

T.C.
GÜMÜŞHANE ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

ENERJİ SİSTEMLERİ MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**ERİTME-TOZ-ERİTME-BÜYÜTME (MPMG) YÖNTEMİ KULLANILARAK
ÜRETİLEN Y358 SÜPERİLETKENİNDE Y_2O_3 TABAKASININ AKTİVASYON
ENERJİSİNE ETKİSİ**

YÜKSEK LİSANS

Beyza AKYÜN AKDERE

TEMMUZ-2022
GÜMÜŞHANE



**T.C.
GÜMÜŞHANE ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**

ENERJİ SİSTEMLERİ MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**ERİTME-TOZ-ERİTME-BÜYÜTME (MPMG) YÖNTEMİ KULLANILARAK
ÜRETİLEN Y358 SÜPERİLETKENİNDE Y_2O_3 TABAKASININ AKTİVASYON
ENERJİSİNE ETKİSİ**

**THE EFFECT OF THE Y_2O_3 LAYER ON THE ACTIVATION ENERGY IN
THE Y358 SUPERCONDUCTOR PRODUCED USING THE METHOD OF
MELT-POWDER-MELT-GROWTH (MPMG)**

YÜKSEK LİSANS

Beyza AKYÜN AKDERE

**TEMMUZ-2022
GÜMÜŞHANE**



**T.C.
GÜMÜŞHANE ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**

ENERJİ SİSTEMLERİ MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**ERİTME-TOZ-ERİTME-BÜYÜTME (MPMG) YÖNTEMİ KULLANILARAK
ÜRETİLEN Y358 SÜPERİLETKENİNDE Y_2O_3 TABAKASININ AKTİVASYON
ENERJİSİNE ETKİSİ**

**THE EFFECT OF THE Y_2O_3 LAYER ON THE ACTIVATION ENERGY IN
THE Y358 SUPERCONDUCTOR PRODUCED USING THE METHOD OF
MELT-POWDER-MELT-GROWTH (MPMG)**

YÜKSEK LİSANS

Beyza AKYÜN AKDERE

Danışman: Doç. Dr. Mehmet BAŞOĞLU

**TEMMUZ-2022
GÜMÜŞHANE**

BİLİMSEL ETİĞE UYGUNLUK BEYANI

Yüksek Lisans Tezi olarak hazırlamış olduğum “**Eritme-Toz-Eritme-Büyütme (MPMG) Yöntemi Kullanılarak Üretilen Y358 Süperiletkeninde Y_2O_3 Tabakasının Aktivasyon Enerjisine Etkisi**” başlıklı bu tezin, bütünüyle şahsıma ait bir çalışma olduğunu, yaptığım bütün alıntıların kaynağını belirttiğimi alıntıladığım bütün çalışmaların kaynakçaya eklendiğini ve Gümüşhane Üniversitesi’nin lisanslı kullanıcısı olduğu intihal yazılım programıyla Lisansüstü Eğitim Enstitüsü’nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun şekilde raporlamış olduğumu taahhüt ederim. Tez çalışmamın kâğıt ve elektronik nüshalarının Gümüşhane Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü arşivinde saklanmasına izin verdiğimi onaylarım.

Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliği’nin ilgili maddeleri doğrultusunda gereğinin yapılmasını arz ederim.

10/08/2022

.....
Beyza AKYÜN AKDERE

TEŐEKKÖR

Bu tez çalışmasının ortaya çıkmasında ve şekillenmesinde öncölük yapan, yazım aşamasında bilgi birikimleri ve deneyimleri ile bana yol gösterip tez danışmanlığını yapmış olan saygıdeğer hocam Doç. Dr. Mehmet BAŞOğLU'na teőekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim.

Çalışmam sürecim boyunca yardım ve desteklerini esirgemeyen sevgili eşim İsmail AKDERE'ye, çocuklarım Efe AKDERE, İsmail Yağız AKDERE ve İsmail Ege AKDERE'ye teşekkür ederim.

Beyza AKYÖN AKDERE

GÖMÖŐHANE – 2022

ÖZET

“Eritme-Toz-Eritme-Büyütme (MPMG) Yöntemi Kullanılarak Üretilen Y358 Süperiletkeninde Y_2O_3 Tabakasının Aktivasyon Enerjisine Etkisi” başlıklı bu tez çalışmasında YBCO ailesinin en yeni üyesi olan “ $Y_3Ba_5Cu_8O_{18}$ (Y358)” süperiletkeni MPMG yöntemi kullanılarak üretildi. Öncelikle tane büyütme işlemi için uygun ısıtım işlem şeması tespit edildi. Bunun için eritilen başlangıç tozlarının erime sıcaklığı bulundu. Maksimum tane büyütme sıcaklığı erime sıcaklığı, erime sıcaklığının $10^\circ C$ altında ve üstünde olmak üzere üç tane örnek üretildi. Üretilen örneklerin yapısal ve manyetik özellikleri incelendikten sonra en iyi üretim sıcaklığı belirlendi. Daha sonra tezin başlıca amacı Y_2O_3 bileşiği üretilen örneklerin altına koyularak yapısal ve manyetik özellikler üzerine etkisi incelendi. Bu şekilde üç tane daha örnek üretildi. Bunların bir tanesinin altına bir şey koyulmazken, birinin altına toz halinde diğerinin altına ise tablet halinde Y_2O_3 bileşiği koyuldu. Yapılan analizler sonucunda Y_2O_3 bileşiği manyetik ve fiziksel özellikleri iyileştirdiği bulundu. Bu iyileşmenin toz halinde koyulan Y_2O_3 ’te daha fazla olduğu görüldü.

Anahtar Kelimeler: Büyütme, Eritme, Toz, Y358, Y_2O_3 tabakasının aktivasyon enerjisi

SUMMARY

In this thesis titled “The Effect of Y_2O_3 Layer on Activation Energy in Y358 Superconductor Produced Using Melt-Powder-Melt-Growth (MPMG) Method”, the newest member of YBCO family, “ $Y_3Ba_5Cu_8O_{18}$ (Y358)” superconductor was produced using MPMG method. First of all, the appropriate heat treatment scheme for the grain growth process was determined. For this, the melting temperature of the melted starting powders was found. Three samples were produced with maximum grain growth temperature melting temperature, $10^\circ C$ below and above the melting temperature. After examining the structural and magnetic properties of the produced samples, the best production temperature was determined. Then, the main aim of the thesis was to put the Y_2O_3 compound under the produced samples and its effect on the structural and magnetic properties was examined. Three more samples were produced in this way. While nothing was placed under one of them, Y_2O_3 compound was placed under one of them in powder form and under the other in tablet form. As a result of the analysis, it was found that the Y_2O_3 compound improved the magnetic and physical properties. It was observed that this improvement was more in Y_2O_3 put in powder form.

Keywords: Growth, Melt, Powder, Y358, Y_2O_3 activation energy of melt layer

İÇİNDEKİLER

KABUL VE ONAY	IV
BİLİMSEL ETİĞE UYGUNLUK BEYANI.....	V
TEŞEKKÜR.....	VI
ÖZET.....	VI
SUMMARY	VIII
İÇİNDEKİLER	IX
TABLolar DİZİNİ	XII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	XIII
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	XVI
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Süperiletkenlerin Temel Özellikleri	5
1.2.1. Sıfır Direnç.....	5
1.2.2. Kritik Sıcaklık	5
1.2.3. Kritik Manyetik Alan	6
1.2.4. Kritik Akım Yoğunluğu	7
1.2.5. Nüfuz Derinliği	8
1.3. Meissner-Ochsenfeld Etkisi	8
1.4. London Teorisi	8
1.5. Ginzburg-Landau Teorisi	9
1.6.Süperiletkenlerin Manyetik özellikleri.....	10
1.6.1. I. Tip Süperiletkenler	10
1.6.2. II. Tip Süperiletkenler	11
1.7.Yüksek Sıcaklık Süperiletkenleri	12
1.7.1. YBCO Süperiletken Sistemi	13
1.7.1.1. YBCO Sisteminin Faz Diyagramı.....	14
1.7.1.2. YBCO Sisteminin Kristal Yapısı	14
1.8. Süperiletkenlerde Eritme Yöntemleri	16
1.8.1. Eritme-Yönlendirme-Büyütme [Melt-Textured-Growth (MTG)]	16
1.8.2.Geliştirilmiş-Eritme-Yönlendirme-Büyütme[Modified-Melt-Textured-Growth (MMTG)]	17
1.8.3. Hızlı Soğutma-Eritme-Büyütme [QuenchMelt-Growth (QMG)]	18

1.8.4. Eritme-Toz-Eritme-Büyütme [Melt-Powder-Melt-Growth (MPMG)]	20
1.8.5. Platin-Katkılı Eritme-Büyütme [Platinum-Doped Melt-Growth (PDMG)].....	20
1.8.6. Üstten-Tohumlama-Eritme-Yönlendirme-Büyütme [Top-Seeding-Melt- Textured-Growth (TSMGT)]... ..	21
1.8.7. Alevde Eritme-Hızlı Soğutma-Eritme-Büyütme [Flame-Quench-Melt-Growth (FQMG)]	23
1.9. Aktivasyon Enerjisi	24
1.9.1. Aktivasyon Enerjisinin Hesaplanması	25
1.10. Enerji sektörü ve Süperiletkenlik Uygulamaları	25
1.10.1. HTS Kablolar	25
1.10.2. AC Güç İletim Kabloları	26
1.10.3. DC Güç Aktarım Kabloları	27
1.10.4. Süperiletken Manyetik Enerji Depolama (SMED)	27
1.10.5. Trafolar.....	28
1.10.6. Hatalı Akım ve Kaçak Akım Sınırlayıcılar (FCL).....	29
1.10.7. HTS Motorlu Rüzgâr Gülleri ve Enerji üretimi	30
1.11. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı	30
2. MATERYAL VE YÖNTEM	34
2.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA).....	38
2.2. X-Işını Kırınımı (XRD) Analizi.....	38
2.3. Metalografik Analiz	39
2.4. Taramalı Elektron Mikroskobu Analizi (SEM)	39
2.5. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümleri (R-T).....	39
2.6. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri (M-H)	39
2.7. Aktivasyon Enerjisinin Hesaplanması	39
2.8. Kritik Akım Yoğunluğu Hesaplanması.....	40
3. BULGULAR VE TARTIŞMA	41
3.1. X-Işını Kırınım Desenleri	41
3.2. Polarize Optik Mikroskop	42
3.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Analizi	43
3.4. Düşük Sıcaklık-Direnç Ölçümleri (R-T).....	45
3.5. Düşük Sıcaklık-Manyetizasyon Ölçümleri (M-H).....	48
3.6. Aktivasyon Enerjisi.....	50
3.7. Kritik Akım Yoğunluğu	55
4. SONUÇ VE DEĞERLENDİRME	59

