzey merkezine NdBCO (Nd123) çekirdeği yerleştirildi ve Şekil 2.3'te verilen ısı şemasındaki kristal büyütme işlemi uygulanarak maksimum 1040 °C'de örneklerin üretilmesi sağlandı.

Farklı Y211 oranları dikkate alınarak her bir gruptan 8'er tane olacak şekilde hazırlanan ve üretimi tamamlanan ana örneklerin bileşimsel kompozisyonlarına göre isimlendirmesi Tablo 2.2'de verildiği gibidir.

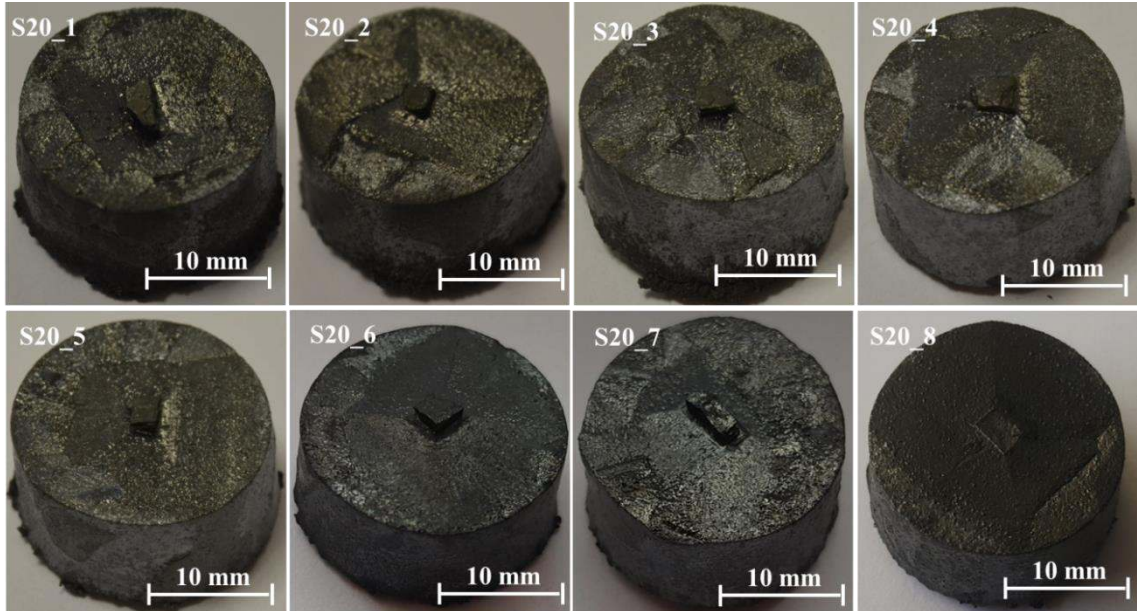
Tablo 2.2. Üretilen ana örneklerin isimleri

Bileşimsel Kompozisyon	Örnek İsmi
Y123 + %20Y211	S20_1-8
Y123 + %25Y211	S25_1-8
Y123 + %30Y211	S30_1-8

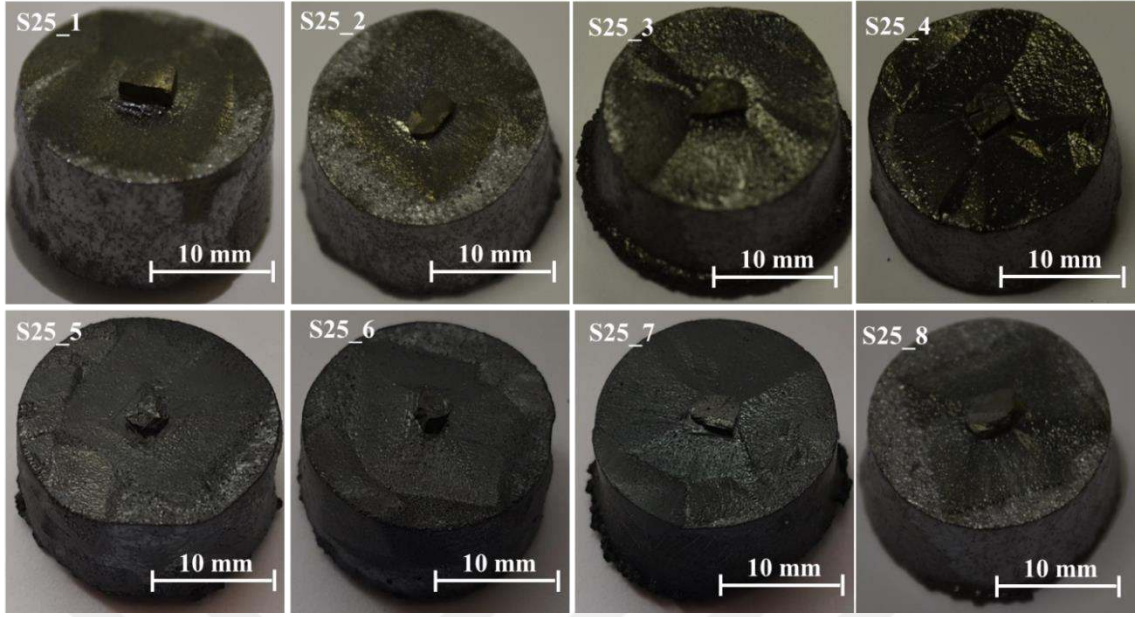


Şekil 2.3. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x = 20, 25, 30) Y211 örneklerinin kristal büyütme ısıtma işlem şeması

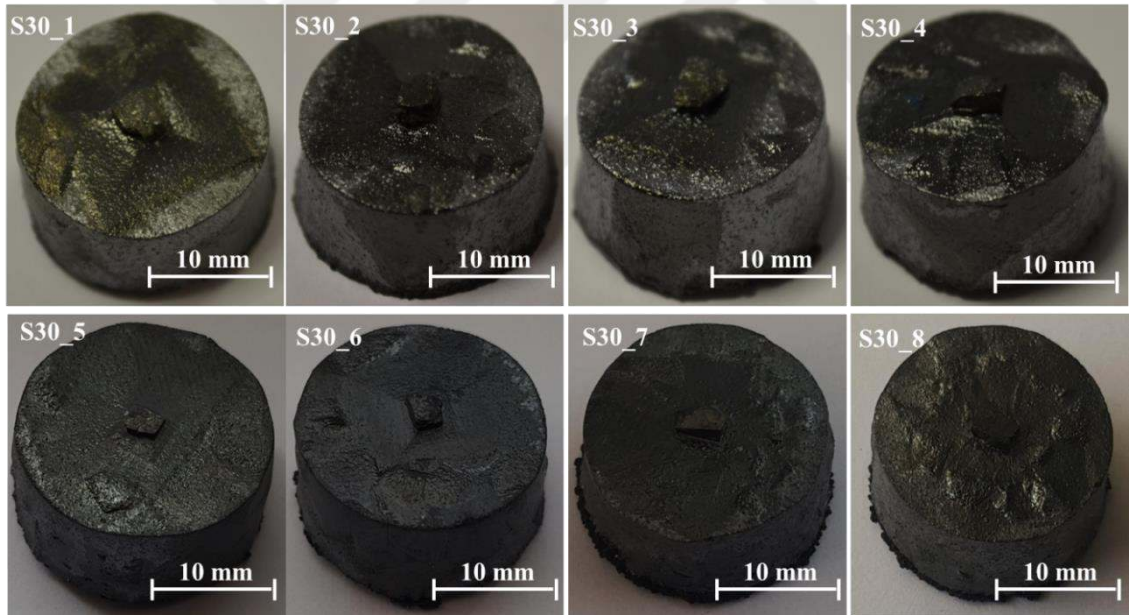
Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 örneklerinin üst yüzeyinden çekilen fotoğraflar sırasıyla Şekil 2.4, Şekil 2.5 ve Şekil 2.6'da görülmektedir. TSMG yöntemiyle üretilen YBCO örneği anizotropik yapıya sahiptir ve *c*-ekseni yönündeki kristal büyüme hızı diğer eksenlere oranla daha fazladır. Bu nedenle çekirdeğin bulunduğu noktadan tepe şeklinde bir sivrilme oluşur (Diko vd., 2003).



Şekil 2.4. Y123 + %20Y211 örnekleri



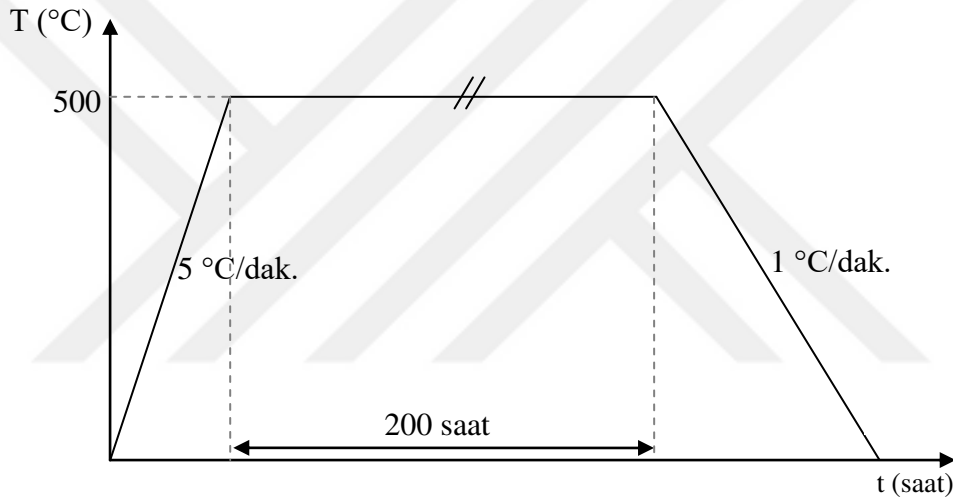
Şekil 2.5. Y123 + %25Y211 örnekleri



Şekil 2.6. Y123 + %30Y211 örnekleri

YBCO külçe süperiletkeni için oksijen içeriğinin miktarı bu külçelerin süperiletkenlik özellikleri açısından önemlidir. YBCO'nun normal durum elektriksel direnci oksijen miktarına duyarlıdır ve oksijen miktarı azaldıkça elektriksel direnç artar. Aynı zamanda üretilen YBCO matrisinin tetragonal yapıdan ortorombik yapıya geçebilmesi için yapısındaki oksijen miktarının artırılması gerekir. Bilindiği üzere

$\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ 'deki $x < 0,5$ iken yapı ortorombik $x \geq 0,5$ iken yapı tetragonal'dir. YBCO ortorombik yapıda ise süperiletkenlik özelliği gösterir. YBCO malzemelerinin iyi bir süperiletken performansı sergilemesi için $400\text{ }^\circ\text{C}$ civarında uzun süreli oksijen alımına ihtiyacı vardır. Ancak malzemenin tamamının oksijen alabilmesi ve ek olarak yapı içinde oluşan mikro çatlakların giderilmesi için oksijenle tavlama sıcaklığı $500\text{--}800\text{ }^\circ\text{C}$ olarak düzenlenebilir (Zhang vd., 2002; Cardwell ve Ginley, 2003; Zheng vd., 2003; Diko vd., 2008). Bu nedenlerden dolayı kristal büyütme işleminden sonra üretilen örnekler Şekil 2.7'deki ısıtım işlem şeması kullanılarak 200 saat boyunca 300 ml/dak. hızla akan oksijen gazı atmosferinde tavlandı.



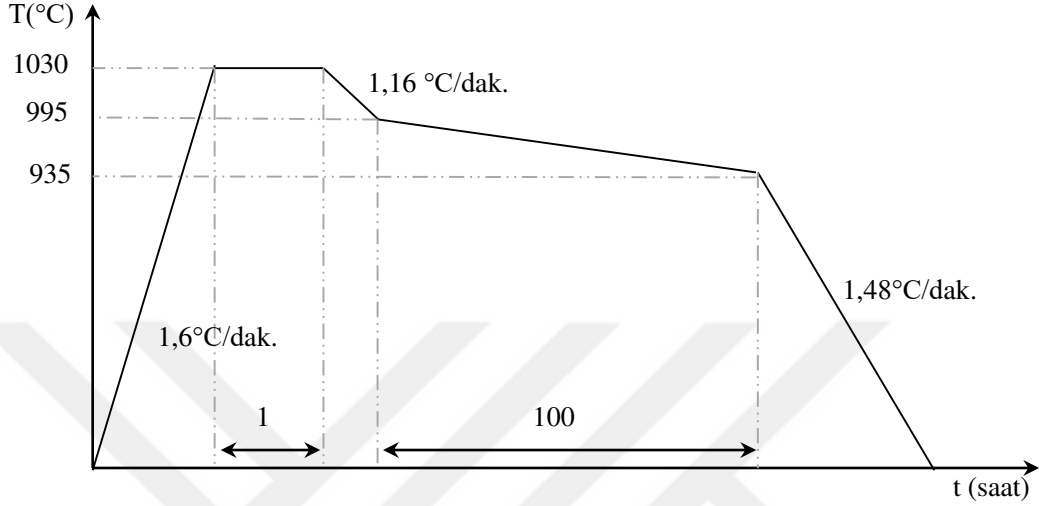
Şekil 2.7. YBCO örnekleri için oksijenle tavlama işleminin ısıtım şeması

2.4. MPMG Yöntemi ile $\text{Y123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $\text{Y211} + \%20\text{Ag}_2\text{O}$ Ekleme Örneklerinin Üretimi

Y123 malzemesine yapılan Ag_2O katkısının oranı $\% 15\text{--}20$ aralığında iken malzemenin mekaniksel ve elektriksel özellikleri gelişir. Aynı zamanda Ag_2O katkısı ile birlikte daha iyi bir tane yönelimi elde edilir. Bahsedilen bu oranların dışındaki değerlerde Ag katkılanması yapıldığında ise süperiletkenlik özelliklerinin kötüleştiği görülür (Ateş ve Yanmaz, 1998).

Bu nedenle ek malzemesi olarak kullanılacak olan eritme yöntemlerinden eritme-toz eritme-büyütme [Melt-Powder Melt-Growth (MPMG)] yöntemi ile $\text{Y123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $\text{Y211} + \%20\text{Ag}_2\text{O}$ örneklerinin üretilmesi amacıyla uygun miktarlarda Y123, Y211 ve Ag_2O tozlarından toplamda 10 gr tartılarak 10 ton basınç altında 20 mm çapında tabletler

basıldı. Şekil 2.8’de verilen ısıtım işlem şemasındaki gibi 1030 °C’ye ısıtılarak, bu sıcaklıkta 1 saat beklenilmesinin ardından hızlı bir şekilde 995 °C’ye soğutuldu ve 995-935 °C arasında yavaş bir şekilde soğutulurak kristal büyütme işlemi yapıldı.



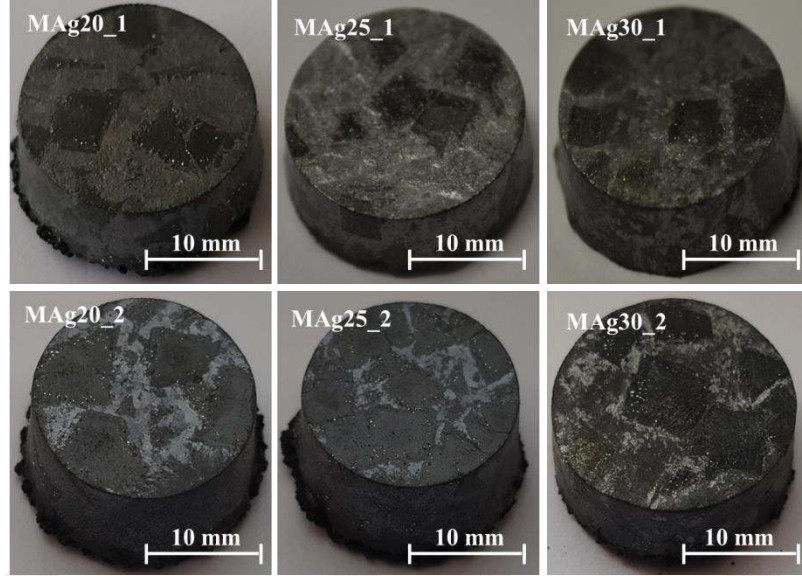
Şekil 2.8. MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O örneklerinin kristal büyütme ısıtım işlem şeması

MPMG yöntemi ile üretimi tamamlanan ekleme örneklerin bileşimsel kompozisyonlarına göre isimlendirmesi Tablo 2.3’te verildiği gibidir.

Tablo 2.3. MPMG yöntemi ile üretilen ekleme örneklerin isimleri

Bileşimsel Kompozisyon	Örnek İsmi
Y123 + %20Y211 + %20Ag ₂ O	MAg20_1 ve MAg20_2
Y123 + %25Y211 + %20Ag ₂ O	MAg25_1 ve MAg25_2
Y123 + %30Y211 + %20Ag ₂ O	MAg30_1 ve MAg30_2

MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O örneklerinin fotoğrafları Şekil 2.9’daki gibidir.



Şekil 2.9. MPMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $Y_{211} + \%20Ag_2O$ örnekleri

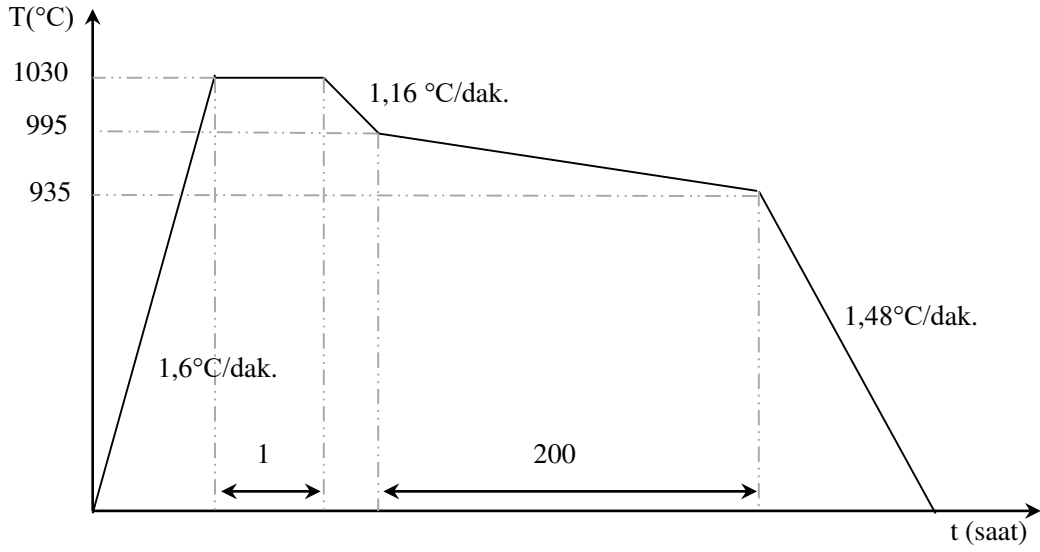
2.5. TSMG Yöntemi ile $Y_{123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $Y_{211} + \%20Ag_2O$ Ekleme Örneklerinin Üretimi

TSMG yöntemi ile $Y_{123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerinin üretilmesi amacıyla uygun miktarlarda Y_{123} , Y_{211} ve Ag_2O tozlarından toplamda 10 gr tartılarak 10 ton basınç altında 20 mm çapında tabletler basıldı. Basılan örneğin c -ekseni boyunca yönlendirilerek büyümesi için örneğin üst yüzey merkezine Nd_{123} çekirdeği yerleştirildi. Şekil 2.10'da verilen ısıtım işlem şeması uygulanarak kristal büyütme işlemi yapıldı.

TSMG yöntemi ile üretimi tamamlanan ekleme örneklerin bileşimsel kompozisyonlarına göre isimlendirmesi Tablo 2.4'te verildiği gibidir.

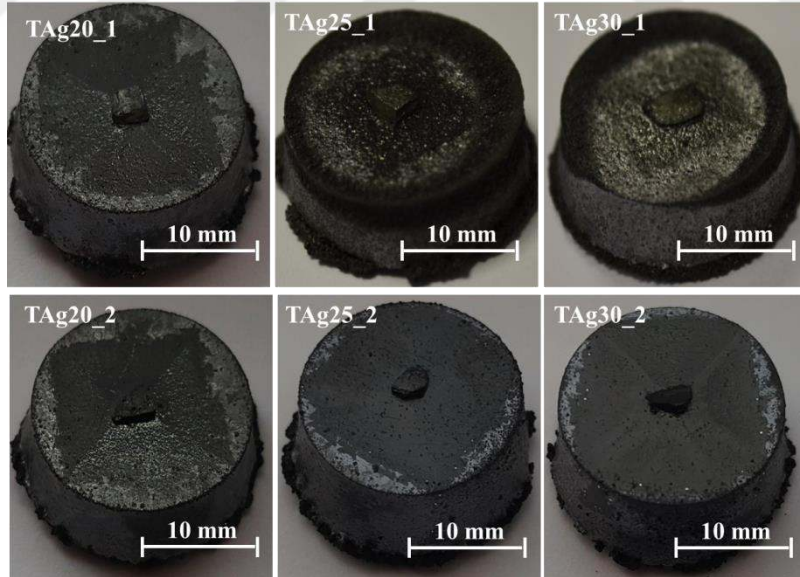
Tablo 2.4. TSMG yöntemi ile üretilen ekleme örneklerin isimleri

Bileşimsel Kompozisyon	Örnek İsmi
$Y_{123} + \%20Y_{211} + \%20Ag_2O$	TAg20_1 ve TAg20_2
$Y_{123} + \%25Y_{211} + \%20Ag_2O$	TAg25_1 ve TAg25_2
$Y_{123} + \%30Y_{211} + \%20Ag_2O$	TAg30_1 ve TAg30_2



Şekil 2.10. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O örneğinin kristal büyütme ısıtma işlem şeması

TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O örneklerinin fotoğrafları Şekil 2.11'deki gibidir.

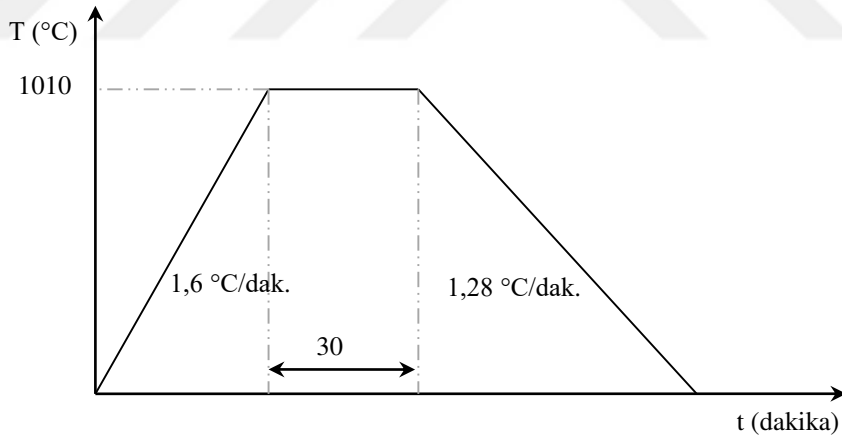


Şekil 2.11. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O örnekleri

MPMG ile TSMG yöntemleri ile üretilen tüm ekleme örnekleri Şekil 2.7'deki ısıtma işlem şeması kullanılarak 200 saat boyunca oksijenle tavlandı.

2.6. Külçe YBCO Süperiletkenlerin Eklenmesi

Y123 + % x Y211 (x= 20, 25, 30) tek kristallerini eklemek amacıyla MPMG yöntemi ile üretilen Y123+ % x Y211 (x=20, 25, 30) + %20Ag₂O ek malzemelerinden yaklaşık 1,5 mm kalınlığına sahip ince dilimler kesildi. Y123 matrisi ile ekleme örneklerinin birbirine temas edecek yüzeyleri zımparalandı ve temasın iyi bir şekilde olması için parlatıldı. Y211 katkı oranları aynı olan iki Y123 örneği arasına yine aynı oranda Y211 katkısı içeren ekleme örneğinin ince dilimi *c*-eksenleri aynı doğrultuda olacak şekilde yerleştirildi. Üst üste konulan örnekler Al₂O₃ plakaları arasına yerleştirildikten sonra ekleme işlemi için örneklerin üzerine 1,5 kg kütleli bir cisim konuldu. Daha sonra ekleme malzemesinin kısmen eriyerek Y123 örneklerinin iyi bir şekilde eklenmesine yardımcı olması için *KSL-1700X-A2 MTI* marka kare fırın içerisinde Şekil 2.12’de gösterildiği gibi 1,6 °C/dak. hızla 1010 °C’ye kadar ısıtıldı ve bu sıcaklıkla 30 dakika bekletildikten sonra 1,28 °C/dak. hızla oda sıcaklığına kadar soğutuldu.

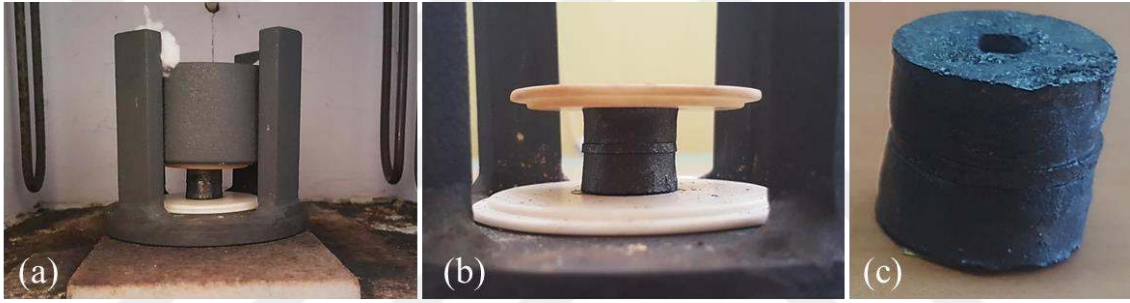


Şekil 2.12. Ekleme işleminin ısı işlem şeması

Yukarıda anlatılan ekleme işlem süreçlerinin aynısı TSMG yöntemi ile üretilen Y123+ % x Y211 (x=20, 25, 30) + %20Ag₂O ek malzemeleri ile aynı Y211 katkı oranına sahip Y123 örnekleri için de uygulandı. Böylece hem MPMG yöntemi ile üretilen ek malzemeleri hem de TSMG yöntemi ile üretilen ek malzemeleri kullanılarak ek malzemeleri ile uygun Y211 katkı oranına sahip olan Y123 örnekleri eklenmiş oldu.

2'şer grup halinde hazırlanarak eklenen örneklerden bir grubu halka haline getirebilmek için su jeti yöntemi ile üst yüzeylerinde çekirdeğin bulunduğu nokta merkez kabul edilerek 5 mm çapında delikler açıldı. Delik açılma işlemi su jeti ile yapıldığından kısa sürede ve malzeme yapısında çatlak oluşturmada halka külçe süperiletkenler elde edilmiş oldu. Şekil 2.13 (a)'da ekleme işlemi sırasında fırın içindeki örneğin, Şekil 2.13 (b)'de eklenmiş örneğin, Şekil 2.13 (c)'de ise eklendikten sonra su jeti ile delinmiş örneğin fotoğrafı görülmektedir.

2'şer grup halinde hazırlanan eklenmiş örneklerden bir grubu Şekil 2.14'te bileşimleri ile birlikte şematize edilmiştir. Su jeti ile delinerek halka haline getirilen eklenmiş örnekler ise Şekil 2.15'teki gibi bileşimleri ile birlikte şematize edilmiştir.

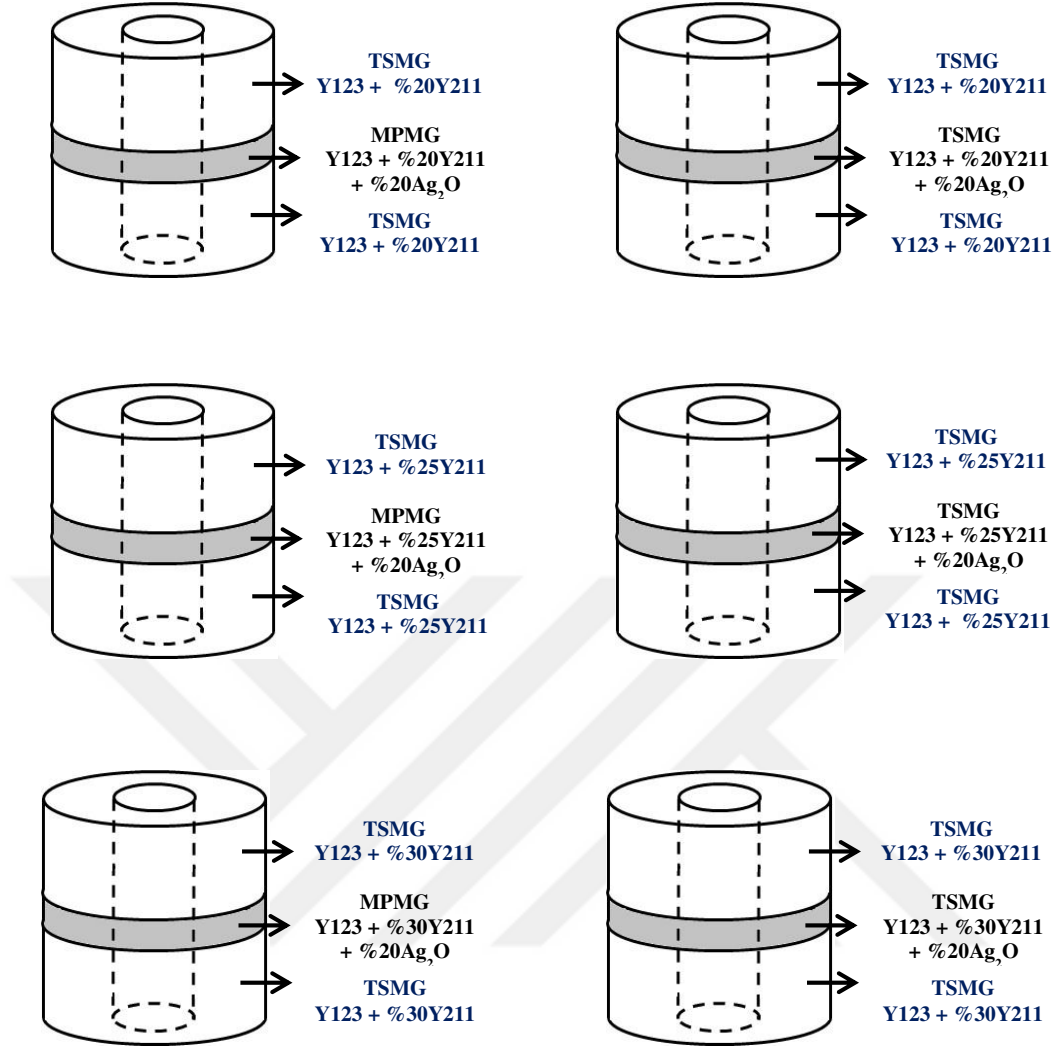


Şekil 2.13. (a) Ekleme işlemi sırasında fırın içindeki örnek, (b) Ekleme işlemi sonrasında örnek ve (c) Eklendikten sonra su jeti ile delinmiş örnek

Eklenen ve bir grubu halka haline getirilen örnekler ekleme işlemi sırasında oksijen kaybetmiş olma ihtimallerine karşın tekrar Şekil 2.7'deki ısıtma işlemi kullanılarak tavlandı.



Şekil 2.14. 1. grup eklenmiş örneklerin şematik gösterimi



Şekil 2.15. 2. grup eklenmiş örneklerin şematik gösterimi

2.7. Yapısal Analiz

2.7.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA)

Diferansiyel termal analiz (DTA) tekniği, ölçümü alınacak olan örneğin termal özelliklerini belirlemek amacıyla örnek ile bir referans malzeme arasındaki sıcaklık farkını (ΔT), dışarıdan uygulanan sıcaklığın bir fonksiyonu olarak inceler. Örneğin ve referans maddenin sıcaklıkları eş zamanlı ve doğrusal olarak artarken eğer ΔT sıfırdan büyük bir değerdeyse DTA eğrisi ekzotermik bir pik verir. Eğer ΔT sıfırdan küçük bir değerdeyse DTA eğrisi endotermik bir pik verecektir. DTA eğrilerindeki ekzotermik pikler kimyasal

reaksiyonlara, polimerleşme veya kristallenme işlemlerine, endotermik pikler ise faz değişimleri, dehidrasyon, indirgenme ve bozunmalara işaret eder.

Başlangıç malzemelerinin erime sıcaklıklarının kontrolü için Diferansiyel Termal Analiz (DTA) ölçümleri, *EXSTAR SII TG/DTA6300* marka DTA cihazında sıcaklık oda sıcaklığından Y123 tozları için 1100 °C ve Y211 tozları için 1300 °C sıcaklığına kadar ısıtılarak yapıldı. Toz karışımlar ile referans malzeme arasındaki ΔT sıcaklık farkı uygulanan sıcaklığın fonksiyonu olarak grafiğe döküldü.

2.7.2. X-Işınlari Kırınım Analizi (XRD)

Katı malzemelerin kristal yapılarını incelemek amacıyla kullanılan X-ışını kırınım analizinde (XRD), kristalin üzerine düşürülen X-ışınları kristal yüzeyindeki atomlardan tam yansımaya uğrayarak bu atomların birbirine paralel olan düzlemleri tarafından saçılır ve kırınım desenleri oluşur. Pikler halinde oluşan XRD desenleri kristalin hangi yapıda olduğu, kristalin mükemmelliği, fazlarının saflığı, kristalin doğrultuları, atomların konumları ve örgü sabitleri hakkında bilgi verir.

Başlangıç tozlarının ve üst yüzeyleri parlatılmış üretilen tüm örneklerin karakteristik piklerinin belirlenmesi amacıyla, *Rigaku D/Max III* toz difraktometresi ile $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1,54059 \text{ \AA}$, 40 kV, 30 mA) ışınımı kullanılarak, X-ışını kırınım desenleri elde edildi. Ölçümler oda sıcaklığında $20^\circ \leq 2\theta \leq 60^\circ$ aralığında, $3^\circ/\text{dak.}$ tarama hızında ve $0,02^\circ$ adımlarla yapıldı.

2.7.3. Polarize Optik Mikroskop (POM)

Kristalin tane boyutu, tane şekli ve dağılımı, çatlaklar veya diğer kusurlar hakkında bilgi alabilmek için mikro boyutta metalografik analiz yapılır. Metalografik inceleme amacı ile polarize optik mikroskoplar kullanılır. Polarize optik mikroskop, kristallerin optik anizotropik özelliğinden faydalananak yüzeylerinin görüntülenmesini sağlar. Polarize optik mikroskopta kullanılan ışık, kutuplaştırıcı bir filtreden geçirilir ve tek bir yönde polarize ışık oluşturulur. Birbirine dik iki filtrenin kullanıldığı sistemde karanlık alan etkisi oluşturularak koyu zemin üzerinde parlak alanların görünmesi sağlanır.

Üretilen örneklerin üst yüzeyleri elmas parlatma kremi kullanılarak parlatıldıktan sonra, *NIKON ECLIPSE ME600* marka polarize ışıklı optik mikroskop kullanılarak yüzey mikro yapıları incelendi. Polarize optik fotoğrafları $\times 20$ büyütmede alındı.

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

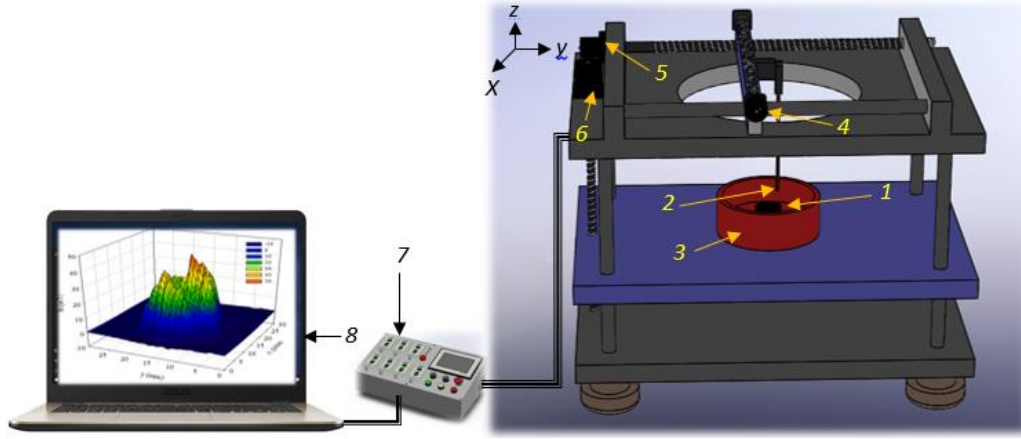
Taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizi yüksek voltaj kullanılarak hızlandırılan elektron demetlerinin incelenecek örnek yüzeyini tarayarak elektron ile örnek atomları arasındaki etkileşimler sonucunda meydana gelen sinyallerin katot ışını tüpü ekranına yansıtılmasıyla görüntü elde edilmesi esasına dayanır. SEM ile birlikte incelenecek olan örneklerin mikroyapı analizleri yapılır.

Eklenmiş örneklerin ek bölgelerinin mikro ölçekte mikroyapı analizlerinin yapılması amacıyla *CARL ZEISS EVO LS-10* marka Taramalı Elektron Mikroskobunda SEM fotoğrafları elde edildi. Aynı zamanda elementel analiz için bu SEM cihazına bağlı *BRUKER EDS* kullanıldı.

2.8. Fiziksel Analiz

2.8.1. Tuzaklanan Manyetik Alan Ölçümü

Şekil 2.16'da gösterilen bilgisayar kontrollü sistemde tuzaklanan manyetik alan ölçümleri sıvı azot sıcaklığında (77 K) yapıldı. Külçe süperiletkenlere alan tuzaklamak için ticari olarak satın alınan 20 mm çap ve yüksekliğe sahip, maksimum alan değeri $\sim 0,5$ T olan Nd mıknatıs kullanıldı. Bu mıknatıs oda sıcaklığında örnek üzerine yerleştirildi. Sıvı azot kullanılarak 77 K'de süperiletken örnekler alan altında 2 dakika süre ile soğutuldu ve daha sonra manyetik alan kaldırıldı. Tuzaklanan manyetik alan, taramalı Hall sensörü yardımıyla örneğin yaklaşık 1 mm yukarisından x - y düzlemi üzerinde hareket ettirilerek ölçüldü. Sistemde manyetik alan ölçen ölçüm ucu hassasiyeti 1 mT, hareket eksenlerindeki ise 0,2 mm'dir.

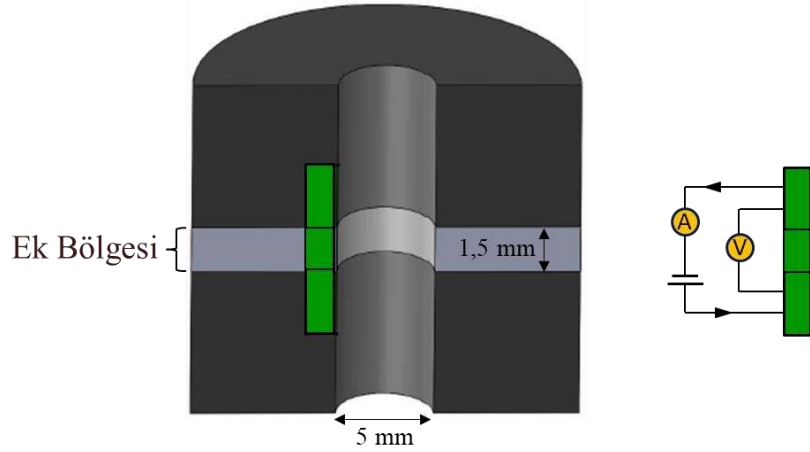


Şekil 2.16. Tuzaklanan manyetik alan ölçüm sistemi (1) Örnek; (2) Hall sensör (3) sıvı azot kabı; (4) x eksenini kontrol eden adım motoru (5) y eksenini kontrol eden adım motoru; (6) z eksenini kontrol eden adım motoru; (7) Kontrol ara yüzü; (8) Bilgisayar (Başoğlu, 2021).

2.8.2. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümü

Düşük sıcaklık direnç ölçümü için eklenmiş örneğin ek bölgesini içine alacak şekilde, ek bölgesinin üstünden ve ek bölgesinin altından uzunluğu yaklaşık 6 mm olan dikdörtgen parçalar kesildi. Düşey kesiti Şekil 2.17’de gösterildiği gibi kesilen örneğe ince bakır tellerin yapışabilmesi için iletken gümüş boya kullanılarak eşit mesafeli dört adet kontak yapıldı. Örnek üzerine yapıştırılan dıştaki iki bakır telden sabit bir akım geçirilerek içteki iki bakır tel arasındaki gerilim ölçüldü. Böylece düşük sıcaklık direnç ölçümleri standart dört nokta yöntemiyle yapılmış oldu.

"Quantum Design PPMS" sistemi ile alansız olarak soğutulan (Zero-Field-Cooled, ZFC) örneklerin direnç ölçümü, 0 T alanda 40 – 300 K sıcaklık aralığında yapılırken; 1, 3 ve 5 T gibi farklı manyetik alanlarda ise 40 – 120 K sıcaklık aralığında yapıldı.



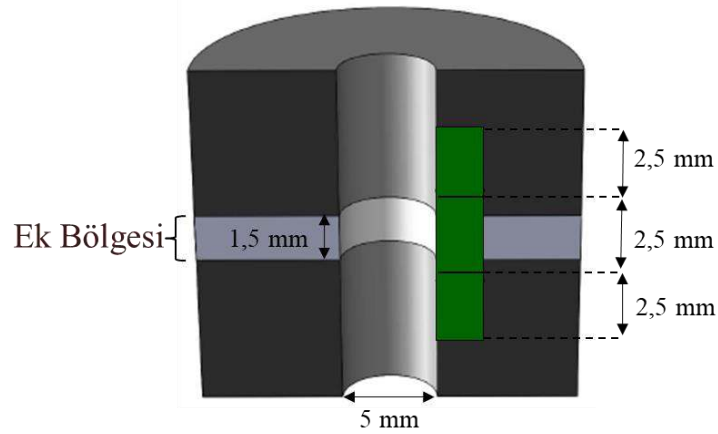
Şekil 2.17. Eklenmiş örnekten direnç ölçümü için kesilen parçanın şematize çizimi

2.8.3. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümü

Düşük sıcaklık manyetizasyon ölçümleri için “Quantum Design PPMS” sisteminin VSM modülü (Model P525) kullanıldı. Düşey kesiti Şekil 2.18’de gösterildiği gibi kesilen örnekler için manyetizasyon ölçümleri 77 K’lık sabit sıcaklıkta, 200 Oe/s’lik süpürme hızında ve -5 T ile $+5$ T arasında c -eksenine paralel manyetik alan uygulanarak yapıldı. Örneklerin kritik akım yoğunlukları (J_c) Denklem 2.3’te verilen Bean modeline göre belirlendi.

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

Denklemden ΔM emu/cm³ cinsinden manyetizasyon eğrisinin genişliği olup a ve b ($a < b$) cm cinsinden uygulanan alana dik olan örneğin dikdörtgen ara kesitinin boyutlarıdır (Mohanta ve Behera, 2009).



Şekil 2.18. Eklenmiş örnekten manyetizasyon ölçümü için kesilen parçanın şematize çizimi

2.9. Aktivasyon Enerjisi

Taneler arası boşlukların, safsızlıkların, oksijen boşluklarının, homojen olmayan mikro kusurların vb. varlığı külçe örneklerin performansını etkiler. Literatürde ele alınan en önemli konulardan biri de girdapların içerisinde tuzaklanan manyetik akıdır. Çok kristalli külçe süperiletkenlerde, taneler arası kritik akım yoğunluğu, tane sınırlarının neden olduğu zayıf bağlarla sınırlandırılır ve tane içi kritik akım, yüksek sıcaklıklarda ve uygulanan manyetik alanlarda termal olarak etkin hale getirilmiş akı akışı tarafından engellenir.

Girdap hareketlerinden kaçınmak ve akı çivileme kuvvetini arttırmak için, süperiletkende doğal olarak meydana gelenlerin dışında yapay çivileme merkezlerinin eklenmesi gereklidir. Çivileme merkezlerinin boyutu, çivileme mekanizmasının yanı sıra J_c 'yi de etkileyebilir (Jabbar vd., 2014).

Akım yoğunluğunun sonlu bir değeri için Lorentz kuvveti, karışık durumdaki akı çizgilerinin sürüklenmesine neden olan çivileme bariyerinin üstesinden gelebilecek büyüklüktedir. Ancak yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin sahip olduğu büyük anizotropi, küçük eş uyum uzunluğu ve yüksek kritik sıcaklık özellikleri çivileme enerjisinin düşük olmasına ve girdapların belirgin bir şekilde termal olarak hareket etmesine yol açar. Süperiletken karışık durumda iken termal enerjinin tetiklediği bu girdap hareketi enerji dağılımına neden olan akı akış direncine ve bunun sonucunda ise uygulanan manyetik alanla birlikte özdirenç geçiş aralığının genişlemesine sebep olur (Yeshurun ve Malozemoff, 1988; Yang vd., 1999; Yang vd., 2003; Liu, 2008; Hamad vd., 2017).

Akı çivilemesinin manyetik alan ve sıcaklığa bağlı olan etkin aktivasyon enerjisi, karmaşık çivileme davranışı ve direnç geçişinin genişlemesi hakkında bilgi verir. Etkin aktivasyon enerjisini hesaplamak için farklı manyetik alanlar altında ölçülen direncin sıcaklığa bağlı değişimine ihtiyaç vardır. Düşük sıcaklık bölgesinde öz direncin aktivasyon enerjisine bağlılığı Arrhenius denklemi ile tanımlanır (Zou vd., 2001).

$$\rho = \rho_0 \exp\left(-\frac{U}{k_B T}\right) \quad (2.4)$$

Burada U , akı sürüklemesi için manyetik alan ve sıcaklığa bağlı aktivasyon enerjisi, ρ öz direnç, ρ_0 maksimum öz direnç, T sıcaklık ve k_B Boltzman sabitidir.

$$U = -k_B T \ln(\rho/\rho_0) \quad (2.5)$$

Denklem (2.4)'ten elde edilen Denklem (2.5) ifadesi ile etkin aktivasyon enerjisi değerleri hesaplanır.

2.10. İletkenlikteki Dalgalanma [Fluctuation Induced Conductivity (FIC)] Analizi

Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde yüksek geçiş sıcaklığı, küçük eş uyum uzunluğu ve güçlü anizotropi, düşük sıcaklık süperiletkenlerine göre daha geniş bir sıcaklık aralığında termal dalgalanmalara yol açar (Slimani vd.,2018).

YBCO'nun perovskite yapısında süperiletkenlik Cu-O düzlemlerinde bulunur. CuO zincirlerindeki Cu(1) bölgesi ve CuO₂ düzlemlerindeki Cu(2) bölgesi olmak üzere iki farklı Cu bölgesi bulunur. CuO₂ katmanları yük taşıyıcılarının transferinde önemli bir rol oynarken CuO zincirleri süperiletken değildir ve "yük rezervuarı" görevi görür (Sahoo ve Behera, 2013). YBCO süperiletkeninin elektronik özelliklerinin hem normal hem de süperiletken durumdayken yüksek anizotropiye sahip olması süperiletkenlik durumunda dalgalanmalara neden olur. Bu dalgalanmaların manyetik alınganlık, özısı, elektriksel ve termal iletkenlik gibi özelliklerin üzerinde etkileri vardır (Mohanta, 2011).