5. ÖNERİLER	60
KAYNAKÇA.....	61
ÖZGEÇMİŞ	67



TABLÖLAR DİZİNİ

Tablo 1. “Y211” hacminin Pt katkısına göre değişimi .	20
Tablo 2. YBCO süperiletkeninin oluşturan bileşikler ve özellikleri.....	34
Tablo 3. Örneklerin örgü parametreleri ile birim hücrelerin hacimleri	42



ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1. İki elektronun bir fonon takas etmesi yoluyla etkileşimi (Okumuş 2004).....	3
Şekil 2. Cooper çiftinin şematik gösterimi (Okumuş 2004).	4
Şekil 3. Süperiletken malzemenin direnç-sıcaklık eğrisi (a) Metallerin özdirencinin sıcaklık ile değişimi, (b) Düşük sıcaklıkta süperiletken özdirencinin sıfıra düşmesi (Rose ve Rhoderick, 1980).	6
Şekil 4. I. ve II. tip süperiletkenlerin manyetik alan içindeki davranışları (H_c kritik manyetik alan) (Çam, 20005).	11
Şekil 5. I. ve II. Tip süperiletkenlerin H-T faz diyagramı. (Kritik manyetik alanın sıcaklığa bağlılığı) (Müler ve Ustinov, 1997).	12
Şekil 6. YBCO'nun kristal yapısı. (a) Ortorombik, (b) Tetragonal faz (Yazıcı, 2010). .	13
Şekil 7. Y_2O_3 -BaO-CuO 3'lü faz diyagramı: takribi olarak 950-1000 °C (Kütük, 2008).	14
Şekil 8. A: " $Y_3Ba_5Cu_8O_{17}$ ", B: " $Y_3Ba_5Cu_8O_{18}$ " ve C: " $Y_3Ba_5Cu_8O_{19}$ " bileşiklerinin kristal yapıları (Metin, 2016).	16
Şekil 9. MTG ve Geliştirilmiş MTG yöntemlerinin şematik gösterimi (Murakami, 1992).	17
Şekil 10. QMG ya da MPMG tekniklerinin şemalaştırılmış halidir: (a) ani soğutma işlemi sonrası Y_2O_3 ve katılaşmış sıvı (b) Y_{211} +sıvı alana sıcaklığı artırılırken (c) Y_{211} +sıvı alanında (d) Y_{123} ve Y_{211} durumunu ifade eden mikroyapının son şekli (Murakami, 1992).	19
Şekil 11. Platin katılmış ve katılmamış örneklerinde manyetizasyonun-manyetik alan ilişkisi (Kütük, 2008).	21
Şekil 12. Merkezinde MgO kristali yerleşmiş iri taneleri barındıran süperiletken örneğinin resmi (Kütük, 2008).	22
Şekil 13. TSMTG, MMTG, MTG teknikleriyle elde edilen YBCO örneğinin manyetik alanın etkisiyle kritik akım yoğunluğunun etkileşimi ($77K$ ve $B//c$)"	23
Şekil 14. QMG yönteminin şematik gösterimi (Kütük, 2008).	24
Şekil 15. Y358 toz karışımının kalsinasyon işlemi şeması	35
Şekil 16. Y358 toz karışımının eritme ısı işlem şeması	35
Şekil 17. Y358 tozların DTA ölçümü grafiği.	36
Şekil 18. Tane büyötmek için kullanılan ısı şema	37
Şekil 19. Tane büyötmek için kullanılan düzenlenmiş ısı şema.	37

Şekil 20. Üretim esnasında örneklerin altına toz ve tablet şeklinde Y_2O_3 koyulması	38
Şekil 21. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin X-ışınları desenleri.....	41
Şekil 22. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin X-ışınları desenleri	42
Şekil 23. Örneklerin polarize optik mikroskop görüntüleri a) Y358-1030, b) Y358-1040, c) Y358-1050, d) Y358-a, e) Y358-b ve f) Y358-c	43
Şekil 24. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin SEM görüntüleri.....	44
Şekil 25. Örneklerin SEM görüntüleri a) Y358-a, b) Y358-b ve c) Y358-c.....	44
Şekil 26. EDS analiz sonuçları a) Gri faz ve b) beyaz faz	45
Şekil 27. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 0.0, 0.5, 1.0, 2.0 ve 0.3 T manyetik alan altındaki direnç – sıcaklık eğrileri	46
Şekil 28. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 0.0, 0.5, 1.0, 2.0 ve 0.3 T manyetik alan altındaki direnç – sıcaklık eğrileri	48
Şekil 29. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 20K sıcaklığındaki M-H eğrileri	49
Şekil 30. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 77K sıcaklığındaki M-H eğrileri	49
Şekil 31. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 20K sıcaklığındaki M-H eğrileri	50
Şekil 32. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 77K sıcaklığındaki M-H eğrileri	50
Şekil 33. Y358-1030 örneğini $\ln(\rho/\rho_0)-1/T$ eğrisi	51
Şekil 34. Y358-1040 örneğini $\ln(\rho/\rho_0)-1/T$ eğrisi	52
Şekil 35. Y358-1050 örneğini $\ln(\rho/\rho_0)-1/T$ eğrisi	52
Şekil 36. “Y358-1030”, “Y358-1040” ve “Y358-1050” örneklerinin “manyetik alan – aktivasyon enerjisi eğrileri”	53
Şekil 37. Y358-a örneğini $\ln(\rho/\rho_0)-1/T$ eğrisi	53
Şekil 38. Y358-b örneğini $\ln(\rho/\rho_0)-1/T$ eğrisi	54
Şekil 39. Y358-c örneğini $\ln(\rho/\rho_0)-1/T$ eğrisi	54
Şekil 40. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin manyetik alan – aktivasyon enerjisi eğrileri.	55
Şekil 41. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 20K’deki “manyetik alan- kritik akım yoğunluğu” ilişkisi.....	56
Şekil 42. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 77K değerindeki manyetik alan- kritik akım yoğunluğu ilişkisi.....	57
Şekil 43. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 20K’deki “kritik akım yoğunluğu – manyetik alan eğrileri”	57

Şekil 44. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 77K'deki kritik akım yoğunluğu – manyetik alan eğrileri”	58
--	----



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

a, b, c	: Örgü parametreleri
AC	: Alternatif akım
B	: Manyetik Alan
DC	: Doğru akım
DTA	: Diferansiyel Termal Analiz
E	: Elektrik Alan
E	: Süperiletken içerisindeki elektrik alan
h	: Planck Sabiti
H	: Dış Manyetik Alan
H_c	: Kritik Manyetik Alan
H_{c1}	: II. Tip süperiletkenlerde alt kritik manyetik alan
H_{c2}	: II. Tip süperiletkenlerde üst kritik manyetik alan
HTS	: Yüksek sıcaklık süperiletkenleri
HTSCs	: Yüksek Sıcaklık Süperiletkenleri
HT_c	: Yüksek Sıcaklık
J	: Akım Yoğunluğu
J_c	: Kritik akım yoğunluğu
J_s	: Süperelektronların Akım Yoğunluğu
J_t	: İletim akım yoğunluğu
K	: Kelvin
k_B	: Boltzman sabiti
LT_c	: Düşük Sıcaklık
LTSCs	: Düşük Sıcaklık Süperiletkenleri
M	: Manyetizasyon
m	: Manyetik moment
ρ	: Özdirenç
O_e	: Kuadrant
T	: Sıcaklık
T_c	: Kritik Sıcaklık
ξ	: Uyum Uzunluğu
λ_L	: London Sızma Derinliği
κ	:Gizburg-Landau Parametresi

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Bir iletken içerisindeki elektronların serbest hareketi sırasında, iletkenin elektron hareketine karşı koymasına direnç denir. Bu direnç iletkendeki safsızlıklardan ve örgü titreşimlerinden dolayı saçılıp sürekli yolunu değiştirmesinden oluşur. Oluşan direnç sonucu ısı açığa çıkar ve enerji kaybına neden olur.

Belirli sıcaklık altında elektrik akımına karşı dirençleri ölçülemeyecek kadar düşük değerlere düşen maddelere süperiletken denir. Yani maddenin elektrik enerjisi iletkenliğinde direncinin hemen hemen sıfır olması durumudur. Bu olay dirençten dolayı kaybedilen ısı enerjisini minimum değere indirme olanağı verir (Yılmaz, 2008).

1908'de ilk kez helyum gazını sıvılaştıran Prof. Heike Kamerlingh Onnes 1911'de Hollanda'daki Leiden Üniversitesi'nde meslektaşlarıyla süperiletkenlik durumunu keşfetti. Bu keşif elektrik iletimi bilim ve teknolojisinde yeni bir araştırma alanı açan tamamen beklenmedik bir sonuç olarak ortaya çıktı (de Bruyn Oubuter, 1997).

1923 yılına kadar Leiden laboratuvarı, sıvı helyumun mevcut olduğu ve bu nedenle, düşük basınçlarda sıvı hidrojen banyosu kullanılarak ulaşılabilen en düşük sıcaklık olan yaklaşık 14K'nin altındaki sıcaklıklarda ölçümlerin yapılabildiği dünyadaki tek araştırma laboratuvarıydı. 1908'de helyumu sıvılaştırdıktan sonra Kamerlingh Onnes, 14K'nin altındaki sıcaklık aralığında iletkenlerin elektriksel özelliklerinin araştırılmasını içeren "Sıvı Helyumla Daha Fazla Deneyler" adını verdiği bir dizi araştırma başlatmıştır (de Nobel, 1996).

Onnes ve ekibi ilk çalışmalarında platinu incelemiştir. Ekip platinin 0K'e kadar giden öz direncinin incelenen örneğin saflığı ile ilintili olduğu gerçeğini ortaya koymuştur. Sonrasında damıtma yolu ile elde edilmiş olan çok saf sıvıyı inceleme kararı almışlar ve cıvanın direncinin 4.15K'de büyük bir düşüşle ölçülemeyecek değerlere kadar indiğini gözlemlemişlerdir. Onnes bu yeni fenomeni, "süperiletkenlik" şeklinde ifade etmiştir.

Maddeler, "kritik sıcaklık" (T_c) adı verilen ve her madde için ayrı bir değerde olan bu sıcaklığa değin normal davranmış oldukları halde, T_c 'nin altına inildiğinde öz dirençleri birden sıfıra düşmektedir. Öz direncin 0 olduğu bu noktada o maddenin "süperiletken" fazda olduğu söylenir.

Cıvanın bir süperiletken olduğunun keşfinden sonra 1913'te 3.7K'de kalay (Sn) elementinin ardından da 7,2K'de kurşunun (Pb) elementinin birer süperiletken olduğu

gerçeği keşfedilmiştir. Daha sonra yapılmış olan araştırmalar, elementlerin içinde geçiş sıcaklığı en fazla olan elementin 9.2K ile “niyobyum (Nb)” elementi olduğunu ortaya çıkarmıştır (Poole vd., 1988).

İlerleyen süreçte süperiletkenler üzerinde çalışan fizikçiler, süperiletkenlerin önemli bir özelliği olan mükemmel “diyamanyetizma”yı fark ettiler. 1933’te Meissner ve Ochsenfeld süperiletken fazdaki maddenin, manyetik alan içerisine girdiğinde o manyetik alanı dışlamış olduğunu bulmuştur. Bu fenomen “Meissner etkisi” şeklinde adlandırılmaktadır. Süperiletkenin yaklaşık 0 dirençte olması ve böylelikle yüksek akımları geçirmesi yine uygulanmış olan manyetik alanları dışlaması özellikleri pek çok mühendislik uygulamasında kullanılmasını sağlamıştır (Aydiner vd., 2011).

Süperiletken maddelerin pratikteki en faydalı kullanımları “elektrodinamik” özelliklerinden kaynaklanmaktadır. 1935’te “London kardeşler” “Meissner etkisi”ni açıklamakta olan ve bir süperiletkenin içine manyetik akının hangi miktarda girmiş olduğunu gösteren durumu “girme derinliğini (λ)” olarak açıklamıştır (London ve London, 1935). 1950’ye gelindiğinde Landau ve Ginzburg, süperiletkenlikle alakalı olan “düzen parametresi”nin ifadesi ve “London denklemleri” için bir türetmeyi ortaya koymuştur. Bunlar makroskobik teorilerdir (Schrieffer ve Tinkham, 1999).

Yine 1950’de bir başka bilim adamı H. Fröhlich, kurşun ve civa süperiletkenlerinin farklı izotopları çalışıldığında, kritik sıcaklığın ortalama atomik kütle ile değiştiği gözlemlenmiştir (Bilgeç 2004, Poole, 2000). Bu etki izotop etkisi olarak bilinir. Bu etki Tc ile fonon frekansı arasındaki ilişkiyi gösterme açısından oldukça önemlidir. (Fröhlich, 1950). Aynı yılda teoriyi E. Maxwell’in içinde olduğu ekip deneyle kanıtlamıştır (Maxwell, 1950).

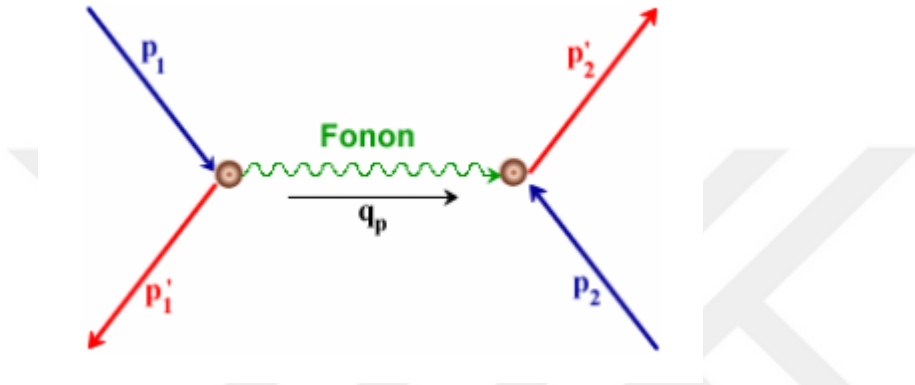
İzotop etkisi, “süperiletkenliğin fonon mekanizması” diye adlandırılmakta olan “elektron-fonon-etkileşmesi”ni doğrulamaktadır.

$$T_C \propto M^{-\alpha} \left(\alpha \sim \frac{1}{2} \right)$$

Bardeen, Cooper ve Schrieffer,

1. Kritik sıcaklıkta ortaya çıkan ikinci mertebe faz geçişini
2. $T= 0$ K civarında $e^{\left(\frac{-T_0}{T}\right)}$ olarak değişen ve enerji aralığının bir kanıtı olan elektronik spesifik ısıyı
3. Meissner etkisini ($\vec{B}= 0$)
4. Sınırsız iletkenlik etkilerini ($\vec{E}=0$)
5. Kritik sıcaklığın izotop kütlelerine bağlılığını, baz alarak bir teori geliştirmişlerdir (Bilgeç 2004).

Teori, bağılı durumdaki elektronların zayıf bir çekicilikle bağlanabileceği fikrine dayanmaktadır (Tinkham 1996). Bu etkileşim şu şekilde açıklanabilir. Birbirinden bağımsız olarak H. Fröhlich ve J. Bardeen teorik olarak elektronların fonon aracılığı ile etkileşebileceğini bulmuşlardır. Elektron fonon etkileşimi şematik olarak Şekil 1’de gösterilmektedir. Bu işlemde iki elektron bir fononu takas etmektedirler. Fonon sadece çok kısa bir süre var olmaktadır ve yalnızca fononu soğurmaya hazır ikinci bir elektronun varlığı ile yayılabilir.



Şekil 1. İki elektronun bir fonon takas etmesi yoluyla etkileşimi (Okumuş 2004).

Şekil 1’de , $\vec{P}_1, \vec{P}_2, \vec{P}'_1, \vec{P}'_2, \vec{q}_p$ elektronun sanal fononu takas etmeden önceki ve takas ettikten sonraki momentumlarını göstermektedir. $\vec{q}_p$, fononun momentumunu göstermektedir.

Momentumun korunumundan,

$$\vec{P}_1 + \vec{P}_2 = \vec{P}'_1 + \vec{P}'_2 \quad (\text{Eşitlik 1})$$

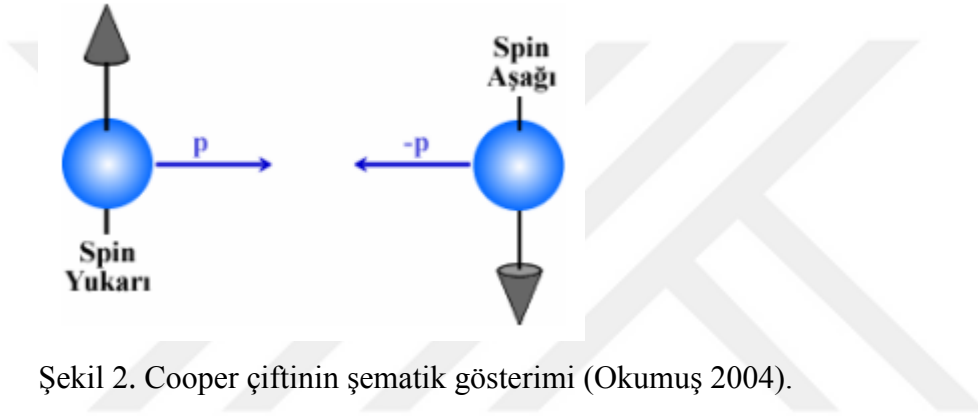
denklemini yazılabilir. Burada

$$\vec{P}_1 = \vec{P}'_1 + \vec{q}_p \quad (\text{Eşitlik 2})$$

$$\vec{P}_2 = \vec{P}'_2 + \vec{q}_p \quad (\text{Eşitlik 3})$$

dir. Ayrıca enerji de korunur. Bununla birlikte fononun var olduğu çok kısa süre içinde sistemin enerjisi ilk durumdan farklı olabilir. Bu zaman ve enerji arasındaki belirsizlik

prensibinin ($\Delta E \Delta t \geq \hbar$) bir sonucudur. Kısa etkileşim süreleri büyük enerji belirsizlikleri ile bağlıdır. Eğer ilk ve orta durumlar arasındaki enerji farklılığı $\hbar v_p$ ’den daha küçük ise elektron-fonon etkileşmesi çekicidir. Burada $\hbar$, Planck sabiti ve v_p fonon frekansıdır. Bu diğer elektron tarafından örgünün polarizasyonu olarak algılanabilir. İlk elektron tarafından üretilen pozitif yüklerin konsantrasyonu ikinci elektronun potansiyel enerjisinin azalmasına yol açar. Bu çekici etkileşmeden dolayı, elektronlar zıt momentumlara ve spinlere sahiptir. Bu zıt spin ve momentuma sahip elektron çiftine Cooper Çifti denir. Bu elektron çifti şematik olarak Şekil 2’de gösterilmektedir.



Şekil 2. Cooper çiftinin şematik gösterimi (Okumuş 2004).

1957’de Abrikosov, “Ginzburg-Landau teorisi”ni alaşımlara uygulamış ve II. tip süperiletkenler için bir modelin önerisini ileri sürmüştür (Abrikosov, 1957). Süperiletkenlik olayının temeline göre keşfedilmiş olan “BCS teorisi” esasına dayanmaktadır. Buna göre, süper akımları taşımakta olan ve birbirine bağlı “Cooper çiftleri” diye adlandırılmış olan elektron çiftlerinin oluşumu ile ve süperiletken fazda dengede kalan bir enerji aralığı ile alakalıdır (Bardeen vd., 1957).

C. P. Bean 1962’de süperiletkenlerin, süperiletkenlik özelliklerini yitirmeden daha önce sahip olduğu “kritik akım yoğunluğunun (J_c)” “alınanlık eğrileri” aracılığı ile elde hesaplanabileceğini ortaya koymuştur (Bean, 1962).

Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin keşfinin öncesinde, 1973’te keşfedilmiş olan alaşımlar arasındaki en yüksek kritik sıcaklık 23.2K olan Nb₃Ge alaşımıdır (Poole vd., 1988). Bu ise hâlâ süperiletkenlik durumunun gözlenmesinde sıvı helyuma bağımlılığın gerekli olduğunu göstermektedir. 1986 yılında J. G. Bednorz ve K. A. Müller’in yazdığı “Ba-La-Cu-O Sisteminde Olası Yüksek T_c ” adlı makale ile “Yüksek Kritik Sıcaklık Süperiletkenleri (HTSC)” dönemi de başlamıştır (Bednorz ve Müller, 1986).