Eş uyum uzunluğunun küçük olması nedeniyle süperiletkenlik başlamadan önceki çok daha yüksek sıcaklıklarda Cooper çiftlerinin oluşumu mümkündür. Cooper çiftleri

CuO₂ düzlemleri boyunca normal taşıyıcıların anizotropik taşınımı nedeniyle sürekli olarak yaratılıp tekrar yok edilirler. Yüksek sıcaklıklardaki Cooper çifti oluşumu nedeniyle yük taşıyıcılarına ek iletkenlik özelliği kazandırılır. Böylece özdirenç-sıcaklık eğrisinin lineer davranıştan sapması ve T_c 'nin üzerindeki bir sıcaklıktan itibaren azalışa geçmesi beklenir (Khan vd., 2013). Bu termodinamik dalgalanmaların bir sonucudur. Aynı zamanda dışarıdan uygulanan manyetik alan artırıldığında kritik sıcaklığın daha düşük sıcaklıklara kaydığı ve geçiş aralığının genişlediği bilinmektedir. Geçiş aralığındaki bu genişleme, Cooper çiftlerinin termal dalgalanmalarından kaynaklanmaktadır (Ahmad vd., 2017).

Sıcaklık oda sıcaklığından kritik sıcaklığa doğru düşürüldüğünde $2T_c$ yakınlarında Cooper çiftlerinin dalgalanması kendiliğinden oluşmaya başlar. Sıcaklık T_c 'ye yaklaştıkça, Cooper çiftlerinin sayısı artarken, normal elektron yoğunluğu azalır. Bu nedenle, özdirenç azalır ve termal dalgalanmalar aşırı iletkenliğe neden olur (Sedky ve Youssif, 2016). Termodinamik dalgalanmaların neden olduğu aşırı iletkenliğin araştırılması, yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin temel özelliklerini anlamak için önemlidir (Slimani vd., 2019).

Termal dalgalanmaların sonucu olan aşırı iletkenliğin etkileri Aslamasov-Larkin (AL) ve Maki- Thompson (MK) tarafından teorik olarak incelendi. Aşırı iletkenliğin etkisi olan iletkenlikteki dalgalanmaya iki katkı vardır. Aslamazov-Larkin (AL) katkısı T_c sıcaklığının üzerinde Cooper çiftlerinin oluşturduğu dalgalanmanın bir sonucu olarak kendiliğinden ortaya çıkar. Maki-Thompson (MT) katkısı ise dalgalanma çiftleri ile normal yük taşıyıcıları arasında zaten mevcut olan etkileşiminin bir sonucu olarak yorumlanır.

İletkenlikteki dalgalanma;

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma^{AL} + \Delta\sigma^{MT} \quad (2.6)$$

şeklindedir. Bu ifadede $\Delta\sigma^{AL}$ AL katkısı ve $\Delta\sigma^{MT}$ MT katkısıdır (Khurram ve Khan, 2008; Mumtaz vd., 2014; Ahmad vd., 2017).

Lawrance ve Doniach, Aslamasov ve Larkin'in ortaya koyduğu teoriyi tabakalı yapıya sahip süperiletkenler için genişlettiler. Aynı zamanda Lawrance-Doniach (LD) modeli Cu-O düzlemleri barındıran yüksek sıcaklık süperiletkenleri için de kullanılabilir (Mohanta, 2011). Tabakalı yapılarda MT katkısının önemsiz olduğu varsayılmaktadır ve dalgalanma mekanizmalarının değiştirilmesi sorunu ortaya çıkmamaktadır.

Süperiletkenler yüksek sıcaklıklardan düşük sıcaklıklara doğru soğutulduğunda, Cooper çiftlerinin oluşumu sıfır boyutlu (0D) durumdan başlar. Bu durumda Cooper

çiftleri tercih edilen herhangi bir yönde değildir. Sıcaklık düşürüldükçe, bir boyutlu (1D) ve daha sonra iki boyutlu (2D) dalgalanmalar başlar. Süperiletkenliğin başladığı sıcaklıkların yakınlarında ise üç boyutlu (3D) dalgalanmalar hakimdir (Khan vd., 2013).

AL teorisine göre için iletkenlikteki dalgalanma

$$\Delta\sigma = A_x \varepsilon^{-\lambda} \quad (2.7)$$

şeklindedir (Aslamazov ve Larkin, 1968). Burada A_x dalgalanma genliği olup λ süperiletken termal dalgalanmaların boyutluluğunu belirleyen kritik üstür. AL teorisine göre dalgalanma eğrisi kritik bölge, ortalama alan bölgesi [Mean field region (MFR)] ve kısa dalga dalgalanma [Short-wave fluctuations (SWF)] bölgesi olmak üzere üç bölgeye ayrılabilir. Ortalama alan bölgesi; 3D, 2D ve 1D dalgalanma iletkenlik davranışlarını gösteren üç farklı doğrusal kısımdan oluşur. Kritik üsler 1D dalgalanmaları için $\lambda=1,5$; 2D dalgalanmaları için $\lambda=1$ ve 3D dalgalanmaları için $\lambda=0,5$ olarak alınır. İndirgenmiş sıcaklık ifadesi olan ε ise

$$\varepsilon = (T - T_c^{mf})/T_c^{mf} \quad (2.8)$$

denklemleri ile verilir. T_c^{mf} , ortalama alan kritik sıcaklığı olarak tanımlanır. 1D, 2D ve 3D dalgalanma çeşitleri için dalgalanma genliği

$$A_{1D} = e^2 \xi_c(0) / 32 \hbar s \quad (2.9)$$

$$A_{2D} = e^2 / 16 \hbar d \quad (2.10)$$

$$A_{3D} = e^2 / 32 \hbar \xi_c(0) \quad (2.11)$$

olarak ifade edilir. Burada e , elektron yükü; $\xi_c(0)$ ise c -ekseni yönünde sıfır sıcaklık eş uyum uzunluğu; d , 2D sistemlerde düzlemler arası mesafe ve s , 1D sistemlerin tel kesit alanı olarak tanımlanır (Hasnain vd., 2012; Loudhaief vd., 2020).

LD modeli tabakalı süperiletkenlerde yüksek sıcaklıklardan T_c 'ye yaklaşıldığında 2D dalgalanma çeşidinden 3D dalgalanma çeşidine boyutsal bir geçiş öngörür. LD teorisine göre iletkenlikteki dalgalanma ifadesi

$$\Delta\sigma_{LD} = A_x \varepsilon^{-1} \left[1 + \left(2\xi_c(0)/d \right)^2 \right]^{-1/2} \quad (2.12)$$

şeklinde verilir.

2D'den 3D'ye çapraz geçiş sıcaklığı olan T_{LD} sıcaklığı önemli içsel süperiletkenlik parametrelerinin belirlenmesine yardımcı olur. T_{LD} sıcaklığı

$$T_{LD} = T_c^{mf} \left[1 + \left(2\xi_c(0)/d \right)^2 \right] \quad (2.13)$$

şeklinde ifade edilir. Bu ifadeden yola çıkarak eş uyum uzunluğu ($\xi_c(0)$) hesaplanabilir (Hasnain vd., 2011; Mohanta, 2011).

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

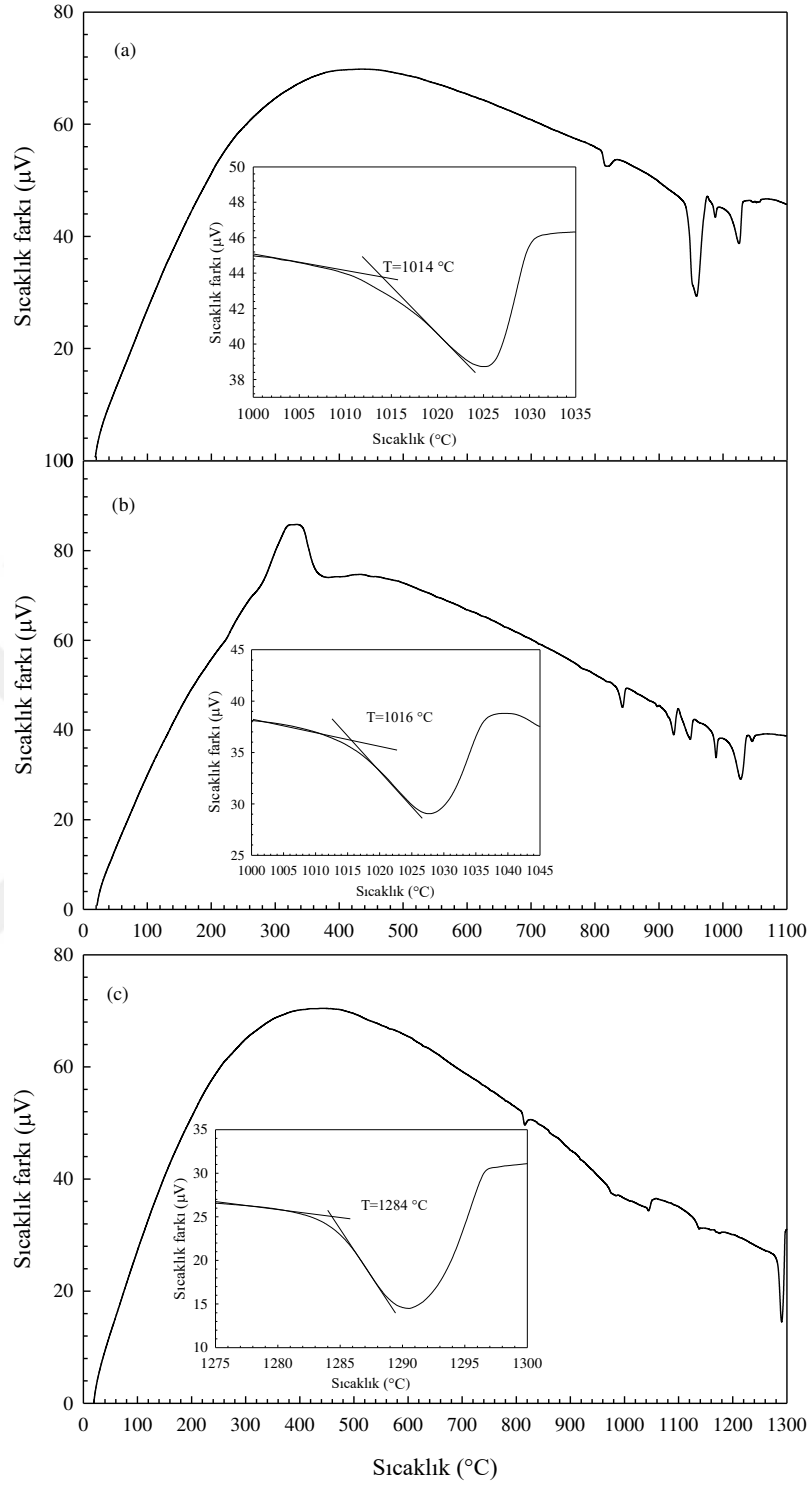
3.1. Ekleme İşlemi Öncesi Yapısal Analiz

3.1.1. Başlangıç Tozlarının Diferansiyel Termal Analizi (DTA)

900 °C’de 36 saat süreyle kalsine edilmiş $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ (Y123) tozu, 1450 °C’de eritilip-hızlı soğutulmuş Y123 tozu ve Y_2BaCuO_5 (Y211) tozlarının DTA analizleri Şekil 3.1’de görülmektedir.

Şekil 3.1 (a) ve Şekil 3.1 (b)’deki DTA grafikleri incelendiğinde ilk termokimyasal işlem olan kalsinasyon işleminden sonra elde edilen kalsine Y123 tozunun erime sıcaklığı 1014 °C ve eritilip hızlı soğutulan Y123 tozunun erime sıcaklığının ise 1016 °C olduğu görülmektedir. Her iki durumda da erime sıcaklıklarının yaklaşık eşit çıkması Y123 kalsine tozunun eritilip hızlı soğutulduktan sonra kimyasal yapısının bozulmadığına işaret eder. Y123 toz karışımı 1000 °C civarında erimeye başlayarak 211 + L (sıvı) fazına ayrışırken daha yüksek bir sıcaklıkta ise tamamen erir (Murakami, vd., 1996). Eritilmiş soğutulmuş Y123 tozunun DTA eğrisinde 300 °C civarında sistemin enerji olarak sıcaklık farkının arttığı ve ekzotermik pik oluştuğu görülmektedir. Bu ekzotermik pik malzemenin yüksek sıcaklıklarda erime sırasında yapısındaki oksijenin bir kısmını kaybettiğini ve bu sıcaklıkta oksijen almaya başlayabildiğini ifade etmektedir. Aynı zamanda 800-950 °C sıcaklık aralığında gözlemlenen endotermik piklerin varlığı Y123 malzemesi için en uygun tavlama sıcaklığının 300-800 °C aralığında olması gerektiğini gösterir. Y123 malzemesinin tetragonal fazdan ortorombik faza geçerek süperiletken olabilmesi için yapı içerisinde oksijen olarak oksijen boşluklarının sayısının azaltılması gerekmektedir. Dolayısı ile 500 °C civarında uygun bir ısıl işlemle yapının süperiletken faza geçmesi sağlanır (Fossheim ve Sudbu, 2004).

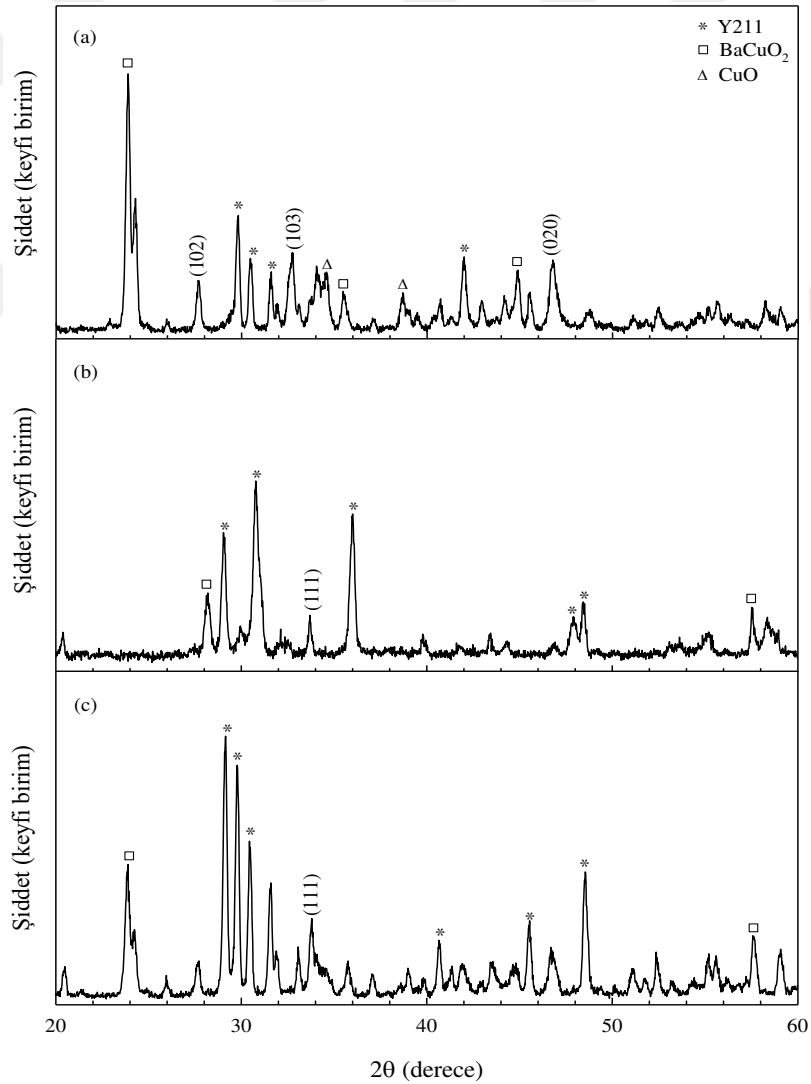
Şekil 3.1 (c)’de ise Y211 toz karışımı için 1284 °C civarında bir erime pikinin olduğu görülmektedir. Y211’in erime sıcaklığı Y123 toz karışımının erime sıcaklığından daha yüksektir. Bu durumda kristal büyütme işlemi sırasında Y123 fazı eriyerek büyüyebilir ancak Y211 tozları malzeme içerisinde erimeden kalabilir. Böylece süperiletken olmayan Y211 toz parçacıkları yapı içerisinde düzgün dağılmışsa etkin çivileme merkezleri olarak davranabilir (Murakami, 1992).



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

3.1.2. Başlangıç Tozlarının X-ışını Kırınım Desenleri (XRD)

900 °C’de 36 saat boyunca kalsine edilmiş Y123 tozu, kalsinasyon işleminden sonra 1450 °C’de eritilip soğutulularak elde edilen Y123 tozu ve Y211 tozunun $\theta = 20 - 60^\circ$ aralığındaki X-ışını kırınım desenleri (XRD) Şekil 3.2’de görülmektedir. Şekil 3.2 (a) ve (b)’ye göre kalsine edilmiş Y123 ve eritilip hızlı soğutulan Y123 toz karışımlarının Y211, BaCuO₂ ve CuO gibi ikili ve üçlü fazlardan oluştuğu görüldü. Kalsine edilmiş toz karışımında karakteristik (103) pikinin yanında (102) ve (020) süperiletken pikleri gözlemlendi. (103) pikinin görülmesi süperiletken yapının oluştuğunu gösterir. Şekil 3.2 (c)’de ise baskın Y211 piklerinin yanında sıvı fazların da varlığı görüldü.



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

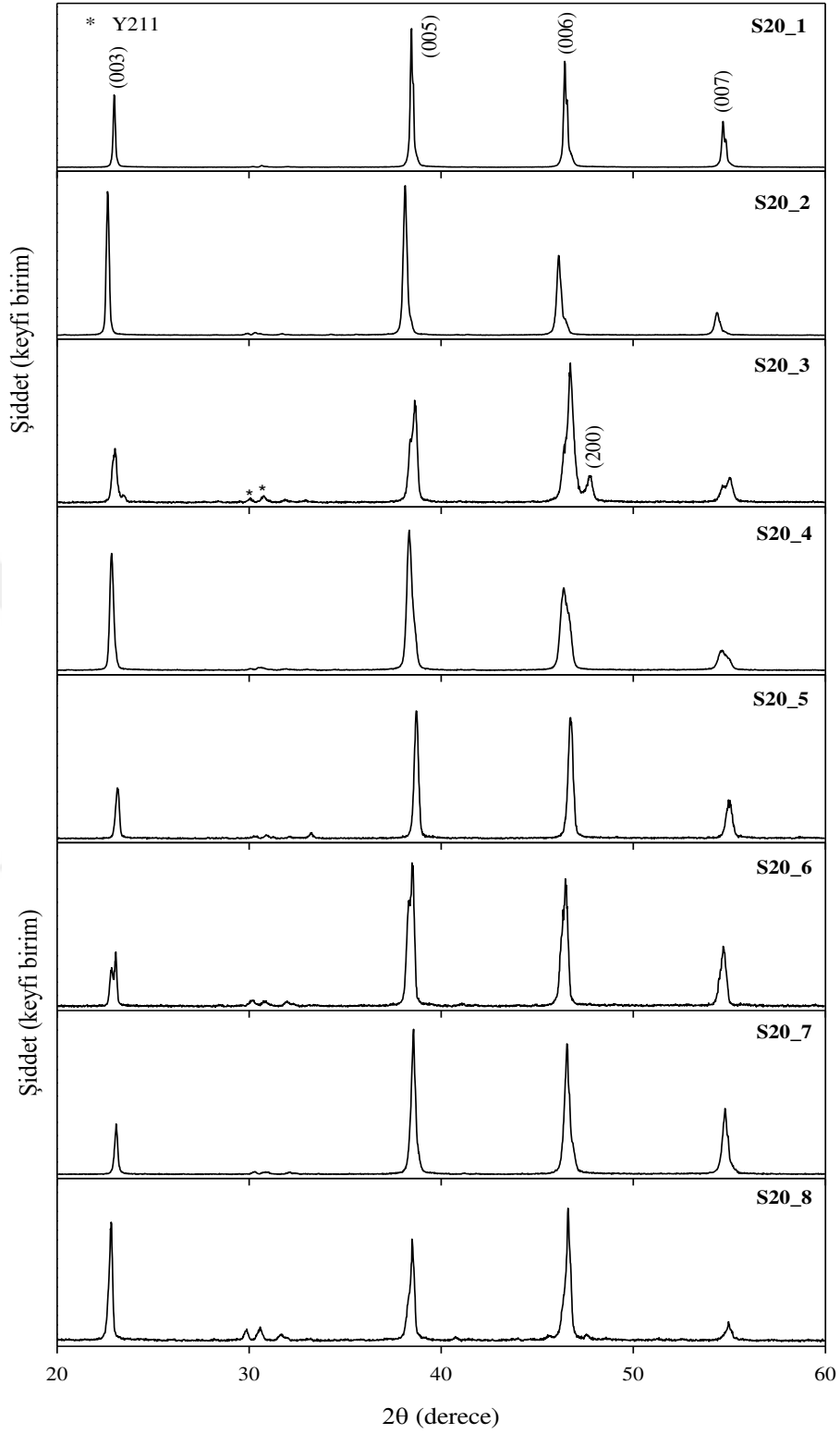
3.1.3. TSMG Yöntemi ile Üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 Örneklerinin X-ışını Kırınım Desenleri

TSMG yöntemi ile üretilen örneklerin yapısal özelliklerini incelemek amacıyla yapılan X-ışını kırınım analizi sonucunda elde edilen X-ışını kırınım desenleri Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 örnekleri için sırasıyla Şekil 3.3, Şekil 3.4 ve Şekil 3.5'te görülmektedir. Örneklerin tüm pikleri, *c*-ekseni doğrultusunda yönlenmiş (*00ℓ*) pikleridir ve bu da örneklerin tercihli yönelime sahip tek kristal olduğunu destekler (Hong-Tao vd., 2007). Yapı içerisinde (*00ℓ*) pikleri dışında süperiletken olmayan Y211 fazlarının da olduğu görüldü. Bu, yapı içerisindeki Y211 katkısının olmasından dolayı beklenen bir durumdur. Eritme-yönlendirme ile üretilen Y123 yapısında bulunan Y211 fazları çivileme merkezi olarak davranır (Nariki vd., 2004).

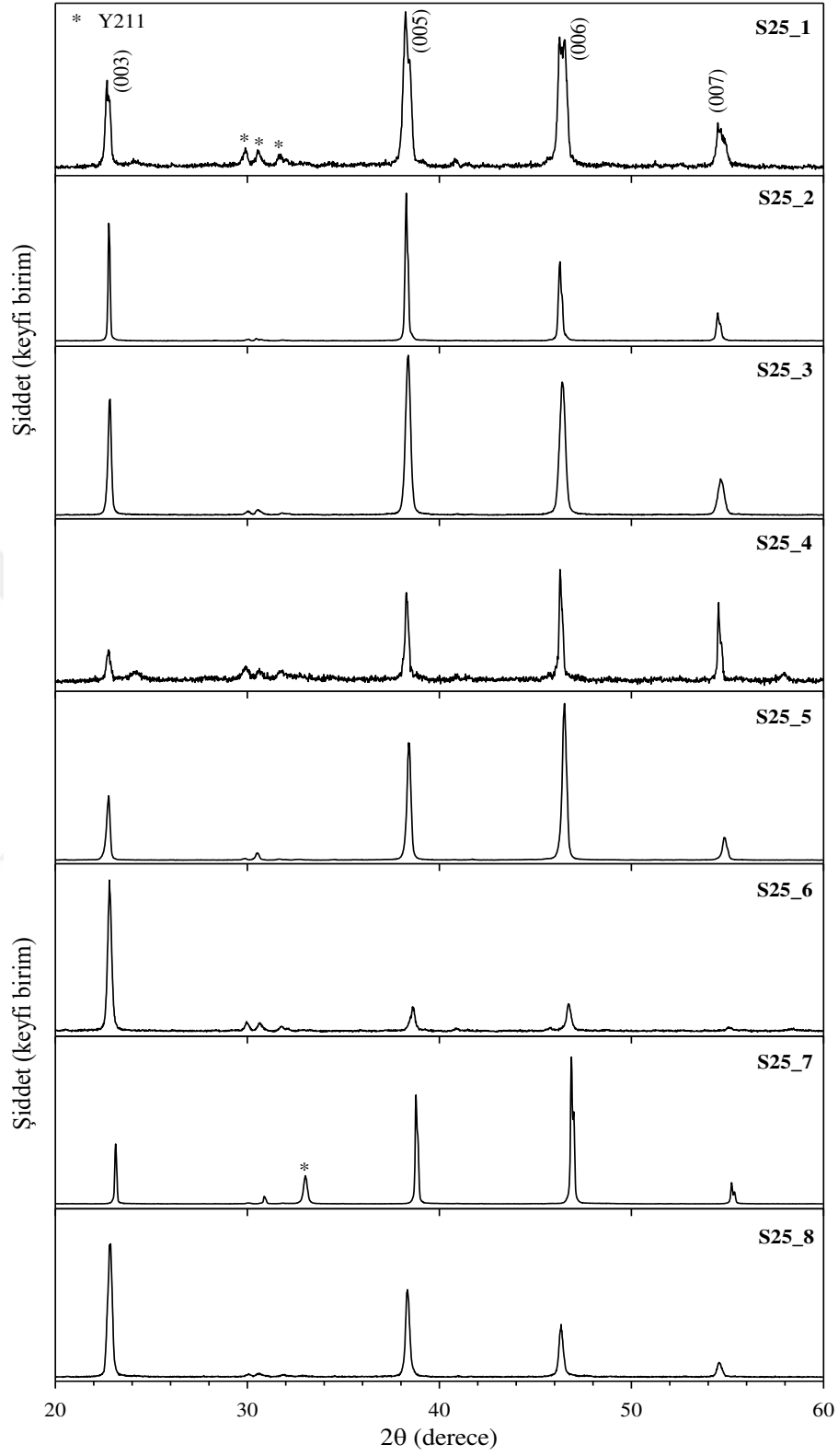
3.1.4. MPMG Yöntemi ile Üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O Örneklerinin X-ışını Kırınım Desenleri

MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O örneklerine ait X-ışını kırınım desenleri sırasıyla Şekil 3.6, Şekil 3.7 ve Şekil 3.8'de görülmektedir. Tüm örneklerin (013) ve (103) karakteristik süperiletken piklerine sahip olduğu, bunların yanında diğer süperiletkenlik piklerinin ve Y211 piklerinin varlığı görülmektedir. Ayrıca örneklerde (*00ℓ*) yönelim piklerinin varlığı da gözlemlendi. Bu durum örneğin taneli yapıda olduğunu ve mevcut tanelerin bir kısmının *c*-ekseninde yönlendiğini ifade eder. Aynı zamanda bu örneklerin Y211 piklerinin sayısının fazla ve pik şiddetlerinin baskın olduğu da görülmektedir.

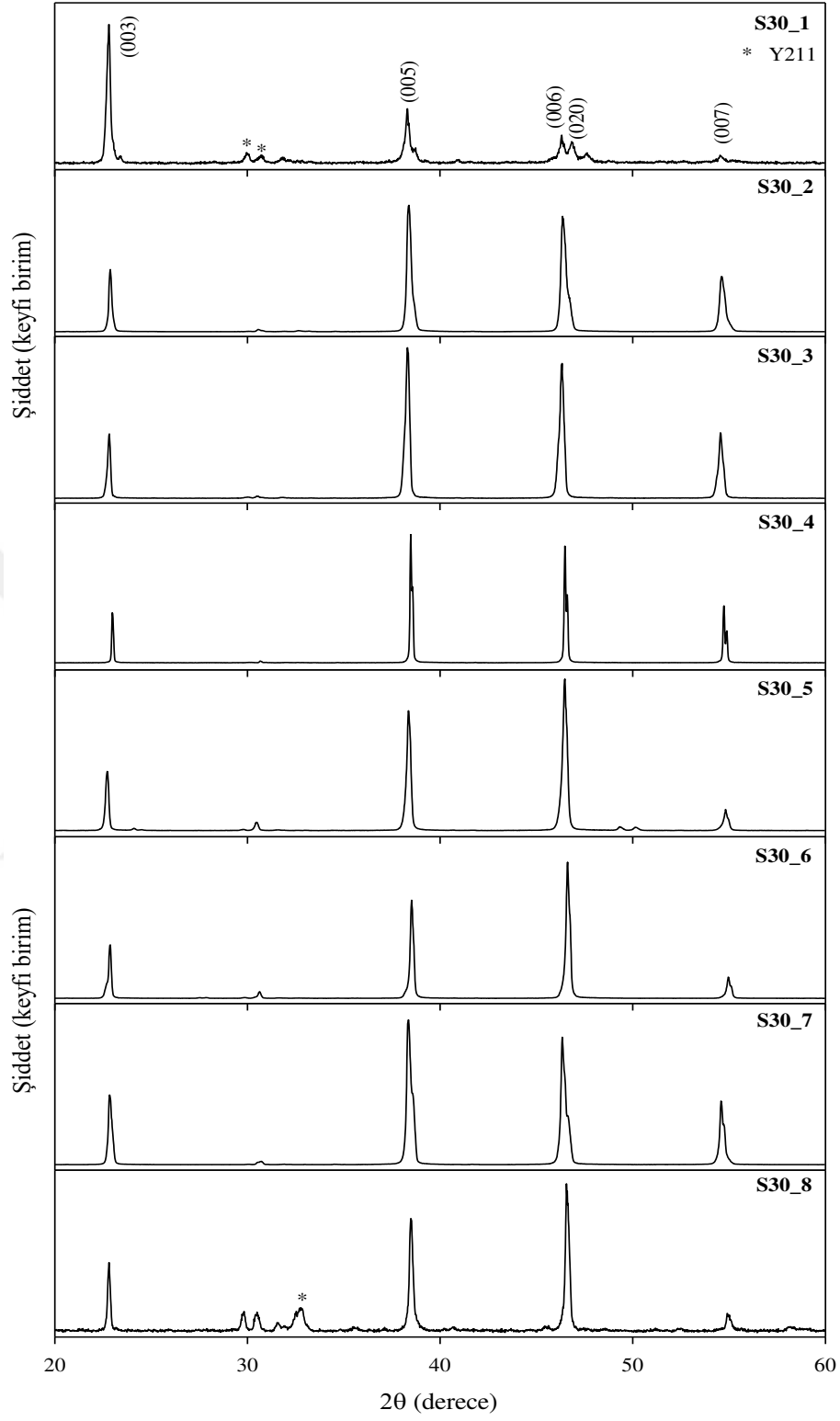
Ag₂O bileşiği 32,8° açıda %100 şiddetinde karakteristik pik vermektedir. Y123 bileşiğinin (103) karakteristik süperiletken piki de Ag₂O ile yakın açılarda görülür. Bu çalışmada kullanılan örneklerin X-ışını kırınım desenlerine bakıldığında Ag₂O bileşiğinin karakteristik pikinin (103) karakteristik süperiletken piki içerisine gömülü şekilde olduğu görülmektedir. Ayrıca MPMG yöntemi ile tüm ekleme örneklerinde farklı açılarında Ag₂O pikinin varlığı açıkça görülmektedir.



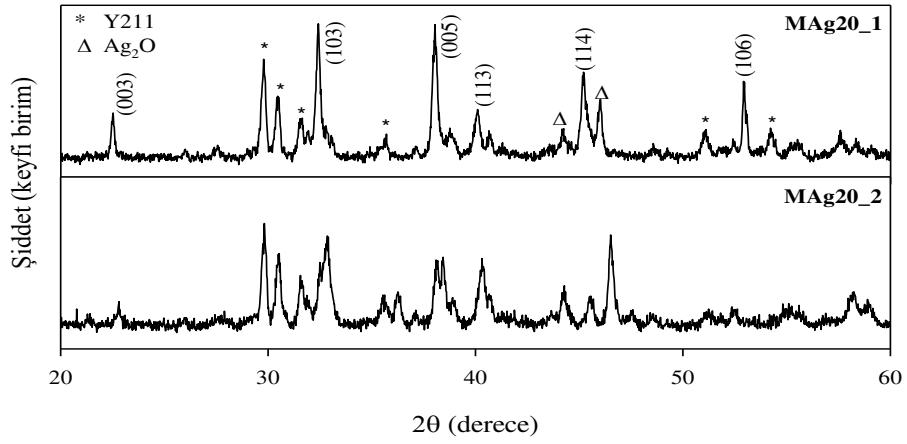
Şekil 3.3. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %20Y211 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri



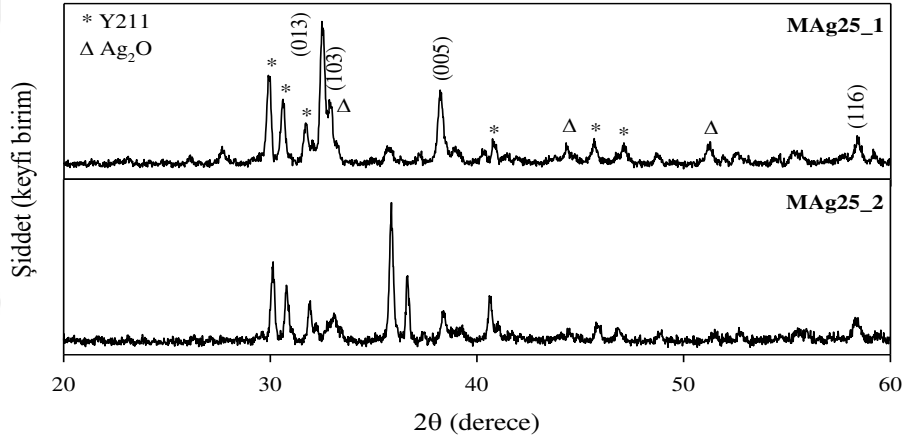
Şekil 3.4. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %25Y211 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri



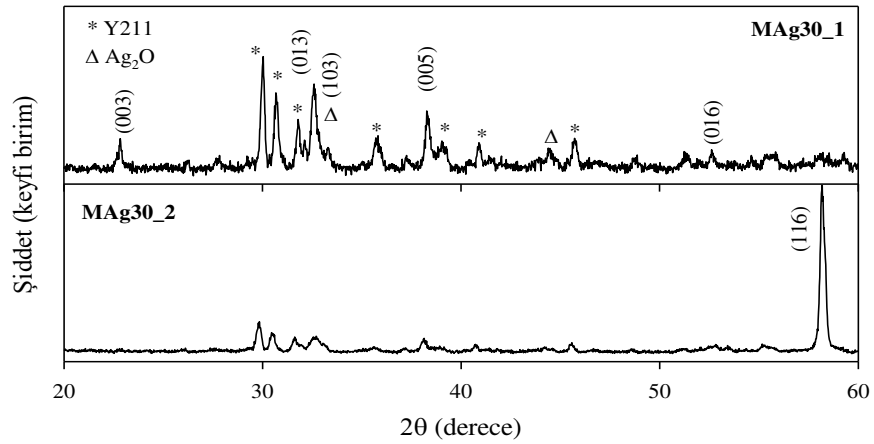
Şekil 3.5. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %30Y211 örneklerinin X-ışını kırınım desenleri



Şekil 3.6. MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + %20Y211 + %20Ag₂O örneklerinin X-ışını kırınım desenleri



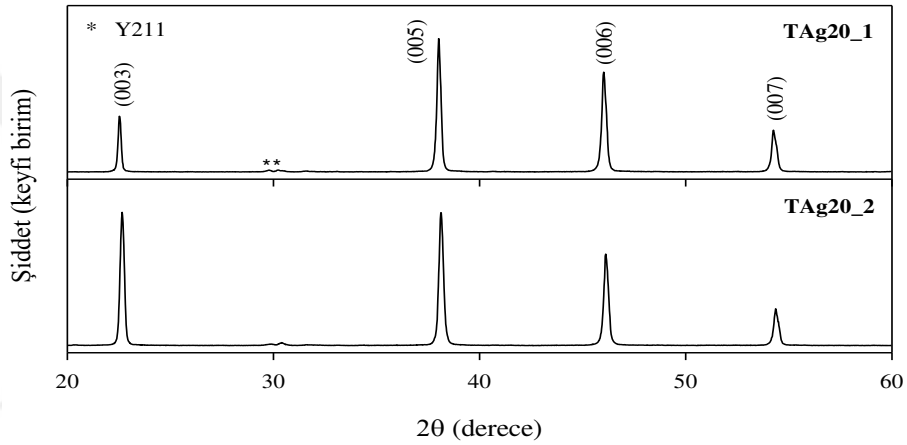
Şekil 3.7. MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + %25Y211 + %20Ag₂O örneklerinin X-ışını kırınım desenleri



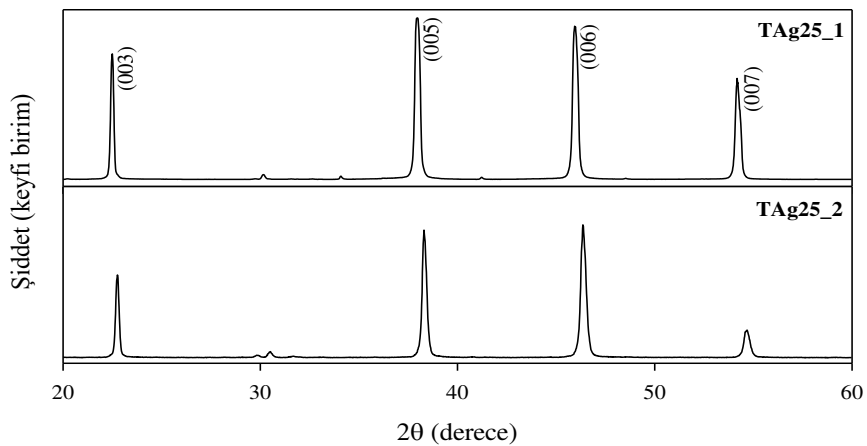
Şekil 3.8. MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + %30Y211 + %20Ag₂O örneklerinin X-ışını kırınım desenleri

3.1.5. TSMG Yöntemi ile Üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O Örneklerinin X-ışını Kırınım Desenleri

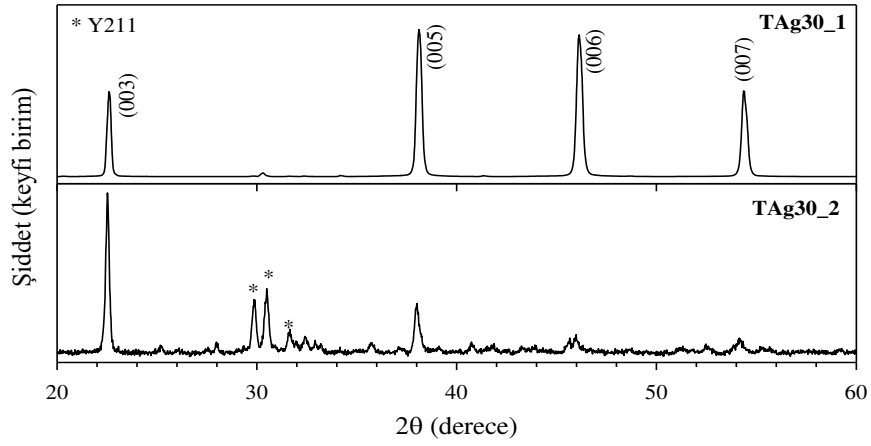
TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O örneklerine ait X-ışını kırınım desenleri sırasıyla Şekil 3.9, Şekil 3.10 ve Şekil 3.11’de görülmektedir. Tüm örnekler *c*-ekseni doğrultusunda yönlenmiş (00 ℓ) piklerine sahiptir. Buna göre TSMG ile üretilen ekleme örneklerinin de ana örnekler gibi tercihli yönelime sahip tek kristal örnekler olduğu söylenebilir. Bunların yanında TAg30_2 örneğinde Y211 piklerinin süperiletkenlik piklerine oranla daha baskın olduğu görülmektedir.



Şekil 3.9. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %20Y211 + %20Ag₂O örneklerinin X-ışını kırınım desenleri



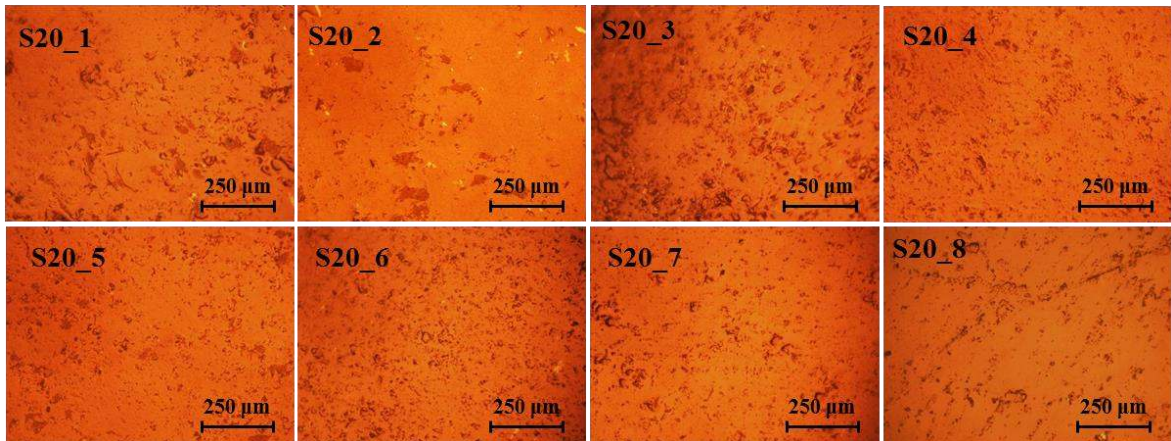
Şekil 3.10. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %25Y211 + %20Ag₂O örneklerinin X-ışını kırınım desenleri



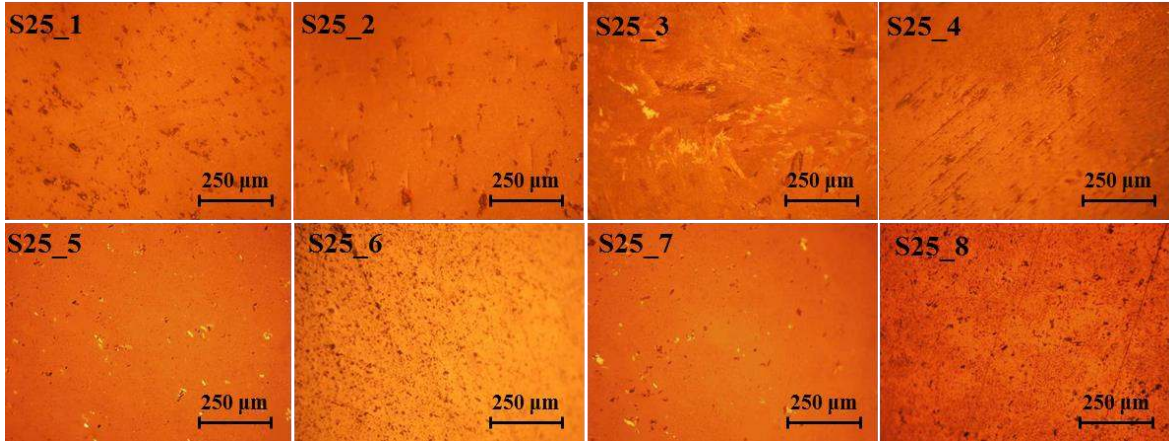
Şekil 3.11. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %30Y211 + %20Ag₂O örneklerinin X-ışını kırınım desenleri

3.1.6. Polarize Optik Mikroskop (POM) Fotoğrafları

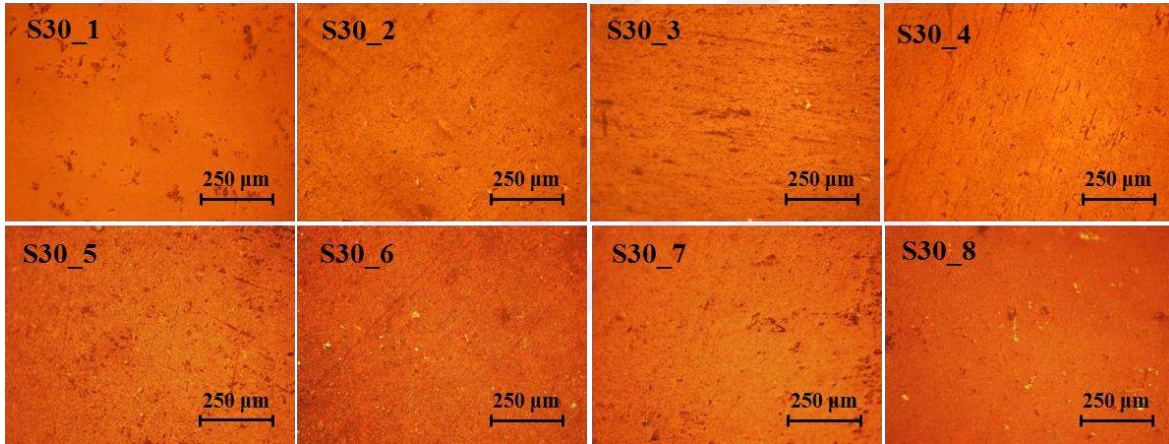
TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 örneklerinin belli bir bölgesinden $\times 20$ büyütmede alınmış polarize optik fotoğrafları sırasıyla Şekil 3.12, Şekil 3.13 ve Şekil 3.14'te görülmektedir. Tüm örnek yüzeyi boyunca yapılan polarize optik mikroskop incelemelerinde (fakat fotoğraflanan kısım tüm örneğin sadece bir bölümüdür) tüm örnekler için şekillerde görüldüğü gibi farklı renk dağılımlı bölgelerin varlığına rastlanılmadı. Bu durum örneklerin farklı yönelimli tanelere ve dolayısıyla tane sınırlarına sahip olmadığını gösterir.



Şekil 3.12. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %20Y211 örneklerine ait polarize optik mikroskop fotoğrafları

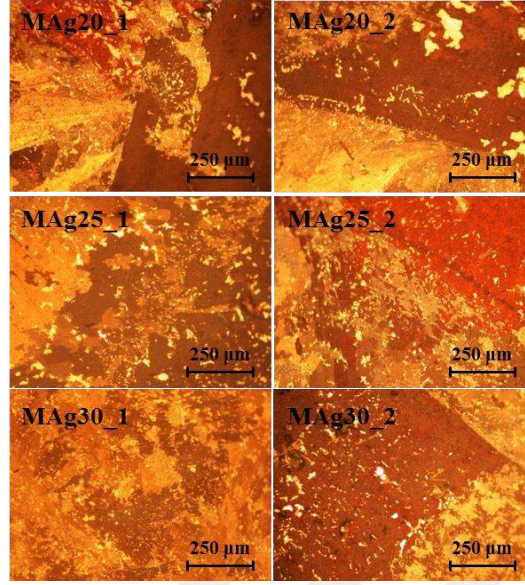


Şekil 3.13. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %25Y211 örneklerine ait polarize optik mikroskop fotoğrafları



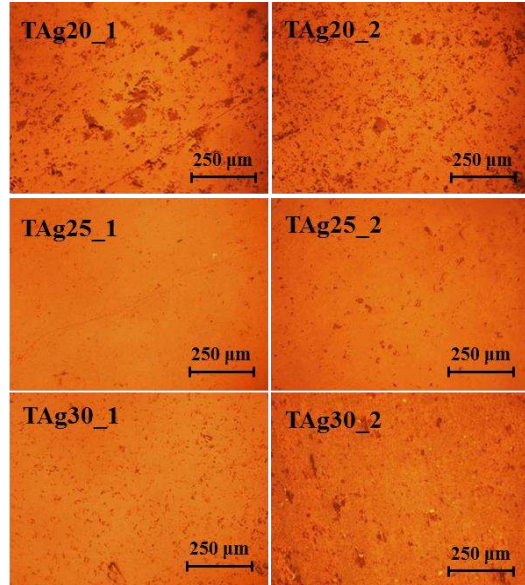
Şekil 3.14. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %30Y211 örneklerine ait polarize optik mikroskop fotoğrafları

Şekil 3.15'te MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x ($x=20, 25, 30$) Y211 + %20Ag₂O örneklerinin $\times 20$ büyütmede alınmış polarize optik fotoğrafları görülmektedir. Bu fotoğraflardan MPMG yöntemi ile üretilen Ag₂O katkılı tüm ekleme örneklerinin çok taneli bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Buradaki farklı renk dağılımları farklı yönelimlere sahip taneleri ifade etmektedir. Örnek yüzeylerinde görülen beyaz parlak alanların ise örnek içine iyice yayılan Ag₂O parçacıkları olduğu düşünülmektedir. Aynı zamanda Ag katkısı tane içi bağlantıyı, mekanik dayanıklılığı ve süperiletken tane boyutunu artırır. Böylece süperiletkenlik performansını da geliştirmiş olur (Tepe vd., 2004; Rani vd., 2014).



Şekil 3.15. MPMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O örneklerine ait polarize optik mikroskop fotoğrafları

Şekil 3.16'da TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O örneklerinin $\times 20$ büyütmede alınmış polarize optik fotoğrafları görülmektedir. Bu fotoğraflara bakıldığında TSMG ile üretilen Ag₂O katkılı ekleme örneklerinde tek renkli bir yapı gözlemlendiğinden dolayı örneklerin tek kristal yapıda olduğu söylenebilir.



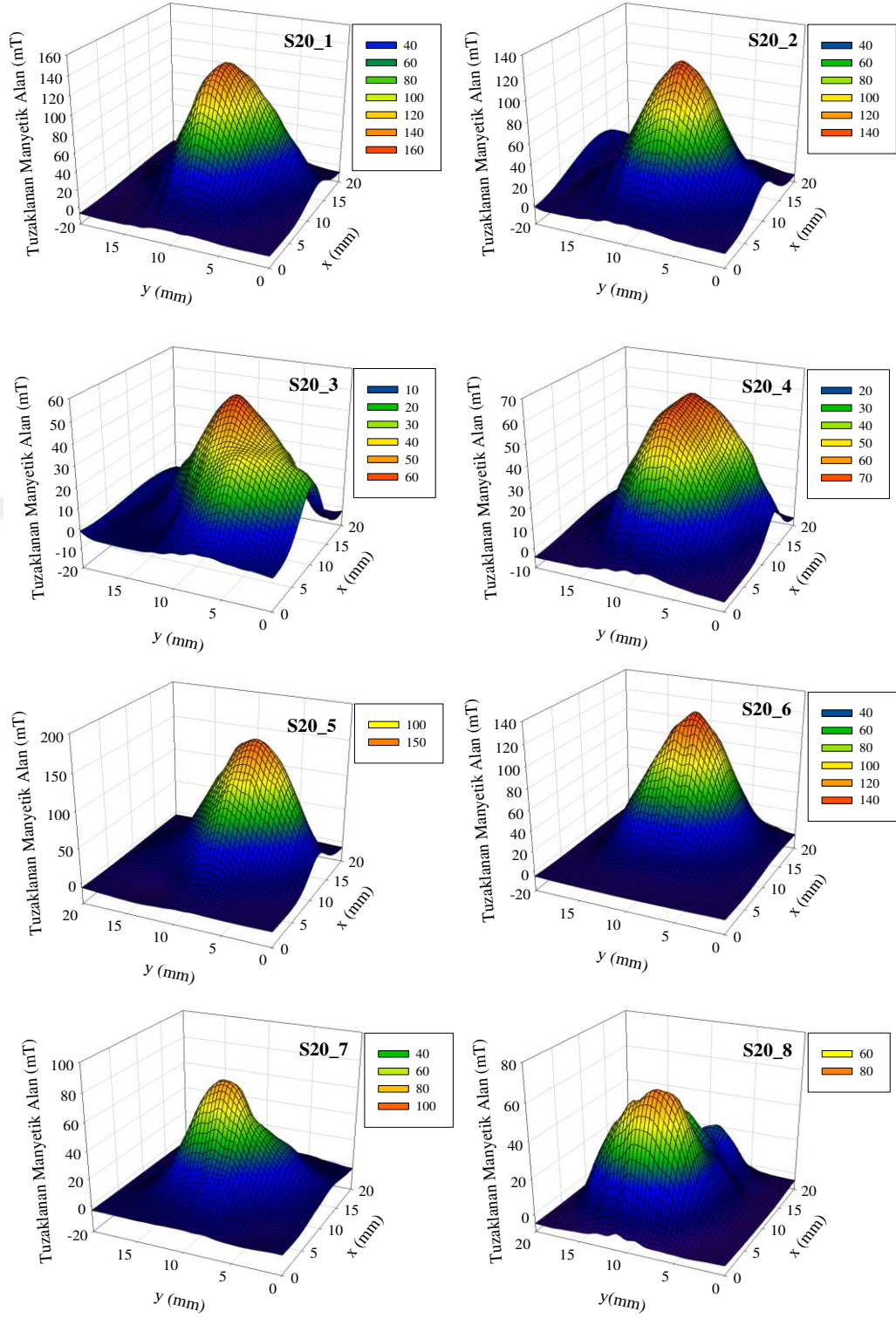
Şekil 3.16. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + % x (x=20, 25, 30) Y211 + %20Ag₂O örneklerine ait polarize optik mikroskop fotoğrafları

3.2. Ekleme İşlemi Öncesi Fiziksel Analiz

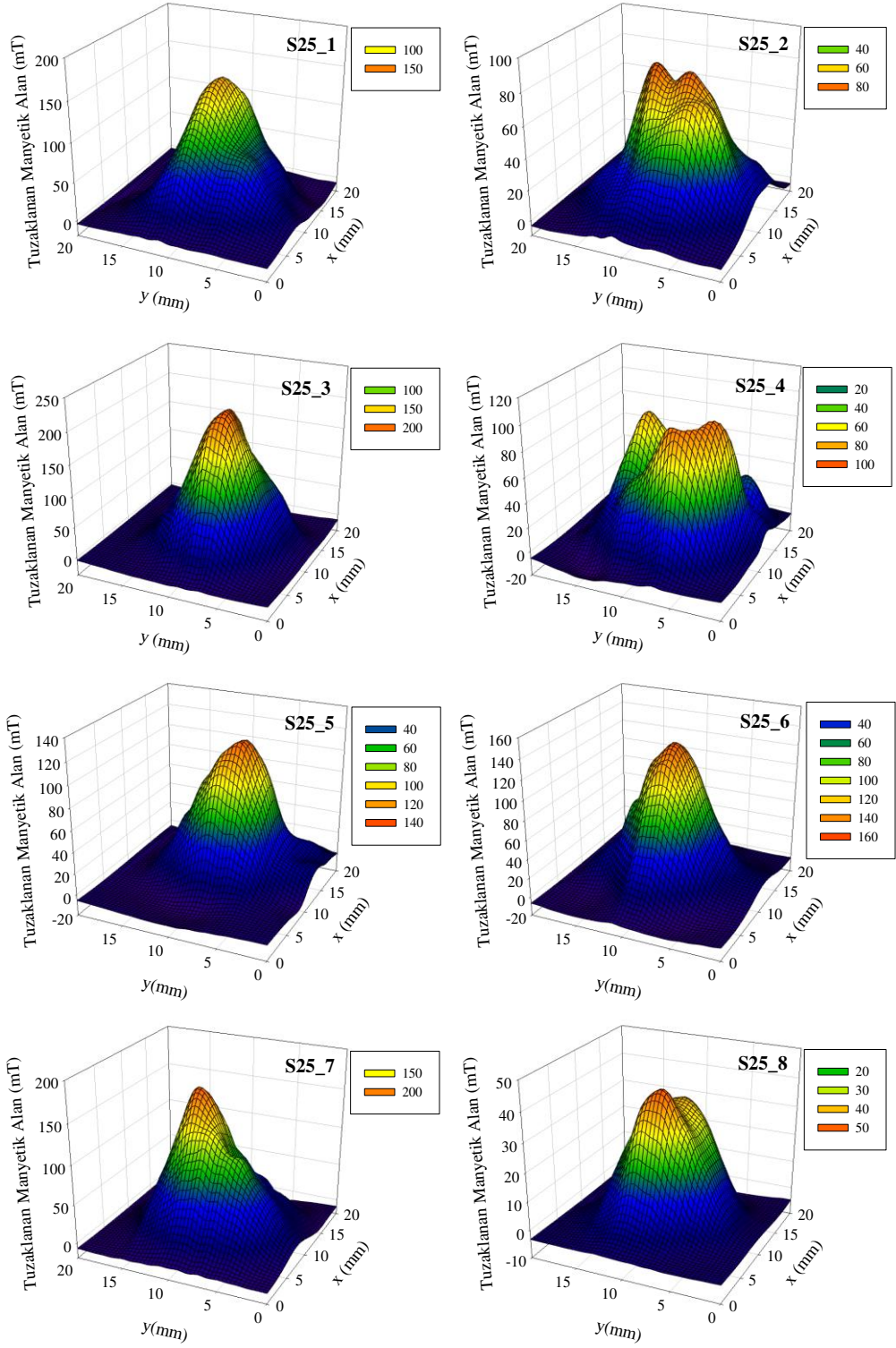
3.2.1. Tuzaklanan Manyetik Alan Ölçümleri

TSMG ile üretilen $Y123 + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $Y211$ örneklerine ait tuzaklanan alan dağılımları Şekil 3.17, Şekil 3.18 ve Şekil 3.19’da sırasıyla görülmektedir. Şekil 3.17’ye bakıldığında $S20_1$, $S20_2$, $S20_5$ ile $S20_6$ örneklerinin, Şekil 3.18’e bakıldığında $S25_1$, $S25_3$, $S25_5$, $S25_6$ ile $S25_7$ örneklerinin ve Şekil 3.19’a bakıldığında ise $S30_3$, $S30_5$ ile $S30_6$ örneklerinin tuzaklanan alan şiddetlerinin diğerlerine oranla oldukça yüksek olduğu görüldü. Tuzaklanan alan profilinin tekdüzeliği ve tepe değerinin yüksekliği pratik uygulamalar için gerekli özellikler açısından örneğin kalitesini gösterir (Shi vd., 2016). Süperiletken örneklerin tuzakladıkları manyetik alanın şiddeti J_c ile ilişkilidir. Tuzaklanan manyetik alanın değeri yüksekse, süperiletken malzemelerin akım taşıma kapasiteleri yüksek olmalı ve manyetik akılar malzeme içinde etkin bir şekilde sabitlenmelidir. Süperiletken olmayan fazların ve yapısal kusurların (dislokasyonlar, tane sınırları vb.) süperiletken malzemelerde etkili çivileme merkezleri olarak kullanıldığı bilinmektedir. Daha büyük J_c , daha fazla tuzaklanan manyetik alanla sonuçlanır (Başoğlu, 2021). Bu durumda yüksek miktarda manyetik alan tuzaklayabilen örneklerin kritik akım yoğunluklarının da yüksek olması beklenmektedir. Bu da örneklerin süperiletkenlik özelliklerinin iyi olduğu anlamına gelir.

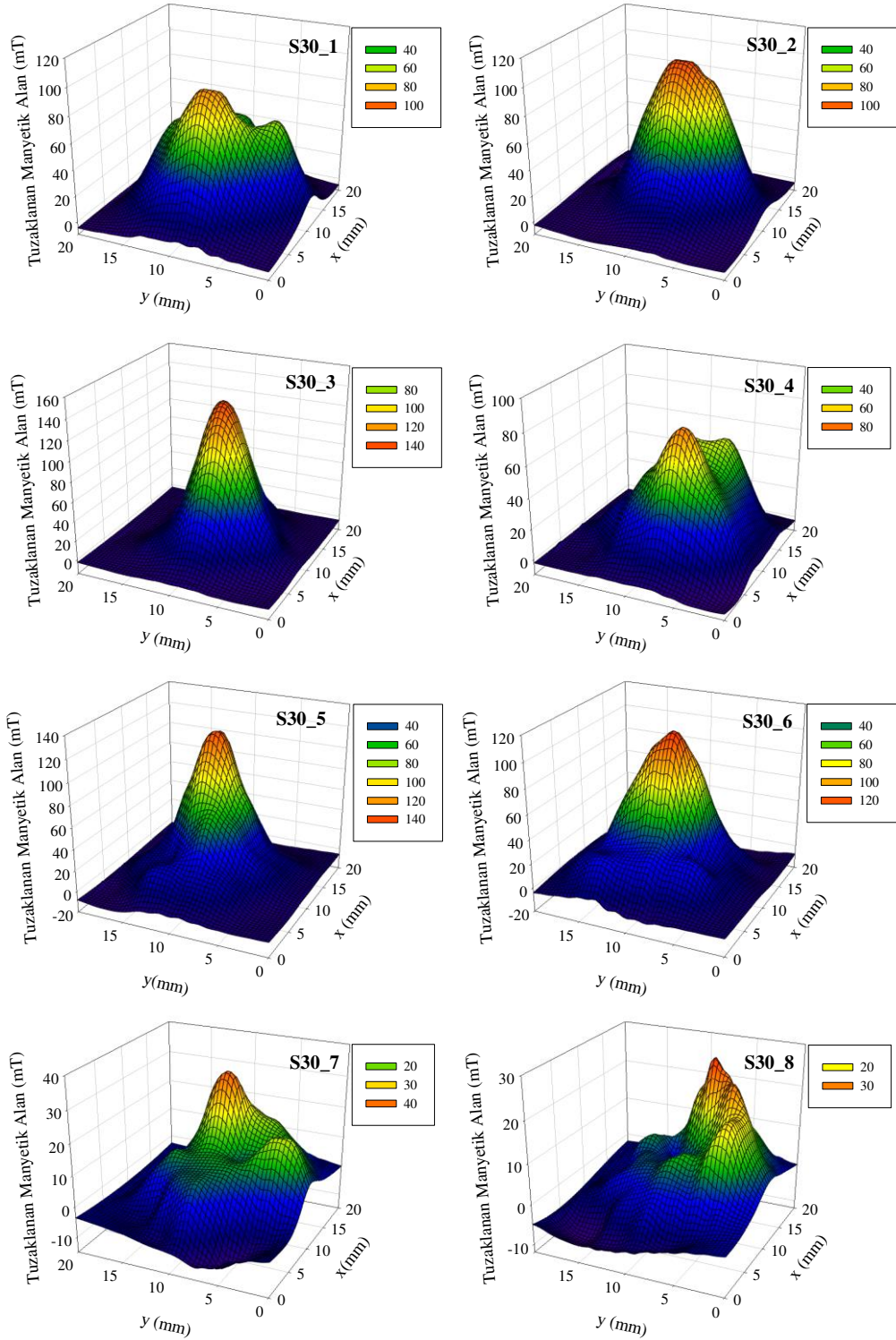
Ayrıca yine bazı örneklerin tuzaklanan manyetik alan dağılımlarının tek koni şeklinde olduğu, bazılarında ise bu tek koni şeklinin bozulduğu ve kendinden ayırık olmayan küçük tepeciklerin varlığı gözlemlendi. Bu tepeciklerin birbirinden çok ayırık olmaması sebebiyle tek tane durumunun bozulmasına rağmen taneler arasındaki bağlantının iyi olduğu düşünülmektedir. Koni şeklinin tek olması örneğin tek tane olduğunun göstergesidir (Naik vd., 2020).



Şekil 3.17. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %20Y211 örneklerine ait tuzaklanan manyetik alan dağılımları



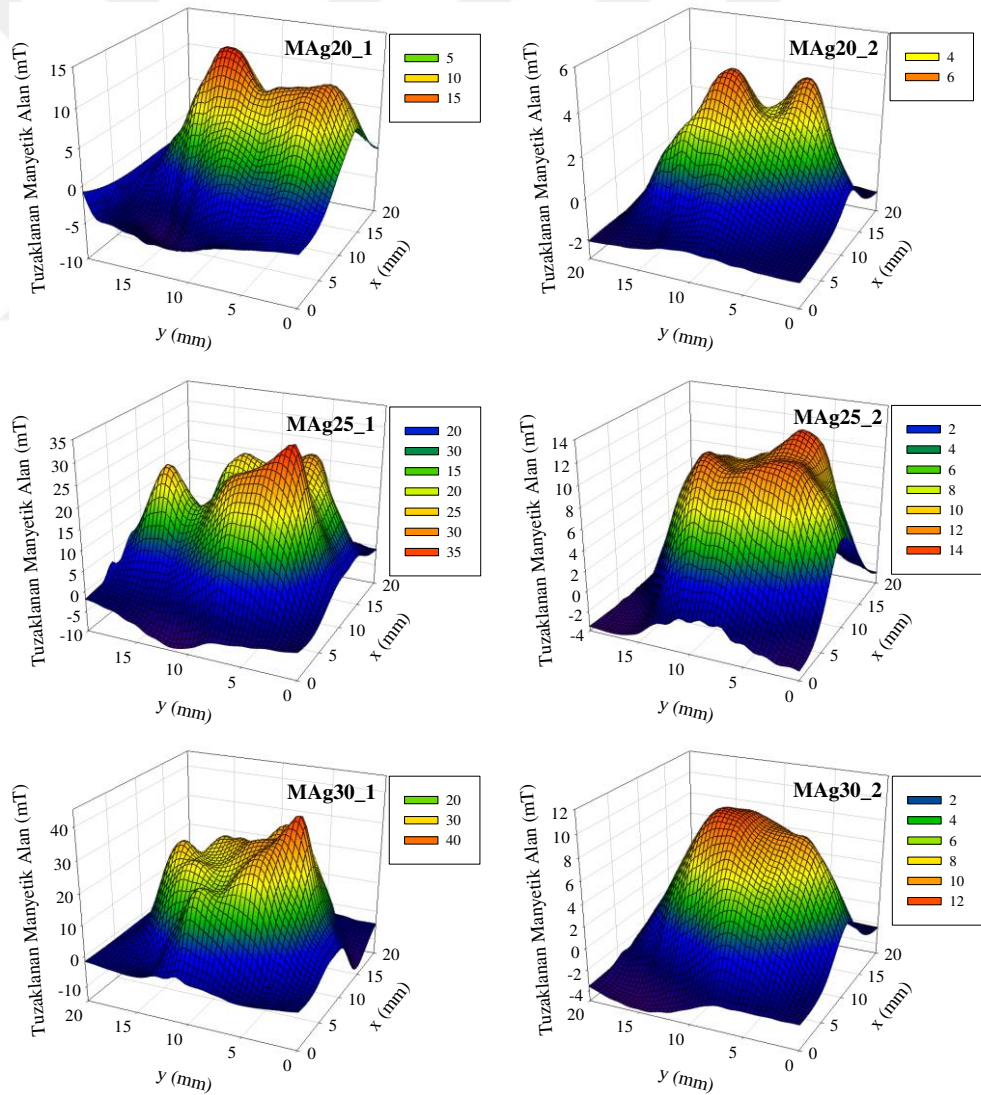
Şekil 3.18. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %25Y211 örneklerine ait tuzaklanan manyetik alan dağılımları



Şekil 3.19. TSMG yöntemi ile üretilen Y123 + %30Y211 örneklerine ait tuzaklanan manyetik alan dağılımları

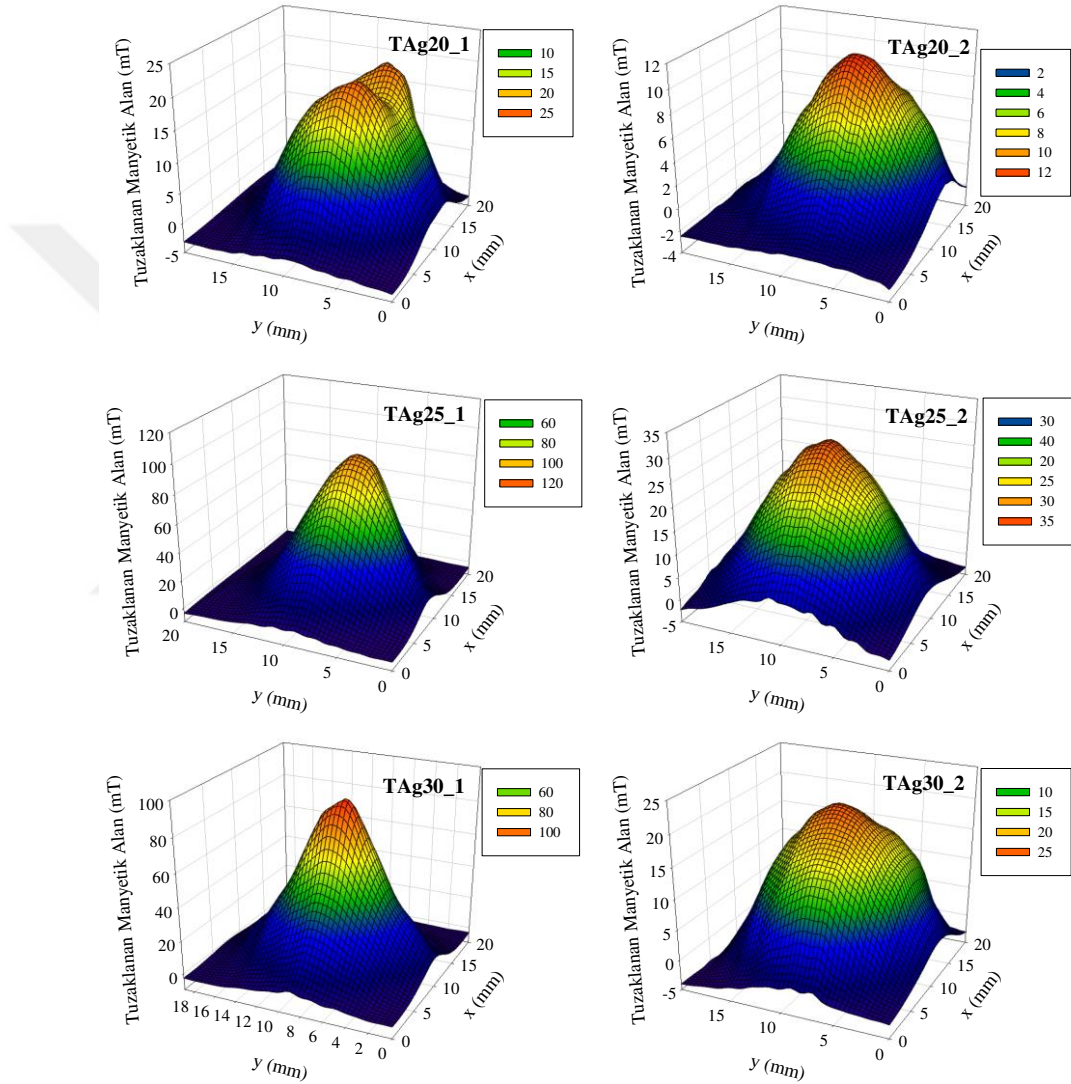
Daha önce yapılan çalışmalarda çok çekirdekli eritme büyütme [Multi-seeded melt growth (MSMG)] yöntemi ile üretilen örneklerin tuzaklanan manyetik alan dağılımlarında

tepelelerin birbirinden derin bir şekilde ayrıldığı görüldü. Bu da tane sınırlarının zayıf bağlantı gibi davrandığı, bu sınırlar boyunca süperakışın olmadığı ve böylece bu bölgelerde tuzaklanan manyetik alan değerini düşüreceği anlamına gelir (Shi vd., 2016; Almalki vd., 2017). MPMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerinin tuzaklanan manyetik alan dağılımları Şekil 3.20’de görülmektedir. Şekil 3.20’ye bakıldığında birbirine yakın birden fazla tepeliklerin varlığı görüldü. Bu da örneklerin taneli bir yapıya sahip olduğunu göstermektedir. Ancak taneler arasındaki ayrımın derin olmaması sebebiyle tane sınırlarının temiz olabileceği ve taneler arası bağlantının iyi olabileceği düşünülmektedir. Aynı zamanda MAg_{25_1} ve MAg_{30_1} örneklerinin diğerlerine oranla daha fazla alan tuzaklayabildikleri de görüldü.



Şekil 3.20. MPMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerine ait tuzaklanan manyetik alan dağılımları

TSMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerinin tuzaklanan manyetik alan dağılımları Şekil 3.21’de görülmektedir. TSMG ek örnekleri, TSMG ana örnekler ile benzer davranış gösterdiği ancak tuzakladıkları alan miktarının daha az olduğu görüldü. Ayrıca TAg25_1 ve TAg30_1 örneklerinin tuzaklanan manyetik alan şiddeti diğer TSMG ekleme örnekleri ile karşılaştırıldığında daha yüksektir.



Şekil 3.21. TSMG yöntemi ile üretilen $Y_{123} + \% x$ ($x=20, 25, 30$) $Y_{211} + \%20Ag_2O$ örneklerine ait tuzaklanan manyetik alan dağılımları

Aynı zamanda literatürde yer alan daha önceki çalışmalara bakıldığında Pinmangkorn ve arkadaşları (2020), $\%50$ Y_{211} katkılı TSMG YBCO örneğinde tuzaklanan alan değerini 0,2 T olarak bulurken, Almalki ve arkadaşları (2017)’nin $\%30$ Y_{211} katkılı TSMG YBCO örneğinde tuzaklanan alan değerini 0,25 T olarak bulduğu görüldü. Dolayısıyla bu tez

çalışmasında kullanılan TSMG örneklerinin tuzaklanan alan değerleri daha önceki çalışmalarla karşılaştırılabilir mertebelerde olduğu söylenebilir.

Ana örnekler ve ekleme örneklerinin üç boyutlu tuzaklanan manyetik alan dağılımlarının şekilleri hangi örneklerin eklenmesi gerektiğini belirlemede önemli bir role sahiptir. Eklenecek örnekler tuzaklanan manyetik alan şiddet ve tane dağılımı benzer olanlar arasından seçildi. Tablo 3.1, birbirleri ile eklenen ana örnekleri ve ekleme örneklerini ve ekleme işlemi sonrası elde edilen eklenmiş örneğin isimlerini göstermektedir.

Tablo 3.1. Birbirleri ile eklenen ana örnekler ve ekleme örnekleri

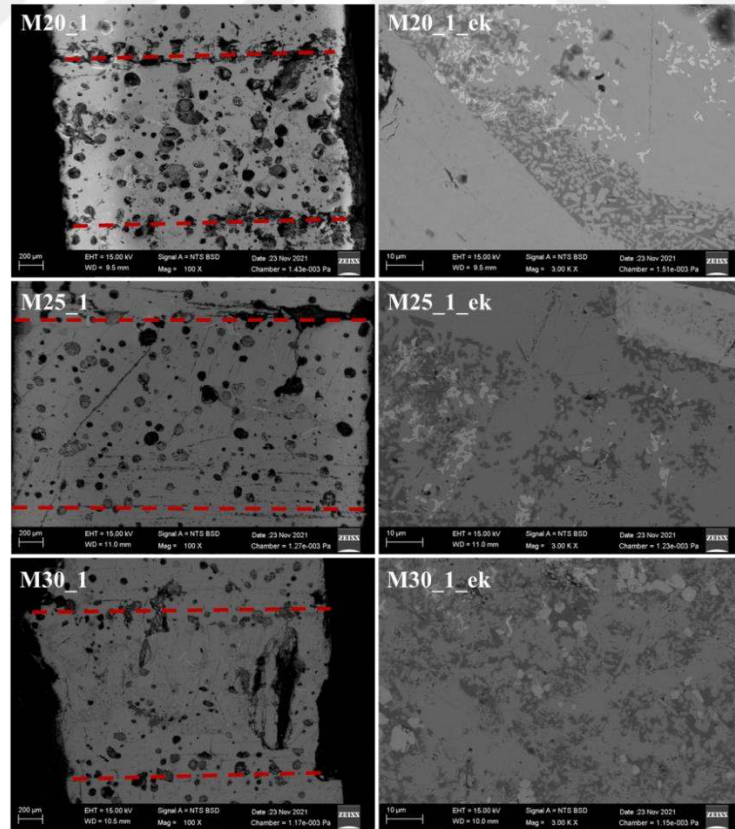
Eklenen Örnekler		Eklenmiş Örnek	
Üst Ek Alt	S20_4 MAg20_1 S20_7	M20_1	1. Grup Örnekler
Üst Ek Alt	S25_4 MAg25_1 S25_2	M25_1	
Üst Ek Alt	S30_1 MAg30_1 S30_4	M30_1	
Üst Ek Alt	S20_1 TAg20_1 S20_5	T20_1	
Üst Ek Alt	S25_3 TAg25_1 S25_1	T25_1	
Üst Ek Alt	S30_2 TAg30_1 S30_3	T30_1	
Üst Ek Alt	S20_3 MAg20_2 S20_8	M20_2	2. Grup Örnekler
Üst Ek Alt	S25_7 MAg25_2 S25_8	M25_2	
Üst Ek Alt	S30_7 MAg30_2 S30_8	M30_2	
Üst Ek Alt	S20_2 TAg20_2 S20_6	T20_2	
Üst Ek Alt	S25_5 TAg25_2 S25_6	T25_2	
Üst Ek Alt	S30_5 TAg30_2 S30_6	T30_2	

Eklenmiş yeni örneklerin isimlendirilmesinde T veya M harfleri ekleme örneğinin üretim yöntemini belirtmek amacıyla kullanıldı (ekleme örneği TSMG ile üretilen örnekler T harfi ile ve MPMG ile üretilenler M harfi ile başlamaktadır). Aynı zamanda isimlendirmede kullanılan 20, 25 ve 30 sayıları ana örnekleri ile ekleme örneklerinin Y211 miktarlarının yüzde oranlarını ve 1 veya 2 rakamları ise eklenmiş örneklerin 1. veya 2. grupta olduklarını belirtmektedir.

3.3. Ekleme İşlemi Sonrası Yapısal Analiz

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

Şekil 3.22, ek malzemeleri MPMG yöntemi ile üretilmiş ve su jeti ile delinmemiş 1. grup eklenmiş örneklerden M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin ek bölgelerinin yüzeylerinden $\times 100$ ve $\times 3000$ büyütmede alınmış SEM fotoğraflarını göstermektedir.



Şekil 3.22. 1. grup eklenmiş örneklerden M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin ek bölgesinin SEM görüntüleri

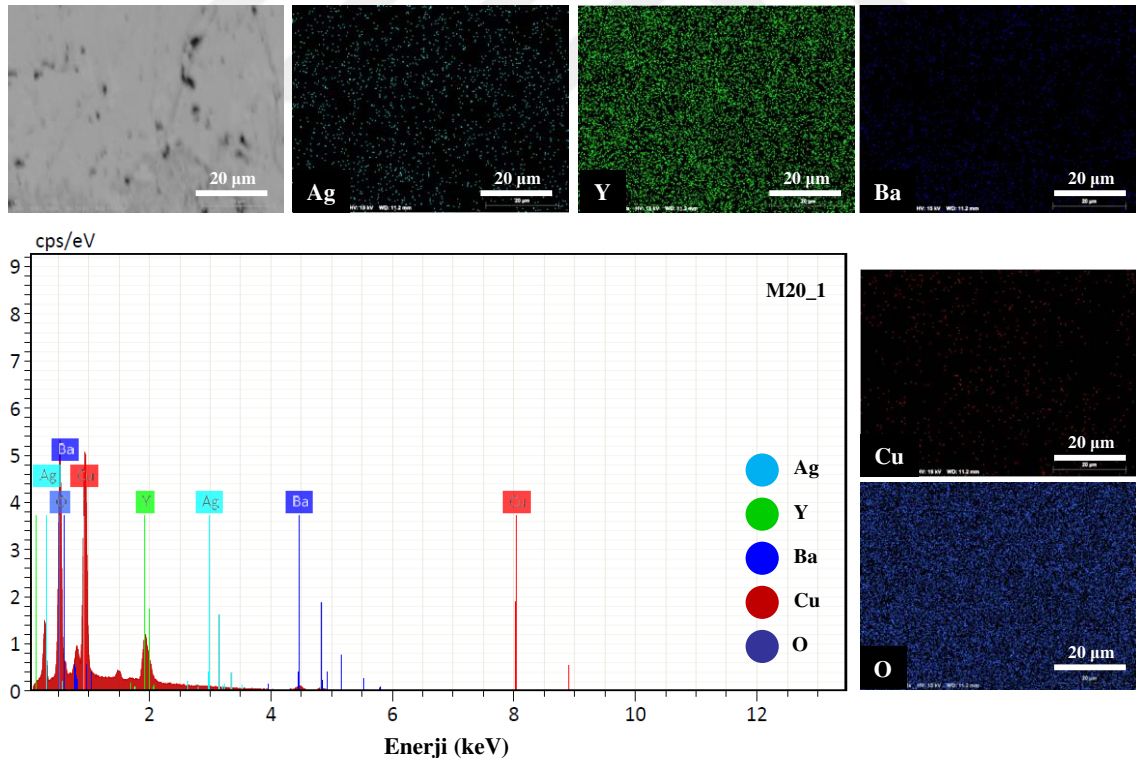
Örneklerin yapısına bakıldığında M30_1 örneğinde diğerlerine göre derin bir makro çatlakların varlığı gözlemlendi. Süperiletken içerisinde oluşan makro çatlaklar süperiletkenlik özelliklerini etkiler. Bu çatlakların oluşmasının altında farklı nedenler yatabilir. Y211 fazının yapı içerisinde düzgün dağılmaması ve boşlukların yoğunluğu termal strese neden olabilmektedir. Aynı zamanda tetragonal kristal yapısına sahip olan YBCO külçe süperiletkeni oksijenle tavlama sonrasında ortorombik faz yapısına geçtiği için hacimsel bir büyüme gerçekleşir (Sakai vd., 2000; Aydın vd., 2012). Makro çatlaklar süperiletken malzemenin akım taşıma kapasitesini olumsuz yönde etkiler. Makro çatlakların sayısının en aza indirilmesi amacıyla yapı içerisinde var olan Y211 fazının homojen bir şekilde dağılması gerekmektedir (Murakami, 1990; Cloots vd., 2005). Bu nedenle M30_1 örneğinin J_c değerinin manyetik alanla birlikte hızlı bir şekilde düşmesi beklenmektedir.

M20_1 ve M25_1 örneklerinin her ikisinin de boşluklu bir yapıya sahip olduğu görüldü. Bu boşluklar ısıtılma sırasında farklı termal genleşmelerden kaynaklanmaktadır. Boşlukların boyutu ve sayısı peritektik sıcaklığa çıkartılan malzemenin ısıtılma hızına bağlıdır. Isıtma hızı arttıkça boşlukların boyutu artar (Cloots vd., 2005). Aynı zamanda M25_1 örneğinin ek sınırının çok iyi kaynamadığı ve ek sınırında süreksizlik olduğu görüldü. Böylece J_c değerinin M20_1 örneğine göre daha düşük olması beklenmektedir.

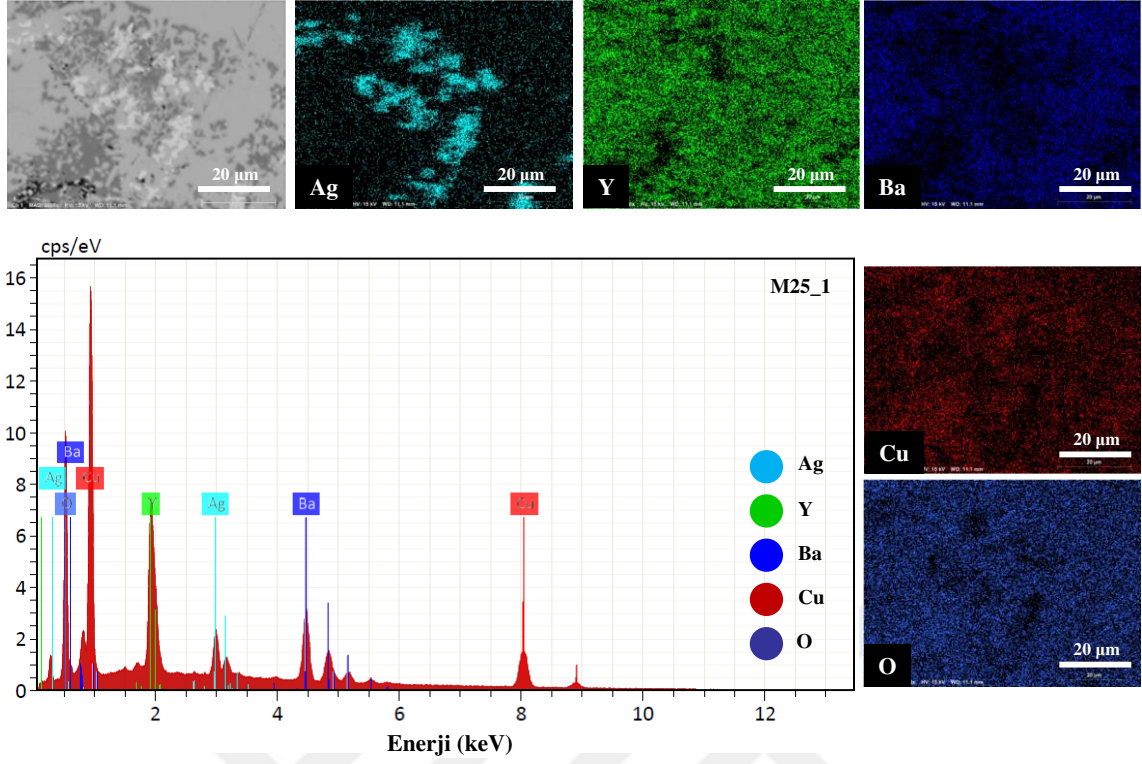
Örneklerin ek bölgelerinin $\times 3000$ büyütmedeki SEM fotoğraflarında net bir şekilde görülen beyaz bölgelerin Ag parçacıkları olduğu ilerde verilen EDS analizi ile de desteklenmektedir. Ag'nin ek bölgesinde Y123 fazı içerisinde dağıldığı açıktır. Ag katkısı malzemenin erime sıcaklığını düşürerek ekleme işlemini kolaylaştırır ve ek bölgesindeki elektriksel özellikleri iyileştirir (Puig vd., 2001; Roa vd., 2010; Congreve vd., 2018).

Süperiletken yapı içerisine dağılmış süperiletken olmayan Y211 parçacıkları güçlü çivileme merkezi olarak davranır. Aynı zamanda Y211 parçacıklarının küçük boyutta olması ve yapı içerisine homojen bir şekilde dağılmasının J_c değerinin artmasında olumlu rol oynadığı iyi bilinmektedir (Naik vd., 2020). SEM fotoğraflarında görülen koyu gri renkteki bölgelerin içerisine dağılmış irili ufaklı ve genelde çubuk şeklindeki fazların çivileme merkezi olarak görev yapan Y211 fazları olabileceği düşünülmektedir. Farklı Y211 oranlarına sahip örneklerden M30_1 örneğinde bu bölgelerin yani Y211 fazlarının sayısının daha fazla olduğu görülmektedir. Ayrıca Y211 parçacıklarının boyutları $10\ \mu\text{m}$ 'nin altındadır. Ancak SEM fotoğraflarındaki orantısız ve düzgün olmayan dağılım Y211 sayıları hakkında net bilgi vermemektedir.

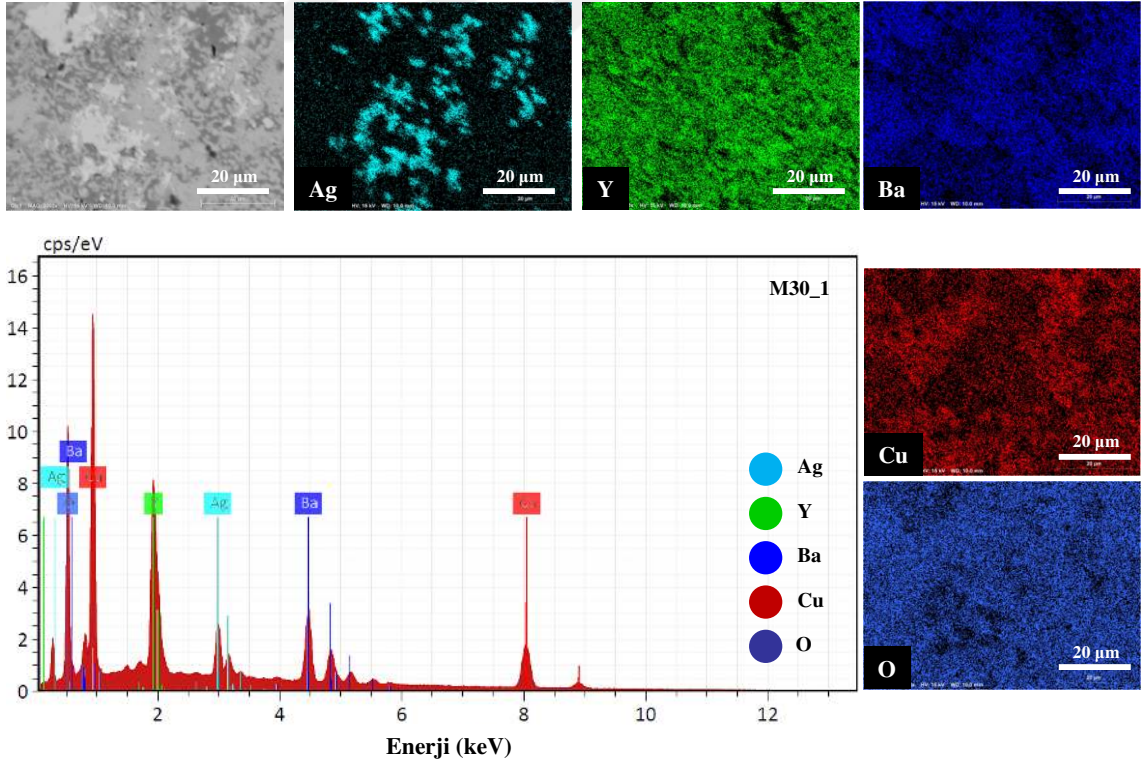
Şekil 3.23-25'te 1. grup örneklerden M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerine ait bölgesel EDS analizi sonuçları görülmektedir. Örnek yüzeyinde belirlenen bölgenin Y, Ba, Cu, O ve Ag elementleri için haritalar çıkarıldı. Yapılan bu elementel haritalama sonucunda beyaz bölgelerin bulunduğu noktalarda Ag elementinin yoğun olarak mevcut olduğu açıkça görülmektedir. Bu da ek bölgesinde Ag'nin süperiletken yapı içerisine nüfuz ettiğini desteklemektedir. Literatürden de bilindiği gibi kristal büyümenin ilk aşamalarında Ag'yi YBCO örgüsüne dâhil etmek zordur. Ag, büyüme cephesi tarafından itilir ve katılaştan tek taneli yapı içinde zaten mevcut olan boşluklara girmeye zorlanır. Böylece boşlukların Ag tarafından doldurulması, gözenekliliği azaltır ve YBCO külçe süperiletkenlerinin dayanıklılığını artırır (Congreve vd., 2018). Y, Ba, Cu ve O elementlerinin ise yüzeyde Ag elementinin olduğu bölgeler dışında homojen bir biçimde dağıldığı görüldü. Bu da YBCO bileşiminin oluşumunu ortaya koymaktadır (Hannachi vd., 2019). Ancak EDS analizi Y211 fazları hakkında yeterli bilgi vermemektedir. EDS spektrumu ise yine Y, Ba, Cu, O ve Ag elementlerinin yapı içerisinde varlığını göstermektedir.



Şekil 3.23. M20_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu

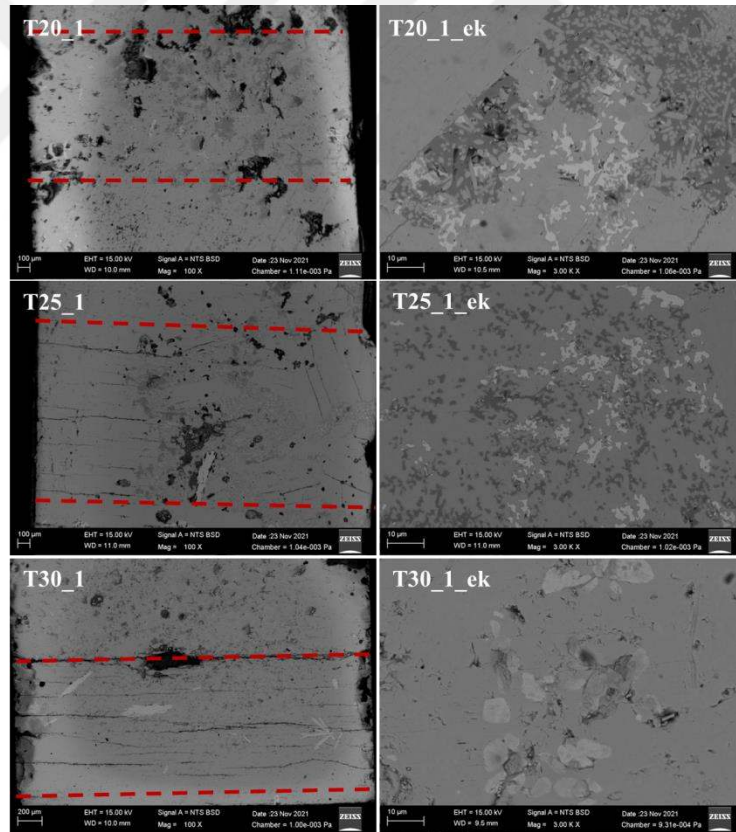


Şekil 3.24. M25_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu



Şekil 3.25. M30_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu

Şekil 3.26, ek malzemeleri TSMG yöntemi ile üretilmiş ve su jeti ile delinmemiş 1. grup eklenmiş örneklerden T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin ek bölgelerinin yüzeylerinden $\times 100$ ve $\times 3000$ büyütmede alınmış SEM fotoğraflarını göstermektedir. T20_1 ve T25_1 örneklerinin ek bölgelerinin net bir çizgi ile ayrılmadığı görüldü. Böylece bu iki örnekte Ag'nin yapı içerisine iyi bir şekilde nüfuz ettiği ve ekleme işlemini kolaylaştırdığı söylenebilir. Bu durumda süperiletken, ek bölgesinde sürekli hale gelir. Bu bölgede karakteristik yapının bozulmayacağı ve elektriksel iletkenlikte bir sınırlama olmayacağı beklenmektedir. Ancak T20_1 örneğinde ek bölgesi iyi kaynamış olmasına rağmen sayısı ve boyutu büyük olan boşluklar gözlemlendi. T25_1 örneğinde ise akım taşıma kapasitesini etkileyen makro çatlakların varlığı görülmektedir. Bu çatlaklar T30_1 örneğindeki derin makro çatlığa göre daha küçük olduğundan T25_1 örneğinin J_c değerinin daha yüksek olması beklenmektedir.