İlerleyen yıllardaki süperiletkenlerin yüksek kritik sıcaklıkları ölçülmüş ve 105 ile 120K, 90 ile 125K değerleri elde edilmiştir. Ayrıca daha sonra geçiş sıcaklığı deniz seviyesinde standart atmosfer basıncı altında takriben 133K ve yüksek basınç altındaysa takriben 164K'dir (Putlin vd., 1993; Schilling vd., 1993; Gao vd., 1994). 2001'de Cu-O temelinde olmayan, basit kristal yapılı $T_c = 39K$ olan “magnezyum diborür (MgB_2)” süperiletkeni keşfedilmiştir (Nagamatsu vd., 2001).

2008'e gelindiğinde Hosono ve ekibi, “ $La(O_{1-x}F_x)FeAs$ ” bileşiği için “kritik sıcaklığı” 26K değerinde yeni bir süperiletken ailesini bulmuştur (Hosono vd., 2008). Alandaki çalışmalar aralıksız bir şekilde devam ederken farklı yapısal özellikleri içinde bulunduran demir tabanlı süperiletkenler bulunmuştur.

2014'te yapılan çalışmalarda “ $YBa_2Cu_3O_{6.5}$ ”nin kristal yapısı “kızılötesi lazer ışığı”nın kısa boylu darbeleriyle pikosaniyede ve “oda sıcaklığında” süperiletkenlik özelliğine geçmiştir (Mankowsky vd., 2014). Son dönemlerde oda sıcaklığı seviyesinde süperiletkenlik özellikleri göstermekte olan malzemelerle ilgili çalışmaların arttığı görülmektedir.

1.2. Süperiletkenlerin Temel Özellikleri

1.2.1. Sıfır Direnç

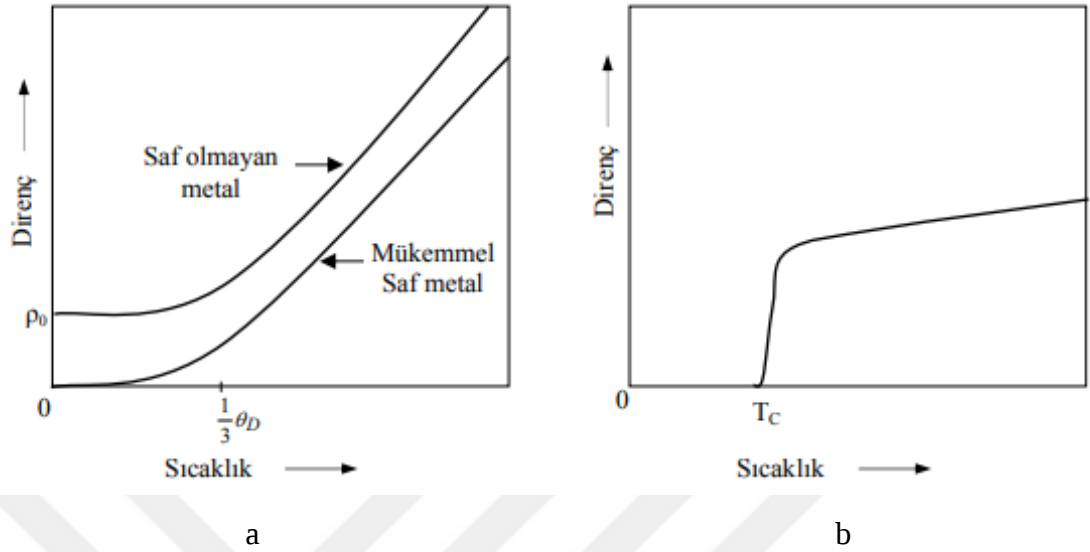
Bir iletken içerisindeki elektronların serbest hareketi sırasında iletkenin elektron hareketine karşı koymasına direnç denir. Metal soğutulduğunda elektriksel öz direnci azalır. Kristal periyodik yapısında herhangi bir kusurun olduğu metalden akım geçerken bu kusurdan dolayı dağılan elektronlar sebebiyle direnç oluşmaktadır.

Metal kristal yapısının periyodikliğini bozan iki etkenden birisi; mutlak sıcaklığın üstünde atomların titreşerek denge konumundan uzaklaşması diğeryse düzensiz dağılmış yabancı atomların veya kristalizasyonu bozan kusurların yapı içinde bulunmasıdır. Kristal yapının periyodikliğini bozan etkiler düzeltildiğinde, süperiletken nitelikte olmayan bir metalin akıma sıfır direnç gösterdiği görülmektedir.

1.2.2. Kritik Sıcaklık

Bir malzemenin süperiletken olma durumunu belirleyen temel özelliklerinden bir diğeri de kritik sıcaklık (T_c) değeridir. Malzeme kritik sıcaklık değerinin altına

soğutulduğunda elektriksel direncinin sıfıra düştüğü görülür. Yani T_c malzemenin elektriksel direncinin 0 (sıfır) olduğu sıcaklık değeridir.



Şekil 3. Süperiletken malzemenin direnç-sıcaklık eğrisi (a) Metallerin öz direncinin sıcaklık ile değişimi, (b) Düşük sıcaklıkta süperiletken öz direncinin sıfıra düşmesi (Rose ve Rhoderick, 1980).

Süperiletkenlik özelliği olan bir malzemenin kritik sıcaklık değeri o malzeme için süperiletkenliğe geçiş sıcaklığıdır. Malzemenin sıcaklığı kritik sıcaklık değerinin üzerindeyken malzeme normal iletkenliktedir. Yani süperiletken bir malzeme kritik sıcaklık değerinin üzerindeyken de iletken özelliğe sahiptir ancak çok iyi bir iletkenliğe sahip değildir. “Bakır, gümüş ve altın” vb. iyi iletkenlerse süperiletkenlik özelliği taşımazlar (Poole, 2000).

1.2.3. Kritik Manyetik Alan

“Kritik manyetik alan” süperiletkenlik durumunu belirleme de kritik sıcaklık kadar önemi olan bir niceliktir. “Kritik manyetik alan H_c ” ile gösterilmektedir. Süperiletkenlik özelliği olan bir malzemeye yeteri kadar güçlü bir manyetik alan uygulanırsa, bir malzemenin süperiletken durumu ortadan kalkar. Bu nedenle, normal öz direnci yeniden kazanmak için gerekli olan minimum dış manyetik alana kritik manyetik alan denir. Uygulanmış olan manyetik alanın, kritik manyetik alan değerini aşması durumunda, malzemenin süperiletken durumu bozulur ve malzeme normal duruma geçer (Cordoba vd., 2013). H_c değerinin sıcaklıkla olan ilişkisinin ifadesi olan formül aşağıdadır;

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

(Eşitlik 4)

Buradaki, $H_c(0)$ mutlak sıfırdaki kritik manyetik alanı, $H_c(T)$ ise bir T sıcaklığındaki kritik manyetik alanı ifade etmektedir.

1.2.4. Kritik Akım Yoğunluğu

Süperiletkenliğin diğer bir özelliği de kritik akım yoğunluğudur. Manyetik alanın süperiletkenliği bozduğu gibi elektrik akımı da süperiletkenliği bozabilmektedir.

Bir malzemenin süperiletkenliği manyetik alanla bozulabildiği gibi bir doğru akım (DC) elektrik akımıyla da bozulabilmektedir. Bütün süperiletkenlik özelliğinde olan malzemelerin taşıyabildiği maksimum bir akım miktarı mevcuttur. Bu akım miktarı kritik akım yoğunluğu (J_c) olarak adlandırılır. Söz konusu akım miktarının aşılması hâlinde malzemenin içindeki “Cooper çiftleri” bozulup malzemenin süperiletkenliği kaybolur. Diğer bir ifadeyle kritik akım, cooper çiftlerini bozan minimum akım değeri olmaktadır (Maurachkine, 2004).

Süperiletkenlik durumu için sınır olan kritik akımın miktarı kullanılan malzeme örneğinin geometrisi ve kalitesine göre değişir. Akımın bu kritik akım miktarını aşması hâlinde direnç açığa çıkmaktadır.

Genelde, bir süperiletken malzemenin yüzey kısmında akmakta olan akıma iki katkı olabilmektedir. İçerisinden DC geçirilen süperiletken bir telde bu akım, yükü telin içinden dışına taşıdığından dolayı iletim (transport) akımı şeklinde ifade edilir. Bu tele dışardan bir manyetik alan uygulandığıdaysa, perdeleme akım yoğunluğu şeklinde ifade edilen akım yoğunluğu metal içerisinde akımı ortadan kaldırmak için dolanır. Bu perdeleme akım yoğunluğu iletim akımı yoğunluğuyla birleştirilmiş olup akım yoğunluğu ($\vec{J}$) iletim akımı yoğunluğu (transport current density, ($\vec{J}_t$) ve perdeleme akım yoğunluğundan (screening current density, ($\vec{J}_s$) ortaya çıkan bileşkelerinin toplamı biçiminde ifade edilebilir.

$$\vec{J} = \vec{J}_t + \vec{J}_s$$

(Eşitlik 5)

Şayet $\vec{J}_c$ değeri toplam akım yoğunluğunun altında kalırsa süperiletkenlik durumu ortadan kalkar.

Bir akım yoğunluğu süperiletken malzeme üstünden aktığında yüzeyinde bir akı yoğunluğu ($\vec{B}$) ve bu durumla alakalı olarak da alan şiddeti $\vec{H} = (\vec{B}/\mu_0)$ ortaya çıkacaktır. Süperiletkenlik durumunda olan malzemenin üstündeki toplam akım yoğunluğu ciddi

miktarda büyük ise, yüzeyde bulunan akımın yoğunluğu kritik değer $\vec{j}_c$ 'ye çıkacaktır ayrıca yüzeyde bulunan manyetik alan şiddeti $\vec{H}_c$ değerini kazanacaktır (Rose ve Rhoderick, 1980).

1.2.5. Nüfuz Derinliği

Süperiletkenler kusursuz birer diamanyetiktir. Süperiletkenlik durumunda olan örneğin yüzey kısmında oluşmuş yüzey akımları uygulanan manyetik alanın tersi yönünde bir manyetik alan oluştururlar. Manyetik alanın malzeme örneğine girmesini engellemekte olan yüzey akımının tümü yüzeyde oluşmamaktadır. Şayet akımın yalnızca yüzey üzerinde oluşmuş olduğu farz edilir ve kalınlığı yok sayılırsa, akım yoğunluğu sonsuz olur ki bunun fiziksel olarak gerçekleşmesi mümkün değildir. Çeşitli metallerde değişiklik göstermekte olan akım yaklaşık 10^{-5} cm kalınlığı olan süper incelikte bir yüzey tabakası üzerinden akar. Bu tabaka süper incelikte olmasına karşın, süperiletkenin özelliğini tanımlamada önemli rolü vardır.