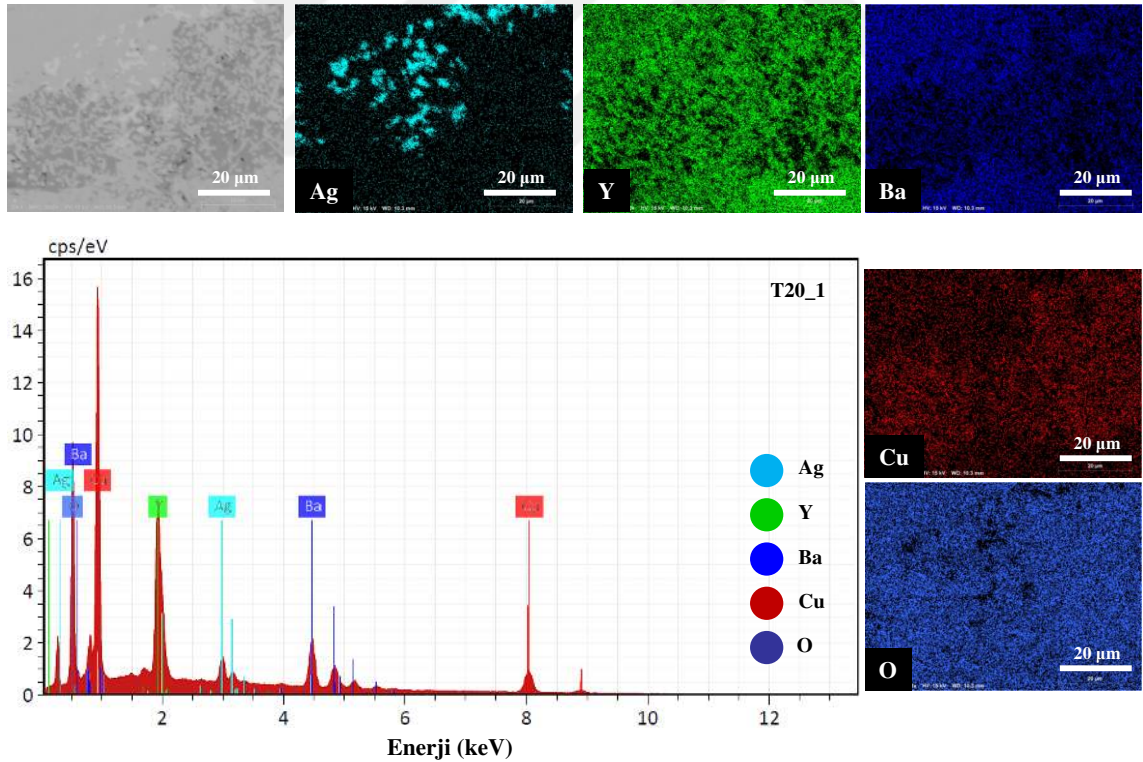


Şekil 3.26. 1. grup eklenmiş örneklerden T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin ek bölgesinin SEM görüntüleri

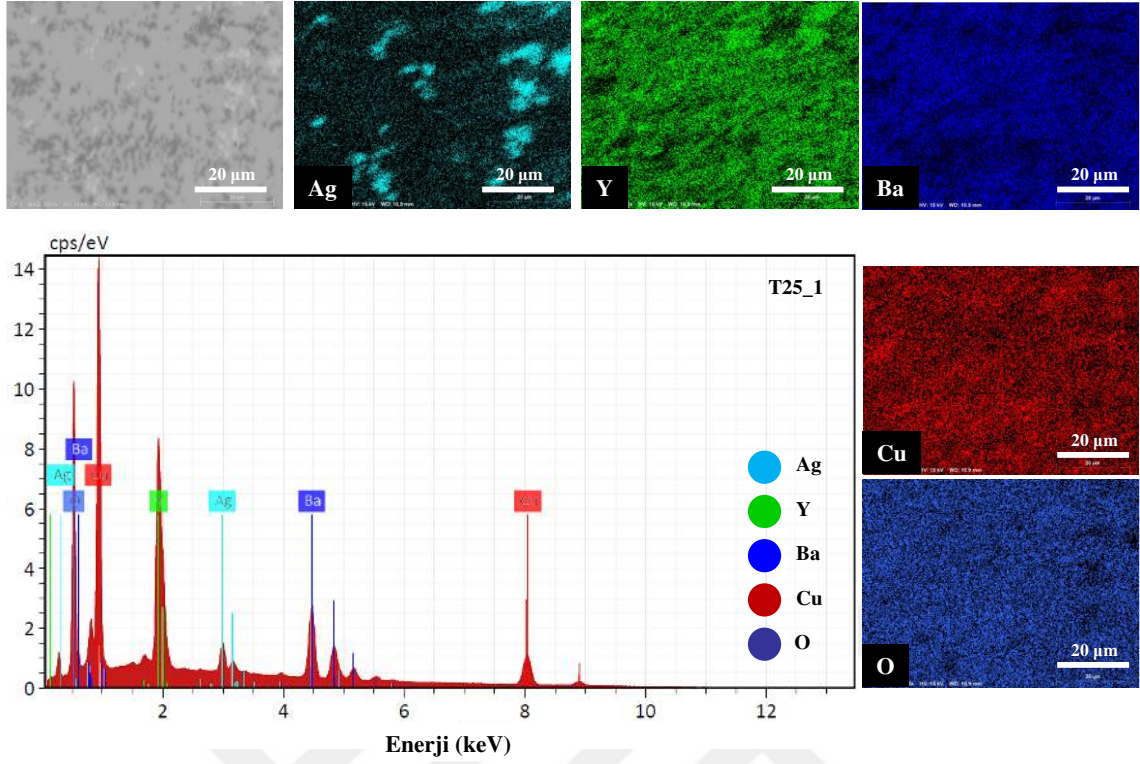
T30_1 örneğinde derin çatlağın yanında ek sınırının iyi kaynamadığı ve bu bölgede süreksizlik olduğu görüldü. Bu da J_c 'nin manyetik alana karşı dayanımının az olabileceği anlamına gelmektedir.

×3000 büyütmede alınmış SEM fotoğrafların bakıldığında T30_1 örneğinde Ag fazının diğer örneklerdeki gibi ince ve fazla sayıda değil, daha büyük boyutlarda ve daha az sayıda olduğu görüldü.

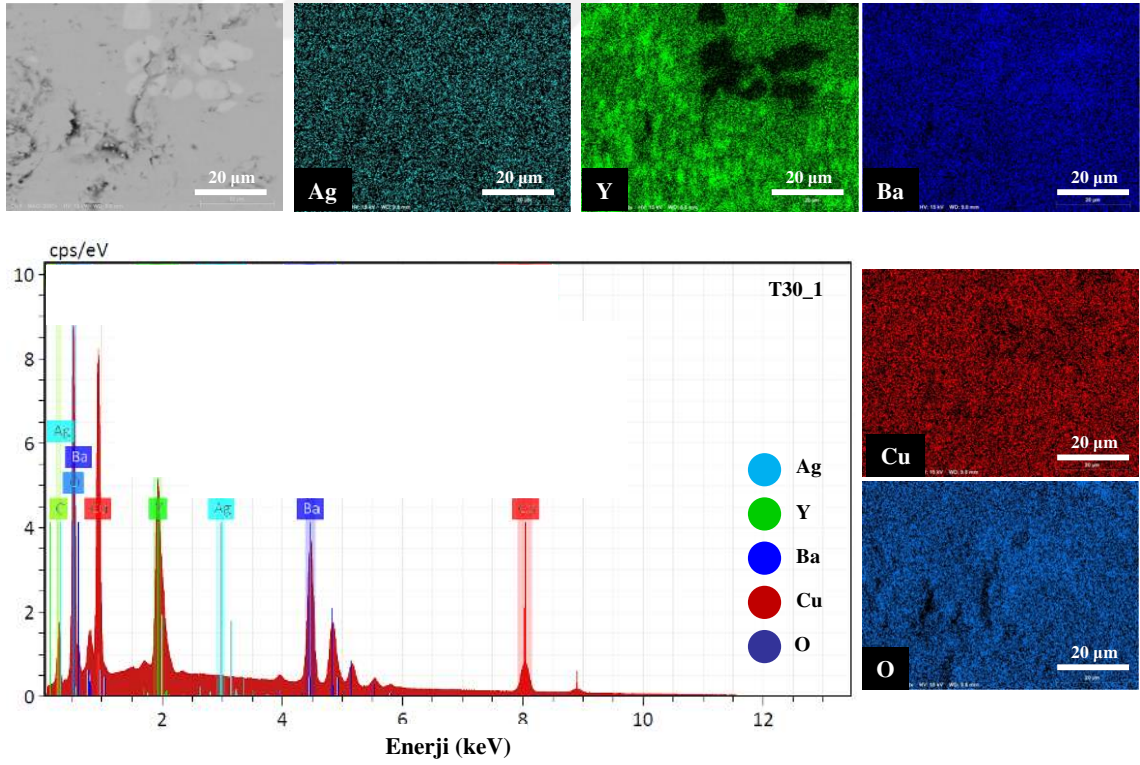
Şekil 3.27-29'da 1. grup örneklerden T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerine ait bölgesel EDS analizi sonuçları görülmektedir. Bu örneklerde de örnek yüzeyinde belirlenen bölgenin Y, Ba, Cu, O ve Ag elementleri için haritalar çıkarıldı. Bu elementel haritalardan T20_1 ve T25_1 örneklerindeki beyaz bölgelerin olduğu bölgelerde Ag yoğunluğunun fazla olduğu görüldü. T30_1 örneğinde ise beyaz bölgelerin azlığı nedeniyle Ag elementinin dağılımı hakkında net bir bilgi elde edilemedi. Ancak EDS spektrumunda Ag'nin varlığı görülmektedir.



Şekil 3.27. T20_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu

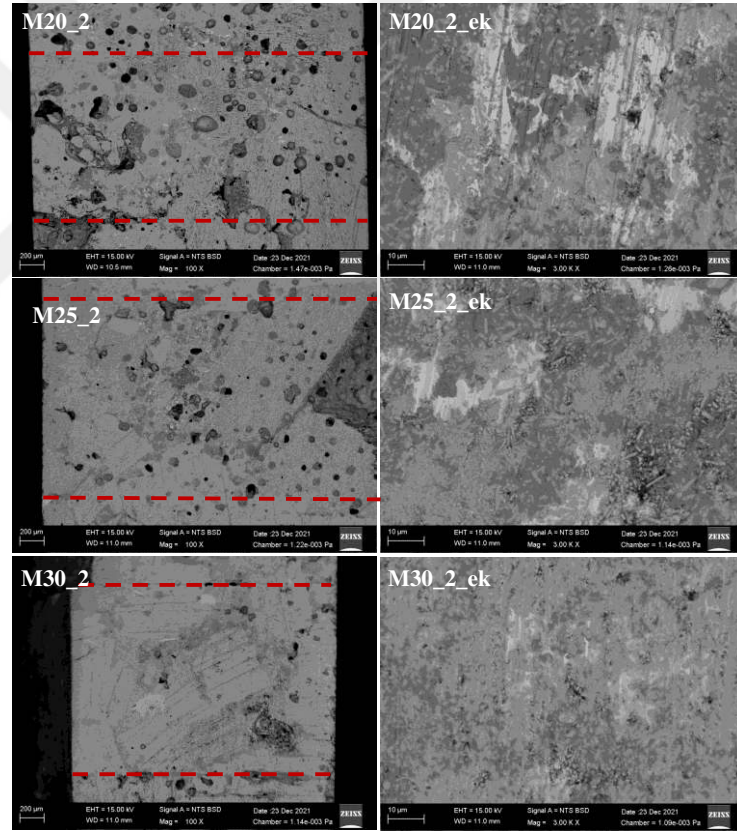


Şekil 3.28. T25_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu



Şekil 3.29. T30_1 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu

Şekil 3.30, ek malzemeleri MPMG yöntemi ile üretilmiş ve su jeti ile delinmiş 2. grup eklenmiş örneklerden M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin ek bölgelerinin yüzeylerinden $\times 100$ ve $\times 3000$ büyütmede alınmış SEM fotoğraflarını göstermektedir. M20_2 örneğinin yapısında boşlukların sayısının fazla ve boyutlarının büyük olduğu görülmektedir. Bu boşluklar yüzeyde akan akımın kesintiye uğramasına sebep olabileceğinden J_c değerinin düşük olması beklenmektedir. Bunun yanında M25_2 örneğinin ek sınırlarında belirgin bir ayrımın olmadığı ve bu sınırların iyi kaynadığı açıkça görüldü. Aynı zamanda yapı içerisinde koyu gri bölgelerin arasına nispeten homojen şekilde dağılmış çubuk şeklinde fazların varlığı, bu fazların Y211 parçacıkları olabileceğini düşündürmektedir. Bu sebeplerden ötürü M25_2 örneğinin J_c değerinin yüksek olması beklenmektedir.

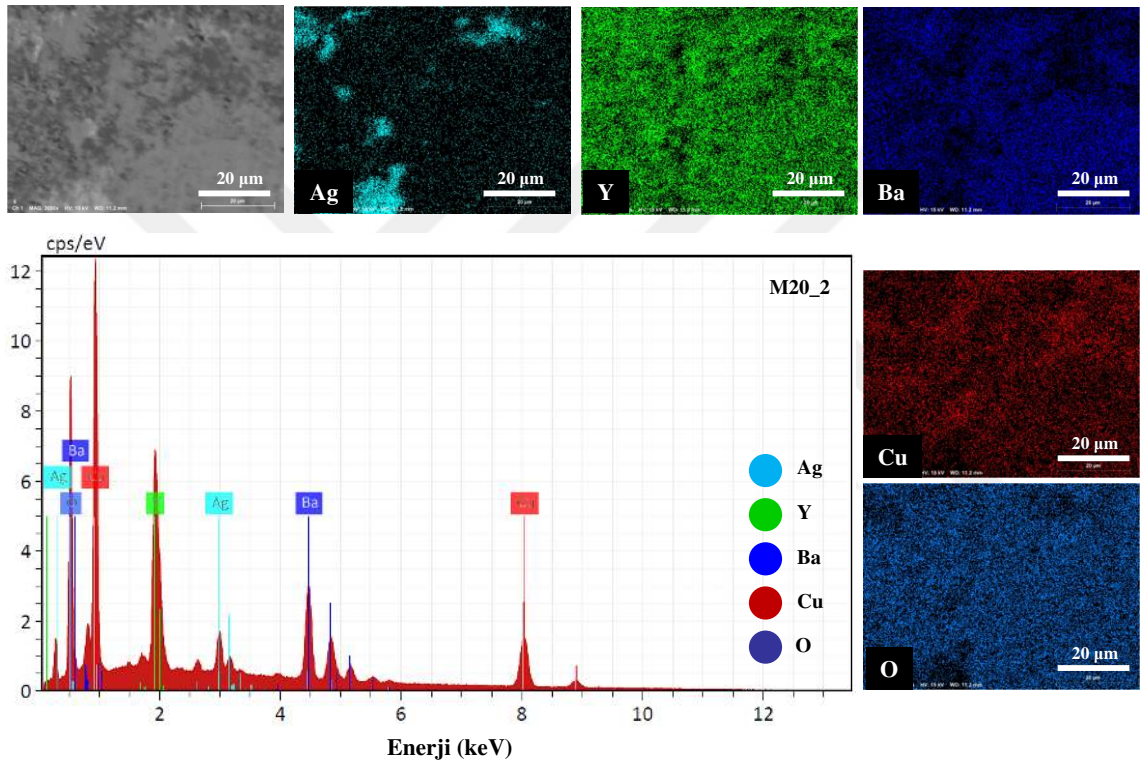


Şekil 3.30. 2. grup eklenmiş örneklerden M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin ek bölgesinin SEM görüntüleri

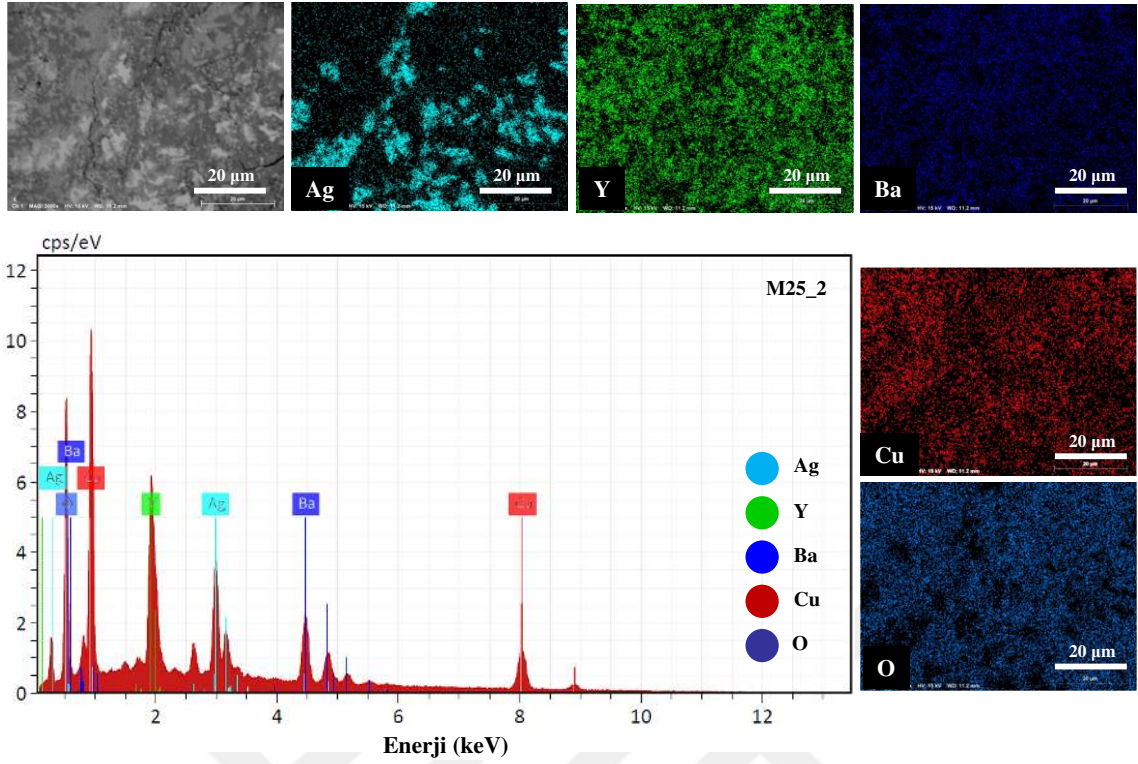
M30_2 örneğinin $\times 100$ büyütmede alınmış SEM fotoğrafına bakıldığında genel olarak temiz bir görüntü olmasına rağmen ekin üst sınırının daha belirgin olduğu ve bu ayrımda

kirliliklerin varlığı gözlemlendi. Bundan dolayı M30_2 örneğinin J_c değerinin M25_2 örneğine göre daha düşük olması beklenir.

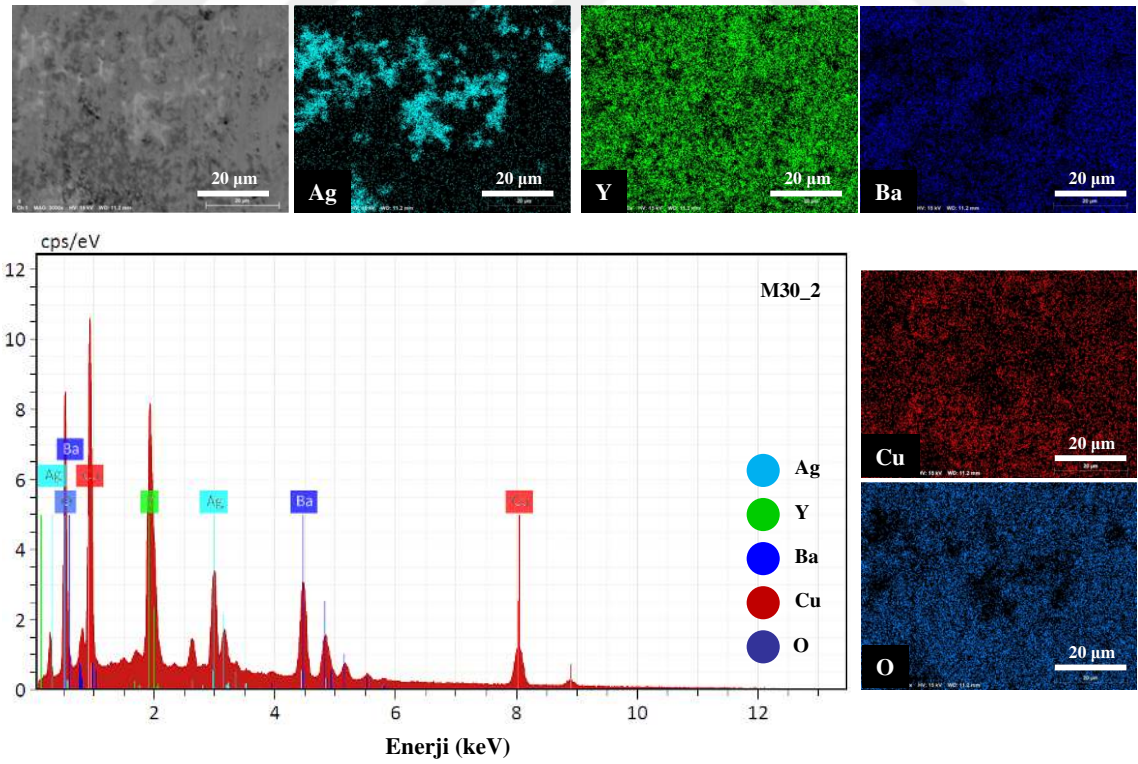
Şekil 3.31-33, 2. grup eklenmiş örneklerden M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerine ait bölgesel EDS analizi sonuçları görülmektedir. Bu örneklerin belirli bir bölgesinden çıkarılan elementel haritalara göre 1. grup örneklerde olduğu gibi beyaz bölgelerin bulunduğu kısımlarda Ag elementinin yoğunlaştığı ve diğer elementlerin homojen bir biçimde dağıldığı görüldü.



Şekil 3.31. M20_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu

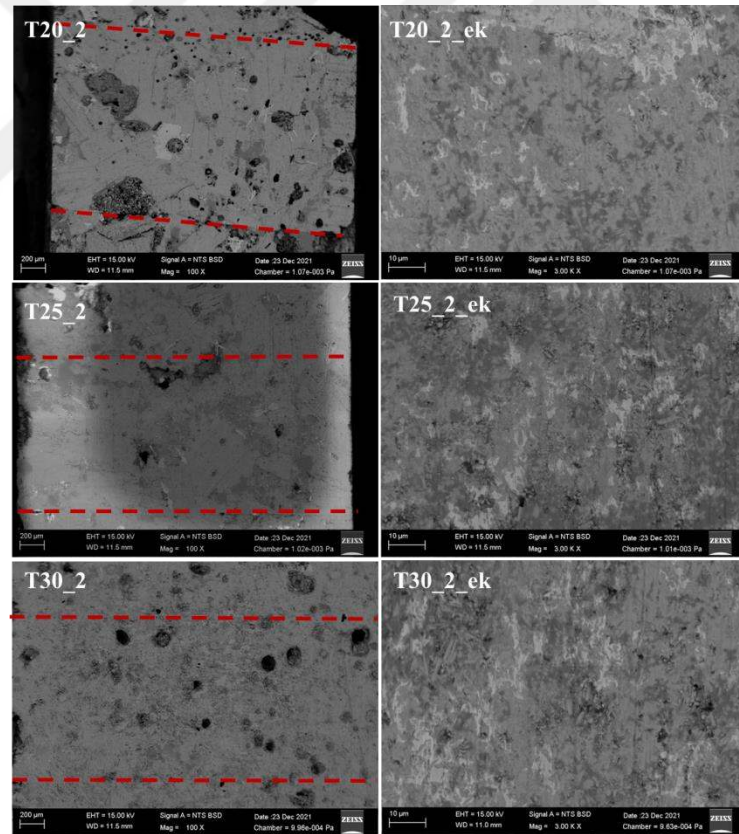


Şekil 3.32. M25_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu



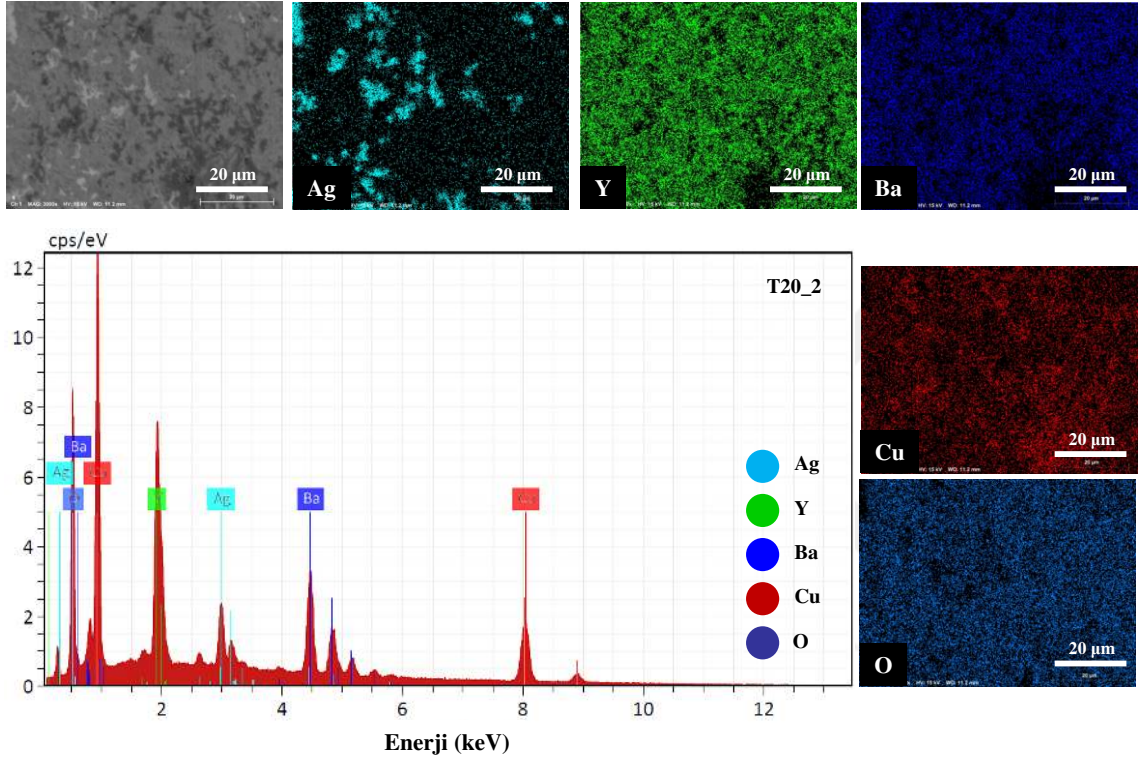
Şekil 3.33. M30_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu

Şekil 3.34, ek malzemeleri TSMG yöntemi ile üretilmiş ve su jeti ile delinmiş 2. grup eklenmiş örneklerden T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin ek bölgelerinin yüzeylerinden $\times 100$ ve $\times 3000$ büyütmede alınmış SEM fotoğraflarını göstermektedir. Bu üç örneğin SEM fotoğraflarına bakıldığında T20_2 örneğinde hem boşluk sayısının fazla hem de bu boşlukların boyutlarının büyük olduğu görüldü. Aynı zamanda yapı içerisinde makro çatlakların da varlığı gözlemlendi. T25_2 örneğinin ise yüzey görüntüsünün çok temiz, boşluk sayısının az olması, makro çatlakların olmaması ve ek sınırlarının belirgin olmayıp ekin iyi kaynaması J_c değerinin yüksek olma ihtimalini artıran sebepler olarak düşünülebilir. Ayrıca T25_2 örneğinin yapısında koyu gri bölgelerin içerisine dağılmış Y211 fazları da açıkça görülmektedir. Bunun yanında T30_2 örneğinin de ek sınırlarının temiz olmasına rağmen T25_2 örneğine göre daha boşluklu bir yapıya sahip olması bu örneğin J_c değerinin daha düşük olabileceğini düşündürmektedir.

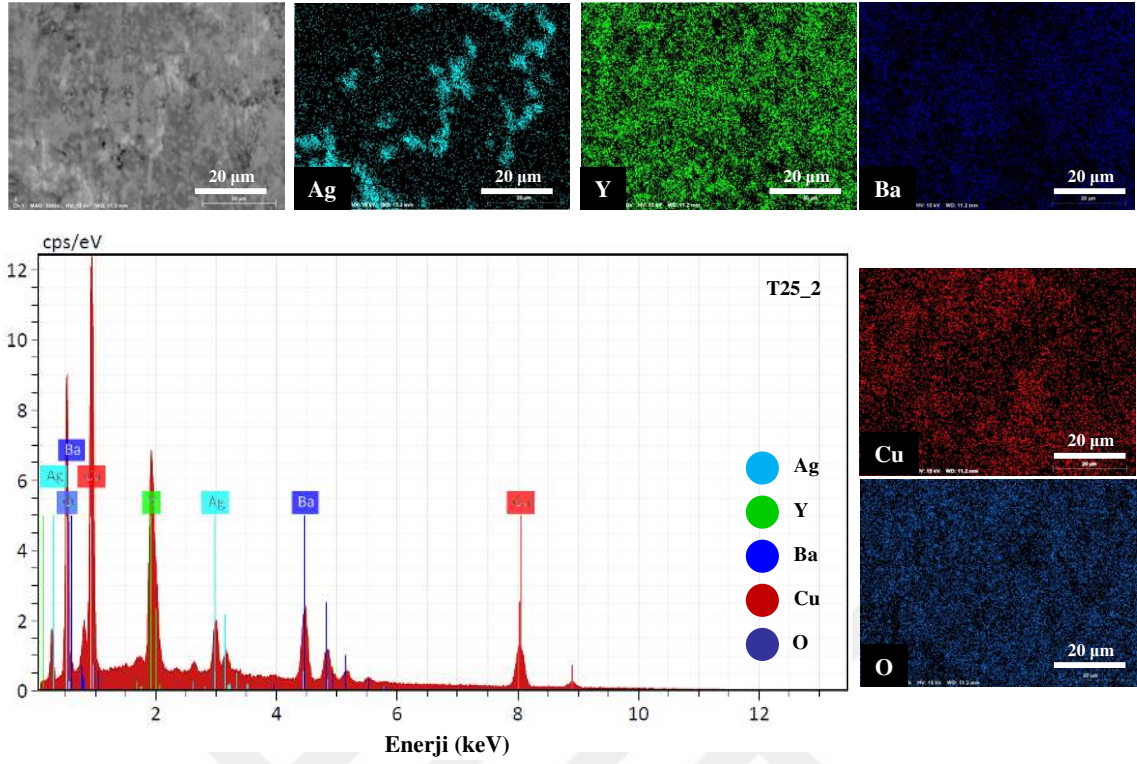


Şekil 3.34. 2. grup eklenmiş örneklerden T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin ek bölgesinin SEM görüntüleri

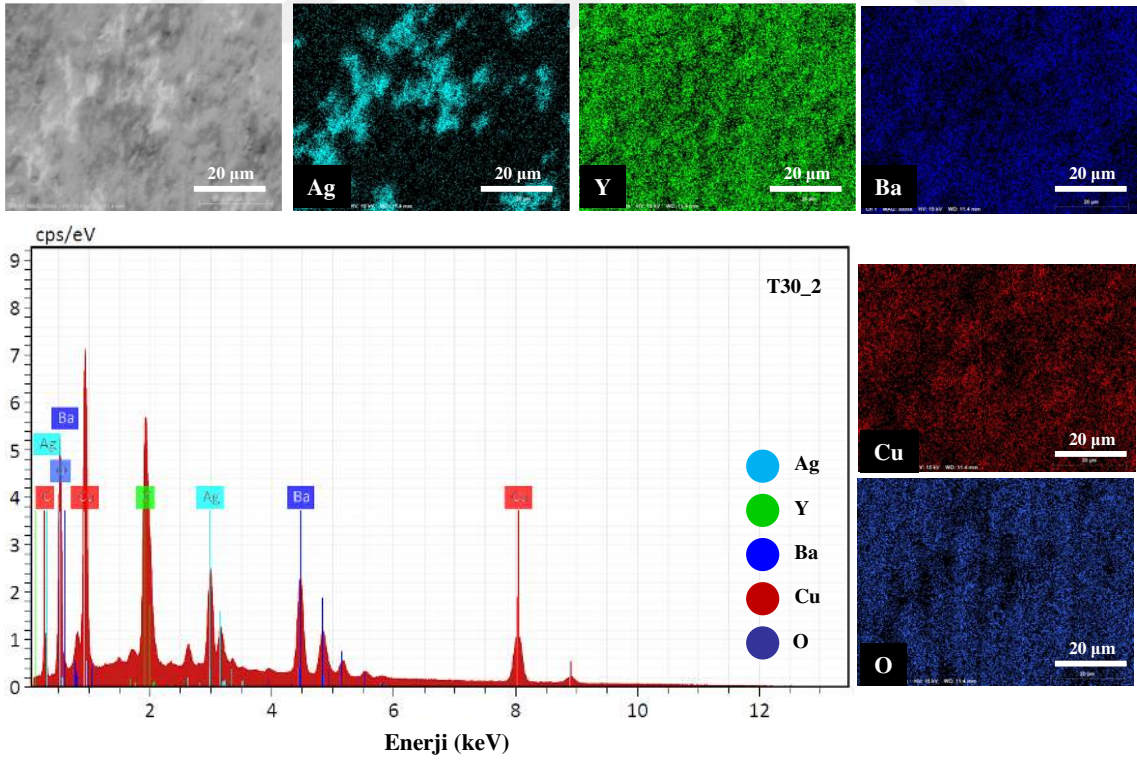
Şekil 3.35-37, 2. grup eklenmiş örneklerden T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerine ait bölgesel EDS analizi sonuçları ve EDS spektrumu görülmektedir. Bu örneklerde de ek bölgesinde Ag elementinin yapı içerisine nüfuz ettiği diğer elementlerin ise homojen bir dağılım gösterdiği açıkça görülmektedir.



Şekil 3.35. T20_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu



Şekil 3.36. T25_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu

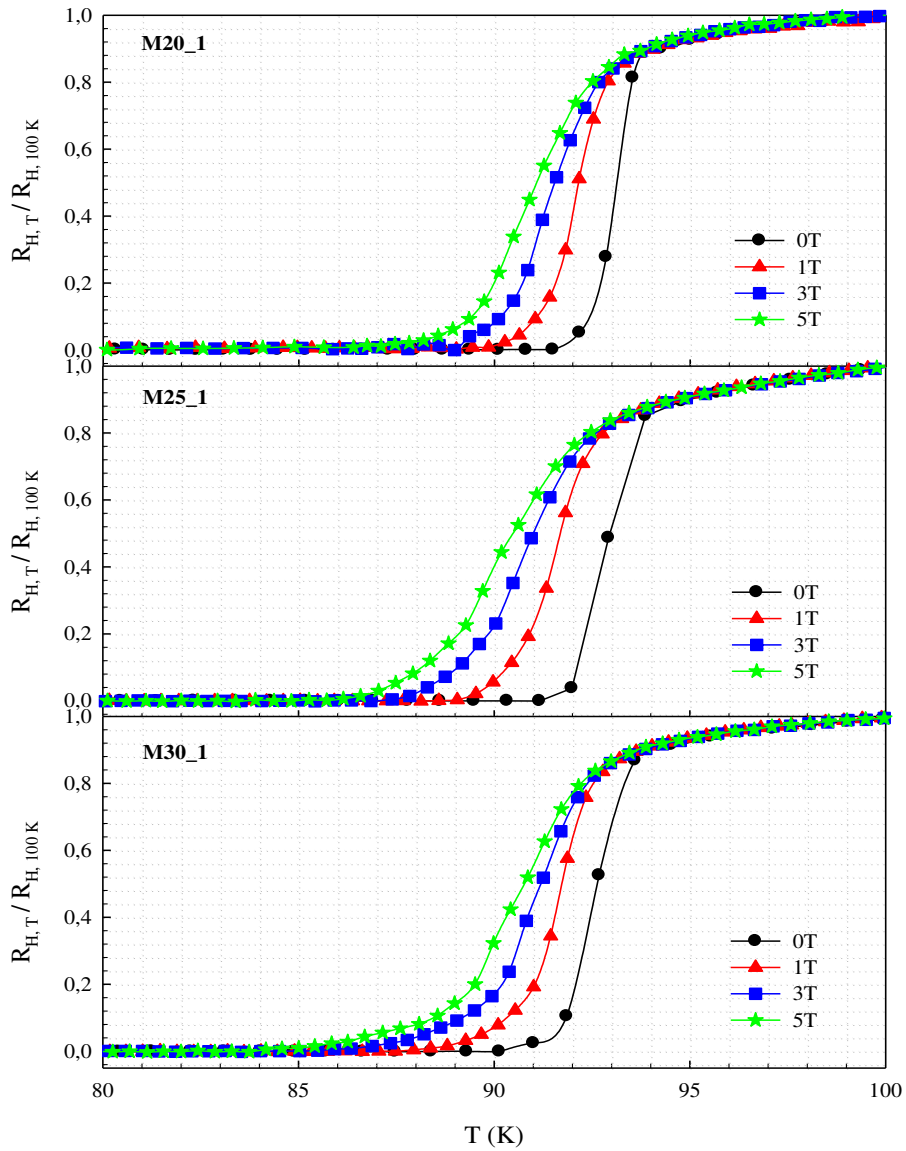


Şekil 3.37. T30_2 örneğine ait bölgesel EDS analizi ve EDS spektrumu

3.4. Ekleme İşlemi Sonrası Fiziksel Analiz

3.4.1. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümleri

Ek malzemeleri MPMG yöntemi ile üretilmiş ve su jeti ile delinmemiş 1. grup eklenmiş örneklerin ek bölgelerinden alınan kesitlerin 0, 1, 3 ve 5 T manyetik alan altındaki direnç değişimi Şekil 3.38’de görülmektedir.



Şekil 3.38. M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri

Şekil 3.38'e göre uygulanan manyetik alanın sıfır olduğu durumda her üç örnekte de süperiletkenlik geçişinin keskin olduğu, uygulanan manyetik alanın artması ile birlikte süperiletkenliğe geçiş sıcaklıklarının düşük sıcaklıklara doğru kaydığı ve geçiş aralıklarının genişlediği görüldü. Bu grafikten faydalanarak tüm örnekler için süperiletkenliğin başladığı $T_{c,baslangic}$, süperiletkenliğin sonlandığı $T_{c,sifir}$ ve bu iki sıcaklık arasındaki fark olan ΔT sıcaklık değerleri Tablo 3.2'de belirtildi.

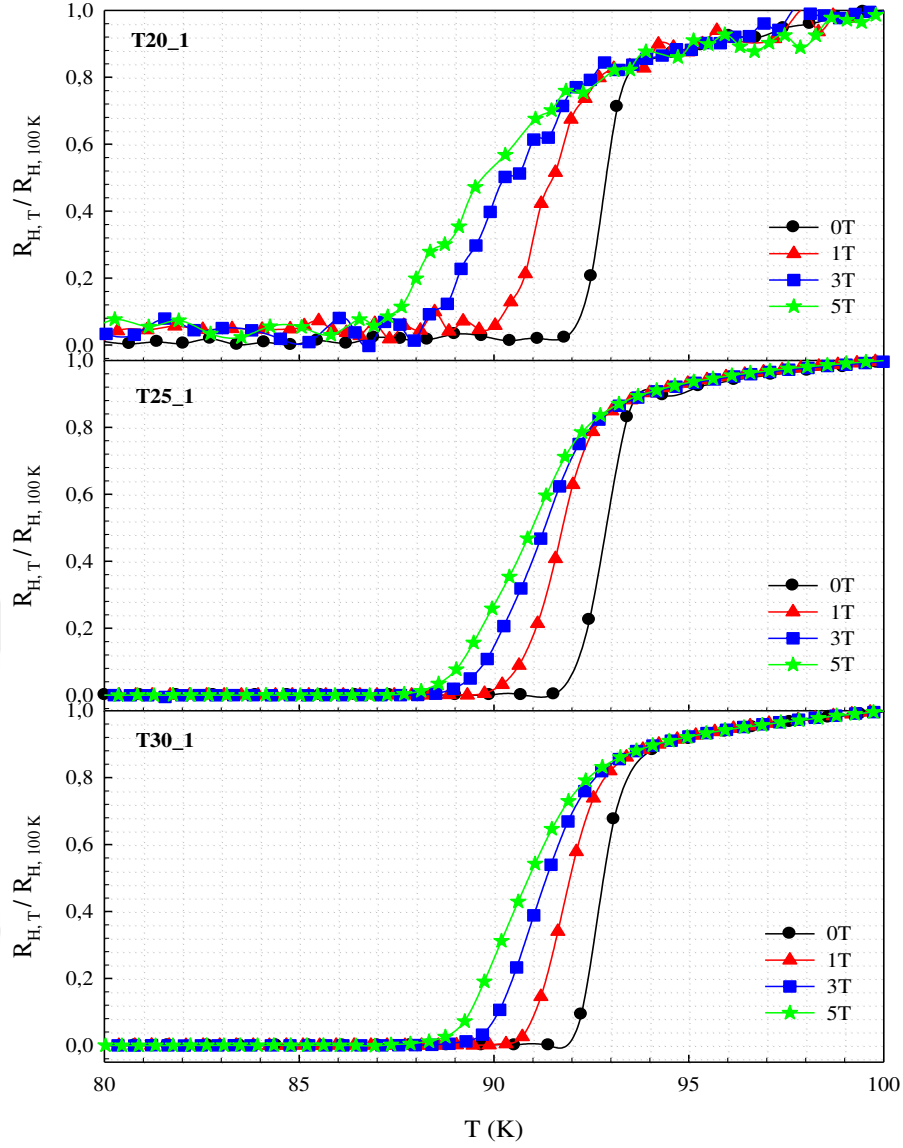
Tablo 3.2. 1. grup eklenmiş örneklerin farklı manyetik alanlardaki K cinsinden $T_{c,baslangic}$, $T_{c,sifir}$, ΔT ve T_c sıcaklık değerleri

		0T	1T	3T	5T
M20_1	$T_{c,baslangic}$	93,71	92,97	93,05	92,88
	$T_{c,sifir}$	92,59	91,21	90,05	89,16
	ΔT	1,12	1,76	3,00	3,72
	T_c	93,20	91,99	91,03	90,30
M25_1	$T_{c,baslangic}$	94,03	92,87	92,67	92,56
	$T_{c,sifir}$	91,86	90,46	89,14	88,19
	ΔT	2,17	2,41	3,53	4,37
	T_c	92,46	91,58	90,71	89,95
M30_1	$T_{c,baslangic}$	93,55	92,88	92,78	92,78
	$T_{c,sifir}$	91,71	90,49	89,52	88,43
	ΔT	1,84	2,39	3,26	4,35
	T_c	92,27	91,66	90,60	89,75
T20_1	$T_{c,baslangic}$	93,51	92,41	92,46	92,01
	$T_{c,sifir}$	92,23	90,48	88,16	87,05
	ΔT	1,28	1,93	4,30	4,96
	T_c	92,83	91,01	89,16	89,35
T25_1	$T_{c,baslangic}$	93,67	92,93	92,83	92,97
	$T_{c,sifir}$	92,07	90,48	89,57	88,74
	ΔT	1,60	2,45	3,26	4,23
	T_c	92,94	91,80	91,44	91,10
T30_1	$T_{c,baslangic}$	93,50	92,93	92,78	92,72
	$T_{c,sifir}$	92,07	90,78	89,86	88,91
	ΔT	1,43	2,15	2,92	3,81
	T_c	92,66	91,88	90,80	89,97

Manyetik alan arttıkça süperiletkenlik geçiş dağılımının arttığı tabloda açıkça görülmektedir. Süperiletken geçiş dağılımındaki artış çok fazla olmadığından örneklerin artan manyetik alana karşı dayanıklı olabileceği düşünülmektedir. Yine 0 T alanda geçişin keskin olması ve dağılımın düzgün olması ek bölgesinde süperiletkenlik özelliklerinin bozulmadığı ve akımın sınırlanmadığı anlamına geldiği düşünülmektedir. Bu durumda, keskin süperiletkenlik geçişine sahip örneklerin, elektriksel iletkenliğinin daha iyi olması nedeniyle manyetik özelliklerinin de iyi olması beklenir (Rani vd., 2014; Çakır ve Aydın, 2017). Aynı zamanda M25_1 örneğinin geçiş aralığının diğer örneklerden daha fazla olduğu da görüldü.

Şekil 3.39'da ise ek malzemeleri TSMG yöntemi ile üretilmiş ve su jeti ile delinmemiş 1. grup eklenmiş T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin ek bölgelerinden alınan kesitlerin farklı değerlerde manyetik alan altındaki direnç değişimi görülmektedir. Bu örneklerde de diğerlerinde olduğu gibi 0 T alanda süperiletkenlik geçişi keskin olduğu ve geçiş aralığının dar olduğu açıktır. Tablo 3.2'de ise yine bu örneklerle ait $T_{c,başlangıç}$ ve $T_{c,sıfır}$ sıcaklık değerleri verildi.

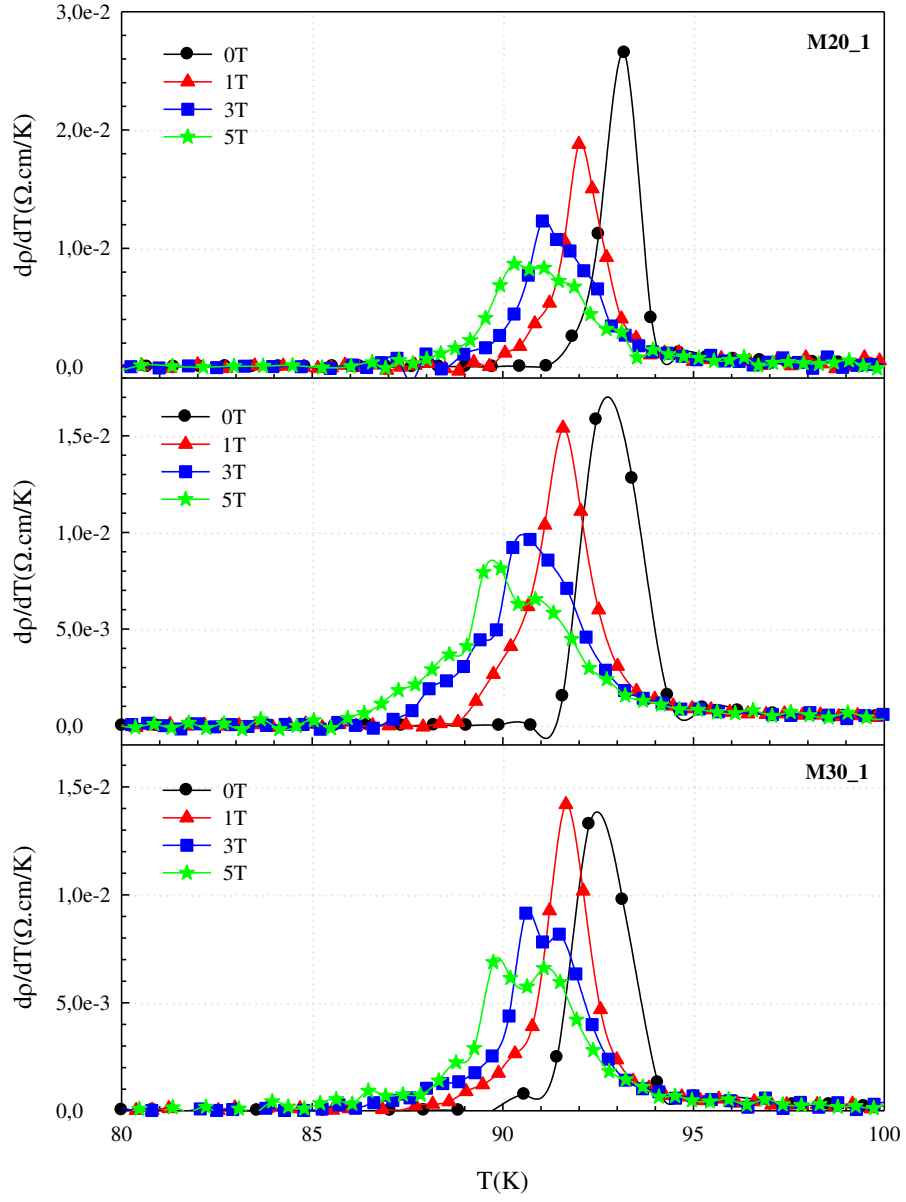
Süperiletkenliğe geçiş sıcaklığının (T_c) belirlenmesinde kullanılan alternatif yöntemlerden biri de öz direnç ve sıcaklık değerlerinden elde edilen dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrisinin pik değerini bulmaktır (Han vd., 2000; Duman vd., 2016). Aynı zamanda iletkenlikteki dalgalanma analizinde kullanılan T_c sıcaklığı da bu yöntemle bulunur (Rani vd., 2014; Sedky ve Amin; 2018; Slimani vd., 2019; Almessiere vd., 2020; Aftabi ve Mozaffari, 2021). Dışarıdan uygulanan farklı manyetik alanlar altında M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin ek bölgelerine ait dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri Şekil 3.40'ta görülmektedir. 0 T alanda türev pikinin tek olduğu görülmektedir. Bunun sebebinin ek malzemesinin MPMG yöntemi ile üretilmesine rağmen alınan kesitin tek kristal gibi davrandığı, ekin altındaki ve üstündeki ana örneklerle bağlantısının iyi olduğu düşünülmektedir. Ayrıca alan arttıkça pik genişliğinin arttığı görülmektedir. Bu beklenen bir durumdur. Çünkü artan manyetik alanla birlikte malzemenin manyetik alana karşı direnci azalır ve manyetik akı tane içine daha fazla nüfuz eder. Böylece süperiletkenlik özellikleri zayıflar (Han vd., 1997; Duman vd., 2016).