Süperiletken durumda olan bir malzeme örneğine manyetik alan uygulanınca, içerde bulunan manyetik akıyı ortadan kaldıracak şekilde dolaşmakta olan perdeleme akımı bu yüzey tabakasının içinden akar. Sonuç olarak, akı yoğunluğu malzeme örneğinin yüzeyi üzerinde aniden sıfıra düşmemektedir. Akı, perdeleme akımının akmış olduğu yüzey tabakası içinde sıfıra düşmektedir. Bu sebeple, perdeleme akımının akmış olduğu bu derinlik nüfuz derinliği olarak adlandırılır. Bu derinlikte uygulanmakta olan alan ortadan kalkar.

1.3. Meissner-Ochsenfeld Etkisi

“Meissner etkisi” veya “Meissner-Ochsenfeld etkisi”, bir süperiletkenden bir manyetik alanın çıkarılmasıdır. Walther Meissner ve Robert Ochsenfeld, 1933'te, bir manyetik alan varlığında geçiş sıcaklıklarının altına soğutulduklarında kalay ve kurşun örneklerinin dışındaki akı dağılımını ölçerek bu fenomeni keşfettiler. Süperiletken geçiş sıcaklığının altında örneklerin kusursuz bir şekilde diyamanyetik hale geldiğini ve içerideki tüm akıyı iptal ettiğini buldular. Deney, ilk kez süperiletkenlerin sadece kusuruz iletkenlerden daha fazlası olduğunu ve süperiletken durumun benzersiz bir tanımlayıcı özelliğini sağladığını gösterdi.

1.4. London Teorisi

Süperiletkenliğin elektrodinamiğinin basit ama kullanışlı bir tanımı Fritz ve Heinz London kardeşler tarafından 1935'te, manyetik alanların süperiletkenlerden atıldığının

keşfinden kısa bir süre sonra ortaya atıldı. Önerilen denklemler Meissner etkisi ile tutarlıdır ve bir süperiletkenin yüzeyinden mesafe ile manyetik alan ve yüzey akımının nasıl değiştiğini tahmin etmek için Maxwell denklemlerini kullanmışlardır.

Sonuçta London denklemleri süperiletkenlerin başlıca özellikleri göz önüne alınarak türetilmemiştir. Yalnızca, basit elektromanyetizma denklemlerine süperiletkende ampirik gözlemlenebilen durumların uyarlanan biçimidir. Kısaca genel denklemin belli şartlara indirgenen biçimidir.

1.5. Ginzburg-Landau Teorisi

Ginzburg-Landau teorisi, süperiletkenliği modellemek için kullanılan matematiksel bir teoridir. Teori süperiletkenliğe yol açan mikroskobik mekanizmaları açıklamaz. Bunun yerine, genel termodinamik argümanların yardımıyla bir süperiletkenin makroskopik özelliklerini inceler.

Landau'nun önceden oluşturduğu ikinci derece faz geçişleri teorisine dayanarak, Landau ve Ginzburg, süperiletken geçişin yakınındaki bir süperiletkenin serbest enerjisi F_n 'in, süperiletken fazın ne kadar derin olduğunu açıklayan karmaşık bir düzen parametresi ψ cinsinden ifade edilebileceğini savunduğu sistemdir. Serbest enerji forma sahiptir.

$$F = F_n + \alpha|\psi|^2 + \frac{\beta}{2}|\psi|^4 + \frac{1}{2m}|(-i\hbar\nabla - 2eA)\psi|^2 + \frac{|B|^2}{2\mu_0} \quad (\text{Eşitlik 6})$$

burada F_n normal fazdaki serbest enerjidir, α ve β fenomenolojik parametrelerdir, m etkin bir kütledir, A elektromanyetik vektör potansiyelidir ve B manyetik indüksiyondur. Sıra parametresindeki ve vektör potansiyelindeki dalgalanmalara göre serbest enerjiyi en aza indirerek Ginzburg- Landau denklemlerine ulaşılır.

$$\alpha\psi + \beta|\psi|^2\psi + \frac{1}{2m}(-i\hbar\nabla - 2eA)^2\psi = 0 \quad (\text{Eşitlik 7})$$

$$j = \frac{2e}{m}\text{Re}\{\psi^*(-i\hbar\nabla - 2eA)\psi\} \quad (\text{Eşitlik 8})$$

burada j elektrik akımı yoğunluğunu ve Re gerçekte kısmı gösterir. Zamandan bağımsız Schrödinger denklemiyle ilginç benzerlikler taşıyan ilk denklem, uygulanan manyetik alana dayalı olarak sıra parametresini belirler. İkinci denklem daha sonra süperiletken akımı sağlar.

Ginzburg-Landau denklemleri birçok ilginç ve geçerli sonuç üretmiştir. Belki de bunlardan en önemlisi, bir süperiletkende iki karakteristik uzunluğun varlığının öngörülmesidir. Birincisi, tarafından verilen bir tutarlılık uzunluğu ξ 'dir.

$$\xi = \sqrt{\frac{\hbar^2}{2m|\alpha|}} \quad (\text{Eşitlik 9})$$

süperiletken fazdaki termodinamik dalgalanmaların boyutunu tanımlar. İkincisi, tarafından verilen nüfuz derinliği λ 'dır.

$$\lambda = \sqrt{\frac{m}{2\mu_0 e^2 \psi_0^2}} \quad (\text{Eşitlik 10})$$

burada ψ_0 , elektromanyetik alanın yokluğunda düzen parametresinin denge değeridir.

$\kappa = \lambda/\xi$ oranı Ginzburg-Landau Parametresi olarak bilinir. Tip I süperiletkenlerin $\kappa < 1/\sqrt{2}$ olanlar, “Tip II süperiletkenler” in $\kappa > 1/\sqrt{2}$ olanlar olduğu gösterilmiştir. Tip II süperiletkenler için normal durumdan faz geçişi ikinci dereceden, “Tip I süperiletkenler” için ise birinci derecedendir. Bu, süperiletken için ikili bir Ginzburg-Landau teorisi türetilerek kanıtlanmıştır.

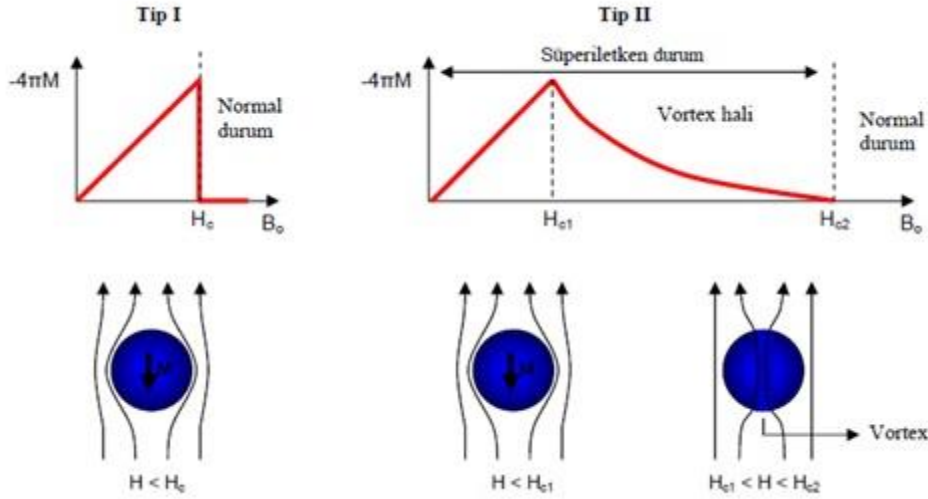
Ginzburg-Landau teorisinden elde edilen en önemli bulgu 1957'de Alexei Abrikosov tarafından ortaya konmuştur. Yüksek bir manyetik alandaki II. tip süperiletkende alan, en yaygın olarak altıgen bir düzende düzenlenen kuantize akı tüplerine nüfuz eder.

1.6. Süperiletkenlerin Manyetik özellikleri

Süperiletkenler manyetik özelliklerinden hareketle I. Tip ve II. Tip Süperiletken olarak ikiye ayrılmaktadırlar.

1.6.1. I. Tip Süperiletkenler

I. tip süperiletkenler, harici manyetik alana yerleştirildiğinde süperiletkenliklerini çok kolay veya aniden kaybeden süperiletkenlerdir. Mıknatıslanma yoğunluğunun (M) uygulanan manyetik alana (H) karşı grafiğinden de görebileceğiniz gibi, Tip I süperiletken manyetik alana yerleştirildiğinde, kritik manyetik alanda (H_c) aniden veya kolayca süper iletkenliğini kaybeder.

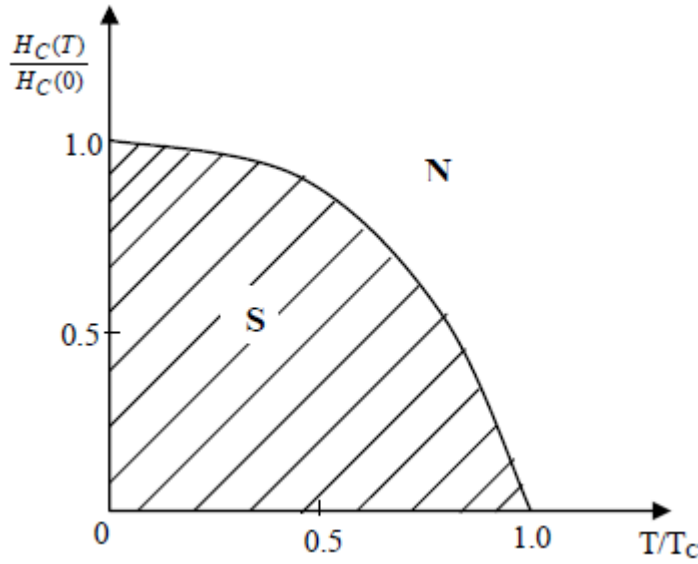


Şekil 4. I. ve II. tip süperiletkenlerin manyetik alan içindeki davranışları (H_c kritik manyetik alan) (Çam, 2005).