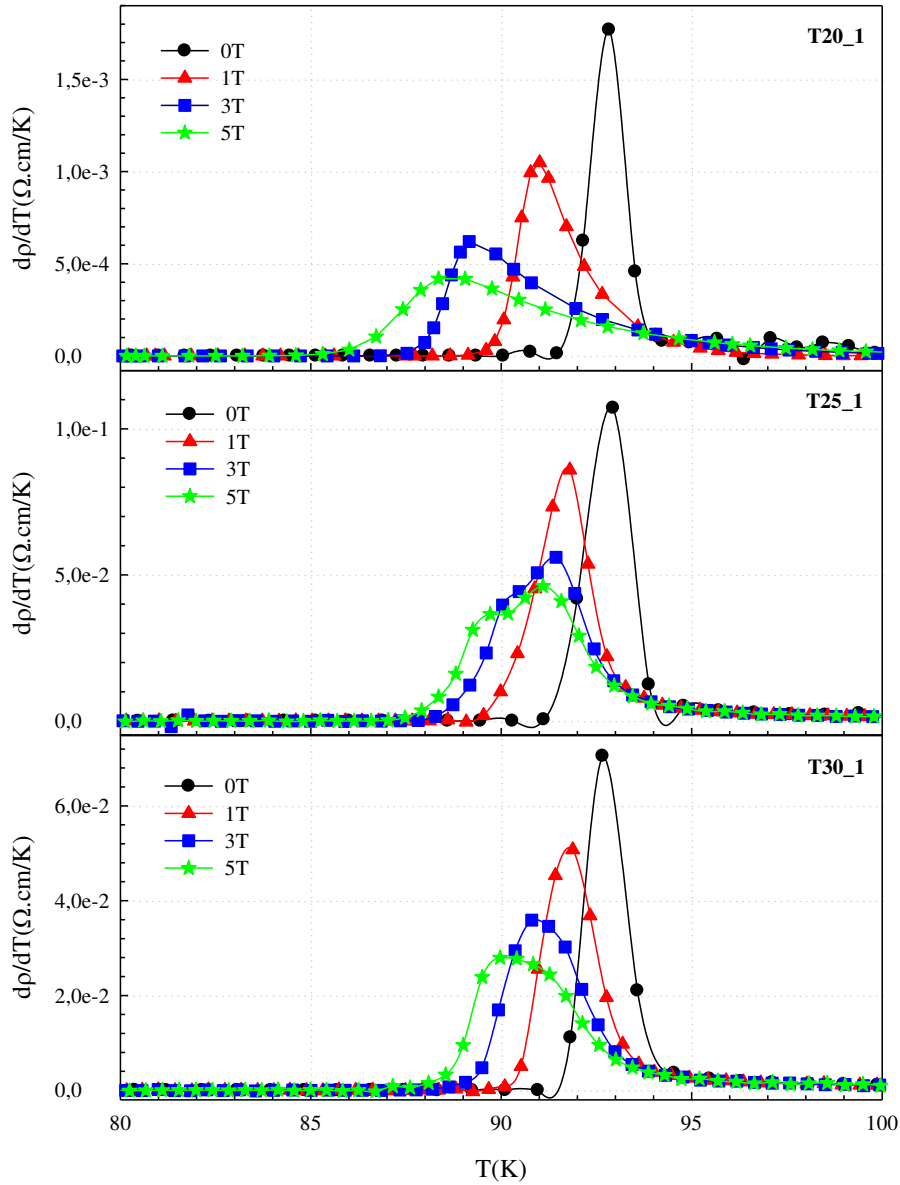
Şekil 3.39. T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin farklı manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri

T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin ek bölgelerine ait dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri ise Şekil 3.41’de görülmektedir. Bu örneklerde de diğerlerine benzer bir davranışın olduğu görüldü. 0 T alanda türev pikinin tek ve keskin olması ek bölgesinin tek tane gibi davranmasını destekler niteliktedir.

1. grup örneklerin dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrilerinin pik noktalarına karşılık gelen sıcaklık değerleri örneklerin T_c sıcaklıklarına karşılık gelir. Tüm örneklerin T_c değerleri Tablo 3.2’de görülmektedir. Tablodan 0 T alanda en yüksek T_c değeri M20_1 örneğine ait olduğu görüldü. Aynı zamanda T_c değerlerinin her bir örnek için uygulanan manyetik alanla azaldığı ve tüm örnekler için bu değerlerin birbirine yakın olduğu görüldü.



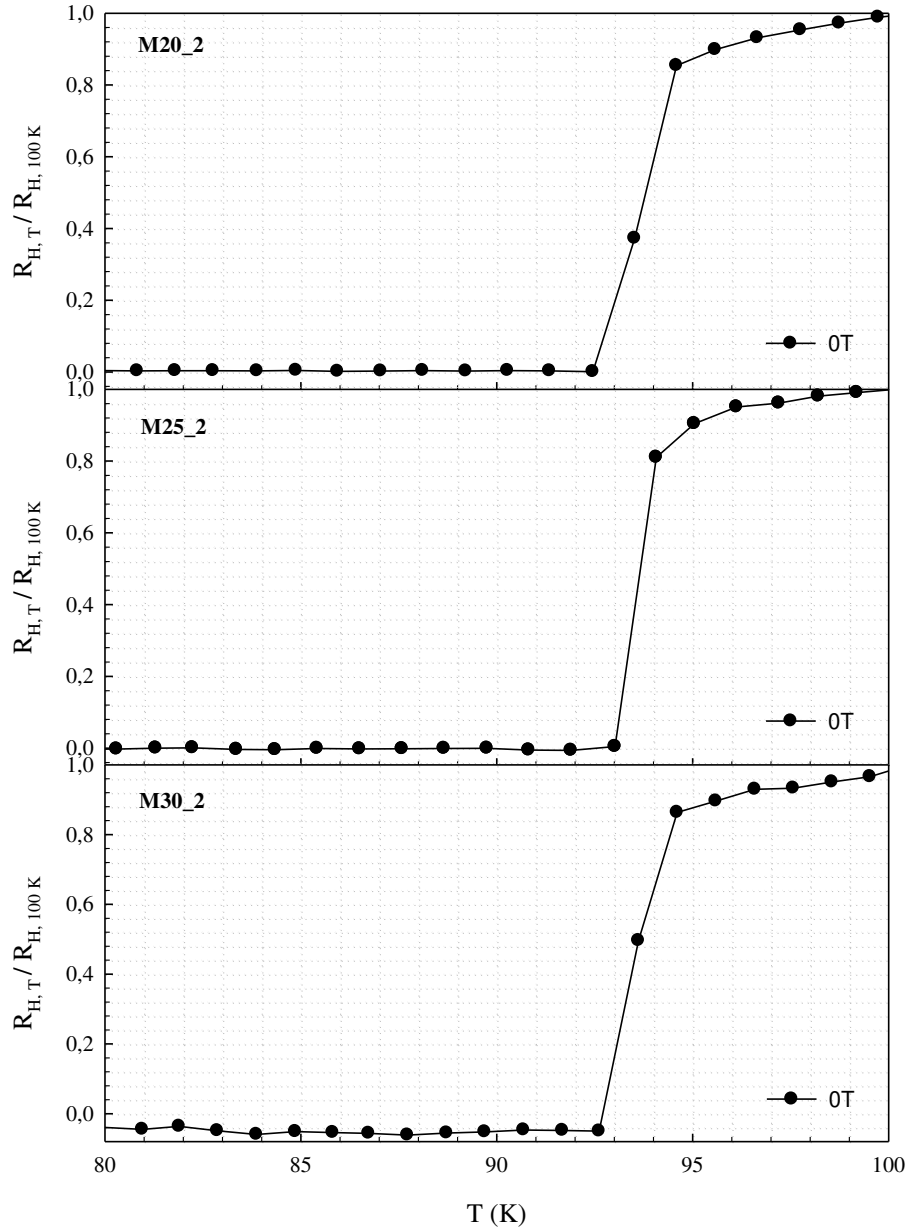
Şekil 3.40. M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin farklı manyetik alan altındaki dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri



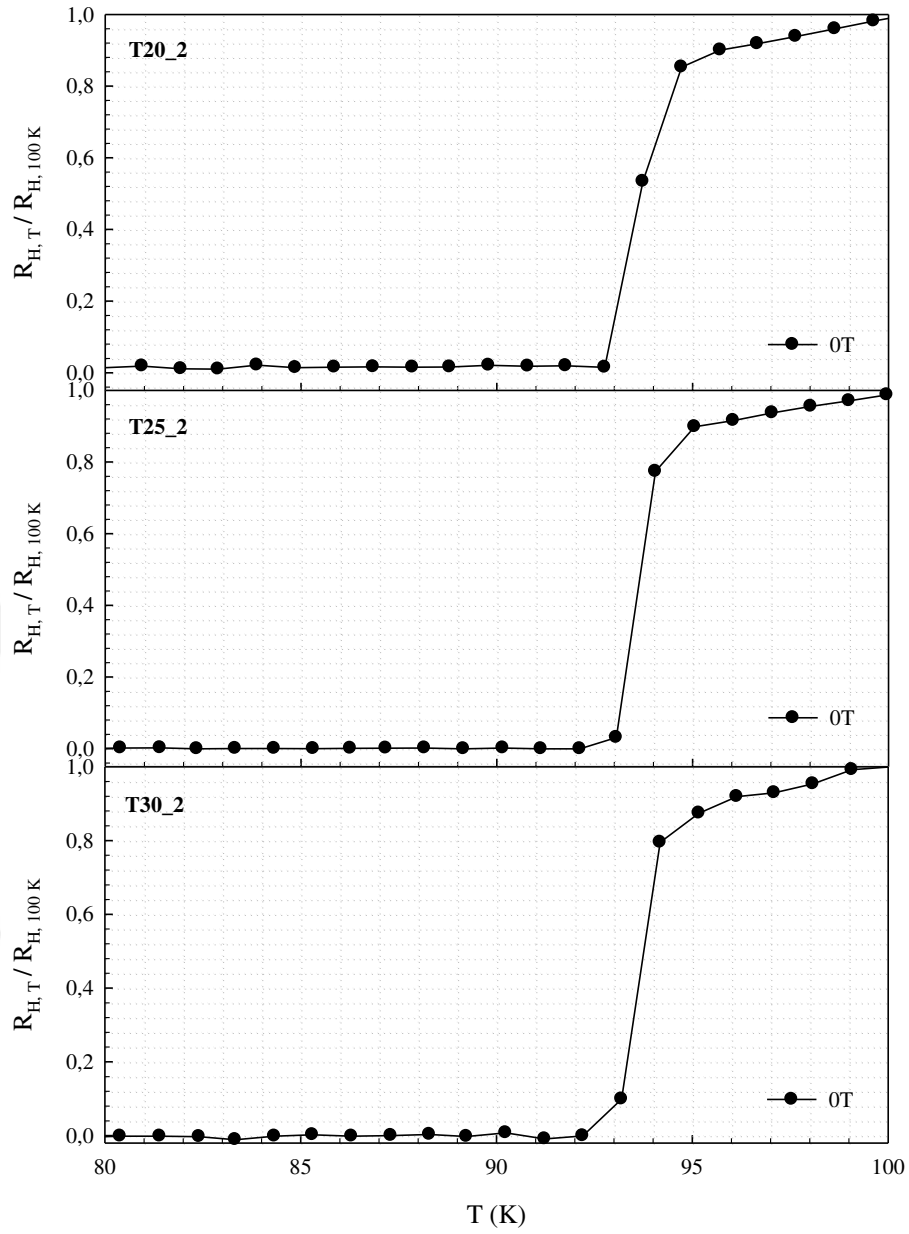
Şekil 3.41. T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin farklı manyetik alan altındaki dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri

Su jeti ile delinmiş 2. grup eklenmiş örneklerden M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin ek bölgelerinden alınan kesitlerin 0 T alan altındaki direnç değişimi Şekil 3.42’de, T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin ek bölgelerinden alınan kesitlerin sıfır manyetik alan altındaki direnç değişimi ise Şekil 3.43’te görülmektedir. Aynı zamanda süperiletkenliğin başladığı $T_{c,baslangic}$, süperiletkenliğin sonlandığı $T_{c,sfir}$ ve bu iki sıcaklık arasındaki fark olan ΔT sıcaklık değerleri Tablo 3.3’te verilmektedir. Grafiklerden ve tablodaki değerlerden tüm örneklerin süperiletkenlik geçişinin keskin olduğu anlaşılmaktadır. ΔT ’nin en büyük olduğu örnek ise M30_2 olduğu görüldü. Süperiletken

malzemelerde süperiletkenlik geçiş aralığının genişlemesinin malzeme içerisindeki safsızlıklardan veya yapı içerisindeki tane sınırlarından ileri geldiği bilinmektedir (Rose ve Rhoderick, 1980; Murakami, 1992). "Quantum Design PPMS" sisteminde gerçekleştirilen standart dört nokta yöntemi ile direnç ölçümlerinde yaşanan bir problemten dolayı örneklerin manyetik alan altındaki direnç davranışları gözlemlenemedi.



Şekil 3.42. M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin sıfır manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri

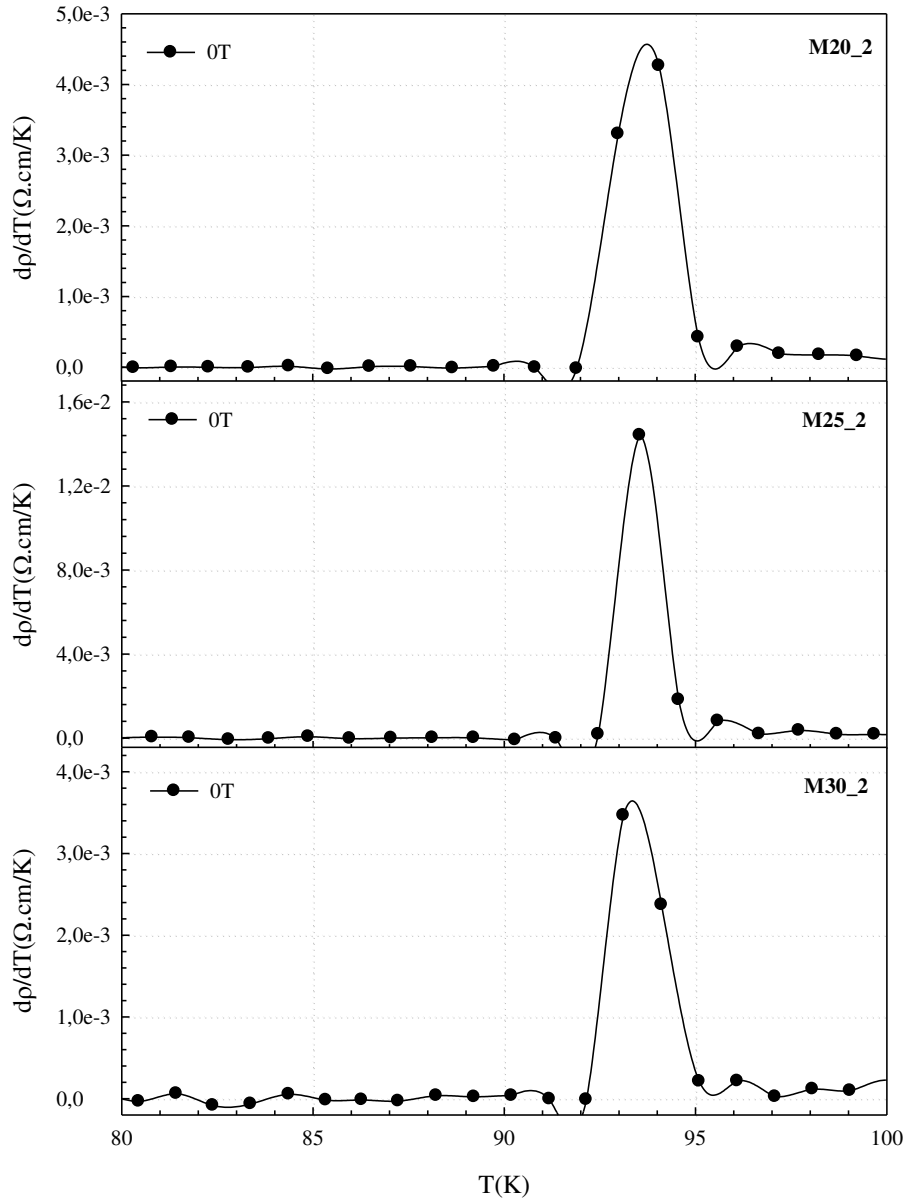


Şekil 3.43. T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin sıfır manyetik alan altındaki direnç-sıcaklık eğrileri

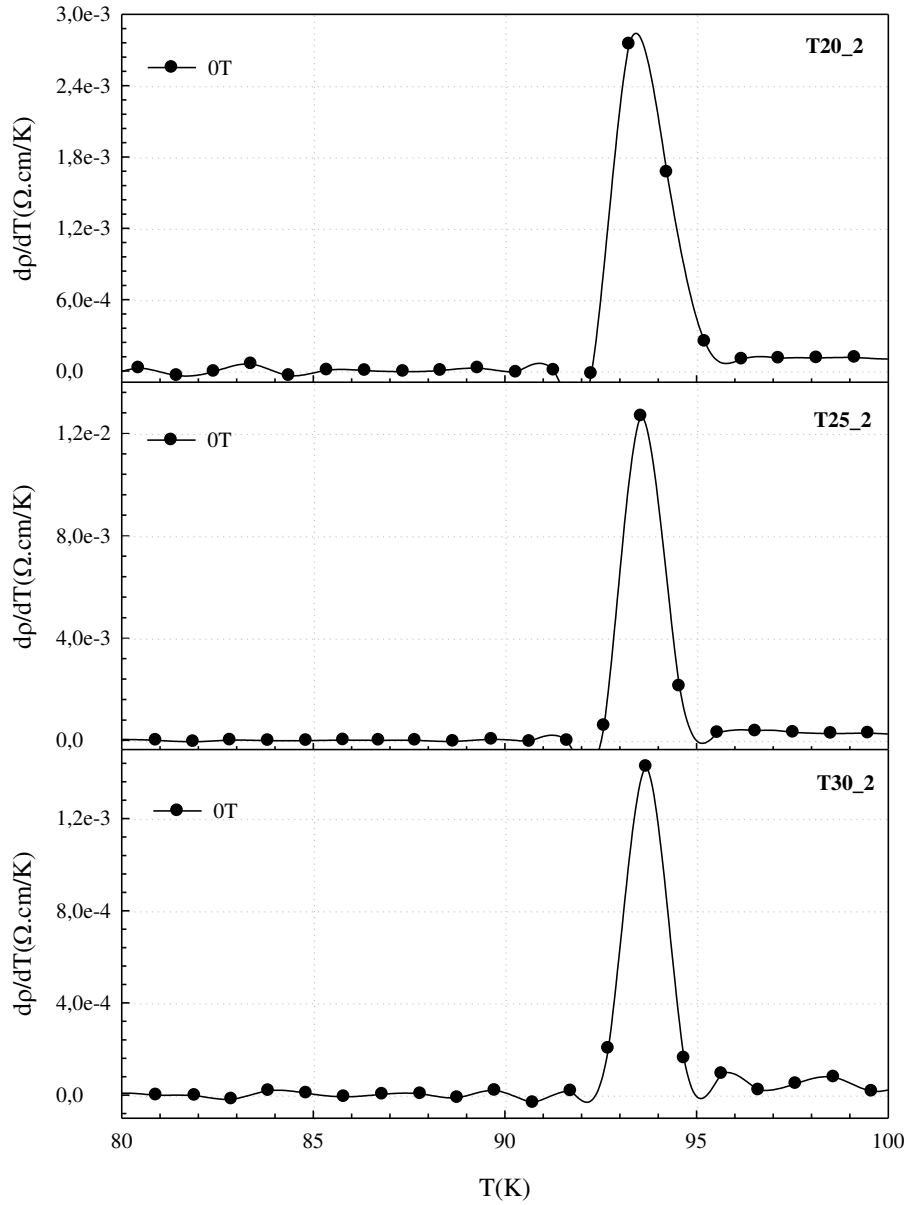
Tablo 3.3. 2. grup eklenmiş örneklerin 0 T alandaki K cinsinden $T_{c,başlangıç}$, $T_{c,sıfır}$, ΔT ve T_c sıcaklık değerleri

	$T_{c,başlangıç}$	$T_{c,sıfır}$	ΔT	T_c
M20_2	94,75	92,58	2,17	94,05
M25_2	94,38	92,84	1,54	93,55
M30_2	94,62	92,45	2,17	93,12
T20_2	94,75	92,61	2,14	93,24
T25_2	94,25	93,11	1,14	93,55
T30_2	94,22	93,09	1,13	93,69

2. grup örneklerin süperiletkenliğe geçiş kritik sıcaklığının belirlenmesi amacıyla dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri çizildi. Bu eğriler Şekil 3.44 ve Şekil 3.45'te görülmektedir. Bu eğrilere bakıldığında 0 T alanda tüm örneklerin dp/dT türev piklerinin tek ve keskin olduğu görüldü.



Şekil 3.44. M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin sıfır manyetik alan altındaki dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri



Şekil 3.45. T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin sıfır manyetik alan altındaki dp/dT türevinin sıcaklıkla değişim eğrileri

Ek malzemesi MPMG yöntemi ile üretilen 2. grup örneklerin de 1. gruptakilerle benzer şekilde tek tane gibi davrandığı ve dolayısı ile bağlantının iyi olduğu söylenebilir. dp/dT türevinin pik noktasının karşılık geldiği T_c değerleri Tablo 3.3'te verildi. Örneklerin kritik sıcaklıklarının hemen hemen birbirine yakın değerlerde olduğu ve en yüksek T_c değerinin M20_2 örneğine ait olduğu görüldü.

Tablo 3.2 ve Tablo 3.3 incelendiğinde 1. grup örnekler için T_c değerlerinin yaklaşık olarak 93 K civarlarında iken 2. grup örneklerin T_c değerlerinin ise 94 K civarlarında olduğu ve ΔT aralıklarının da birbirine yakın değerlerde olduğu görüldü. Bilindiği üzere su jeti

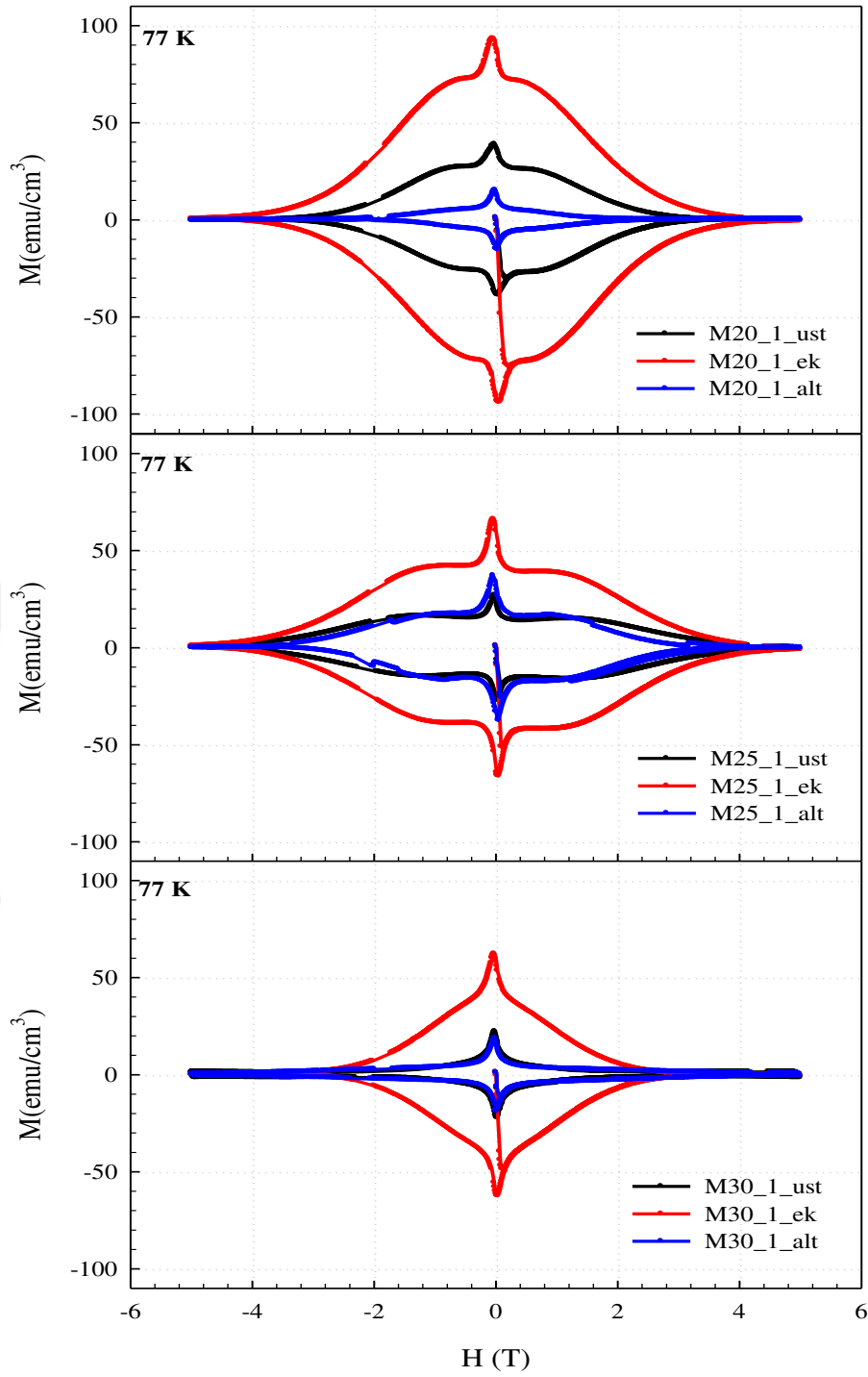
malzeme ile herhangi bir kimyasal tepkimeye girmez, temiz ve keskin bir kesim sunar (Shi vd., 2010). Örneklerin T_c ve ΔT değerlerinde belirgin farklılıklar gözlenmemesi su jetinin bu değerlere etkisinin olmadığını göstermektedir. Aynı zamanda süperiletken olmayan Y211 parçacıkları ısıtıl işlem sırasında ana malzeme içerisine hapsedildiği için Y211 katkı oranının elektriksel iletkenlik üzerinde belirgin bir etkisinin olmadığı görüldü.

3.4.2. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri

Ek malzemeleri MPMG yöntemi ile üretilmiş ve su jeti ile delinmemiş 1. grup örneklerin ek bölgesinden, ek bölgesinin üstünden ve altından kesilen küçük parçalardan alınan M-H ölçümleri, örnekler 77 K sıcaklığa kadar soğutularak c -eksenlerine paralel olacak şekilde -5 T ile $+5$ T aralığında dış manyetik alan uygulanarak alındı.

Şekil 3.46, ek malzemeleri MPMG yöntemi ile üretilmiş ve su jeti ile delinmemiş 1. grup eklenmiş örneklerden M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin ek bölgesinden, ek bölgesinin üstünden ve altından alınan küçük örneklerin 77 K'deki histerisis eğrilerini göstermektedir. Her üç örnekte de ek bölgesinin çevrim genişliği örneğin ek bölgesinin üstünden ve altından alınan parçalara oranla daha fazladır. J_c 'nin büyüklüğü Bean modeline göre ΔM 'nin büyüklüğü ile orantılıdır. Dolayısı ile histerisis eğrilerinin kolları arasındaki genişlik olan ΔM ne kadar fazla ise J_c değerinin de o kadar fazla olması beklenmektedir. ΔM manyetik momentlerin sayısı J_c miktarı hakkında bilgi verir. Aynı zamanda J_c , Y123 tanelerinin içindeki kusurların yoğunluğuna bağlıdır. Olası akı çivileme merkezleri oksijen boşlukları, dislokasyonlar, istifleme hataları, kimyasal katkılama ve ikincil parçacık fazlarıdır (Jun vd., 2011). Şekil 3.46'da en fazla çevrim genişliğinin M20_1 örneğinin ek bölgesine ait olduğu görüldü. Bu da M20_1 örneğinin ek bölgesinin J_c değerinin diğerlerine göre daha fazla olduğu anlamına gelir.

M25_1 örneğinin ek bölgesinin üstü ve altına ait çevrim genişliklerinin yaklaşık olarak eşit olduğu ve benzer M-H davranışı gösterdiği görüldü. Ek bölgesine ait çevrim ise bu örneğin diğer bölgelerine kıyasla daha geniştir. Bu nedenle M25_1 örneğinin ek bölgesinin J_c değerinin yüksek olması beklenmektedir. M30_1 örneğinin ek bölgesi, üstü ve altına bakıldığında M25_1 örneğinde olduğu gibi ek bölgesinin üstü ve altına ait histerisis eğrileri benzer davranış sergilerken çevrim genişlikleri ek bölgesine göre daha dardır. Her üç örneğin ek bölgeleri birbirleri ile kıyaslanacak olursa çevrim genişliği en yüksek olan M20_1 iken en düşük olan M30_1'dir.



Şekil 3.46. M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin 77 K'deki histerisis eğrileri

Ek bölgelerinin çevrim genişliklerinin ekin altından ve üstünden daha fazla olması ek bölgesinin manyetik özelliklerini geliştirdiğini, daha dar olması ise ekin kalitesinin daha düşük olduğunu düşündürülebilir. Aynı zamanda ek bölgesinin altı ve üstünün farklı çevrim genişliklerine sahip olmasının, ana örneklerin üretim şartları aynı olmasına rağmen eklenmiş

örnekten kesilen bölgeden alınan bu parçaların içerisinde Y211 dağılımlarının, mikro çatlakların veya diğer kusurların yoğunluk ve dağılımlarının farklı olmasından kaynaklandığı söylenebilir.

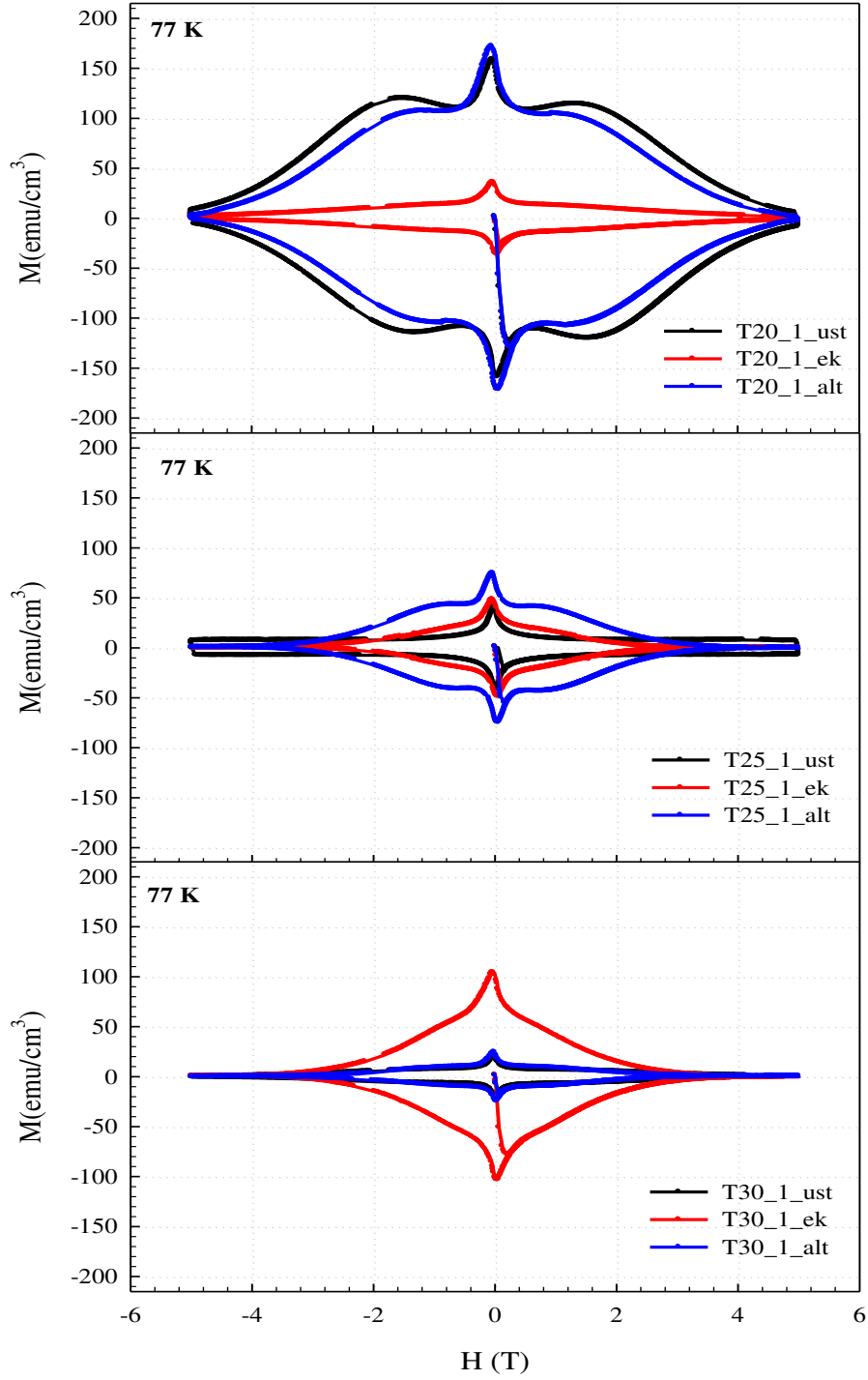
Dışarıdan uygulanan manyetik alanın artırılması sırasında üst kritik manyetik alan değerine (H_{c2}) gelindiğinde manyetik momentler sıfırlanır ve histerisis eğrisinin kolları kapanır (Gokhfeld, 2018). Bu da süperiletken örneğin dışarıdan uygulanan alana ne kadar dayanıklı olduğunu gösterir. Kolların kapanması ne kadar erken olursa H_{c2} değerinin de o kadar küçük olduğu ve süperiletken malzemenin uygulanan alana daha dayanıksız olduğu söylenebilir.

M20_1 örneğinin ek bölgesine ait histerisis eğrisinin kolları diğerlerine göre daha yüksek manyetik alan değerlerinde kapandığı görüldü. Bu da M20_1 örneğinin ek bölgesinin alana karşı dayanıklılığının diğer bölgelere ait örneklerle göre daha fazla olduğu anlamına gelir. M25_1 örneğinin her üç bölgesine ait histerisis eğrilerinin kolları hemen hemen aynı manyetik alan değerinde kapanmakta iken M30_1 örneğinin ek bölgesinin üstü ve altına ait histerisis eğrilerinin kollarının ise 5 T alana kadar kapanmadığı görüldü. Bu da bu örneklerin alana karşı en dayanıklı örnekler olduğu anlamına gelir.

Şekil 3.47, ek malzemeleri TSMG yöntemi ile üretilmiş ve su jeti ile delinmemiş 1. grup eklenmiş örneklerden T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin ek bölgesinden, ek bölgesinin üstünden ve altından alınan küçük örneklerin 77 K'deki histerisis eğrilerini göstermektedir. T20_1 örneğinde ekin alt ve üst bölgesinin histerisis eğrilerinin genişliği yaklaşık olarak eşit olup ek bölgesine oranla daha geniştir. Bu ek bölgesinin akım taşıma kapasitesinin ek bölgesinde kötüleştiği anlamına gelir. Bu kötüleşmenin sebebinin ek bölgesinde var olan boyutu büyük boşlukların varlığından ötürü elektriksel ve dolayısıyla manyetik özelliklerinin baskılanmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Ancak T20_1 örneğinin histerisis eğrisinin kolları 5 T'ya kadar kapanmadığından bu grup içinde uygulanan manyetik alana en dayanıklı örnektir. T25_1 örneğinde ek bölgesinin histerisis eğrisi ekin üstü ve altına ait histerisis eğrilerinin arasında olduğu görüldü. Bu örnekte de ekin üst bölgesinin alana karşı en dayanıklı bölge olduğu söylenebilir. T30_1 örneğinde ise histerisis kolları en geniş ve dolayısıyla ek bölgesinin J_c değeri daha yüksektir.

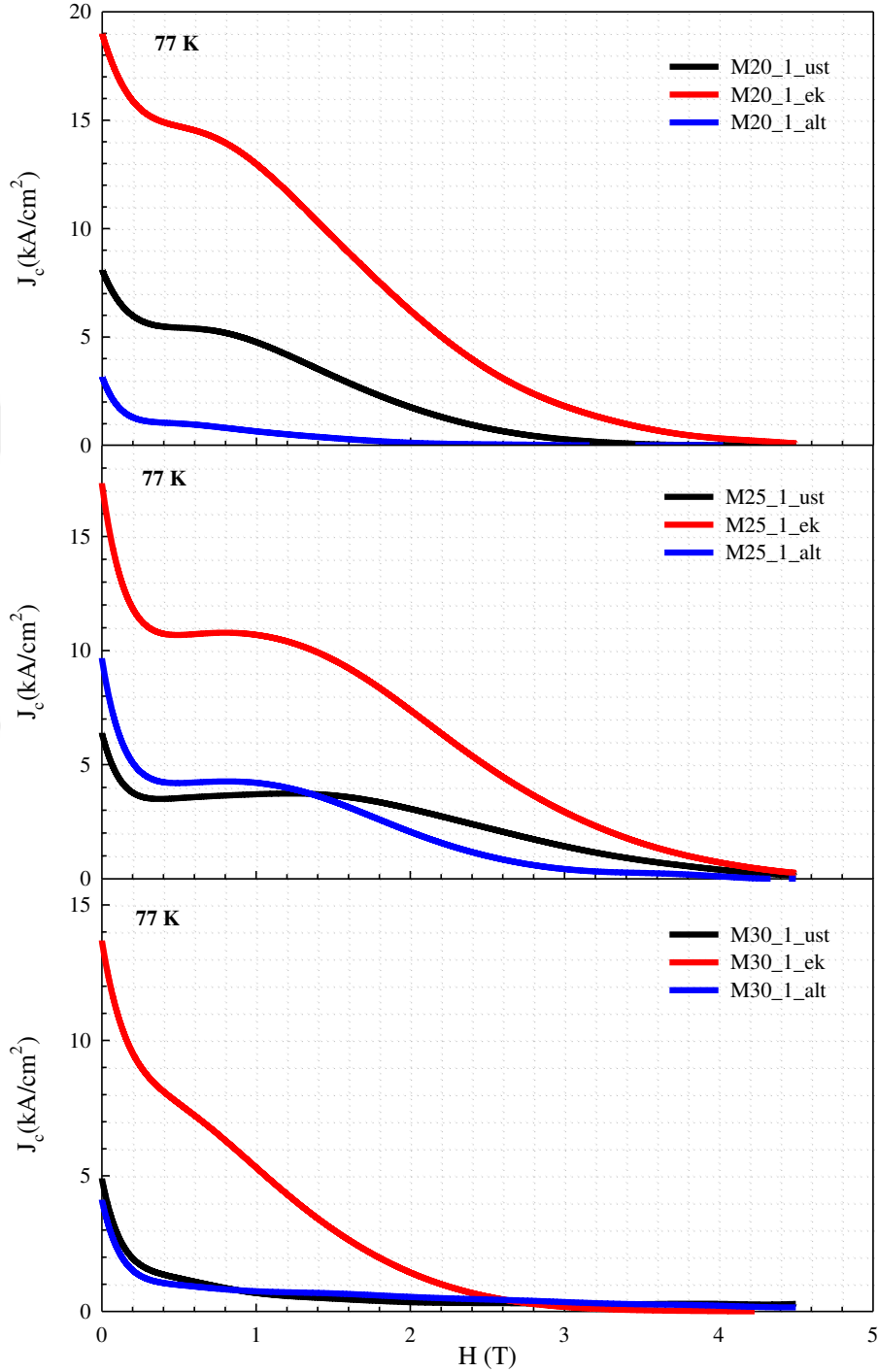
1. grup eklenmiş tüm örneklerin histerisis eğrilerine bakıldığında M20_1 ve T30_1 örneğinin ek bölgesinin histerisis çevrim genişliğinin en yüksek olduğu görüldü. Aynı zamanda tüm örnekler için grafiğin sağ ve solunun simetrik davranış gösterdiği görüldü.

Simetrik eğriler, süperiletken örnekte yüzey bariyeri yerine külçe çivilemesinin baskın olduğunu göstermektedir (Yang vd., 2008).



Şekil 3.47. T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin 77 K'deki histerisis eğrileri

1. grup eklenmiş örneklerden M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin 77 K'deki kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimi Şekil 3.48'de görülmektedir.



Şekil 3.48. M20_2, M25_1 ve M30_1 örneklerinin 77 K'deki J_c eğrileri

Kritik akım yoğunlukları sıfır manyetik alanda en yüksek değere sahip iken uygulanan manyetik alan arttıkça J_c değerlerinin azaldığı görüldü. Uygulanan manyetik alan arttıkça J_c değerinin azalmasının sebebi çok taneli örneklerde yüksek manyetik alanlarda taneler arası etkileşimin zayıflaması ve tek taneli örneklerde de manyetik alan arttıkça hareket eden girdapların merkezlerinin çakışmasıdır (Zheng vd., 2005). Her üç örnekte de Tablo 3.4'te belirtildiği üzere en yüksek J_c değerine sahip olan bölgeler örneklerin ek bölgeleri olduğu görüldü. Bu durumu M-H eğrilerinin davranışı da desteklemektedir. Ek bölgelerindeki J_c değerinin fazla olması ekleme işleminin örneklerin ek bölgesindeki süperiletkenlik özelliklerini iyileştirdiğinin ve akım taşıma kabiliyetlerini sınırlandırmadığının işareti.

Tablo 3.4. 1. grup örneklerin 77 K'deki A/cm² cinsinden J_c değerleri

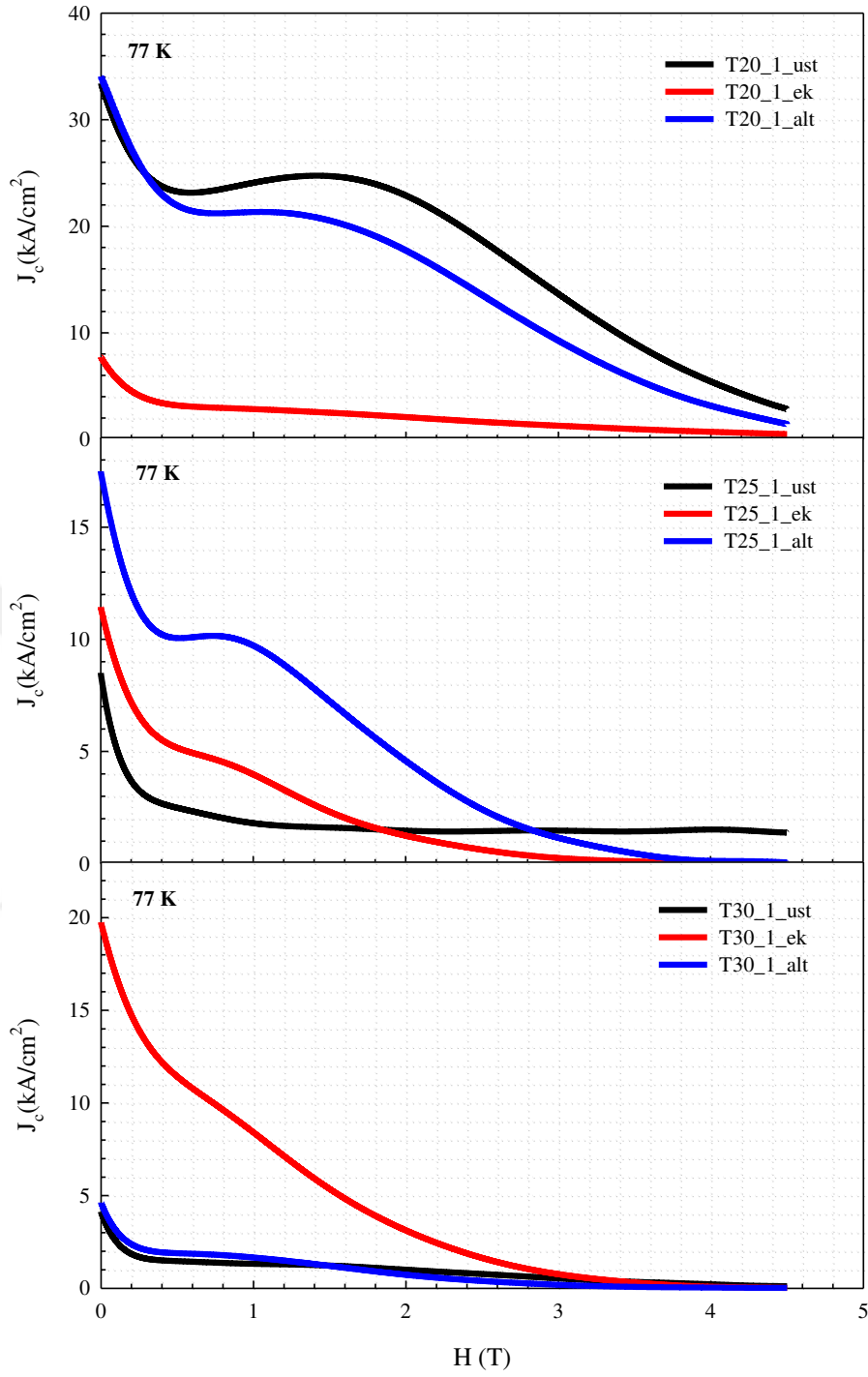
	0 T	1 T	2 T	3 T	4 T
M20_1_üst	$8,10 \times 10^3$	$4,76 \times 10^3$	$1,76 \times 10^3$	$0,28 \times 10^3$	$0,07 \times 10^2$
M20_1_ek	$18,99 \times 10^3$	$1,30 \times 10^3$	$6,21 \times 10^3$	$1,80 \times 10^3$	$0,32 \times 10^3$
M20_1_alt	$3,16 \times 10^3$	$0,64 \times 10^3$	$0,12 \times 10^3$	$0,09 \times 10^2$	$0,02 \times 10^2$
M25_1_üst	$6,40 \times 10^3$	$3,70 \times 10^3$	$3,06 \times 10^3$	$1,42 \times 10^3$	$0,40 \times 10^3$
M25_1_ek	$17,34 \times 10^3$	$10,69 \times 10^3$	$7,39 \times 10^3$	$2,93 \times 10^3$	$0,72 \times 10^3$
M25_1_alt	$9,67 \times 10^3$	$4,2 \times 10^3$	$2,06 \times 10^3$	$0,42 \times 10^3$	$0,11 \times 10^3$
M30_1_üst	$4,91 \times 10^3$	$0,68 \times 10^3$	$0,34 \times 10^3$	$0,27 \times 10^3$	$0,28 \times 10^3$
M30_1_ek	$13,69 \times 10^3$	$5,31 \times 10^3$	$1,43 \times 10^3$	$0,17 \times 10^3$	$0,08 \times 10^2$
M30_1_alt	$4,12 \times 10^3$	$0,74 \times 10^3$	$0,53 \times 10^3$	$0,34 \times 10^3$	$0,21 \times 10^3$
T20_1_üst	$33,39 \times 10^3$	$24,08 \times 10^3$	$22,87 \times 10^3$	$13,64 \times 10^3$	$5,42 \times 10^3$
T20_1_ek	$7,69 \times 10^3$	$2,83 \times 10^3$	$2,08 \times 10^3$	$1,27 \times 10^3$	$0,70 \times 10^3$
T20_1_alt	$34,05 \times 10^3$	$21,33 \times 10^3$	$17,72 \times 10^3$	$9,26 \times 10^3$	$3,14 \times 10^3$
T25_1_üst	$8,51 \times 10^3$	$1,81 \times 10^3$	$1,47 \times 10^3$	$1,47 \times 10^3$	$1,52 \times 10^3$
T25_1_ek	$11,44 \times 10^3$	$3,98 \times 10^3$	$1,25 \times 10^3$	$0,25 \times 10^3$	$0,03 \times 10^3$
T25_1_alt	$17,49 \times 10^3$	$9,72 \times 10^3$	$4,59 \times 10^3$	$1,15 \times 10^3$	$0,13 \times 10^3$
T30_1_üst	$4,12 \times 10^3$	$1,32 \times 10^3$	$1,00 \times 10^3$	$0,54 \times 10^3$	$0,22 \times 10^3$
T30_1_ek	$19,75 \times 10^3$	$8,41 \times 10^3$	$3,12 \times 10^3$	$0,76 \times 10^3$	$0,09 \times 10^3$
T30_1_alt	$4,63 \times 10^3$	$1,66 \times 10^3$	$0,73 \times 10^3$	$0,19 \times 10^3$	$0,04 \times 10^3$

Uygulanan dış manyetik alan üst kritik manyetik alan değerini aştığında manyetik momentler sıfırlandığından malzeme içerisine akı tamamen nüfuz etmeye başlar ve süperiletkenlik durumu bozulur. Bu durumda J_c değeri de sıfırlanır. M-H eğrilerinde olduğu gibi malzemenin manyetik alana ne kadar dayanıklı olduğunu J_c değerinin sıfıra düştüğü

manyetik alan değerinden anlaşılabilir. Aynı zamanda alana karşı dayanıklılığı etkin çivileme merkezlerinin fazlalığı ile ilişkilendirilebilir. M20_1 örneğinde ek bölgesi alana karşı en dayanıklı bölge iken ek bölgesinin alt ve üst kısımlarının J_c değerinin daha düşük bir manyetik alan değerinde en aza indiği görüldü. Bu davranış M20_1 örneğinin ek bölgesinin manyetik alana karşı daha dayanıklı olduğunu destekler. Aynı zamanda M25_1 örneğinin her üç bölgesi de eşit oranda alana karşı dayanıklılığa sahipken M30_1 örneğinin ek bölgesi alana karşı en dayanıksız örnek olduğu görüldü. Bu davranışlar M-H eğrilerinden de açıkça anlaşılmaktadır. Bunların yanında M30_1 örneğinin ek bölgesine ait J_c değerinin diğer örneklerin ek bölgelerine oranla daha hızlı düştüğü görüldü. Bunun nedeninin M30_1 örneğinin ek bölgesine ait SEM fotoğraflarından da görüldüğü gibi derin makro çatlakların varlığı olduğu düşünülmektedir.