Tip I süperiletkenler, süperiletkenlik durumlarını kolaylıkla kaybetmelerinden dolayı yumuşak süperiletkenler olarak da bilinmektedirler. Tip I süperiletkenler Meissner etkisi ile mükemmel uyum içerisindedirler. Tip I süperiletkenlere örnek: Alüminyum ($H_c = 0.0105$ Tesla), Çinko ($H_c = 0.0054$ Tesla)

1.6.2. II. Tip Süperiletkenler

Tip II süperiletkenler, süperiletkenliklerini kademeli olarak kaybeden, ancak harici manyetik alana yerleştirildiğinde kolayca veya aniden olmayan süperiletkenlerdir. Mıknatıslanma yoğunluğunun (M) uygulanan manyetik alana (H) karşı grafiğinden de görebileceğiniz gibi, Tip II süperiletken manyetik alana yerleştirildiğinde, süperiletkenliğini yavaş yavaş kaybeder. Tip II süperiletkenler alt kritik manyetik alanda (H_{c1}) süperiletkenliklerini kaybetmeye başlar ve üst kritik manyetik alanda (H_{c2}) süperiletkenliklerini tamamen kaybederler.



Şekil 5. I. ve II. Tip süperiletkenlerin H-T faz diyagramı. (Kritik manyetik alanın sıcaklığa bağılılığı) (Müler ve Ustinov, 1997).

Alt kritik manyetik alan (H_{c1}) ile üst kritik manyetik alan (H_{c2}) arasında olan durum, girdap durumu veya ara durum olarak bilinmektedir. H_{c2} 'den sonra Tip II süperiletken iletken olacaktır. Tip II süperiletkenler, süperiletkenliklerini yavaş yavaş ama kolay olmayan bir şekilde kaybetmelerinden dolayı sert süperiletkenler şeklinde de ifade edilmektedirler. Tip II süperiletkenler Meissner etkisine uyar ancak bütünüyle değil. Tip II süperiletkenlere örnek: NbN ($H_c = 8 \times 10^6$ Tesla), BaBi₃ ($H_c = 59 \times 10^3$ Tesla). Tip II süperiletkenlerin uygulanması: Tip II süperiletkenler, güçlü alan süperiletken mıknatıslar için kullanılır.

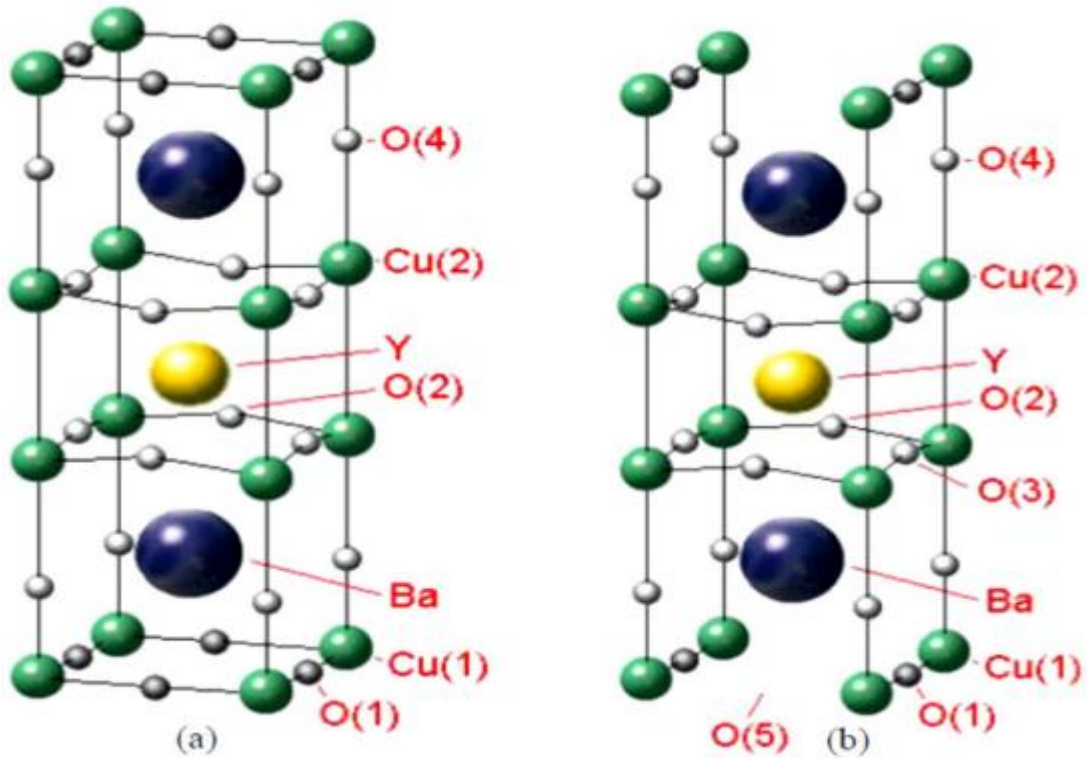
1.7. Yüksek Sıcaklık Süperiletkenleri

1986'da süperiletkenlik üzerine yapılan çalışmalarında çok önemli gelişme gerçekleşmiştir. "International Business Machines (IBM): Uluslararası İş Makineleri"nin araştırma laboratuvarında araştırmacı olan Alex Müller ve Georg Bednorz, o güne değin en yüksek sıcaklık olarak bilinmekte olan 30K'de kırılğan özellikli bir süperiletken seramik ürettirler. Müller ve Bednorz'un sentezlemiş olduğu, La-Ba-Cu-O bileşiği; yüksek sıcaklık süperiletkenlik (HTS) dönemini başlatmış oldu. Bazı araştırmacılar da Müller ve Bednorz geliştirmiş olduğu bileşikteki Lantanyum'un yerine İtriyum koyarak 93K'lık kritik sıcaklığa ulaştılar (Vanderah, 1992; Sheahen, 1994; Wesche, 1998; Cava, 2000; Fosseim ve Sudbo, 2004). Böylelikle ilk olarak, bir malzemedan (YBa₂Cu₃O₇) sıklıkla kullanılan soğutucu sıvı azottan (77K) daha yüksek sıcaklık değerlerinde süperiletkenlik elde edilmiş oldu ve helyumla çalışmakta olan soğutucuların yerine maliyeti daha az olan azotla çalışmakta olan soğutucular

kullanılarak süperiletkenliğin üzerinde çalışma olanağı doğdu. Bednorz ve Müller'in $\text{La}_{2-x}\text{Ba}_x\text{CuO}$ yüksek sıcaklık oksit süperiletkeninin keşfedilmesinin ardından birtakım oksit aileleri daha sentezlenmiştir (Yılmaz, 2008).

1.7.1. YBCO Süperiletken Sistemi

1987'nin sonlarında keşfedilmiş olan YBCO süperiletkeni, sıvı azot sıcaklığı 77K'nin üstünde süperiletkenliğe sahip olan ilk malzemedir. Yaklaşık 92K'de süperiletken duruma geçmekte olan bu malzemeye ait iki faz bulunmaktadır. Bunlardan birisi süperiletken diğeryse yalıtkan fazdır. Oksidasyon ve oksijen bağlarının durumuna göre "tetragonal form"da kristal yapılı olan faz yalıtkan özelliktedir. Ancak ortorombik formda kristal yapıda olan YBCO ise $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ stokiyometrisinde süperiletkendir. YBCO sistemin ortorombik (süperiletken) ve tetragonal (yalıtkan) kristal yapısı Şekil 6'da mevcuttur. YBCO süperiletkenleri günümüzde teknolojinin farklı alanlarında kullanılmaktadır (Ankara Üniversitesi Süperiletken Teknolojileri Uygulama ve Araştırma Merkezi, 2014).



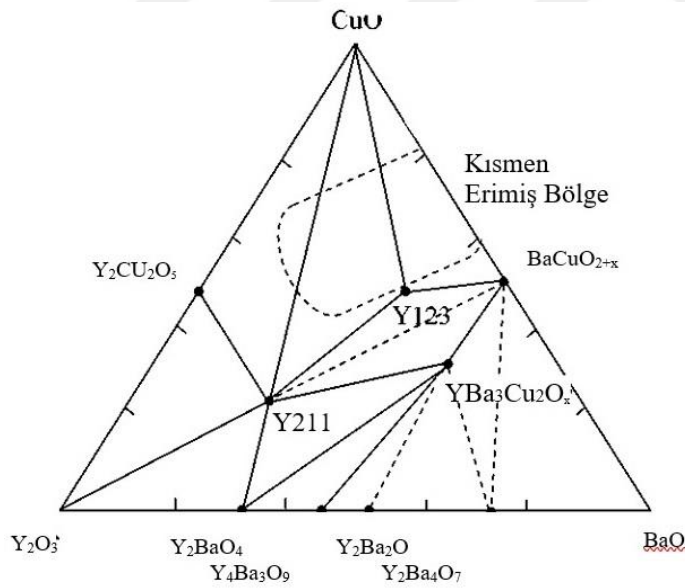
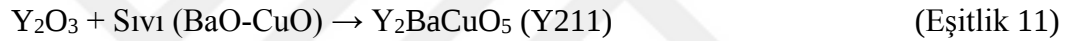
Şekil 6. YBCO'nun kristal yapısı. (a) Ortorombik, (b) Tetragonal faz (Yazıcı, 2010).

1.7.1.1. YBCO Sisteminin Faz Diyagramı

Faz diyagramları büyüme mekanizmalarının anlaşılmasında önem taşıyan bir özelliktir. Çünkü işlem parametrelerinin bu şekilde daha iyi düzeylere getirilmesi mümkündür.

Şekil 7 “Y₂O₃–BaO–CuO” 3’lü faz diyagramının normal ortam içinde takribi 950-1000 °C değerleri arasında temel durumlarını göstermektedir. Şekilde CuO’in zengin olduğu kesikli çizgiyle gösterilmiş olan alan kısmî olarak erimiş olan alandır. Takribi olarak 1 cm² yüzey alanı olan ve kalınlığı 100 µm seviyesinde bulunan kristal, kısmî olarak erimiş olan bileşenlerin yavaş yavaş soğutulmasıyla büyütülmektedir (Vanderah, 1992).

Sisteme ait iki türlü “peritektik reaksiyon” bulunmaktadır. Birincisi, üretilmiş olan YBCO örneği 1200 °C’nin üzerinde olan sıcaklıklarda ayrışarak Y₂O₃ ve sıvı halde bulunmakta olan BaO-CuO karışımı faza dönüşmektedir. Örnek soğutulduğundaysa, ikiside peritektik reaksiyona girip Y₂BaCuO₅ (Y211) fazını oluşturur.



Şekil 7. Y₂O₃-BaO-CuO 3’lü faz diyagramı: takribi olarak 950-1000 °C (Kütük, 2008).

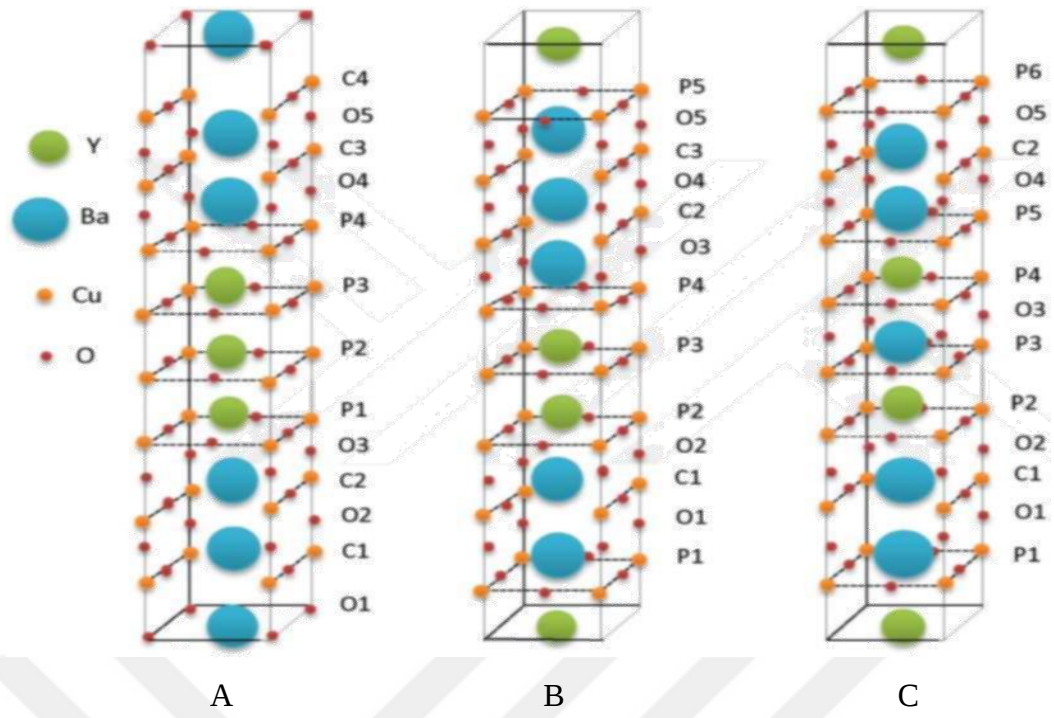
1.7.1.2. YBCO Sisteminin Kristal Yapısı

YBCO süperiletkenleri “perovskit”e benzeyen yapılarda kristalleşmektedir. Yüksek anizotropik yapıdadır. Bu bileşiğin en sık kullanılan yapısı YBa₂Cu₃O_{7-x} (Y123)’dür.

Çalışmada ise $Y_3B_5Cu_8O_{18}$ (Y358) incelenecektir. Bileşiğin diğer yapıları $YBa_2Cu_4O_8$ (Y124) ve $Y_2Ba_4Cu_7O_{15}$ (Y247) biçimindedir (Cardwell ve Ginley, 2003).

$YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123) bileşiğinin yapısı oksijen yoğunluğuyla ilişki halindedir. Oksijen miktarı ile ilişkin olarak takribi 6,5 civarındaki değerde bir faz geçişi mevcuttur.

“ $Y_3Ba_5Cu_8O_{18-\delta}$ (Y358)”, bileşiği 2009’da keşfedilerek YBCO ailesine katılmıştır. Bu bileşiğin T_c ’si $T_c \geq 100K$ olarak tespit edilmiştir (Aliabadi vd., 2009). Bileşiğin geçiş sıcaklığının yüksek oluşu, kristal yapısında bulunan Cu-O zincirindeki boşluğun daha az yoğun oluşundan kaynaklandığı tespit edilmiştir (Gholipour vd., 2011). Y358’in yapısında CuO_2 düzleminden beş tane ve CuO zincirinden de üç tane vardır ve kristal yapısındaki CuO_2 düzlemleri; üç CuO_2 düzlemi ve iki CuO_2 düzlemi şeklinde iki farklı düzen olarak kendi içinde gruplandırılır. Bu yapıdaki üç CuO_2 düzlemi, öbür iki CuO_2 düzleminden BaO tabakalarıyla ayrılmaktadır. Yapılan çalışmaların teorik hesaplamaları sonucuna göre Y358 sistemindeki beş CuO_2 düzleminden dört tanesinde yük taşıyıcı görevinde olan boşluk yoğunluğunun arttığı, bununla birlikte diğer beşinci CuO_2 düzlemindeyse apikal oksijeni eksikliği (no apical oxygen) şeklinde ifade edilen oksijen eksikliğinin neden olduğu yük taşıyıcı yoğunluğunun azaldığı tespit edilmiştir. Bu oksijen eksikliği sorunu, sisteme üstten katkılı düzlem eklenmesi ile çözülebilmektedir. Yani daha genel olarak bir ifade edilecek olursa, daha yüksek geçiş sıcaklığı olan daha iyi YBCO süperiletkenlerini oluşturmak için yük deposu görevinde olan Cu-O zincirlerinden CuO_2 düzlemlerine yük taşıyıcısı olarak oksijen pompalanmalıdır (Tavana vd., 2010).



Şekil 8. A: “Y₃Ba₅Cu₈O₁₇”, B: “Y₃Ba₅Cu₈O₁₈” ve C: “Y₃Ba₅Cu₈O₁₉” bileşiklerinin kristal yapıları (Metin, 2016).

1.8. Süperiletkenlerde Eritme Yöntemleri

YBCO malzemelerin üretilmesi için katıhal tepkime yönteminin yanında eritme yöntemleri; “Eritme- Yönlendirme- Büyütme [Melt- Textured- Growth (MTG)]”, “Geliştirilmiş- Eritme- Yönlendirme- Büyütme [Modified- Melt- Textured- Growth (MMTG)]”, “Hızlı Soğutma- Eritme- Büyütme [QuenchMelt- Growth (QMG)]”, “Eritme- Toz- Eritme- Büyütme [Melt- Powder- Melt- Growth (MPMG)]”, “Platin- Katkılı Eritme- Büyütme [Platinum- Doped Melt- Growth (PDMG)]”, “Üstten Tohumlama- Eritme- Yönlendirme-Büyütme [Top- Seeding- Melt- Textured- Growth (TSMTG)]” ve “Alevde Eritme Hızlı Soğutma- Eritme- Büyütme [Flame- Quench- Melt- Growth (FQMG)]” teknikleriyle üretim yapılmaktadır.

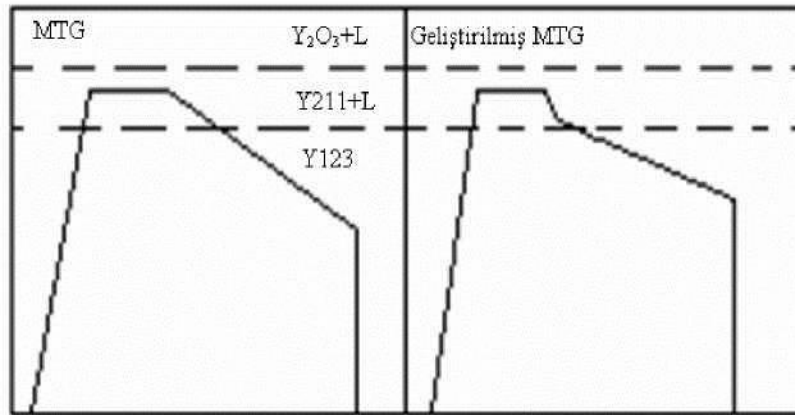
1.8.1. Eritme-Yönlendirme-Büyütme [Melt-Textured-Growth (MTG)]

Jin ve arkadaşları 1988’de “Eritme-Yönlendirme-Büyütme (MTG)” tekniğini, süperiletken malzeme örneklerinde zayıf bağlantı sonucunda gerçekleşen küçük J_c ve T_c’ğı yükseltme maksadıyla kullanmıştır. Sinterlenmiş Y123 örneğini bu yöntem ile eritmiş ve ısıl gradyent altında ağır ağır soğutmuşlardır. Teknikle de “a-b düzlemi” süresince taneciklerin irileşmesi seçilmektedir.

1.8.2. Geliştirilmiş-Eritme-Yönlendirme-Büyütme[Modified-Melt-Textured-Growth (MMTG)]

MTG yönteminde malzeme örneği belirli sıcaklığa değin yükseltilerek belli bir müddet bekletilip sonrasında yavaşça soğutulmakta ve bunun sonucunda da yüksek yönelimli örnekler oluşturulmaktadır. Bunlarda, çoğunlukla süperiletkenin bağlanması düşük olmaktadır. Y123 durumunun artması için, Y211'in ve sıvısının birlikte bulunması gerekmektedir. Y211'in dağılımının düzenli olmaması halinde Y211'in yoğunluğunun azaldığı bölgeler içinde reaksiyon devamlı olmamaktadır. Eğer örnek Y211+sıvı bölgesinde yavaş yavaş soğutulursa, Y211 fazı, büyük hacimde gerçekleşir ve de dağınık bir biçimde gerçekleşir. Bu şekilde oluşum süperiletkenlerde zayıf bağlantı oluşumuyla sonuçlanmaktadır. Böyle istenmedik durumundan kaçınmak için, birkaç grup MTG yöntemini geliştirmiştir (Murakami, 1992). Bu yöntem de “Geliştirilmiş Eritme Yönlendirme Büyütme [Modified- Melt- Textured- Growth (MMTG)] şeklinde ifade edilmiştir.

Bahsedilen yöntemle Y211 tanelerinin boyutları “peritektik sıcaklığın” yukarısında olan değerde ısıtma sıcaklığı azaltılıp küçültülmektedir. Ancak, nadiren de olsa gözenekler oluşmaktadır. Şayet örnek, öncesinde sıcaklıkla ilişkili olarak belirli bir sürede eritilir, sonra da hızlı bir şekilde peritektik sıcaklığa soğutulup ve sonrasında da yavaş yavaş soğutulursa, Y211 büyüklüğü olmadan gözenek sayısında azaltma olabilmektedir (Şekil 9).