Şekil 3.49, 1. grup eklenmiş örneklerden T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin 77 K'deki kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimini göstermektedir. Tablo 3.4'ten de anlaşılabacağı üzere T20_1 örneğinde sıfır alanda ek bölgesinin J_c değeri en düşük iken her üç bölgenin alan dayanıklılığı yüksek olduğu görüldü. T25_1 örneğinde ek bölgesinin J_c değeri alt ve üst bölgenin arasında yer alırken T30_1 örneğinin ek bölgesinin J_c değeri ise diğer bölgelere göre en yüksektir. Ancak T30_1 örneğinin ek bölgesine ait J_c değerinin en yüksek olmasına rağmen diğer örneklerin ek bölgelerine ait J_c değerlerine göre daha keskin bir şekilde düştüğü görüldü. Bu da SEM fotoğraflarından da desteklendiği gibi etkin iyi kaynamamasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

1. grup eklenmiş örneklerin alana bağlı J_c davranışlarına bakılacak olursa bazı örneklerin J_c değerlerinin artan manyetik alanla azalmayıp belli manyetik alan değerleri arasındayken J_c değerlerinin de arttığı gözlemlendi. Literatürde bu davranışa balık kuyruğu etkisi (fishtail effect) ya da ikincil pik etkisi (secondary peak effect) adı verilmektedir. Tek taneli veya taneli külçe süperiletkenlerde gözlemlenen balık kuyruğu etkisi M-H eğrilerinde ikincil bir tepe şeklinde kendini gösterir. Bu etki genellikle II. tür süperiletkenlerde güçlü çivileme mekanizmasının varlığında görülür (Johansen vd., 1997). Bu olgu, sabit bir sıcaklıkta alınan M(H)'deki artan tersinmezlik alanı veya sıfır alan çevresinde meydana gelen merkezi tepe noktası dışındaki yüksek alanlarda J_c değerinin artması ile anlaşılır. J_c 'nin alana bağlı değişim eğrilerinde ise H_{c2} 'den uzakta gerçekleşen ikincil pik etkisi olarak ortaya çıkar (Pramanik vd., 2011; Balaev vd., 2014; Polichetti vd., 2021).



Şekil 3.49. T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin 77 K'deki J_c eğrileri

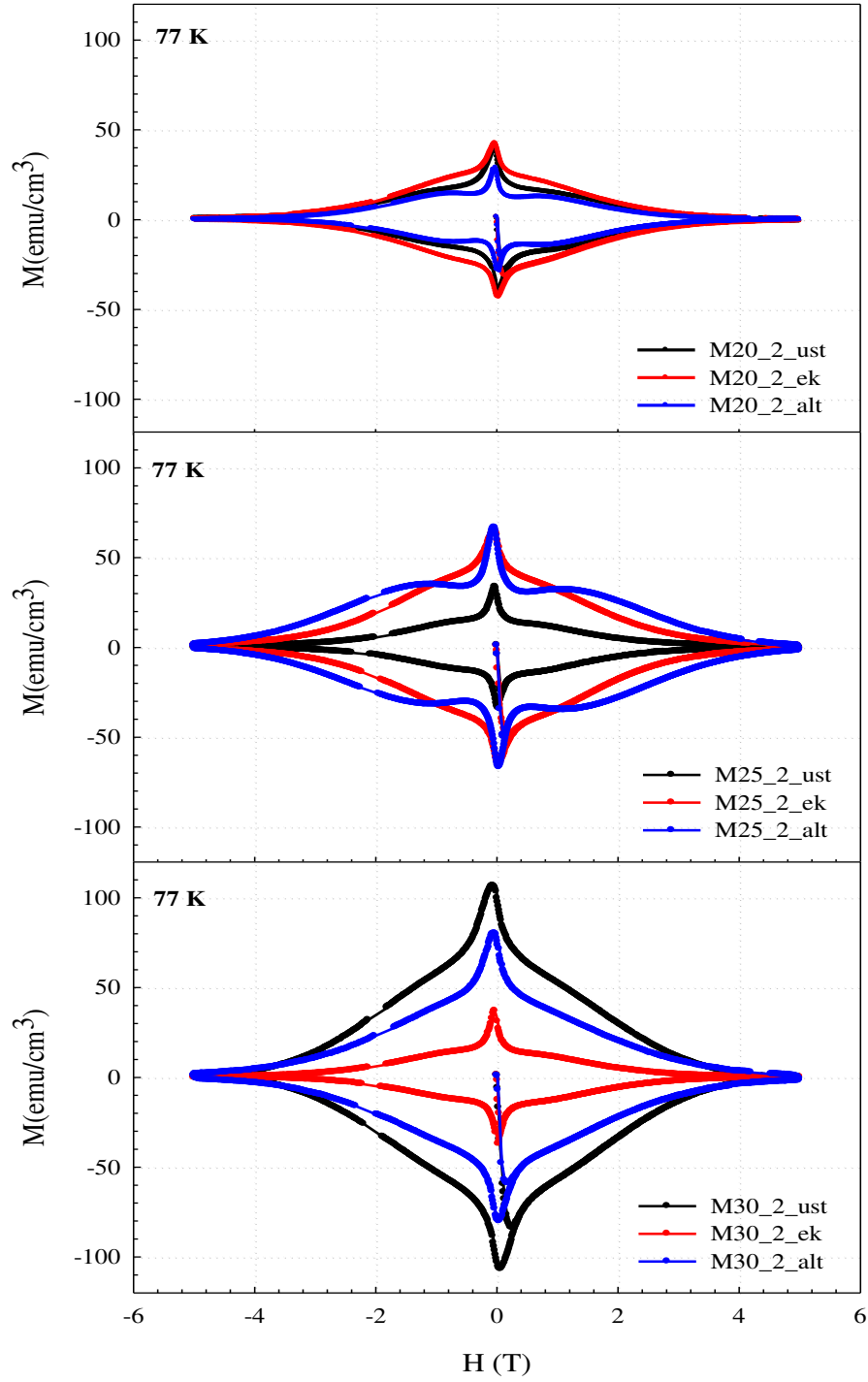
Y123 külçe süperiletkenlerinde ikincil pik etkisinin yüksek alanlarda aktif hale gelen ve süperiletken olmayan parçacıkların ek çivileme oluşturarak J_c 'deki anormal bir artıştan kaynaklandığı düşünülür. Bu çivileme merkezlerinin kaynağı düşük H_{c2} alanına sahip bölgeler, alan kaynaklı taneli yapı, yüksek alanlarda çivileme verimliliğini değiştiren oksijen

boşlukları, yerel manyetik momentler ve örneğe özgü diğer kusurlar olarak düşünülebilir. Bu kusurlardan örnek içerisindeki küçük oksijen boşlukları kritik sıcaklığın çok altındaki bir sıcaklıkta iletken duruma dönüşür. Bu, uygulanan dış manyetik alan arttıkça düşük yoğunluklarda ayrı olarak hareket edebilen ek çivileme merkezleri üretir (Jirsa vd., 1997; Werner vd., 2000; Yang vd., 2008; Balaev vd., 2014).

Şekil 2.16’da şematik olarak verilen ek malzemeleri eklenmiş ve su jeti ile delinmiş 2. grup örneklerin ek bölgesinden, ek bölgesinin üstünden ve altından kesilen küçük parçalardan alınan M-H ölçümleri, 77 K’de örneklerin *c*-eksenlerine paralel olarak –5 T ile +5 T aralığında dış manyetik alan uygulanarak alındı.

Şekil 3.50, ek malzemeleri MPMG yöntemi ile üretilmiş ve su jeti ile delinmiş 2. grup eklenmiş örneklerden M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin ek bölgesinden, ek bölgesinin üstünden ve altından alınan küçük örneklerin 77 K’deki histerisis eğrilerini göstermektedir. M20_2 örneği her üç bölgesinden alınan ölçümler karşılaştırıldığında ek bölgesinin çevrim genişliğinin en fazla, ek bölgesinin altından alınan parçanın çevrim genişliği ise en az olduğu görüldü. Bu durumda bu üç bölge arasında Bean modelinden hesaplanan J_c değerinin ek bölgesinde diğerlerine nispeten daha fazla olması beklenmektedir. M25_2 örneğinin ek ve ekin alt bölgesinin çevrim genişlikleri benzer olmakla beraber ekin üst kısmının çevrim genişliği daha dardır. Bununla birlikte ekin üst bölgesinin J_c değerinin daha az olduğu söylenebilir. M30_2 örneğinde ise ek bölgesinin çevrim genişliği en az olduğu açıkça görülmektedir.

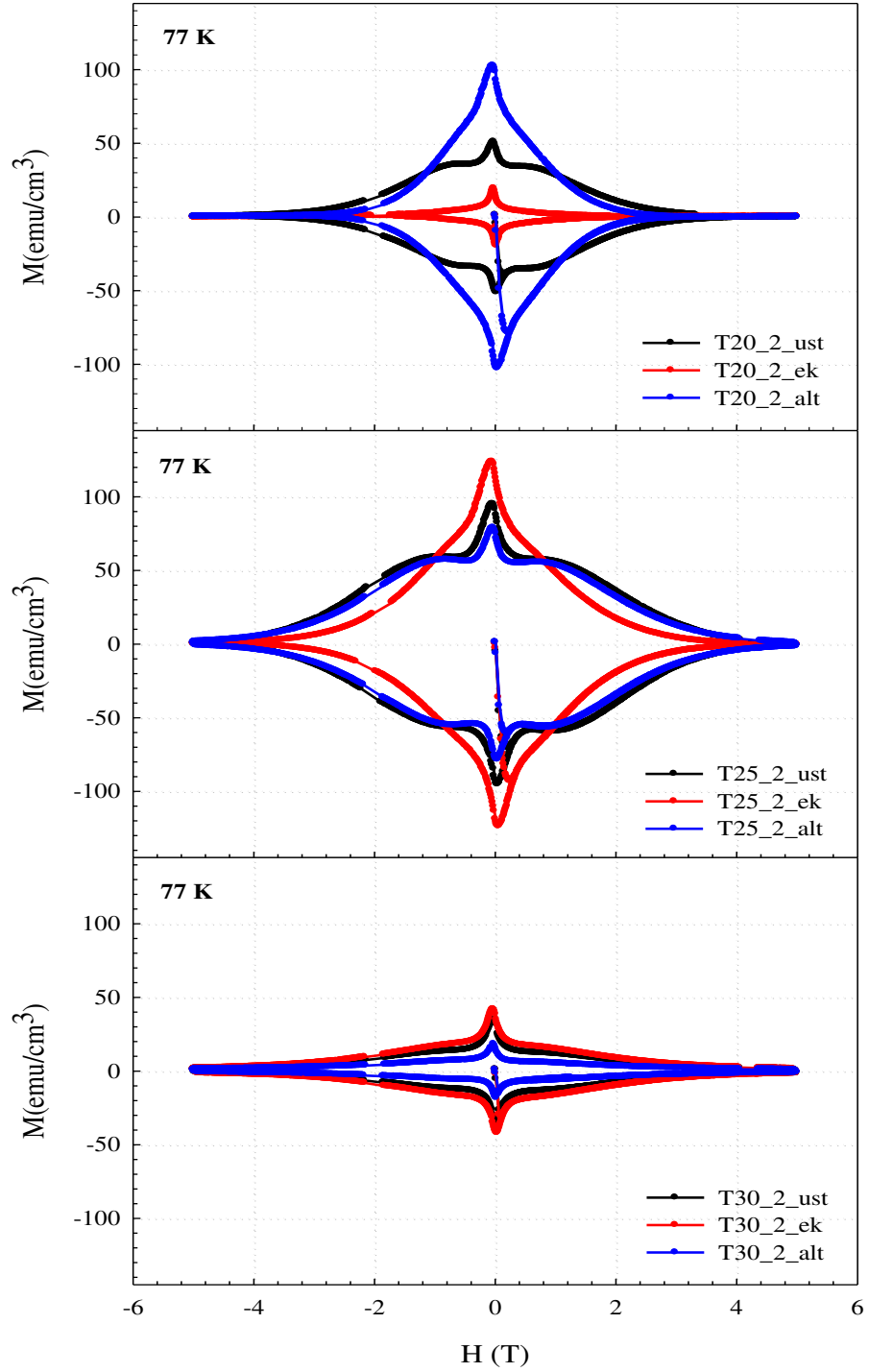
Uygulanan manyetik alanla birlikte manyetik momentlerin sıfırlandığı H_{c2} değeri her örnekte değişiklik göstermektedir. M20_2 örneğinin her üç bölgesine ait histerisis eğrilerinin kollarının neredeyse 5 T alan değerine kadar kapanmadığı görüldü. Böylece M20_2 eklenmiş örneğinin manyetik alana karşı dayanıklı olduğu söylenebilir. M25_2 örneğinin ek bölgesi ve ekin alt kısmına ait histerisis eğrisinin kollarının 5 T alana kadar kapanmadığı ancak ekin üst kısmına ait histerisis eğrisinin kollarının diğerlerine oranla göre daha erken kapandığı görüldü. Son olarak M30_2 örneğinde ise ek bölgesine ait histerisis eğrisinin kolları daha erken kapanırken diğer bölgelerin histerisis eğrileri 5 T alanda bile kapanmadığı görüldü. Buna bağlı olarak M30_2 örneğinde ekin üst ve alt bölgenin daha yüksek alanlara karşı dayanabileceği öngörülebilir.



Şekil 3.50. M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin 77 K'deki histerisis eğrileri

Şekil 3.51, 2. grup eklenmiş örneklerden T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin ek bölgesinden, ek bölgesinin üstünden ve altından alınan küçük örneklerin 77 K'deki histerisis eğrilerini göstermektedir. T20_2 örneğinin ek bölgesinin histerisis eğrisinin genişliği en dar olup, ekin alt kısmının ΔM değerleri manyetik alan azaldıkça artmaktadır. T25_2 ve T30_2

örneklerinin ek bölgelerinin alt ve üst kısmı kendi içlerinde benzer histerik davranış göstermiştir.

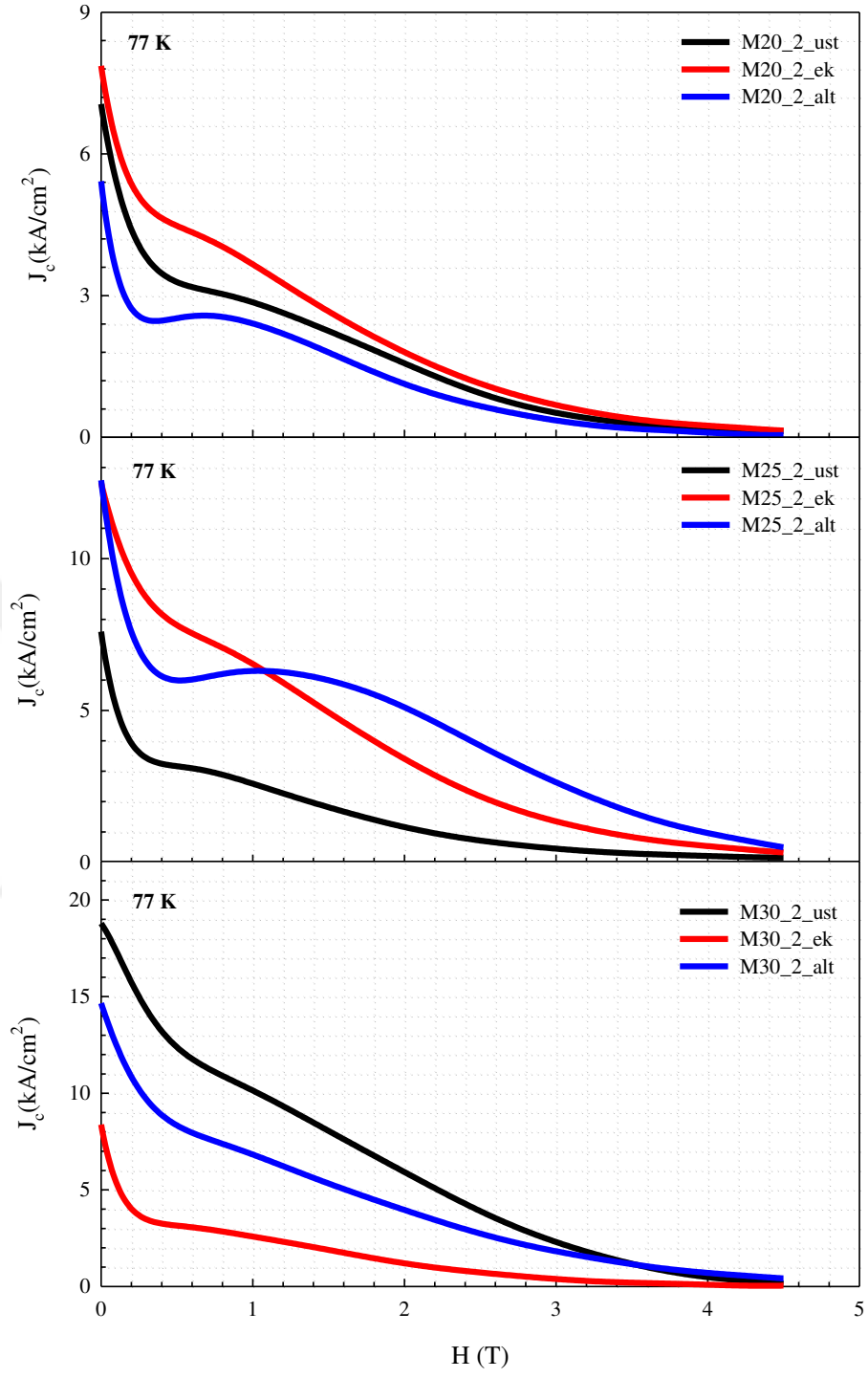


Şekil 3.51. T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin 77 K'deki histerisis eğrileri

T30_2 örneğinin ek bölgesinin histerisis eğrisinin kollarının diğer bölgelere oranla daha geniş olduğu görüldü. Genel resme bakıldığında ise ΔM 'nin en küçük olduğu örnek T30_2 örneğidir. Böylece T30_2 örneğinin J_c değerinin diğerlerine oranla daha küçük olacağı anlamına gelir. TSMG ek malzemesi ile üretilen eklenmiş ve su jeti ile delinmiş örneklerin uygulanan alana karşı dayanıklılıkları incelendiğinde; T20_2 ve T25_2 örneklerinin ek bölgesinin histerisis kolları ekin altı ve üstüne göre erken kapandığından dayanıklılığının daha düşük olduğu, ancak T30_2 örneğinin her üç bölgesinin histerisis kollarının 5 T'da bile kapanmadığı ve dışarıdan uygulanan alana karşı en dayanıklı örnek olduğu görüldü. Tüm örneklerin histerisis eğrilerine bakıldığında bu örneklerde de grafiğin sağ ve solunun simetrik davranış gösterdiği görüldü.

2. grup eklenmiş örneklerden M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin 77 K'deki kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimi Şekil 3.52'de görülmektedir. Bu örneklerde de diğer örneklerde olduğu gibi manyetik alan değeri arttıkça J_c değeri azalmaktadır. M20_2 ve M25_2 örneklerinin ek bölgelerinin J_c değeri kendi içlerinde en yüksek iken M30_2 örneğinin ek bölgesinin J_c değeri yine kendi içinde en düşük değere sahiptir. Bu durum Tablo 3.5'ten de açıkça görülmektedir. O halde M20_2 ve M25_2 örneklerinin ekleme işlemi sonrasında ek bölgesindeki akım taşıma kapasitesinin kötüleşmediği ancak M30_2 örneğinin ek bölgesinde var olan büyük ve sayıca fazla olan boşlukların akım taşıma kapasitesini olumsuz yönde etkileyebileceği söylenebilir.

Aynı zamanda M25_2 örneğinin ek bölgesinin J_c değeri diğer örneklerin ek bölgesine oranla daha yüksek değere sahip olduğu görüldü. Bu örneklerin ek bölgelerinin SEM fotoğraflarına bakıldığında ise ek sınırlarının belirsiz ve ekin iyi kaynadığı görülür. Böylece ek bölgesindeki akımın sınırlanmadığı söylenebilir.



Şekil 3.52. M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin 77 K'deki J_c eğrileri

Tablo 3.5. 2. grup örneklerin 77 K'deki A/cm² cinsinden J_c değerleri

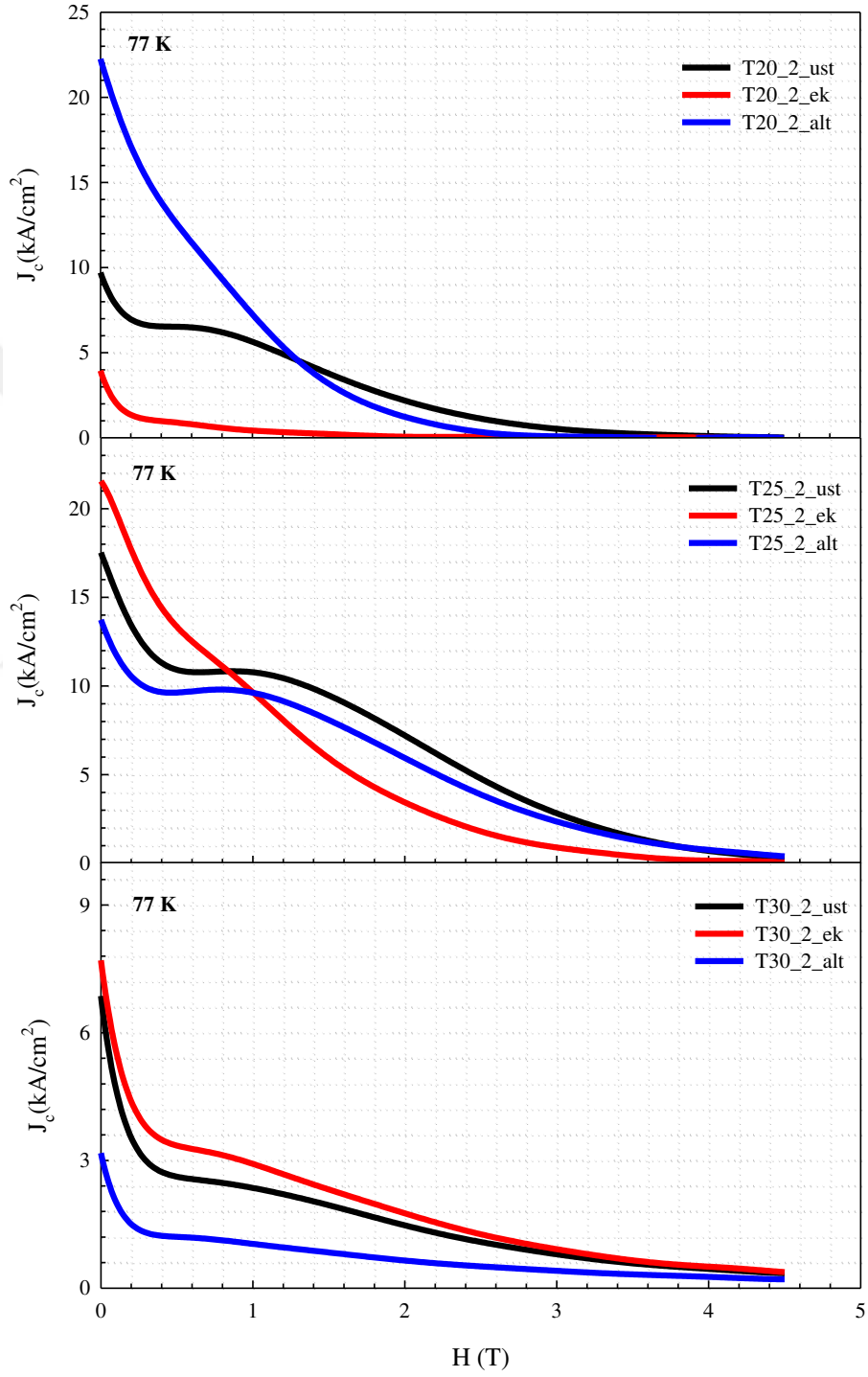
	0 T	1 T	2 T	3 T	4 T
M20_2_üst	$7,05 \times 10^3$	$2,86 \times 10^3$	$1,57 \times 10^3$	$0,52 \times 10^3$	$0,19 \times 10^3$
M20_2_ek	$7,86 \times 10^3$	$3,66 \times 10^3$	$1,80 \times 10^3$	$0,68 \times 10^3$	$0,25 \times 10^3$
M20_2_alt	$5,43 \times 10^3$	$2,41 \times 10^3$	$1,13 \times 10^3$	$0,36 \times 10^3$	$0,10 \times 10^3$
M25_2_üst	$7,59 \times 10^3$	$2,59 \times 10^3$	$1,16 \times 10^3$	$0,45 \times 10^3$	$0,21 \times 10^3$
M25_2_ek	$12,50 \times 10^3$	$6,53 \times 10^3$	$3,41 \times 10^3$	$1,35 \times 10^3$	$0,53 \times 10^3$
M25_2_alt	$12,58 \times 10^3$	$6,30 \times 10^3$	$5,10 \times 10^3$	$2,63 \times 10^3$	$0,96 \times 10^3$
M30_2_üst	$18,79 \times 10^3$	$10,14 \times 10^3$	$0,59 \times 10^3$	$2,30 \times 10^3$	$0,48 \times 10^3$
M30_2_ek	$8,38 \times 10^3$	$2,58 \times 10^3$	$1,20 \times 10^3$	$0,39 \times 10^3$	$0,09 \times 10^3$
M30_2_alt	$14,66 \times 10^3$	$6,83 \times 10^3$	$3,96 \times 10^3$	$1,82 \times 10^3$	$0,70 \times 10^3$
T20_2_üst	$9,71 \times 10^3$	$5,64 \times 10^3$	$2,19 \times 10^3$	$0,54 \times 10^3$	$0,11 \times 10^3$
T20_2_ek	$3,95 \times 10^3$	$0,43 \times 10^3$	$0,07 \times 10^3$	$0,02 \times 10^3$	$0,15 \times 10^2$
T20_2_alt	$22,25 \times 10^3$	$7,26 \times 10^3$	$1,24 \times 10^3$	$0,09 \times 10^3$	$0,11 \times 10^2$
T25_2_üst	$17,52 \times 10^3$	$10,78 \times 10^3$	$7,21 \times 10^3$	$2,82 \times 10^3$	$0,70 \times 10^3$
T25_2_ek	$21,56 \times 10^3$	$9,64 \times 10^3$	$3,44 \times 10^3$	$0,89 \times 10^3$	$0,16 \times 10^3$
T25_2_alt	$13,74 \times 10^3$	$9,62 \times 10^3$	$5,94 \times 10^3$	$2,36 \times 10^3$	$0,76 \times 10^3$
T30_2_üst	$6,86 \times 10^3$	$2,35 \times 10^3$	$1,48 \times 10^3$	$0,79 \times 10^3$	$0,45 \times 10^3$
T30_2_ek	$7,70 \times 10^3$	$2,92 \times 10^3$	$1,76 \times 10^3$	$0,92 \times 10^3$	$0,51 \times 10^3$
T30_2_alt	$3,17 \times 10^3$	$1,04 \times 10^3$	$0,65 \times 10^3$	$0,41 \times 10^3$	$0,26 \times 10^3$

2. grup eklenmiş örneklerden T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin 77 K'deki kritik akım yoğunluklarının manyetik alanla değişimi ise Şekil 3.53'te görülmektedir. T20_2 örneğinin ek bölgesinin J_c değeri en düşük olup, T25_2 örneğinin ek bölgesinin J_c değeri ise en yüksektir. Bu durumun T25_2 örneğinin ek bölgesine ait SEM fotoğraflarına bakıldığında yüzeyin temiz, ekin iyi kaynamış ve Y211 miktarının fazla olmasıyla desteklendiği görülebilir.

1. grup eklenmiş örneklerde olduğu gibi 2. grup eklenmiş örneklerin bazılarında da süperiletken olmayan parçacıkların neden olduğu ek çivileme merkezlerinden ötürü oluşan ikincil pik etkisi görüldü.

Su jeti ile delinmemiş 1. grup örneklerin ek bölgelerine ait J_c değerlerinin katsayıları su jeti ile delinen 2. grup örneklerin ek bölgelerine ait J_c değerlerinin katsayılarından daha yüksek olmasına rağmen her iki grubun J_c değerlerinin merteye olarak aynı kaldığı görüldü. Aynı zamanda su jeti işleminden sonra ek malzemesi MPMG ile üretilen eklenmiş örneklerin ek bölgelerinin J_c değerlerinin ek malzemesi TSMG ile üretilen eklenmiş örneklerin ek

bölgelerinin J_c değerlerinden daha fazla düştüğü görüldü. Bu bağlamda su jeti ile kesme yönteminin ek malzemesi MPMG ile üretilen eklenmiş örneklerin akım taşıma kapasitelerini olumsuz yönde etkilediği söylenebilir.



Şekil 3.53. T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin 77 K'deki J_c eğrileri

Eklenmiş tüm örneklerin ek bölgesinden, ek bölgesinin üstünden ve altından alınan kesitlerin J_c değerlerinin katsayıları farklılık göstermesine rağmen aynı mertebededir. Y211 katkı oranları değişmesine rağmen J_c değerlerinde belirgin bir değişim gözlenmedi. Y211 katkısının 1. ve 2. grup örneklerin akım taşıma kapasiteleri üzerindeki etkileri kesin olarak anlaşılamamaktadır. Bilindiği gibi J_c 'nin büyüklüğü yapı içindeki etkin çivileme merkezi olarak görev yapan Y211 miktarına bağlı olduğu kadar, Y211 parçacıklarının yapı içindeki dağılımlarına, boyutlarına ve şekillerine de bağlıdır (Çakır vd., 2021). Ayrıca örnekleri eklerken kullanılan ikinci bir ısıtma işleminin ve kullanılan basınç kaynağının ne tür bir etki yarattığı da tahmin edilememektedir.

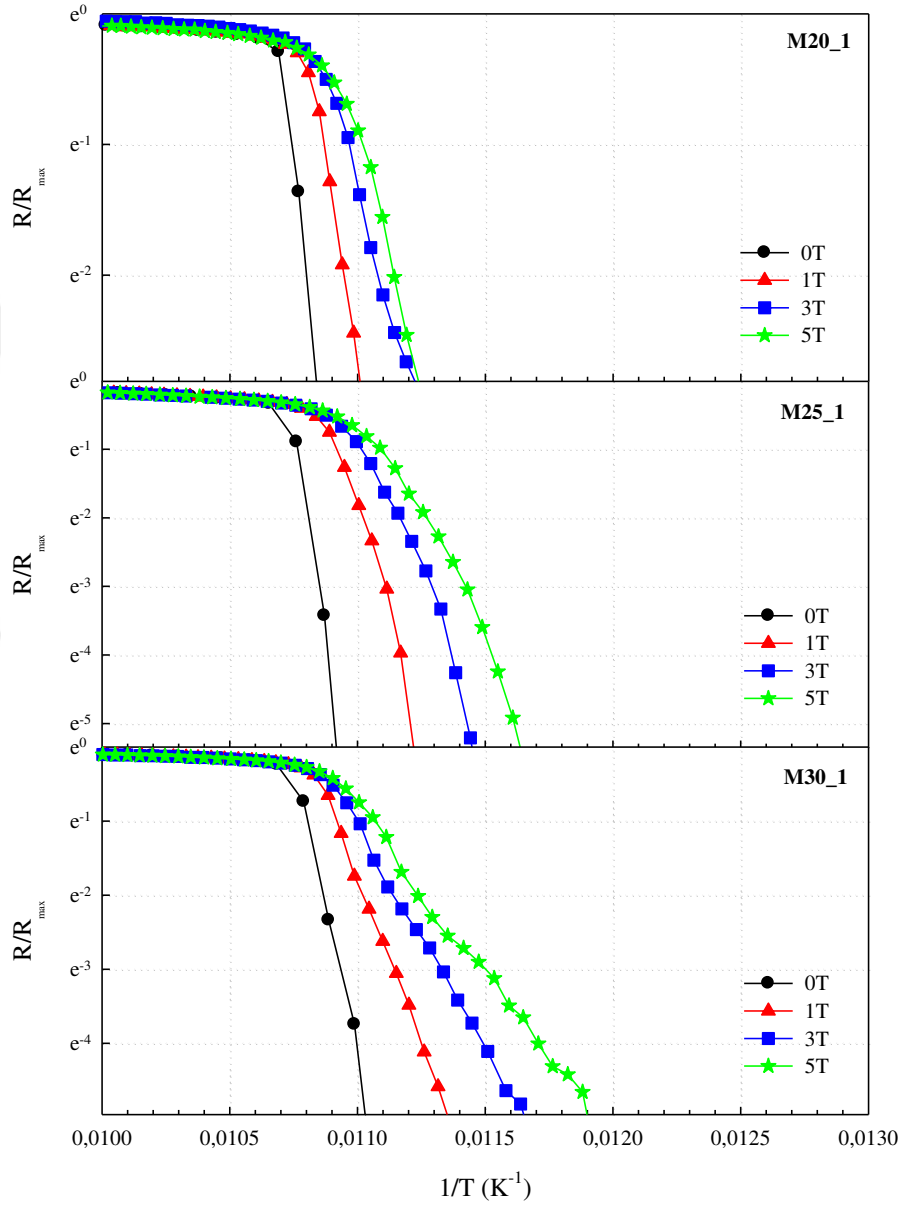
3.5. Aktivasyon Enerjisi

Bir süperiletkenin akı çivileme mekanizması, bir süperiletken üzerinden dağılma olmadan akabilecek maksimum akım yoğunluğunu belirler. Akı çivileme ve akı hareketinin mekanizmasını daha iyi anlamak için, uygulanan dış manyetik alanın direnç geçişi üzerindeki etkisi araştırılmaktadır. 1. grup eklenmiş örneklerin çivileme davranışını belirlemek amacıyla etkin aktivasyon enerjisini hesaplamak için normalize edilmiş direnç değerlerinin doğal logaritma değerlerinin $1/T$ ile değişim eğrisinden faydalanıldı. Bu eğrinin eğimi etkin aktivasyon enerjisinin k_B Boltzman sabitine oranının negatif değerine eşittir (Balchev vd., 2013; Çakır vd., 2014). Şekil 3.54'te M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin $\ln\rho(T)$ değerlerinin $1/T$ ile değişim eğrileri görülmektedir. Sıfır manyetik alanda süperiletken geçiş eğrisinin dik olmasına rağmen artan manyetik alanla beraber geçiş aralıklarının da arttığı görülmektedir. M20_1 örneğinin manyetik dağılımı diğer örneklerle kıyasla daha küçük olduğu görüldü.

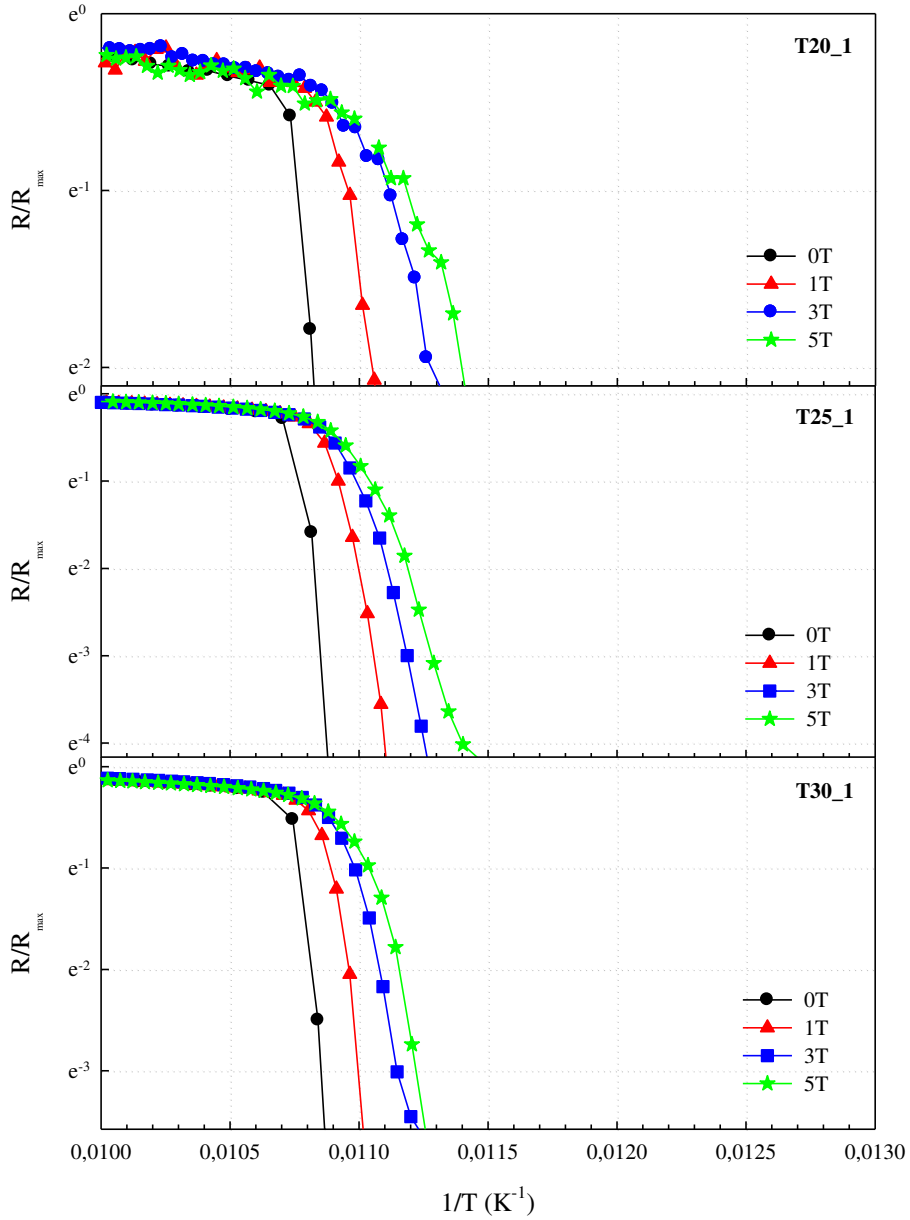
Şekil 3.55' te verilen T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin $\ln\rho(T)$ değerlerinin $1/T$ ile değişim eğrilerine bakıldığında sıfır manyetik alanda geçiş eğrisi dik ve keskin iken manyetik alan arttıkça geçiş aralığının da arttığı, her üç örneğin de uygulanan manyetik alana bağlı olarak geçiş aralıklarının artış miktarının hemen hemen aynı olduğu görüldü.

Direnç geçişindeki bu genişleme ve kayma miktarı, çivileme kuvvetinin büyüklüğü ile orantılıdır. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde etkin çivileme merkezleri dislokasyonlar, ikiz düzlemler, tane sınırları gibi kusurlardan oluşur. Çivileme merkezlerinin doğası esas olarak Cu-O katmanlarındaki tane sınırlarına, safsızlıklara ve oksijen boşluklarına bağlıdır. Sıcaklık azaldıkça çivileme kuvveti artar. Sürükleyici Lorentz kuvveti, çivileme kuvvetini

aştığında II. tür süperiletkenlerde bir elektrik alanı ortaya çıkar ve elektriksel direnç nedeniyle enerji kaybı meydana gelir. Bu nedenle düşük sıcaklık değerlerinde akı çizgilerini yerinden sökmek zordur ve daha fazla manyetik alan ihtiyacı doğar. Böylece manyetik alan değeri arttıkça sıfır direnç sıcaklığında bir kayma oluşur (Öztürk, 1999; Yazıcı vd., 2012).



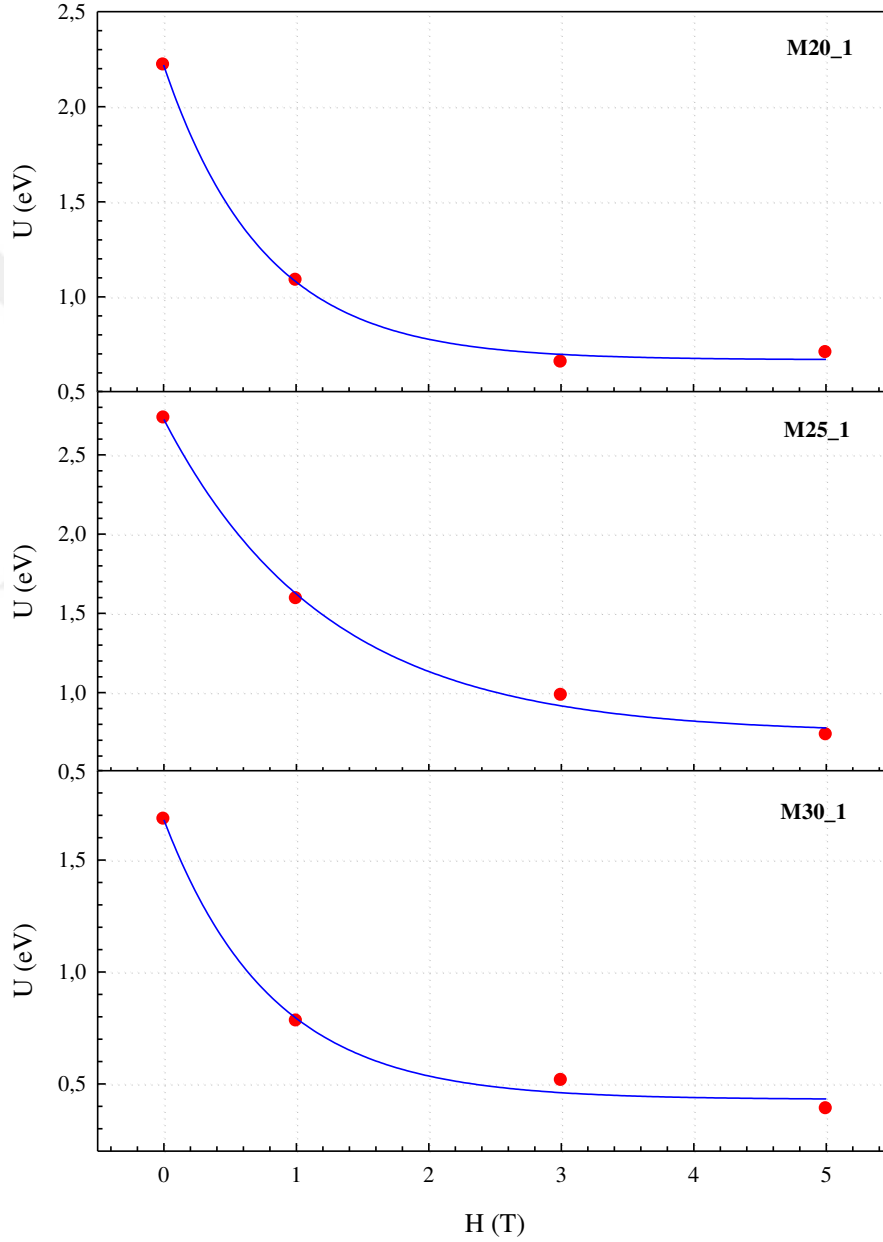
Şekil 3.54. M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin $\ln\rho(T)$ değerlerinin $1/T$ ile değişim eğrileri



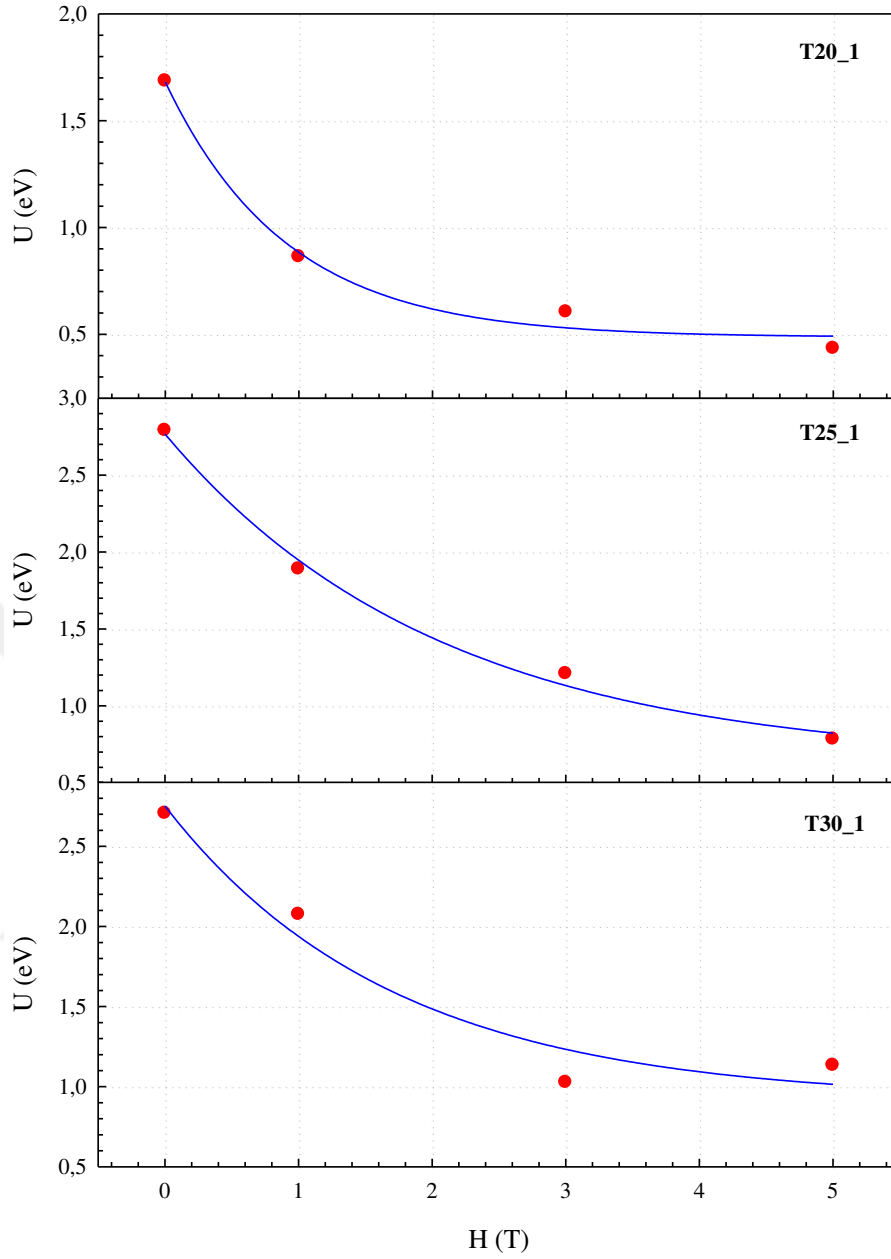
Şekil 3.55. T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin $\ln\rho(T)$ değerlerinin $1/T$ ile değişim eğrileri

Yüksek sıcaklıklı süperiletkenlerde manyetik alan altında direnç geçişinin genişlemesine ve kuyruklanmasına yol açan termal dalgalanmaların büyüklüğü önemlidir. Termal dalgalanmaların bir sonucu olarak katı girdabı bir girdap sıvısına dönüştürecek bir geçiş düşünülebilir. Bu tür dalgalanmalar, girdap sisteminin dinamiğini de birçok yönden etkiler. Termal dalgalanmalar, J_c 'den az olduğunda bile girdapların bir çivileme merkezinden diğerine atlamalarına yardımcı olur (Labrag vd., 2020).

Girdapların hareketi ile bağlantılı aktivasyon enerjisi, düşük direnç aralığında eğrilerin lineer kısımlarının eğimlerinden faydalanarak uygulanan manyetik alan değerleri için hesaplandı. Şekil 3.56, M20_1, M25_1 ve M30_1 örnekleri için, Şekil 3.57 ise T20_1, T25_1 ve T30_1 örnekleri için farklı manyetik alanlardaki aktivasyon enerji değerlerini göstermektedir.



Şekil 3.56. M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin aktivasyon enerjilerinin artan manyetik alanla değişimi



Şekil 3.57. T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin aktivasyon enerjilerinin artan manyetik alanla değişimi

Manyetik alan sıfır olduğunda akı sürüklenmesine neden olacak aktivasyon enerjisi en yüksek olmasına rağmen artan manyetik alanla birlikte aktivasyon enerjisi değerlerinin üstel olarak azaldığı görüldü. Aktivasyon enerjisi, girdapları hareket ettirmek için sağlamamız gereken enerji anlamına geldiğinden, manyetik alanın artmasının aktivasyon enerjisinin azalmasına yol açtığı çok açıktır. Artan manyetik alanla birlikte azalan aktivasyon enerjisi girdapların kolayca hareket etmesine sebep olduğu bilinmektedir (Nikolo ve Goldfarb,

1989). Böylece manyetik alanın artmasıyla çivileme azalır ve süperiletkenlik durumu bozulur.

Tablo 3.6’da 1. grup eklenmiş örneklerin 0 T ve 5 T manyetik alanda aktivasyon enerji değerleri görülmektedir.

Tablo 3.6. 1. grup eklenmiş örneklerin 0 T ve 5 T manyetik alanda aktivasyon enerji değerleri

		0 (T)	5(T)
U (eV)	M20_1	2,22	0,71
	M25_1	2,73	0,73
	M30_1	1,68	0,39
	T20_1	1,69	0,43
	T25_1	2,79	0,78
	T30_1	2,71	1,13

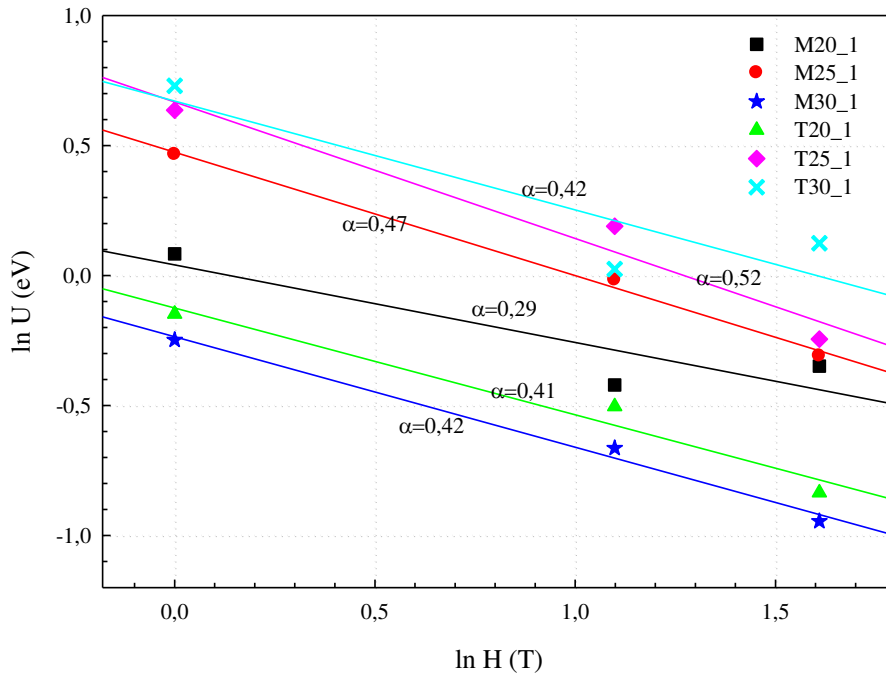
Bu değerlere göre sıfır manyetik alanda en yüksek aktivasyon enerjisinin T25_1 örneğine ait olduğu görüldü. Ancak T30_1 örneğinin 5 T alandaki aktivasyon enerjisi, malzeme içerisinde manyetik akının çivileme merkezleri olarak görev yapan Y211 parçacıkları tarafından sabitlenmesi nedeniyle diğer örneklerle kıyasla en yüksek değere sahip olduğu görüldü. Bu da T30_1 örneğinin artan manyetik alanla birlikte çivileme merkezlerinin hareketinin diğer örneklerle göre daha zor olduğunu ifade eder. Aynı zamanda bu çalışmada kullanılan eritme yöntemleri ile üretilen örneklerin aktivasyon enerji değerlerinin literatürde yer alan daha önceki çalışmalarda BSCCO, katıhal tepkime yöntemi YBCO ve eritme yöntemi REBCO-358 örneklerinin aktivasyon enerji değerlerinden daha yüksek olduğu da görüldü (Özçelik vd., 2015; Cochrane ve Russel, 1998; Soylu vd., 2013; Malik vd., 2016; Sahoo vd., 2019; Özabacı, 2021; Kütük ve Bolat, 2022). Tüm örnekler arasında %25 Y211 katkısı yapılan örneklerin 0 T alandaki aktivasyon enerjilerinin diğerlerine göre daha yüksek olması, yapılan %25 katkı oranının aktivasyon enerjisini artırdığını göstermektedir.

Aktivasyon enerjisinin manyetik alana ve sıcaklığa bağlılığı ise aşağıdaki şekilde ifade edilmektedir (Kim vd., 1990):

$$U = U_0 \left(1 - \frac{1}{T_c}\right) H^{-\alpha} \quad (3.1)$$

Bu ifadede aktivasyon enerjisinin sıcaklığa bağıllığı sabittir ve aktivasyon enerjisinin manyetik alana bağımlılığı, aktivasyon enerjisinin manyetik güç sabiti olarak adlandırılan α sabiti ile orantılıdır. Malzeme yapısındaki düzlemsel kusurların varlığında $U(H) \propto H^{-1/2}$ iken noktasal kusurların varlığında ise $U(H) \propto H^{-1}$ olur. Düzlemsel kusurlar tane sınırları, iki yüzeyin ara yüzü, istifleme hataları ve ikiz sınırlar gibi yapıda bir süreksizlik olduğunda meydana gelir. Noktasal kusurlar ise iğne delikleri, oksijen eksikliği ve küçük fazlı parçacıklar durumunda ortaya çıkar (Zou vd., 2001; Kurnaz vd., 2018). Bu çalışmada α sabiti 1. grup eklenmiş tüm örneklerin ek bölgeleri için $\ln(U)$ 'nun $\ln H$ 'ye karşı grafiğinin negatif eğiminden hesaplandı. Burada U_0 sıfır manyetik alanda ve 0 K sıcaklıktaki aktivasyon enerjisidir.

Şekil 3.58, 1. grup eklenmiş tüm örnekler için $\ln(U)$ değerlerinin $\ln H$ ile değişimini göstermektedir. Bu değişimin eğimlerinden bulunan α sabiti değerleri ise Tablo 3.7'de verildi.



Şekil 3.58. 1. grup örnekler için $\ln U$ 'nun $\ln H(T)$ 'ye göre değişimi

Tablo 3.7. 1. grup örnekler için α değerleri

	α
M20_a	0,29
M25_1	0,47
M30_1	0,42
T20_b	0,41
T25_1	0,52
T30_1	0,42

Tablo 3.7’den de görüldüğü üzere α değerleri 0,29 ile 0,52 arasında değişmektedir. α değeri ve boyutluluğu yapı içerisinde bulunan kusurların çeşidine ve yoğunluğuna göre değişim gösterir (Terzioğlu, 2021). Aynı zamanda T25_1 örneği için düzlemsel kusurların etkin olduğu düşünülmektedir.

2. grup örnekler için farklı manyetik alan altında direncin sıcaklıkla değişimleri ölçülemediğinden bu örnekler için aktivasyon enerjisi hesabı yapılamadı.

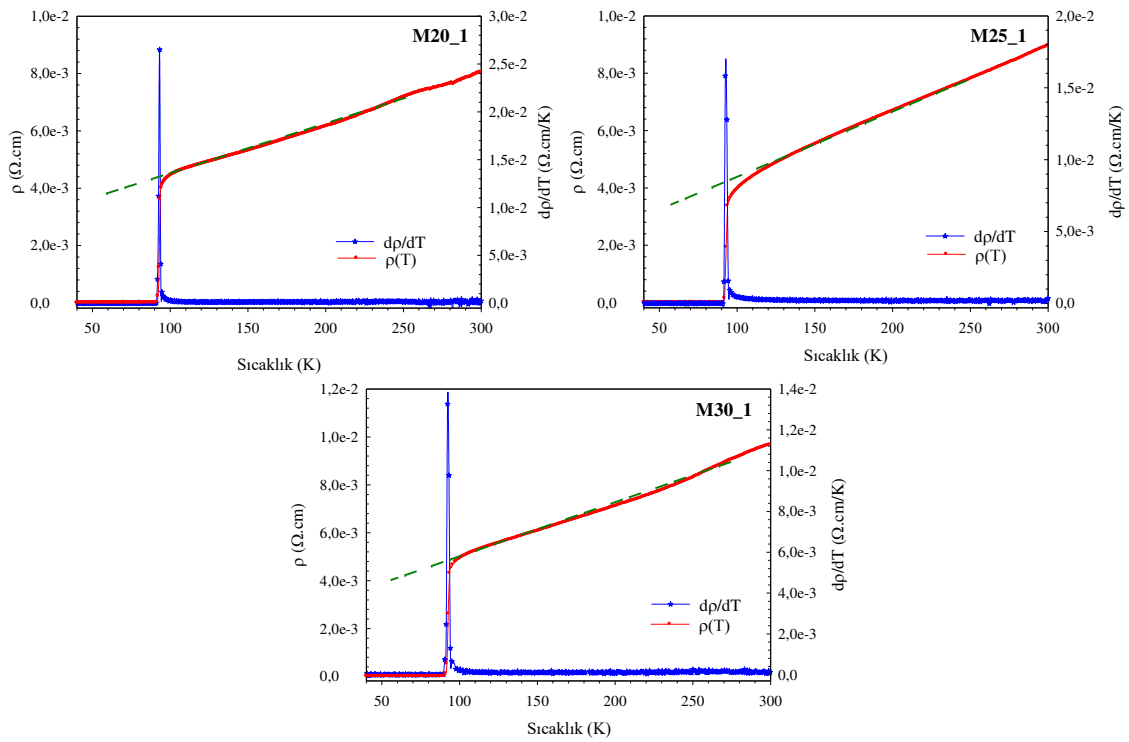
3.6. İletkenlikteki Dalgalanma [Fluctuation Induced Conductivity (FIC)] Analizi

Süperiletken örneklerin temel süperiletkenlik özellikleri ve boyutsallıkları hakkında daha derin bilgi elde etmek için süperiletkenlik geçişinin gerçekleştiği kritik sıcaklığa yakın sıcaklıklarda termal dalgalanmaların neden olduğu iletkenliğin analizini yapmak önemlidir (Loudhaief vd., 2020). Yüksek kritik sıcaklığa sahip süperiletkenlerde termodinamik dalgalanmalar, süperiletkenliğe geçiş sıcaklığının üzerinde elektriksel iletkenliğe katkıda bulunmaya başlar. Bu durumda termodinamik dalgalanmadan kaynaklı aşırı iletkenlik olarak adlandırılan $\Delta\sigma$ deneysel olarak ölçülen iletkenlikten normal durum iletkenliğinin çıkarılmasıyla elde edilir.

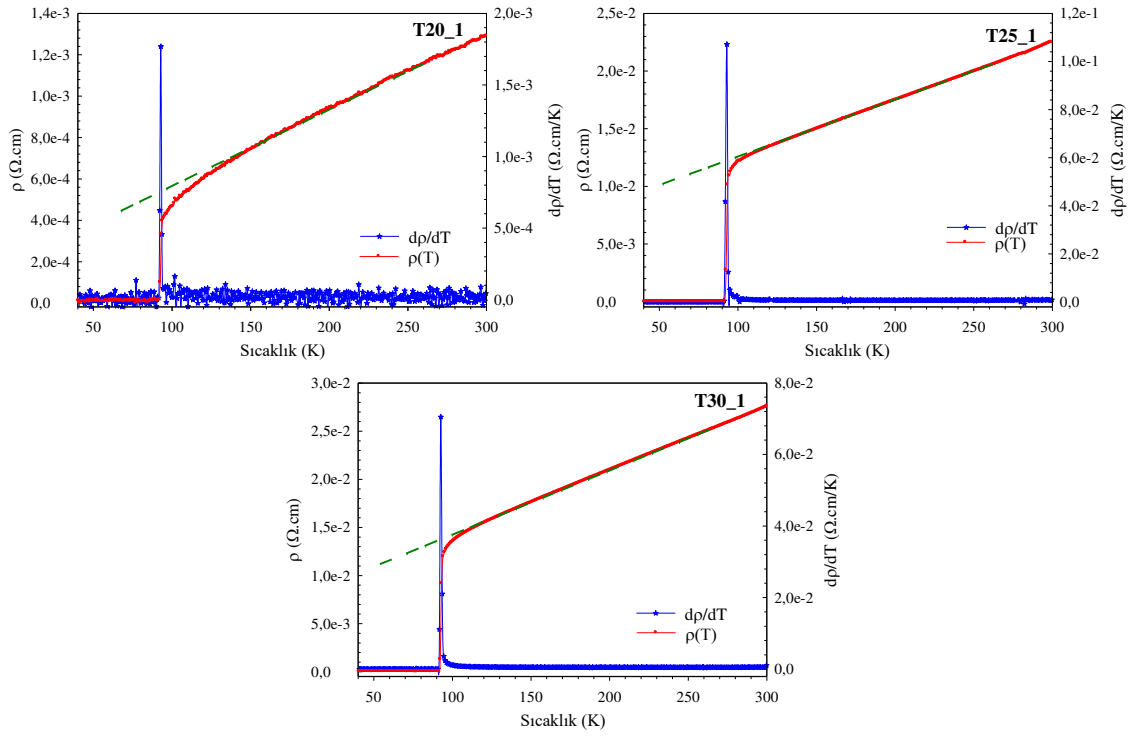
$$\Delta\sigma = 1/\rho - 1/\rho_n \quad (3.3)$$

Burada ρ_n normal durum öz direnci olup $\rho_n = \alpha + \beta T$ ifadesi ile hesaplanır ve deneysel olarak ölçülen kritik sıcaklığın üzerindeki doğrusal öz direnç değerlerinin sıfır sıcaklıktaki öz direnç değerine dış değerlendirme (ekstrapole) edilmesi ile bulunur. Aşırı iletkenlik analizi genellikle Aslamazov-Larkin teorisi kullanılarak yapılır. Bu teoriye göre

aşırı iletkenlik λ kritik üssü ve ε indirgenmiş sıcaklığı ile değişmektedir ($\Delta\sigma \propto \varepsilon^\lambda$). ε değerleri ise $d\rho/dT$ 'nin sıcaklığa göre değişiminden elde edilen ve ortalama alan kritik sıcaklığı olarak da tanımlanan T_c^{mf} değerleri kullanılarak Denklem (2.8) ifadesine göre hesaplandı (Annabi vd., 2009). Şekil 3.59'da 1. grup eklenmiş örneklerden M20_1, M25_1 ve M30_1 örnekleri için ve Şekil 3.60'ta ise 1. grup eklenmiş örneklerden T20_1, T25_1 ve T30_1 örnekleri için 0 T manyetik alandaki öz direncin ve $d\rho/dT$ türevinin sıcaklığa göre değişimi görülmektedir.

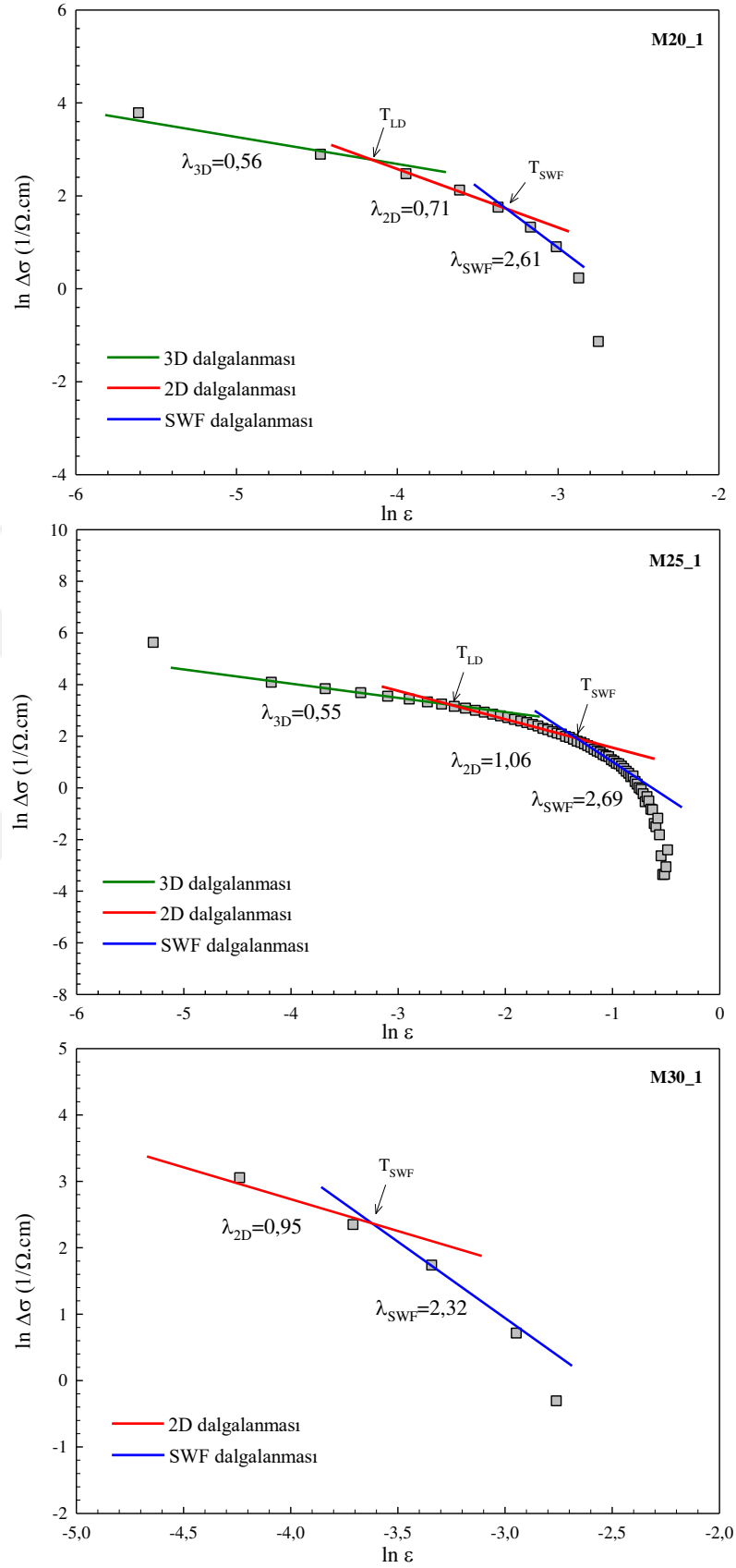


Şekil 3.59. M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerinin sıfır manyetik alandaki öz direncin ve $d\rho/dT$ 'nin sıcaklığa göre değişimi



Şekil 3.60. T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin sıfır manyetik alandaki özdirencin ve $d\rho/dT$ 'nin sıcaklığa göre değişimi

Şekil 3.61, 1. grup eklenmiş örneklerden M20_1, M25_1 ve M30_1 örnekleri için sıfır manyetik alanda iletkenliğin doğal logaritmasının $[\ln(\Delta\sigma)]$, indirgenmiş sıcaklıkların doğal logaritmasına $[\ln(\epsilon)]$ bağlılığını göstermektedir. İletkenlikteki dalgalanma analizi kritik üslerle karakterize edilen farklı dalgalanma çeşitleri ortaya koyar. Grafiklerde çizilen doğrusal teğetlerin eğimi ise kritik üsleri verir. M20_1, M25_1 ve M30_1 örneklerine ait iletkenlikteki dalgalanma eğrileri olan Şekil 3.61, incelendiğinde T_c^{mf} sıcaklığının üzerinde dalgalanmaların çeşitliliğinin belirlenmesinde rol oynayan ve ortalama alan bölgesi ile kısa-dalga dalgalanma [Short-wave fluctuation (SWF)] bölgesi olarak isimlendirilen iki ayrı dalgalanma bölgesi olduğu gözlemlendi. SWF bölgesi daha yüksek sıcaklıklarda bulunur ve T_c 'den çok uzaktaki bir sıcaklıkta başlar. Bu bölgede düzen parametresinin karakteristik dalga boyu, eş uyum uzunluğunun mertebesiyle karşılaştırılabilir hale gelir (Loudhaief vd., 2020). SWF bölgesinin genişliğinin, CuO zincirlerinde veya CuO₂ düzlemlerinde üretilen oksijen boşlukları tarafından yönetildiği varsayılır (Almessiere vd., 2020).

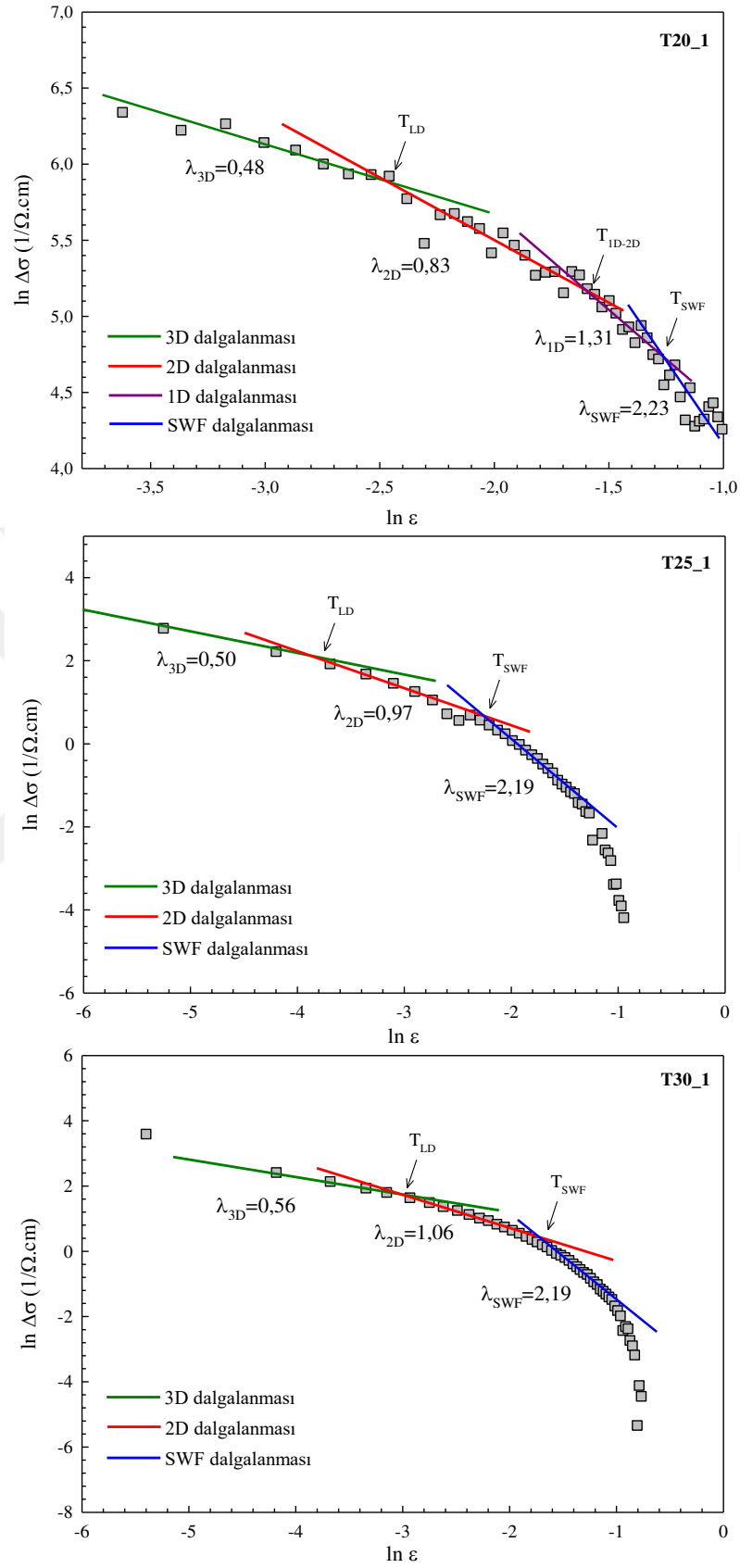


Şekil 3.61. M20_1, M25_1 ve M30_1 örnekleri, için $\ln(\Delta\sigma)$ 'nın $\ln(\epsilon)$ 'ye karşı değişimi

M20_1, M25_1 ve M30_1 örnekleri için SWF bölgesi kritik üsleri λ_{SWF} sırasıyla 2,61; 2,69 ve 2,32 olarak bulundu. Sıcaklık düşürüldükçe T_{SWF} sıcaklık değerinde SWF bölgesinden ortalama alan bölgesine bir çapraz geçiş görülür. M20-1 ve M25_1 örneğinde ortalama alan bölgesinde 3D (3 boyutlu) ve 2D (2 boyutlu) dalgalanma çeşidi mevcut olduğu görüldü. M20_1 örneği için ortalama alan bölgesinde kritik üs değerleri $\lambda_{3D} = 0,56$ ve $\lambda_{2D} = 0,71$ iken M25_1 örneği için kritik üs değerleri $\lambda_{3D} = 0,55$ ve $\lambda_{2D} = 1,06$ olarak bulundu. Aynı zamanda M30_1 örneği için ise 3D dalgalanma çeşidi gözlenmeyip sadece 2D dalgalanma çeşidinin olduğu gözlemlendi. M30_1 örneği için kritik sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda süperiletkenliğin yalnızca iki boyutlu CuO düzlemlerinden kaynaklandığı düşünülmektedir. M30_1 örneği için $\lambda_{2D} = 0,95$ olarak bulundu. Bu değerler literatürde belirtilen teorik değerler ile de uyumludur (Almessiere vd., 2020; Loudhaief vd., 2020).

LD modeline göre kritik sıcaklığa yakın sıcaklıklarda eş uyum uzunluğu düzlemler arası mesafeden daha büyüktür ve örnek 3 boyutlu süperiletken olarak davranır. 3D dalgalanma bölgesinde yük taşıyıcıları termodinamik dalgalanmalardan daha çok etkilenir ve yük taşıyıcıları Cooper çifti oluşturmada önce tüm örnek boyunca daha kolay hareket etme eğilimindedir. Ancak kritik sıcaklığın çok üzerindeki sıcaklıklarda örnek 2 boyutlu süperiletkendir. Aynı zamanda eş uyum uzunluğu düzlemler arası mesafeden daha küçüktür. 2D dalgalanma bölgesinde yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde yük taşıyıcılar CuO₂ düzlemleri boyunca hareket eder. Yüksek sıcaklıklardan düşük sıcaklıklara yaklaşıldığında kritik sıcaklık yakınlarında 2 boyuttan 3 boyuta bir çapraz geçiş görülür (Mohanta, 2011; Loudhaief vd., 2020; Aftabi ve Mozaffari, 2021; Çakır vd., 2021). 2D-3D çapraz geçiş sıcaklığı T_{LD} ikincil fazların miktarlarına göre değişiklik gösterebilmektedir (Cukauskas ve Allen, 1998). Aynı zamanda SWF bölgesinden ortalama alan bölgesine yaklaşıldığında da T_{SWF} sıcaklığında bir çapraz geçiş görülür. M20_1 örneği için çapraz geçiş sıcaklıkları $T_{SWF} = 96,55 K$ ve $T_{LD} = 94,64 K$ iken M25_1 örneği için ise $T_{SWF} = 116,72 K$ ve $T_{LD} = 99,95 K$ olarak bulundu. M30_1 örneği için 2D-3D çapraz geçişi görülmeyip SWF bölgesinden ortalama alan bölgesine geçiş sıcaklığı $T_{SWF} = 94,73 K$ olarak bulundu.

Şekil 3.62’de T20_1, T25_1 ve T30_1 örneklerinin $\ln(\Delta\sigma)$ 'nın $\ln(\epsilon)$ 'ye karşı değişimi görülmektedir. T20_1 örneğinin ortalama alan bölgesinde 2D ve 3D dalgalanma çeşitlerinin yanında 1D dalgalanma çeşidinin de varlığı gözlemlendi.



Şekil 3.62. T20_1, T25_1 ve T30_1 örnekleri, için $\ln(\Delta\sigma)$ 'nın $\ln(\epsilon)$ 'ye karşı değişimi

Yüksek sıcaklıklardan itibaren sıcaklık düşürüldüğünde, SWF bölgesi ve 1D dalgalanmaları arasında T_{1D-2D} sıcaklığında bir geçiş ortaya çıkar. 1D dalgalanma rejimlerinin ortaya çıkması, süperiletkende 1 boyutlu iletken kanalların varlığını düşündürür. HTS örneklerin 1 boyutlu kristal yapı özelliklerine sahip olmadığı iyi bilinmektedir. HTS örnekler düşük iletkenliğe sahip katmanların yüksek iletkenliğe sahip CuO_2 düzlemleriyle ayrıldığı katmanlı bir yapı sergilerler. Bu nedenle aşırı iletkenlik, iletken düzlemlerin davranışını yansıtmalıdır. 1D dalgalanma rejimi, kuprat süperiletken malzemelerde iletken yük şeritlerinin varlığı ile yorumlanır (Loudhaief vd., 2020).

T20_1 örneği için ortalama alan bölgesi kritik üsleri $\lambda_{3D} = 0,48$, $\lambda_{2D} = 0,83$ ve $\lambda_{1D} = 1,31$ iken SWF bölgesi kritik üssü $\lambda_{SWF} = 2,23$ olarak bulundu. T25_1 ve T30_1 örnekleri için ise ortalama alan bölgesinde 2D ve 3D dalgalanma rejimi mevcutken bu örneklerde de SWF bölgesinin varlığı görüldü. T25_1 örneğinin kritik üsleri $\lambda_{3D} = 0,50$, $\lambda_{2D} = 0,97$ ve $\lambda_{SWF} = 2,19$ olup T30_1 örneğinin kritik üsleri $\lambda_{3D} = 0,56$, $\lambda_{2D} = 1,06$ ve $\lambda_{SWF} = 2,19$ olarak bulundu.

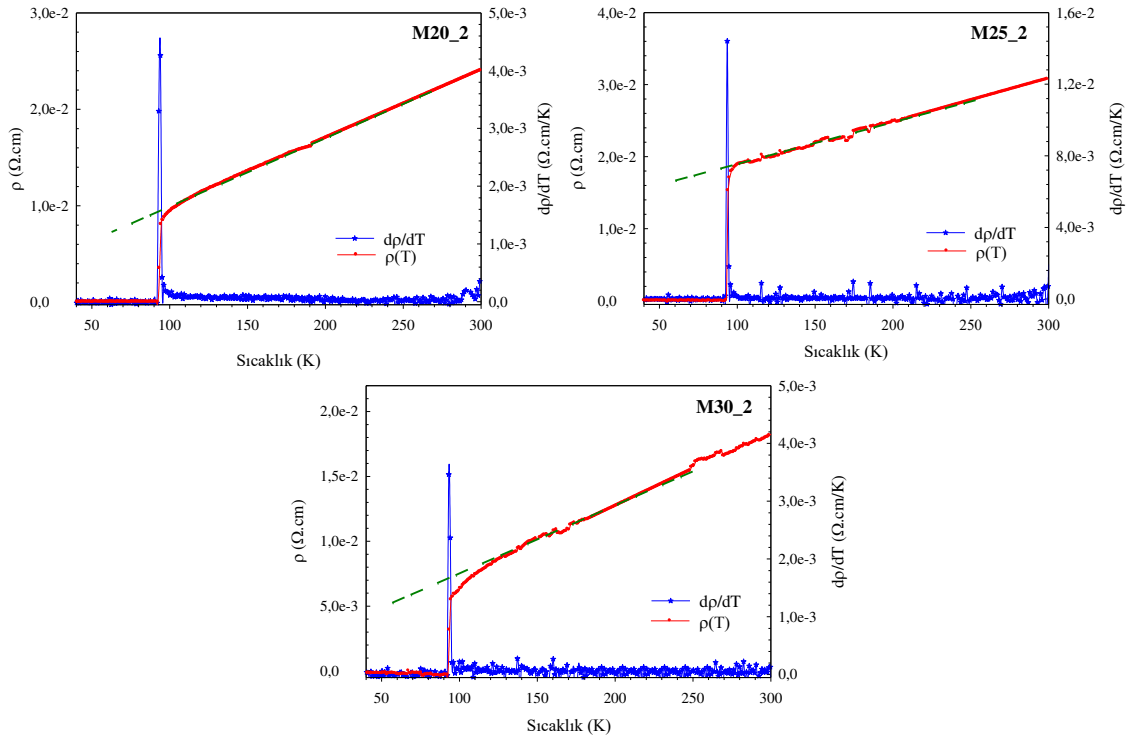
Yüksek sıcaklıklardan düşük sıcaklıklara yaklaşıldığında SWF bölgesinden ortalama alan bölgesine ve ortalama alan bölgesinde de dalgalanma rejimleri arasında bir çapraz geçiş görülür. T20_1 örneğinin çapraz geçiş sıcaklıkları bölgeler için çizilen doğrusal eğrilerin kesiştikleri noktalardan $T_{SWF} = 119,29 \text{ K}$, $T_{1D-2D} = 111,56 \text{ K}$ ve $T_{LD} = 100,70 \text{ K}$ olarak hesaplandı. T25_1 örneğine ait çapraz geçiş sıcaklıkları $T_{SWF} = 102,62 \text{ K}$ ve $T_{LD} = 94,83 \text{ K}$ iken T30_1 örneğine ait çapraz geçiş sıcaklıkları $T_{SWF} = 109,23 \text{ K}$ ve $T_{LD} = 97,36 \text{ K}$ olarak hesaplandı. Çeşitli rejimlerin kritik üsleri ve geçiş sıcaklıkları Tablo 3.8'de özetlenmiştir.

Tablo 3.8. 1. grup eklenmiş örnekler için iletkenlikteki dalgalanma analizi sonuçları

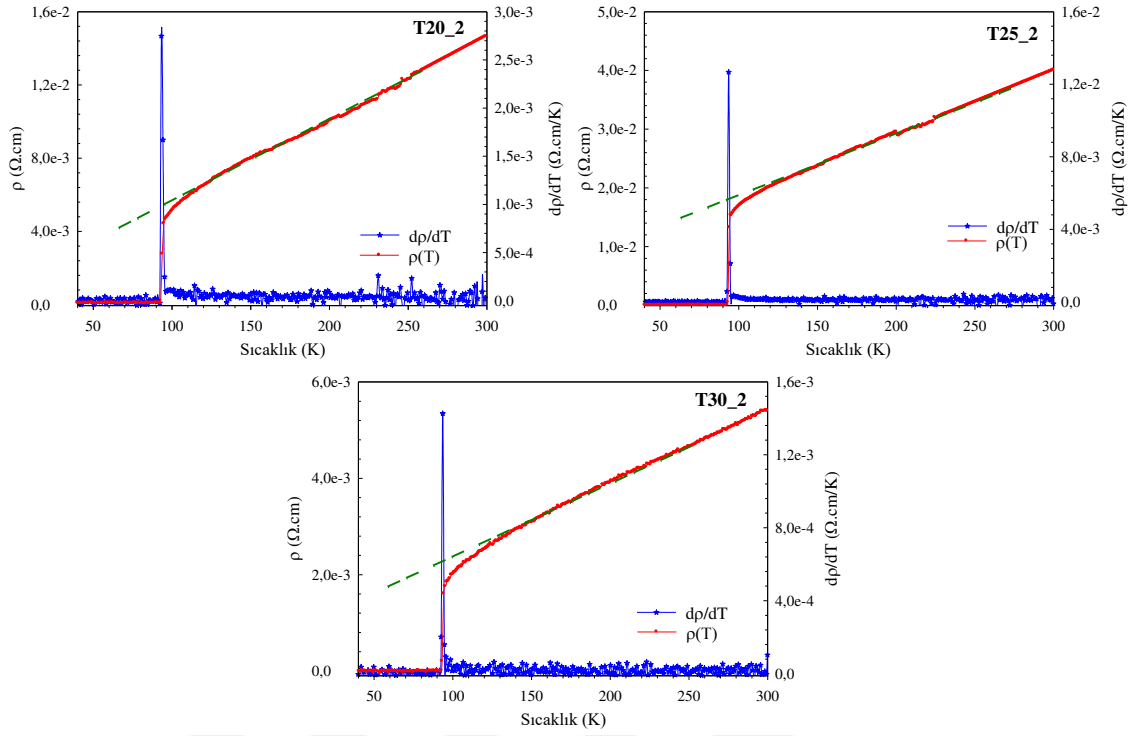
	$T_c^{mf} \text{ (K)}$	$T_{LD} \text{ (K)}$	$T_{1D-2D} \text{ (K)}$	$T_{SWF} \text{ (K)}$	λ_{1D}	λ_{2D}	λ_{3D}	λ_{SWF}	$d \text{ (\AA)}$	$\xi_c(0) \text{ (\AA)}$
M20_1	93,20	94,64	-	96,55	-	0,71	0,56	2,61	11,61	0,72
M25_1	92,46	99,95	-	116,72	-	1,06	0,55	2,69	11,66	1,66
M30_1	92,27	-	-	94,73	-	0,95	-	2,32	11,65	-
T20_1	92,83	100,70	111,56	119,29	1,31	0,83	0,48	2,23	11,66	1,70
T25_1	92,94	94,83	-	102,62	-	0,97	0,50	2,19	11,68	0,83
T30_1	92,66	97,36	-	109,23	-	1,06	0,56	2,19	11,76	1,32

İletkenlikteki dalgalanma analizi ile birlikte LD modeli kullanılarak c -ekseni boyunca eş uyum uzunluğu $\xi_c(0)$ hesaplanabilir. $\xi_c(0)$ için eklenmiş örneklerin ek bölgelerinden alınan XRD desenlerinden elde edilen düzlemler arası mesafeler (d) kullanıldı. Her bir örnek için $\xi_c(0)$ ve d değerleri Tablo 3.8’de verildi. $\xi_c(0)$ değerleri incelendiğinde bu değerlerin örnek içindeki Y211 miktarlarına bağlı olmayıp değişkenlik gösterdiği görülmektedir. $\xi_c(0)$ değerinin büyük olması anizotropinin düşük olması anlamına gelir. Böylece malzemenin süperiletkenlik özellikleri gelişir. Aynı zamanda $\xi_c(0)$ değerinin büyük olması dalgalanmaları da azaltacağından süperiletken malzemenin uygulama alanlarında daha etkin kullanılmasına imkan sağlar (Hasnain vd., 2012; Askerzade, 2005). Ayrıca M30_1 örneği için 2D-3D geçişi gözlenmediğinden $\xi_c(0)$ değeri de hesaplanamadı.

Şekil 3.63’te 2. grup eklenmiş örneklerden M20_2, M25_2 ve M30_2 örnekleri için ve Şekil 3.64’te ise 2. grup eklenmiş örneklerden T20_2, T25_2 ve T30_2 örnekleri için 0 T manyetik alandaki öz direncin ve $d\rho/dT$ türevinin sıcaklığa göre değişimi görülmektedir.

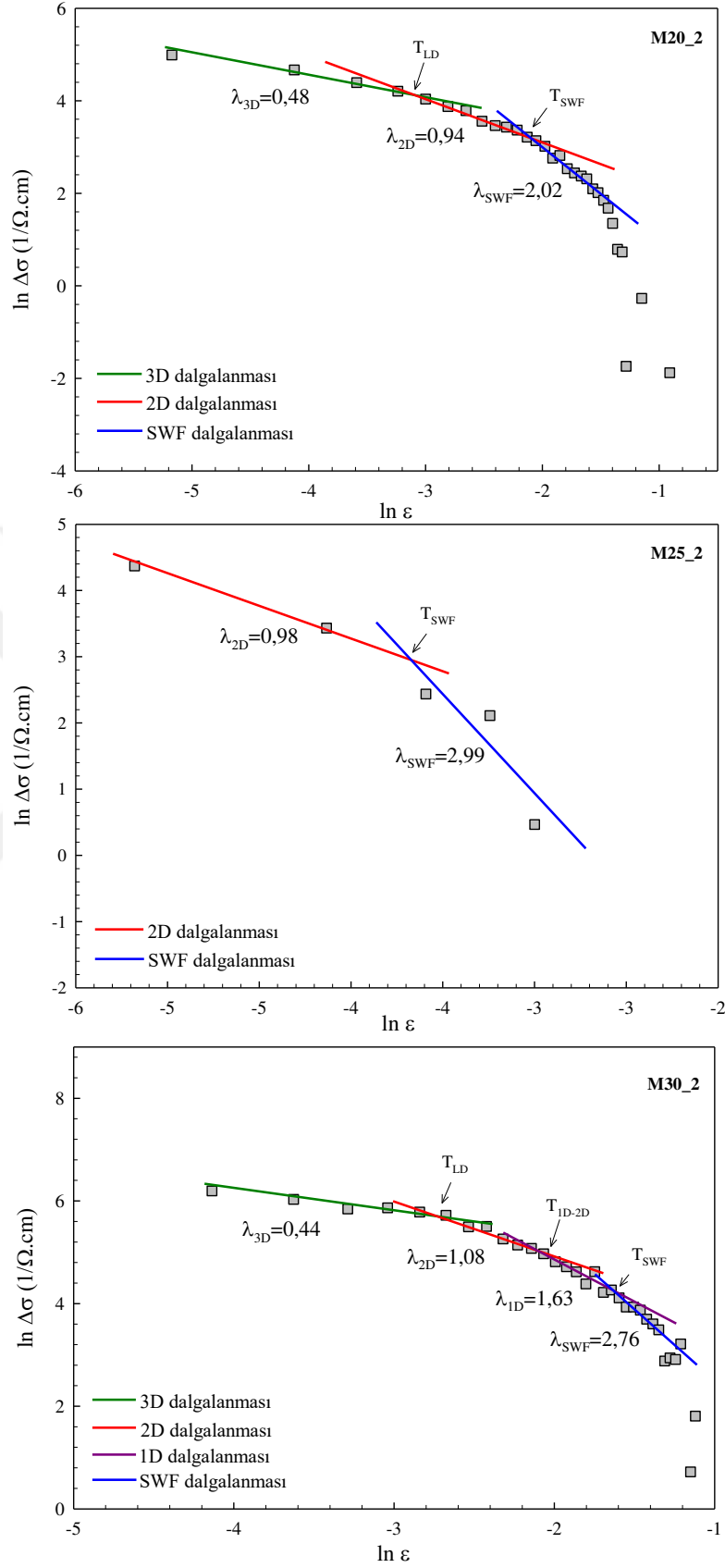


Şekil 3.63. M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin sıfır manyetik alandaki öz direncin ve $d\rho/dT$ nin sıcaklığa göre değişimi



Şekil 3.64. T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin sıfır manyetik alandaki öz direncin ve $d\rho/dT$ 'nin sıcaklığa göre değişimi

Şekil 3.65, 2. grup eklenmiş örneklerden M20_2, M25_2 ve M30_2 örnekleri için sıfır manyetik alanda iletkenliğin doğal logaritmasının $[\ln(\Delta\sigma)]$, indirgenmiş sıcaklıkların doğal logaritmasına $[\ln(\epsilon)]$ bağlılığını göstermektedir. M20_2, M25_2 ve M30_2 örneklerinin iletkenlikteki dalgalanma eğrilerine bakıldığında bu örneklerde de T_c^{mf} kritik sıcaklığının üzerinde ortalama alan bölgesi ve SWF bölgesi olmak üzere iki ayrı dalgalanma bölgesi olduğu görüldü. M20_2 örneği için yüksek sıcaklıklarda kendini gösteren SWF bölgesi kritik üssü $\lambda_{SWF} = 2,02$ iken, $T_{SWF} = 105,55 K$ sıcaklığında ortalama alan bölgesine bir geçiş görüldü. Bu örneğin ortalama alan bölgesinde yalnızca $\lambda_{3D} = 0,48$ ve $\lambda_{2D} = 0,94$ kritik üsleri ile karakterize edilen 2D ve 3D dalgalanma davranışı mevcuttur. 2D dalgalanma çeşidinden 3D dalgalanma çeşidine çapraz geçiş sıcaklığı ise $T_{LD} = 98,31 K$ olarak bulundu. M25_2 örneğinde ise ortalama alan bölgesinde yalnızca 2D dalgalanması görüldü. Buna dayanarak kritik sıcaklığın hemen üzerinde M25_2 örneği iki boyutlu süperiletken gibi davrandığı ve süperiletkenliğin CuO düzlemlerinden kaynaklandığı söylenebilir. Bu örnek için kritik üsler $\lambda_{2D} = 0,98$ ve SWF bölgesinde $\lambda_{SWF} = 2,99$ şeklindedir.



Şekil 3.65. M20_2, M25_2 ve M30_2 örnekleri, için $\ln(\Delta\sigma)$ 'nın $\ln(\epsilon)$ 'ye karşı değişimi

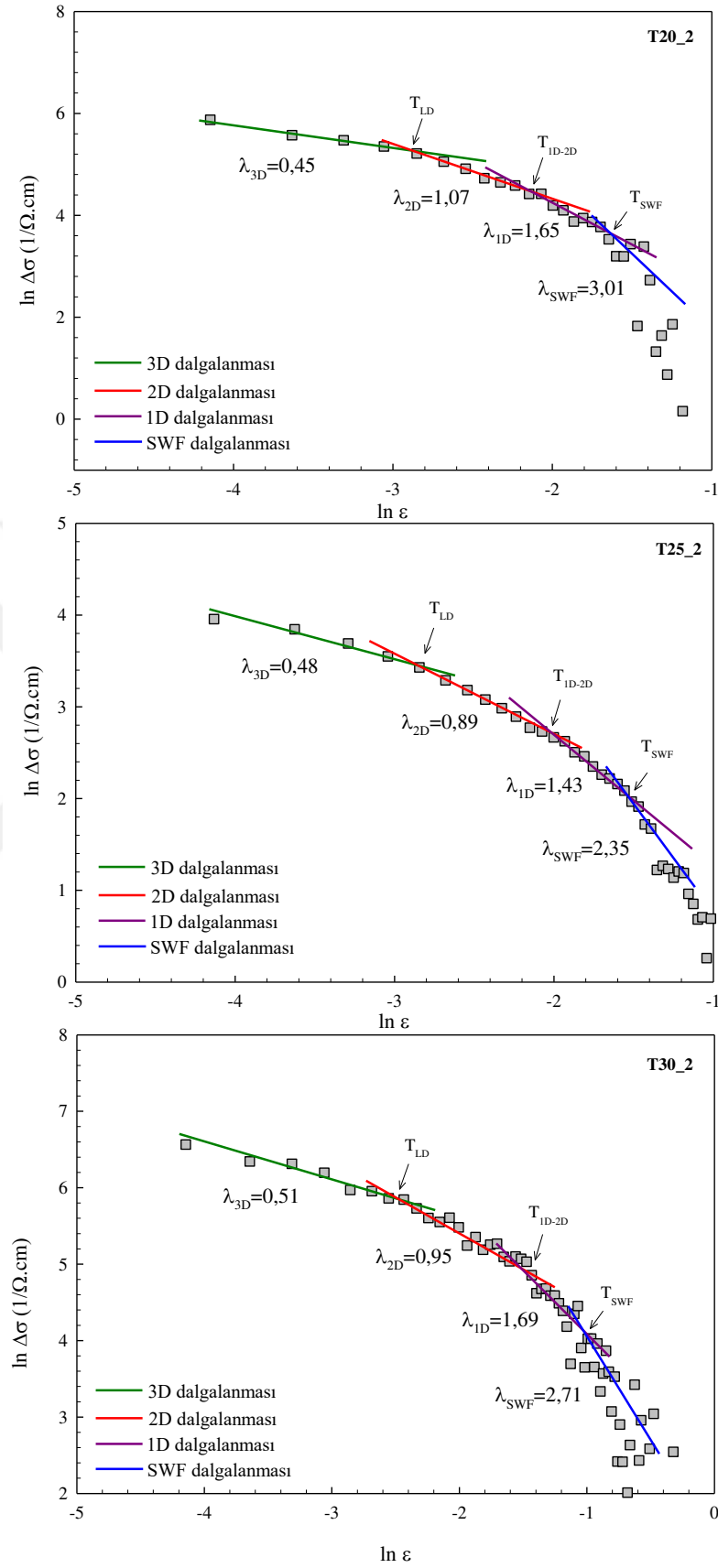
Bölgeler arası geçiş sıcaklığı ise $T_{SWF} = 95,92 \text{ K}$ olarak bulundu. M30_2 örneği için ortalama alan bölgesinde ek olarak 1D dalgalanma çeşidinin olduğu görülmektedir. Bu örnek için ortalama alan ve SWF bölgesi kritik üsleri $\lambda_{3D} = 0,44$; $\lambda_{2D} = 1,08$; $\lambda_{1D} = 1,63$ ve $\lambda_{SWF} = 2,76$ olarak bulundu. Geçiş sıcaklıkları ise sırası ile $T_{LD} = 99,28 \text{ K}$; $T_{1D-2D} = 104,50 \text{ K}$ ve $T_{SWF} = 111,41 \text{ K}$ şeklindedir.

Şekil 3.66'da T20_2, T25_2 ve T30_2 örneklerinin $\ln(\Delta\sigma)$ 'nın $\ln(\varepsilon)$ 'ye karşı değişimi görülmektedir. Dalgalanma eğrilerine bakıldığında her üç örnek için de ortalama alan bölgesinde 3D, 2D ve 1D dalgalanma rejimi olduğu görüldü. T20_2, T25_2 ve T30_2 örnekleri için SWF bölgesi λ_{SWF} kritik üsleri sırasıyla 3,01; 2,35 ve 2,71 olarak bulundu. Ortalama alan bölgesinde 1D dalgalanma çeşidi için λ_{1D} kritik üsleri 1,65; 1,43 ve 1,69; 2D dalgalanma rejimi için λ_{2D} kritik üsleri 1,07; 0,89 ve 0,95; son olarak 3D dalgalanma çeşidi için λ_{3D} kritik üsleri 0,45; 0,48 ve 0,51 olarak bulundu.

Yüksek sıcaklıklardan düşük sıcaklıklara yaklaşıldığında SWF bölgesinden ortalama alan bölgesine çapraz T_{SWF} geçiş sıcaklıkları T20_2, T25_2 ve T30_2 örnekleri için sırasıyla 111,50 K; 113,64 K ve 127,43 K olarak hesaplandı. Ortalama alan bölgesinde de dalgalanma rejimleri arasında bir çapraz geçiş görülür. 1D dalgalanma rejiminde 2D dalgalanma rejimine T_{1D-2D} geçiş sıcaklıkları T20_2, T25_2 ve T30_2 örnekleri için sırasıyla 104,41 K; 106,01 K ve 114,11 K iken 2D dalgalanma rejiminde 3D dalgalanma rejimine T_{LD} geçiş sıcaklıkları sırasıyla 98,46 K, 99,01 K ve 101,60 K olarak hesaplandı. 2. grup örneklerin dalgalanma rejimlerine ait kritik üslerinin ve geçiş sıcaklıklarının değerleri Tablo 3.9'da özetlendi.

2. grup örnekler için LD modeli kullanılarak hesaplanan c -ekseni boyunca eş uyum uzunluğu $\xi_c(0)$ değerleri hesaplandı. Her bir örnek için $\xi_c(0)$ ve d değerleri Tablo 3.9'da verildi.

Eklenmiş örneklerden su jeti ile delinmemiş olan 1. grup ve su jeti ile delinmiş olan 2. grup örnekler karşılaştırıldığında tüm örneklerin kritik üslerinin teorik değerlerle hemen hemen uyumlu olduğu, 1. grup örneklerin $\xi_c(0)$ değerlerinin ortalama olarak 2. grup örneklerden daha yüksek olduğu görüldü. $\xi_c(0)$ 'nin büyük olması anizotropinin ve dalgalanmaların azaldığı ve böylece süperiletkenlik özelliklerinin iyileştiği anlamına gelmektedir (Hasnain vd., 2012; Askerzade, 2005). Aynı zamanda tüm örnekler için $\xi_c(0)$ değerlerinin değişkenlik göstermesi sebebiyle farklı Y211 katkı oranlarının etkisi yorumlanamamaktadır.



Şekil 3.66. T20_2, T25_2 ve T30_2 örnekleri, için $\ln(\Delta\sigma)$ 'nın $\ln(\epsilon)$ 'ye karşı değişimi

Tablo 3.9. 2. grup eklenmiş örnekler için iletkenlikteki dalgalanma analizi sonuçları

	$T_c^{mf} (K)$	$T_{LD} (K)$	$T_{1D-2D} (K)$	$T_{SWF} (K)$	λ_{1D}	λ_{2D}	λ_{3D}	λ_{SWF}	$d (\text{\AA})$	$\xi_c(0) (\text{\AA})$
M20_2	94,05	98,31	-	105,55	-	0,94	0,48	2,02	11,67	1,24
M25_2	93,55	-	-	95,92	-	0,98	-	2,99	11,73	-
M30_2	93,12	99,28	104,50	111,41	1,63	1,08	0,44	2,76	11,68	1,50
T20_2	93,24	98,46	104,41	111,50	1,65	1,07	0,45	3,01	11,67	1,38
T25_2	93,55	99,01	106,01	113,64	1,43	0,89	0,48	2,35	11,72	1,42
T30_2	93,69	101,60	114,11	127,43	1,69	0,95	0,51	2,71	11,64	1,69

4. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibidir:

1. XRD sonuçlarından elde edilen verilere göre TSMG yöntemi ile üretilen tüm örneklerin (00ℓ) piklerine sahip olmaları, bu örneklerin c -ekseni doğrultusunda tercihli yönelim gösteren tek kristal örnekler olduğunu gösterdi.
2. Y123 + %25 Y211 örneklerinin tuzaklanan alan değerlerinin diğer Y123 + %x ($x=20, 30$) örneklerine göre nispeten daha yüksek olduğu görüldü. Alan tuzaklama kapasitesinin artmasında etkili olan en uygun 211 katkı oranının % 25 olduğu bulundu.
3. TSMG ile üretilen %20 Ag₂O katkılı ekleme örneklerinin tuzaklanan alan değerlerinin MPMG ile üretilen ekleme örneklerinin tuzaklanan alan değerlerine oranla daha yüksek olduğu görüldü. Kaliteli örnek üretiminde TSMG yönteminin MPMG yöntemine göre daha etkili olduğu görüldü.
4. Su jeti yöntemi ile başarılı bir delme işleminin yapılabilmesi için eklenen örnek yüzeylerinin birbirlerine paralel olması ve iyice temas etmesi gerektiği, eklenen yüzeyler arasında boşluk kalması durumunda ise su jeti ile delme işlemi sırasında yüksek basınçlı suyun örneğin ek bölgesinden kırılmasına neden olduğu görüldü.
5. Örneklerin T_c değerlerinde belirgin bir değişim olmaması, su jeti uygulamasının eklenmiş örneklerin T_c değerleri üzerine olumsuz bir etkisinin olmadığını gösterdi.
6. Su jeti uygulaması ek malzemesi MPMG ile üretilen eklenmiş örneklerin akım taşıma kapasitelerini olumsuz yönde etkilerken TSMG ile üretilen eklenmiş örneklerin akım taşıma kapasitelerine zararlı bir etki yapmadığı görüldü.
7. 1. grup ve 2. grup örneklerde farklı Y211 katkı oranlarının örneklerin akım taşıma kapasiteleri üzerinde belirgin bir etkisinin olmadığı görüldü.
8. Tüm örneklerin arasında %25 Y211 katkısı yapılan örneklerin ek bölgelerinin 0 T alandaki aktivasyon enerjilerinin diğerlerine göre daha yüksek olması, yapılan %25 katkı oranının aktivasyon enerjisini artırdığını gösterdi.
9. İletkenlikteki dalgalanma analizi sonuçlarına göre eklenmiş tüm örneklerin ek bölgelerinin kritik üslerinin teorik değerlerle uyumlu olması, ek bölgelerinin süperiletkenlik özelliklerinin iyi olduğunu gösterdi.
10. Tüm örneklerin $\xi_c(0)$ değerlerinin değişkenlik göstermesi sebebiyle farklı Y211 katkı oranlarının $\xi_c(0)$ değerlerinin değişmesinde bir etkisinin olmadığı görüldü.

5. ÖNERİLER

1. Tek tane örneklerin üretimi sırasında kullanılan külçe çekirdekler her bir süperiletken örneğin farklı özelliklerde olmasına neden olduğundan hem elde edilen örneğin standartlaştırılması hem de daha iyi özellikte süperiletken örnekler üretilebilmesi için ince film çekirdekler kullanılabilir.
2. Daha başarılı ekler yapılabilmesi için IG, TSIG, BA-TSMG vb. farklı üretim yöntemleri kullanılarak ek malzemesi üretilebilir.
3. Hem tuzaklanan manyetik alanın artırılması hem de daha geniş çapta halka süperiletken ihtiyacı duyan teknolojik uygulamalarda kullanımlarının artırılması için daha büyük çaplarda örnekler üretilerek birbirleri ile eklenebilir.
4. Örnek içinde küçük çatlaklar olması ihtimaline karşın su jeti ile delme yöntemi dışında farklı bir yöntemle halka süperiletkenler elde edilebilir.

6. KAYNAKLAR

- Aftabi, A. ve Mozaffari, M., 2021. Fluctuation Induced Conductivity and Pseudogap State Studies of $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+\delta}$ Superconductor Added with ZnO Nanoparticles, Scientific Reports, 11, 4341.
- Ahmad, D., Seo, Y. I., Choi, W. J. ve Seung, K. Y., 2017. Fluctuation-induced Magnetoconductivity in Pristine and Proton-irradiated $\text{Ca}_{8.5}\text{La}_{1.5}(\text{Pt}_3\text{As}_8)(\text{Fe}_2\text{As}_2)_5$ Single Crystals, Supercond. Sci. Technol., 30, 025009.
- Ainslie, M. ve Fujishiro, H., 2020. Numerical Modelling of Bulk Superconductor Magnetisation, IOP Publishing Ltd, 133s.
- Almalki, A., Namburi, D. K., Ba-Abbad, M., Dennis, A. R., Huang, K. Y., Almutairi, A., Durrell, J. H. ve Cardwell, D. A., 2017. Processing and Properties of Bar-Shaped Single-Seeded and Multi-Seeded YBCO Bulk Superconductors by a Top-Seeded Melt Growth Technique, J. Supercond. Nov. Magn., 30, 1397–1403.
- Almessiere, M.A., Hannachi, E., Slimani, Y., Yasin, G., Mumtaz, M., Koblishka, M.R., Koblishka-Veneva, A., Manikandanü, A. ve Baykal, A., 2020. Dimensionality and Superconducting Parameters of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-d}/(\text{WO}_3\text{NPs})_x$ Composites Deduced from Excess Conductivity Analysis, Materials Chemistry and Physics, 243, 122665.
- Altınkürk, A., Kılıç, K., Olutaş, M. ve Kılıç A., 2013. Magnetovoltage Measurements and Hysteresis Effects in Polycrystalline Superconducting $\text{Y}_1\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}/\text{Ag}$ in Weak Magnetic Fields, J Supercond. Nov. Magn., 26, 3085-3098.
- Annabi, M., Ghattas, A., Zouaoui, M., Ben Azzouz, F. ve Ben Salem, M., 2009. Fluctuation Conductivity in Nano-Sized Al_2O_3 Added (Bi,Pb)-2223 Superconductors Under Applied Magnetic Field, Journal of Physics: Conference Series, 150, 052008.
- Askerzade, İ., 2005. Süperiletkenlik Fiziğine Giriş, 1, Gazi Kitabevi, Ankara
- Askerzade, I., 2012. Unconventional Superconductors Anisotropy and Multiband Effects, Springer Series in Materials Science.
- Ates, A. ve Yanmaz, E., 1998. The Effects of Ag Addition and Magnetic Field on Melt-Processed $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ Superconductors, Journal of Alloys and Compounds, 279, 220-228.

- Aydiner, A., Çakır, B., Başoğlu, M., Seki, H., Wongsatanawarid, A., Murakami, M. ve Yanmaz, E., 2012. Magnetic Properties of YBCO Single-Crystal Grown on Y_2O_3 Layer by a Cold Top-Seeding Method, J. Supercond. Nov. Magn., 25, 2, 391–397.
- Balaev, D. A., Gokhfeld, D. M., Popkov, S. I., Shaikhutdinov, K. A., Klinkova, L. A., Zherikhina, L. N. ve Tsvokhrebov A. M., 2014. Increase in the Magnetization Loop Width in the $\text{Ba}_{0.6}\text{K}_{0.4}\text{BiO}_3$ Superconductor: Possible Manifestation of Phase Separation, Journal of Experimental and Theoretical Physics, 118, 1, 104–110.
- Balchev, N., Nenkov, K. ve Antonov, V., 2013. Vortex Pinning Energies and $H(T)$ Characteristic Lines in the $\text{MoSr}_2\text{YCu}_2\text{O}_{8-\delta}$ Superconductor, J. Supercond. Nov. Magn., 26, 59–6.
- 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.
- Başoğlu, M., 2021. The Effect of Grain Growth Temperature on the Trapped Magnetic Field of Y358 Superconductors, J. Supercond. Nov. Magn., 34, 117–126.
- Bennemann, K.H ve Ketterson, J.B., 2008. Superconductivity: Conventional and Unconventional Superconductors, 1, 3-26, Springer, Berlin.
- 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 Y–Ba–Cu–O, Supercond. Sci. Technol., 15, 639-647.
- Cardwell, D.A. ve Ginley, D.S., 2003. Handbook of Superconducting Materials, Volume 1, Institute of Physics Publishing Ltd., London.
- Chen, Y.L., Chan, H.M., Harmer, M.P., Todt, V.R., Sengupta, S. ve Shi, D., 1994. A New Method for Net-Shape Forming of Large, Single-Domain $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+x}$, Physica C, 234, 232-236.
- 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.
- 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.
- Cochrane, J. W. ve Russell, G. J., 1998. Activation Energies for Ultrahigh Purity YBCO Single Crystals, Supercond. Sci. Technol., 11, 1105–1111.

- Congreve, J. V. J., Shi, Y. H., Dennis, A. R., Durrell, J. H. ve Cardwell, D. A., 2017. Growth Rate of YBCO-Ag Superconducting Single Grains, IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng., 279, 012027.
- Congreve, J. V. J., Shi, Y., Dennis, A. R., Durrell, J. H. ve Cardwell, D. A., 2018. The Successful Incorporation of Ag into Single Grain, Y-Ba-Cu-O Bulk Superconductors, Supercond. Sci. Technol., 31, 035008.
- Congreve, J. V. J., Shi, Y., Huang, K. Y., Dennis, A. R., Durrell, J. H. ve Cardwell, D. A., 2019. Improving Mechanical Strength of YBCO Bulk Superconductors by Addition of Ag, IEEE Transactions On Applied Superconductivity, 29, 5, 6802305.
- Congreve, J. V. J., Dennis, A. R., Shi, Y., Bumby, C. W., Druiff, H., Cardwell, D. A. ve Durrell, J. H., 2021. A Reliable Technique to Fabricate Superconducting Joints Between Single Grain, Y-Ba-Cu-O Bulk Superconductors, Supercond. Sci. Technol., 34, 094003.
- Cukauskas, E.J. ve Allen, L.H., 1998. Paraconductivity in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ and $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ Thin Film Composites with Cerium Oxide and Gold, Journal of Applied Physics, 84, 11, 6187-6194.
- Çakır, B., Aydın, A., Karaoğlu, K., Duman, Ş. ve Yanmaz, E., 2014. Flux Pinning in YBCO Single Crystal Grown on Y_2O_3 Layer, J. Supercond. Nov. Magn., 27, 1123–1129.
- Çakır, B. ve Aydın, A., 2017. Structural and Magnetic Properties of the Ring Shaped 40 wt% Y211 Added TSMG Y123 Bulk Superconductors Welded by Ag_2O Added MPMG YBCO Solder Material, J Mater Sci: Mater Electron, 28, 17098-17106.
- Çakır, B., Taylan Koparan, E. ve Savaşkan, B., 2021. Relationship Between Pinning Mechanism and Excess Conductivity Analysis of x wt% $\text{C}_4\text{H}_6\text{O}_5$ (x = 0.0, 4.0, and 6.0)-Added Bulk MgB_2 , J. Mater. Sci: Mater Electron, 32, 20317–20326.
- Das, D., Muralidhar, M., Rao, M. S. R. ve Murakami, M., 2017. Top-Seeded Infiltration Growth of (Y, Gd) $\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ Bulk Superconductors with High Critical Current Densities, Supercond. Sci. Technol., 30, 105015.
- 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.
- Drozдов, A. P., Kong, P. P., Minkov V. S., Besedin S. P., Kuzovnikov, M. A., Mozaffari, S., Balicas, L., Balakirev, F. F., Graf, D. E., Prakapenka, V. B., Greenberg, E., Knyazev, D. A., Tkacz, M. ve Eremets, M. I., 2019. Superconductivity at 250 K in Lanthanum Hydride Under High Pressures, Nature, 569, 528.
- Durlu, T. N., 1992. Katıhal Fiziğine Giriş, 3, Bilim Yayınları, Ankara.
- Duman, Ş., Çakır, B. ve Aydınır, A., 2016. Fluctuation-Induced Conductivity Analysis of Y_2O_3 -Layered YBCO Single Crystal, J. Supercond. Nov. Magn., 29, 2275–2280.
- Fossheim, K. ve Sudbu, A., 2004. Superconductivity Physics and Applications, Chapter 8, John Wiley & Sons, Ltd., England, 228s.
- Fujishiro, H., Takahashi, K., Naito, T., Yanagi, Y., Itoh, Y., Nakamura, T. ve Ainslie, M., 2019. Influence of Inner Diameter and Height of Ring-Shaped REBaCuO Bulks on Trapped Field and Mechanical Stress During Field-Cooled Magnetization, IEEE Transactions On Applied Superconductivity, 29, 5, 6801206.
- Geya, W. Tiansheng, S., Yaoxian, F., Chuanbing, C. ve Hongchuan, Y., 1993. Structural Characteristics and Anisotropic Pinning Centres of MTG YBCO, Supercond. Sci. Technol., 6, 657-661.
- Gokhfeld, D. M., 2018. Analysis of Superconductor Magnetization Hysteresis, J. Sib. Fed. Univ. Math. Phys., 11, 2, 219–221.
- Hamad, R. M., Kayed, T. S., Kunwar, S. ve Ziq, Kh. A., 2017. Thermally Activated Flux Flow in $\text{FeSe}_{0.5}\text{Te}_{0.5}$ Superconducting Single Crystal, Journal of Physics: Conf. Series, 869, 012034.
- Han, S.-H., Lundqvist, P. ve Rapp, Ö., 1997. Excess Conductivity in $\text{Y}_{1-2x}\text{Ca}_x\text{Tb}_x\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$, Physica C, 282-287, 1571-1572.
- Hannachi, E., Slimani, Y., Ekicibil, A., Manikandan, A. ve Ben Azzouz, F., 2019. Excess Conductivity and AC Susceptibility Studies of Y-123 Superconductor Added with TiO_2 Nano-wires, Materials Chemistry and Physics, 235, 121721.
- Hasnain, S.M., Mumtaz, M. ve Khan, N.A., 2011. Optimum Synthesis Temperature of $(\text{Cu}_{1-x}\text{Tl}_x)\text{Ba}_2\text{Ca}_3\text{Cu}_4\text{O}_{12-\delta}$ Superconductor, J. Supercond. Nov. Magn., 24, 5, 1653-1657.

- Hasnain, S.M., Mumtaz, M. ve Khan, N.A., 2012. Fluctuation Induced Conductivity in $(\text{Cu}_{0.5}\text{Tl}_{0.5})\text{Ba}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10-\delta}$ Superconductor Synthesized at Different Temperatures, Journal of Low Temperature Physics, 167, 74–82.
- Heilmann, E.-M., Kowalski, T., Teigelkötter, J. ve Hellmann, R., 2013. Water Jet Guided Laser Cutting of High Temperature Superconductors, Journal of Laser Micro/Nanoengineering, 8, 1.
- Hogan, K., Fagnard, J.-F., Wéra, L., Vanderheyden, B., ve Vanderbemden, P., 2017. Bulk Superconducting Tube Subjected to the Stray Magnetic Field of a Solenoid, Supercond. Sci. Technol., 31, 1, 015001.
- Hong-Tao, W., Lin-Jun, L., De-Shu, Y., Xin-Hong, C. ve Zhu-An, X., 2007. Effect of Te Doping on Superconductivity and Charge-Density Wave in Dichalcogenides $2\text{H-NbSe}_{2-x}\text{Te}_x$ ($x = 0, 0.1, 0.2$), Chinese Physics, 16, 82471-2474.
- Hook, J.R. ve Hall, H.E., 2006. Katıhal Fiziği, Köksal, F., Dinçer, M., Altunbaş, M. ve Başaran, E., 2, Literatür Yayıncılık.
- Hopfinger, Th., Viznichenko, R., Krabbes, G., Fuchs, G. ve Nenkov, K., 2003. Joining of Multi-seeded YBCO Melt-textured Samples Using YBCO/Ag Composites as Welding Material, Physica C, 398, 95-106.
- Howe, B.A., 2014. Crystal Structure and Superconductivity of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$, Yüksek Lisans Tezi, Minnesota State University, Mankato, Minnesota.
- 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., Yoshioka, J., Sakai, N. ve Murakami, M., 2003. Welding of Different Y–Ba–Cu–O Blocks, Physica C, 392–396, 437–440.
- 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.
- Jabbar, A., Qasim, I., Mumtaz, M., Zubair, M., Nadeem, K. ve Khurram, A. A., 2014. Suppression of Activation Energy and Superconductivity by the Addition of Al_2O_3 Nanoparticles in CuTi-1223 Matrix, Journal of Applied Physics, 115, 203904.
- Jarvis, A. L. L. ve Pillay, M., 2006. Joining of Bulk High Temperature Superconductors, Journal of Physics: Conference Series, 43, 434–437.

- Jee, Y. A., Kim, C.-J., Sung, T.-H. ve Hong, G.-W., 2000. Top-Seeded Melt Growth of Y–Ba–Cu–O Superconductor with Multiseeding, Supercond. Sci. Technol., 13, 195–201.
- Jezowski, A., Rogacki, K., Puig, T. ve Obradors, X., 2000. Anisotropy of the Thermal Conductivity of Melt-Textured Y123/Y211 Composites, Physica B, 284–288, 1015–1016.
- Jirsa, M., Pust, L. ve Dlouhy, D., 1997. Fishtail Shape in the Magnetic Hysteresis Loop for Superconductors: Interplay Between Different Pinning Mechanisms, Physical Review B, 55, 5, 3276–3284.
- Johansen, T. H., Koblishka, M. R., Bratsberg, H. ve Hetland, P. O., 1997. Critical-State Model with a Secondary High-Field Peak in $J_c(B)$, Physical Review B, 56, 17, 11273–11278.
- Jun, B.-H., Jung, S.-A., Park, S.-D., Park, B.J., Han, Y.H. ve Kim, C.-J., 2011. Effects of Y_2O_3 Additions on the Oxygen Diffusion in Top-Seeded Melt Growth Processed $YBa_2Cu_3O_{7-y}$ Superconductors, Physica C, 47, 876–879.
- Khan, N. A., Abbas, S. ve Gardezi, S. M. H., 2013. Excess Conductivity Analysis of $Tl_{1-x}Y_xBa_2Ca_2Cu_3O_{10-\delta}$ Superconductors, J. Low. Temp. Phys., 172, 70–83.
- Khurram, A.A. ve Khan, N.A., 2008. Excess Conductivity of $Cu_{0.5}Tl_{0.5}Ba_2Ca_1Cu_2O_{8-\delta}$ Thin Films Induced by Thermal Fluctuation: Importance of 3D Fluctuations, Journal of Physics: Condensed Matter, 20, 045216, 1–7.
- Kim, D. H., Gray, K. E., Kampwirth, R. T. ve McKay, D. M., 1990. Possible Origins of Resistive Tails and Critical Currents in High-Temperature Superconductors in a Magnetic Field, Physical Review B, 42, 10, 6249–6258.
- Koblishka, M. R., Muralidhar, M. ve Murakami, M., 1999. Engineering of Pinning Sites in Melt-Processed $(Nd_{0.33}Eu_{0.33}Gd_{0.33})Ba_2Cu_3O_y$ Superconductors, Materials Science and Engineering, B65, 58–65.
- Krabbes, G., Fuchs, G., Canders, W.-R., May, H. ve Palka, R., 2006. High Temperature Superconductor Bulk Materials, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim.
- Kurnaz, S., Çakır, B. ve Aydiner, A., 2018. The Effect of Using Different Y_2O_3 Layers on the Activation Energy and Irreversibility Line of MPMG YBCO Bulk at 1050 °C Growth Temperature, J. Supercond. Nov. Magn., 31, 3167–3174.

- Kütük, S., ve Bolat, S., 2022. Analysis of Structural, Electrical, and Levitation Properties of (RE: Nd, Sm, Gd)BCO-358 Superconducting Ceramics Prepared by a Modified MPMG Technique, Journal of Materials Science, 57, 1198–1214.
- Labrag, A., Bghour, M., Abou El Hassan, A., El Hamidi, H., Taoufik, A. ve Laasri, S., 2020. The Activation Energy $U(T,B)$ in High Temperature Superconductor, Eur. Phys. J. Appl. Phys., 92, 20601.
- Li, G.-Z., Wang, M. ve Yang, W.-M., 2015. Enhanced Superconducting Properties in Infiltration Processed Y-Ba-Cu-O Single-Grain Superconductor with Nano-Sized Pinning Centers, Journal of Alloys and Compounds, 649, 559-563.
- Liu, S.L., 2008. The Activation Energy $U(T,H)$ in Y-based Superconductors, J. Supercond. Nov. Magn., 21, 199–203.
- Lo, W., 2000. Recent Progress in Large-Grain REBCO Melt Texturing, JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 52, 6, 18-21.
- Loudhaief, N., Ben Salem, M., Labiadh, H. ve Zouaoui, M., 2020. Electrical Properties and Fluctuation Induced Conductivity Studies of Bi-based Superconductors Added by CuS Nanoparticles Synthesized Through the Aqueous Route, Materials Chemistry and Physics, 242, 122464.
- Maeda, H., Tanaka, Y., Fukotomi, M. ve Asano, T., 1988. A New High- T_c Oxide Superconductor without a Rare Earth Element, Jpn. J. App. Phys., 27, L209.
- Malik, B. A., Asokan, K., Ganesan, V., Singh, D. ve Malik M. A., 2016. The Magnetoresistance of YBCO/BZO Composite Superconductors, Physica C: Superconductivity and Its Applications, 531, 85–92.
- Martins, B.P., 2006. New Topics in Superconductivity Research, Nova Publishers, New York.
- Metin, T. ve Tepe M., 2017. The Effect of Ag Doping on the Superconducting Properties of $Y_3Ba_5Cu_{8-x}Ag_xO_{18-\delta}$ Ceramics, J Supercond. Nov. Magn., 30, 1083-1087.
- Miryala, S. ve Murakami, M., 2021. Special Variation of Infiltration-Growth Processed Bulk YBCO Fabricated Using New Liquid Source: $Ba_3Cu_5O_8$ (1:1.3) and $YbBa_2Cu_3O_y$, International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 28, 6, 1048-1056.
- 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.
- 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., 1994. Melt-Processing of High Temperature Superconductors, Progress in Materials Science, 38, 311-357.
- 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.
- Mumtaz, M., Zubaira, M., Khan, N. A. ve Nadeema, K., 2014. Infrared Absorption Spectroscopy and Fluctuations Induced Conductivity (FIC) Analysis of Be-doped $\text{TiBa}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10-\delta}$ Superconductor, Ceramics International, 40, 6655–6662.
- Naik, S. P. K., Muralidhar, M., Nakanishi, Y. ve Murakami, M., 2018. Investigations of (Gd, Dy)BCO Bulk Superconductors Fabricated via Top-Seeded Infiltration Growth Process, IEEE Transactions On Applied Superconductivity, 28, 4, 6801104.
- Naik, S. P. K., Miryala, M., Koblishka, M. R., Koblishka-Veneva, A., Oka, T. ve Murakami, M., 2020. Production of Sharp-Edged and Surface-Damaged Y_2BaCuO_5 by Ultrasound: Significant Improvement of Superconducting Performance of Infiltration Growth-Processed $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ Bulk Superconductors, ACS Omega, 5, 6250–6259.
- 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.
- Namburi, D. K., Shi, Y., Palmer, K.G., Dennis, A.R., Durrell, J.H. ve Cardwell, D. A., 2016. Control of Y-211 Content in Bulk YBCO Superconductors Fabricated by a Bufferaided, Top Seeded Infiltration and Growth Melt Process, Supercond. Sci. Technol., 29, 034007.
- Namburi, D. K., Shi, Y. ve Cardwell, D. A., 2021. The Processing and Properties of Bulk (RE)BCO High Temperature Superconductors: Current Status and Future Perspectives, Supercond. Sci. Technol., 34, 053002.

- Nariki, S., Sakai, N., Murakami, M. ve Hirabayashi, I., 2004. High Critical Current Density in Y-Ba-Cu-O Bulk Superconductors with Very Fine Y211 Particles, Superconductor Science and Technology, 17, S30-S35.
- Narlikar, A.V., 2004. High Temperature Superconductivity-1: Materials, Springer, New York.
- Nikolo, M. ve Goldfarb, R. B., 1989. Flux Creep and Activation Energies at the Grain Boundaries of Y-Ba-Cu-O Superconductors, Physical Review B, 39, 10, 6615-6618.
- 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, 7, 075012.
- Ogawa, K., Nakamura, T., Terada, Y., Kose, K. ve Haishi, T., 2011. Development of a Magnetic Resonance Microscope Using a High T_c Bulk Superconducting Magnet, Applied Physics Letters, 98, 234101.
- Özabacı, M., 2021. Impurity Effects on Activation Energy, Structure and Physical Properties of YBCO Superconductor, Commun. Fac. Sci. Univ. Ank. Series A2-A3, 63, 1, 42-57.
- Özçelik, B., Yalaz, E., Yakıncı, M. E., Sotelo, A. ve Madre, M. A., 2015. The Effect of K Substitution on Magnetoresistivity and Activation Energy of Bi-2212 System, J. Supercond. Nov. Magn., 28, 553–559.
- Öztürk, A., 1999. Potasyum Katkısının YBCO Yüksek Sıcaklık Süperiletkenlerinin Elektriksel ve Magnetik Özellikleri Üzerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon.
- Peng, Y., Zeng, Z., Zhou, D., Zhao, W., Jia, Z., Guo, Y., Bai, C., Fan, F., Chen, Y. ve Cai, C., 2021. Passive Magnetic Shielding of Stacked Joint-free Superconducting Annular Disks Made of REBCO Tapes, J. Supercond. Nov. Magn., 34, 2493–2501.
- Pinmangkorn, S., Miryala, M., Arvapalli, S.S. ve Murakami, M., 2020. Effect of Ultrasonicated Y₂BaCuO₅ on Top-Seeded Melt Growth YBa₂Cu₃O_y Bulk Superconductor, J. Supercond. Nov. Magn., 33, 1667–1673.
- Pramanik, A. K., Harnagea, L., Nacke, C., Wolter, A. U. B., Wurmehl, S., Kataev, V. ve Büchner B., 2011. Fishtail Effect and Vortex Dynamics in LiFeAs Single Crystals, Physical Review B, 83, 094502.

- Prikhna, T.A., Gawalek, W., Moshchil, V.E., Uspenskaya, L.S., Viznichenko, R., Sergienko, N.V., Kordyuk, A.A., Sverdun, V.B., Surzhenko, A.B., Litzkendorf, D., Habisreuther, T. ve Vlasenko, A.V., 2003. Superconducting Joining of MT-YBCO, Physica C, 392–396, 432–436.
- Polichetti, M., Galluzzi, A., Buchkov, K., Tomov, V., Nazarova, E., Leo, A., Grimaldi, G. ve Pace, S., 2021. A Precursor Mechanism Triggering the Second Magnetization Peak Phenomenon in Superconducting Materials, Scientific Reports, 11, 7247.
- 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.
- Rani, P., Jha, R. ve Awana, V.P.S., 2013. AC Susceptibility Study of Superconducting $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}\text{Ag}_x$ Bulk Composites ($x = 0.0\text{--}0.20$): The Role of Intra and Intergranular Coupling, J Supercond. Nov. Magn., 26, 2347–2352.
- Rani, P., Pal, A. ve Awana, V.P.S, 2014. High Field Magneto-transport Study of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}\text{Ag}_x$ ($x = 0.00\text{--}0.20$), Physica C, 497, 19–23.
- 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.
- Rottaa, M., Namburi, D. K., Shib, Y., Pessoa, A. L., Carvalhoc, C. L., Durrell, J. H., Cardwell, D. A. ve Zadorosnyc, R., 2019. Synthesis of Y_2BaCuO_5 Nano-Whiskers by a Solution Blow Spinning Technique and Their Successful Introduction into Single-Grain, YBCO Bulk Superconductors, Ceramics International, 45, 3948–3953.
- Roy A., 2017. Story of Superconductivity: A Serendipitous Discovery, Resonance, 22, 5, 461–473.
- Sahoo, M. ve Behera, D., 2013. Inhomogeneity Induced Conductivity Fluctuation in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-y}/\text{Cr}_2\text{O}_3$ Composite, J. Supercond. Nov. Magn., 26, 3017–3025.
- Sahoo, B., Routray, K. L. ve Behera, D., 2019. Magneto-Electric Field Induced Activation Energy in LSMO Imbedded YBCO Superconductor, Physica C: Superconductivity and Its Applications, 562, 70–77.

- 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, Superconductor Sci. and Technol., 7, 4, 177-193.
- Sakai, N., Seo, S.J., Inoue, K., Miyamoto, T. ve Murakami, M., 2000. Mechanical Properties of RE–Ba–Cu–O Bulk Superconductors, Physica C, 335, 107–111.
- Sedky, A. ve Youssif, M. I., 2016. Structural and Fluctuation Induced Excess Conductivity in R:1113 Superconductors, Braz. J. Phys., 46, 198–205.
- Sedky, A. ve Amin, S.A., 2018. Order Parameter Effect Critical Fields and Current of Y_{1-x}Pr_x:123 Superconductors, Materials Science-Poland, 35, 4, 838-845.
- Sefcikova, M., Diko, P., Bozzo, B., Granados, X. ve Obradors, X., 2008. Influence of Crystal Plane on the Welding Quality of YBCO Bulk Superconductor, Materials Science and Engineering B, 151, 107–110.
- Sheng, J., Zhang, M., Wang, Y., Li, X., Patel, J. ve Yuan, W., 2017. A New Ring-Shape High-Temperature Superconducting Trapped-Field Magnet, Supercond. Sci. Technol., 30, 9, 094002.
- 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.
- 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.
- Shi, Y., Dennis, A. R., Zhou, D., Namburi, D. K., Huang, K., Durrell, J. H. ve Cardwell, D. A., 2016. Factors Affecting the Growth of Multiseeded Superconducting Single Grains, Cryst. Growth Des., 16, 5110–5117.
- Slimani, Y., Hannachi, E., Zouaoui, M., Ben Azzouz, F. ve Ben Salem, M., 2018. Excess Conductivity Investigation of Y₃Ba₅Cu₈O_{18±δ} Superconductors Prepared by Various Parameters of Planetary Ball Milling Technique, J. Supercond. Nov. Magn., 31, 2339–2348.
- Slimani, Y., Hannachi, E., Ben Azzouz, F. ve Ben Salem, M., 2019. Comparative Study of the Effect of Magnetic Nanoparticle CoFe₂O₄ on Fluctuation-Induced Conductivity of Y-123 and Y-358 Superconductors, J. Supercond. Nov. Magn., 32, 511–519.

- Soylu, N., Yahşi, C.C., Altıntaş, S.P., Nezir, S. ve Terzioğlu C., 2013. The Structural and Electrical Study of Lu-Doped YBCO System, J. Supercond. Nov. Magn., 26, 1945–1949.
- Tang, T.-W., Cao, Y., Wu, D.-J. ve Xu, K.-X., 2016. A Modified Multi-Seeding Approach for YBCO Bulk Superconductors Using Y_2BaCuO_5 Buffer Process, Journal of Alloys and Compounds, 673, 170-174.
- Terzioğlu, R., 2021. Evaluation of Magnetotransport Properties of Au Added YBCO Ceramics: Combination of Experimental and Advanced Theoretical Approaches, J. Mater. Sci: Mater Electron, 32, 4737–4748.
- Tepe, M., Avci, I., Koçoğlu, H. ve Abukay, D., 2004. Investigation of the Variation in Weak-link Profile of $\text{YBa}_2\text{Cu}_{3-x}\text{Ag}_x\text{O}_{7-\delta}$ Superconductors by Ag Doping Concentration, Solid State Communications, 131, 319–323.
- URL-1, <http://tikalon.com/blog/blog.php?article=2011/superconductivity> 2019, 26 Mart 2022.
- URL-2, <http://www.acikbilim.com/2014/12/dosyalar/sogukla-direnci-kirmak-superiletkenlik.html>, 26 Mart 2022.
- URL-3, [https://eng.libretexts.org/Bookshelves/Materials_Science/Supplemental_Modules_\(Materials_Science\)/Magnetic_Properties/Meissner_Effect](https://eng.libretexts.org/Bookshelves/Materials_Science/Supplemental_Modules_(Materials_Science)/Magnetic_Properties/Meissner_Effect), 26 Mart 2022.
- URL-4, <https://www.open.edu/openlearn/mod/oucontent/view.php?id=2685&printable=1>, 26 Mart 2022.
- URL-5, https://www.researchgate.net/figure/Field-dependence-of-magnetization-M-for-a-Type-I-superconductor-and-b-Type-II_fig96_304554468, 26 Mart 2022.
- URL-6, <https://energyeducation.ca/encyclopedia/Superconductor>, 26 Mart 2022.
- Wang, J., Monot, I., Marinel, S. ve Desgardin, G., 1997. Controlled Growth of Single-Grain $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ by Top-Seeding Melt-Texturing, Materials Letters, 33, 215-219.
- Wang, W., 2014. An Investigation into High Temperature Superconducting Flux Pump Technology with The Circular Type Magnetic Flux Pump Devices and YBaCuO Films, Doktora Tezi, Magdalene College University of Cambridge, Cambridge.

- Wei, G., Guisheng, Z., Xiao, C., Aiping, W., Jiarun, H., Hailin, B., Jialie, R. ve Yulei, J., 2010. Joining of Textured YBCO with YBCO Added Ag₂O Additive, Physica C, 470, 482–486.
- Werner, M., Sauerzopf, F. M. ve Weber, H. W., 2000. Fishtail Effect in the Magnetization of Superconducting RBa₂Cu₃O_{7-δ} (R=Y, Nd, Yb) and Y₂Ba₄Cu₈O₁₆ Single Crystals, Physical Review B, 61, 21, 14795-14803.
- 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 Transactions On Applied Superconductivity, 15, 2, 3125-3128.
- Yang, C-M., Huang, Y-C., Chen, I-G. ve Wu, M-K., 2016. Novel Loading-Free Joining Process for YBCO Single-Grain Bulks, J. Am. Ceram. Soc., 99, 11, 3581-3585.
- Yang, H., Luo, H., Wang, Z. ve Wen, H.-H., 2008. Fishtail Effect and the Vortex Phase Diagram of Single Crystal Ba_{0.6}K_{0.4}Fe₂As₂, Applied Physics Letters, 93, 142506.
- Yang, H. C. Wang, L. M. ve Horng, H. E. 1999. Characteristics of Flux Pinning in YBa₂Cu₃O_y /PrBa₂Cu₃O_y Superlattices, Physical Review B, 59, 13, 8956-8961.
- Yang, T., Wang, Z.H., Zhang, H., Fang, J., Nie, Y., Qiu, L. ve Ding, S.Y., 2003. Effective Activation Energy and Phase Diagram in the Er-doping MTG-YBa₂Cu₃O_{7-δ} Crystal, Physica C, 384, 130–136.
- Yazıcı D., Erdem, M. ve Özçelik, B., 2012. Improvement of the Intergranular Pinning Energy in the (BiPb)₂Sr₂Ca₂Cu₃O_{10+δ} Superconductors Doped with High Valancy Cations, J. Supercond. Nov. Magn., 25, 725–729.
- Yeshurun, Y. ve Malozemoff, A.P., 1988. Giant Flux Creep and Irreversibility in an Y-Ba-Cu-O Crystal: An Alternative to the Superconducting-Glass Model, Physical Review Letters, 60, 21, 2202-2205.
- Zeisberger, M., Habisreuther, T., Litzkendorf, D. ve Gawalek, W., 2005. Magnetic Characterization of Welded YBaCuO-Bulk Samples, IEEE Transactions on Applied Superconductivity, 15, 2, 3106- 3109.
- Zhai, W., Shi, Y., Durrell, J. H., Dennis, A. R. ve Cardwell, D. A., 2014. The Influence of Y-211 Content on the Growth Rate and Y-211 Distribution in Y–Ba–Cu–O Single Grains Fabricated by Top Seeded Melt Growth, Cryst. Growth Des., 14, 6367–6375.

- Zhang, H., Ye, H., Du, K., Huang, X. Y. ve Wang, Z. H., 2002. Electric Resistance Relaxation and Oxygen Diffusion in Melt-Texture Grown YBCO Bulk Post-Annealed at High Temperature, Supercond. Sci. Technol., 15, 1268–1274.
- 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-Tc Superconductor, IEEE Trans. Appl. Supercond., 15, 3, 3856-3863.
- Zou, X. V., Wang, Z. H., Chen, J. L. ve Zhang, H., 2001. Effective Activation Energy $U(T,H)$ in Na-doped MTG-YBCO Crystals, Physica C, 356, 31-38.

ÖZGEÇMİŞ

İlk, Orta ve Lise öğrenimini Trabzon'da tamamladı. 2005 yılında kazanmış olduğu Karadeniz Teknik Üniversitesi Fatih Eğitim Fakültesi Fen ve Matematik Eğitimi Bölümü Fizik Öğretmenliği Programından 2010 yılında program birincisi olarak mezun oldu. Aynı yıl Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Bölümü'nde yüksek lisans öğrenimine başladı. 2013 yılında yüksek lisans öğrenimi tamamladı ve aynı yıl Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Bölümü'nde doktora öğrenimine başladı. 2013-2015 yılları arasında Avrasya Üniversitesi Sağlık Hizmetleri Meslek Yüksekokulunda Öğretim Görevlisi olarak görev yaptı. 2015 yılından itibaren Artvin Çoruh Üniversitesi Sağlık Hizmetleri Meslek Yüksekokulu, Tıbbi Hizmetler ve Teknikler Bölümü, Optisyenlik Programında Öğretim Görevlisi olarak görev yapan Şeyda DUMAN İngilizce bilmektedir.