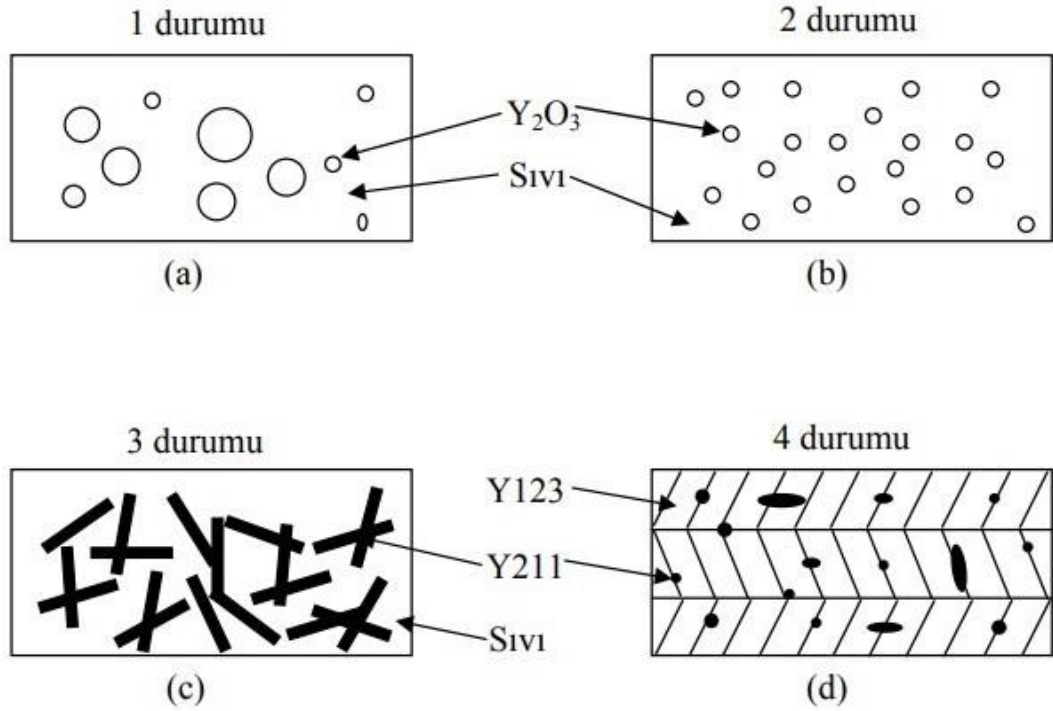
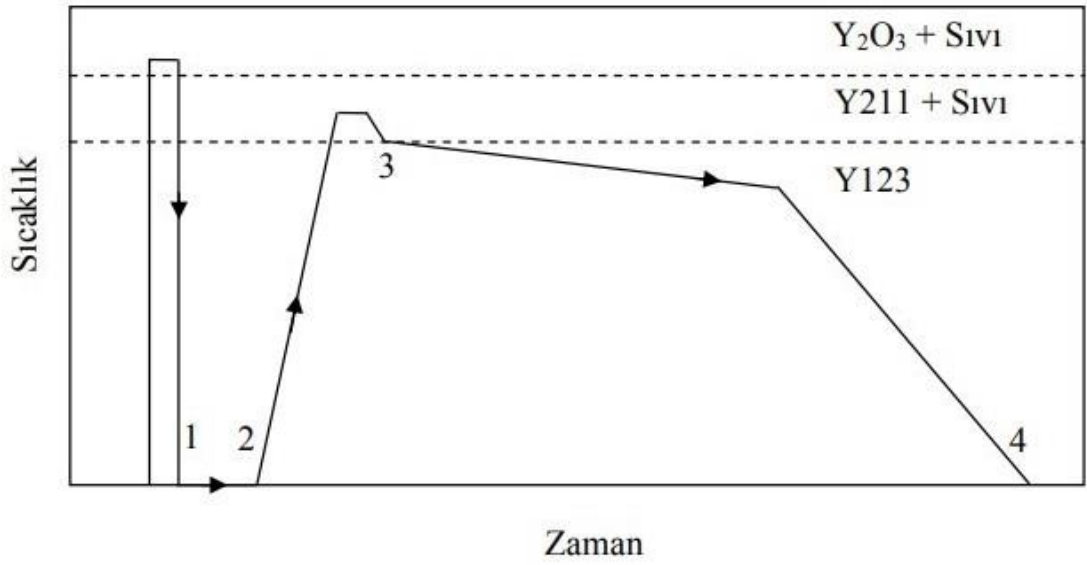
Şekil 9. “MTG ve Geliştirilmiş MTG yöntemlerinin şematik gösterimi” (Murakami, 1992).

MMTG yöntemiyle, süperiletken fazın bağlantı durumu ciddi ölçüde geliştirilmiş oldu ve Y123 ortamı içinde 1–5 mikron (μ)’a değin küçültülmüş olan Y211 taneciklerini tuzaklama başarıldı (Murakami, 1992; Muralidhar vd., 2002).

1.8.3. Hızlı Soğutma-Eritme-Büyütme [QuenchMelt-Growth (QMG)]

J_c değeri Y211'e ait taneciklerin erime sırasında küçük boyutlu olarak homojen dağılımıyla yükselmektedir. Bu sebeple, peritektik sıcaklığın hemen üstündeki sıcaklıklarda örneğin, erime yöntemleriyle kontrol edilmesi gereklidir.

Y211+sıvı bölgesine ulaşma amacıyla kullanılmakta olan yaklaşım Y_2O_3 reaksiyonudur. Başlangıç sırasında, sinterlenen örnek veya kalsine edilen tozların karışımı Y_2O_3 +sıvı bölgesine kadar ısıtılır ve sonrasında soğuk bir Cu plaka üzerine çarpılıp hızlı bir şekilde soğutulmaktadır. Bu örnekte Y_2O_3 tanecikleriyle beraber katı halde bulunmakta olan sıvı faz (baryum bakır oksit ve amorf fazlar) mevcuttur. Sonrasında örnek Y211+sıvı bölgesine değin ısıtılarak bu bölge içinde Y_2O_3 sıvı faz ile tepkimeye girip Y211 fazını oluşturmaktadır. Şayet Y_2O_3 dağılımı kontrol edilirse, Y211 fazını kontrol etme olanaklıdır. Bundan sonra, örnek hızlı şekilde peritektik sıcaklığa soğutulup arkasından yavaşça soğutma işlemine devam edilmektedir. Böyle gerçekleştirilen tekniğe “Hızlı Soğutma Eritme Büyütme [Quench- Melt- Growth (QMG)]” denmektedir (Şekil 10).



Şekil 10. “QMG ya da MPMG tekniklerinin şemalaştırılmış halidir: (a) ani soğutma işlemi sonrası Y_2O_3 ve katılaşmış sıvı (b) $Y_{211} + sıvı$ alana sıcaklığı artırılırken (c) $Y_{211} + sıvı$ alanında (d) Y_{123} ve Y_{211} durumunu ifade eden mikroyapının son şekli” (Murakami, 1992).

Buradaki yöntem ile küre şeklindeki Y_{211} tanecikleri homojen olarak dağılmaktadır. Bu taneciklerin yaklaşık boyutu iki ve ikinin altında μ seviyesinde olmaktadır (Salama ve Lee, 1994). Bu yöntemle ortaya çıkan J_c 'nin MTG yöntemiyle elde edilmiş olan değerden yüksek olduğu gözlemlenmektedir ve 77K sıcaklığındaki 1 T alan altında; $J_c \cong 2 \times 10^{-4} \text{ Acm}^{-2}$ olmuştur (Morita vd., 2004; Murakami, 1992).

1.8.4. Eritme-Toz-Eritme-Büyütme [Melt-Powder-Melt-Growth (MPMG)]

Bu yöntemde platin bir pota içindeki başlangıç malzemesi hızlı bir şekilde yaklaşık olarak 1400°C'ye ısıtılır ve ardından oda sıcaklığına hızlı soğutulur. Daha sonrasında hızlı soğutulan karışım öğütülerek toz haline getirilir. Bu safhada malzeme Y_2O_3 parçacıklarından ve katılaşmış sıvı fazdan oluşmaktadır. Sonradan toz preslenerek hava ortamında peritektik ayrışım sıcaklığının üstünde bir sıcaklığa ısıtılır ve kısmi erime için belli bir süre bu sıcaklıkta tutulur. Bu aşamada homojen olarak dağılan Y_2O_3 parçacıkları düzenli olarak dağılmış Y211 çökeltilerine dönüştürülür. Ardından örnek peritektik sıcaklığın hemen üstünde bir sıcaklığa ısıtılarak 1-5 °C/saat gibi çok yavaş bir oranda Y123+L fazının oluştuğu sıcaklık aralığında uygun bir sıcaklığa soğutulur (Murakami, 1992). Bu çalışmada külçe süperiletken üretimi bu yöntemle yapılacaktır.

1.8.5. Platin-Katkılı Eritme-Büyütme [Platinum-Doped Melt-Growth (PDMG)]

Malzeme örneği içine “Platin (Pt)” ilavesi iki biçimde görülmektedir: İlki eritme sırasında zeminden bulaşmış olan diğeryse toz halinde bileşiğe katkı yapılmış olandır. Bunlardan birincisinde “eritme-hızlı soğutma” işlemi sırasında Pt potalar kullanıldığı için potalardan az bir miktarda Pt örnek içine girmiş olur. Bu Pt miktarı takribi olarak ağırlıkça yüzde 0.3–0.7 arasındadır. Pt'nin az bir miktarı örnek içinde çözülmemektedir ve bu sebeple Y211 katkıları yeni baştan şekillenmektedir. Y211 katkılarının tanecik büyüklüğü daha küçük kalmakta (iki μ 'dan küçük) ve büyük Y123 ortamı içinde bu taneciklerin dağılışı daha homojendir. Bu etkilerinden kaynaklı J_c iyileşir. Takribi olarak 77K sıcaklık değerinde ve 1 T manyetizasyonda $J_c \cong 2.5 \times 10^5 \text{ Acm}^{-2} \text{ (H//c)}$ ölçülmektedir. Pt eklenerek Y211 taneciklerinin büyüklüğünün küçülmesi, çekirdeklenmiş örüntü sayısında olan artışla ilgilidir. Burada Pt Y211 de çekirdeklenmiş örüntü benzeri davranır (Ogawa vd., 1991; Cardwell ve Ginley, 2003).

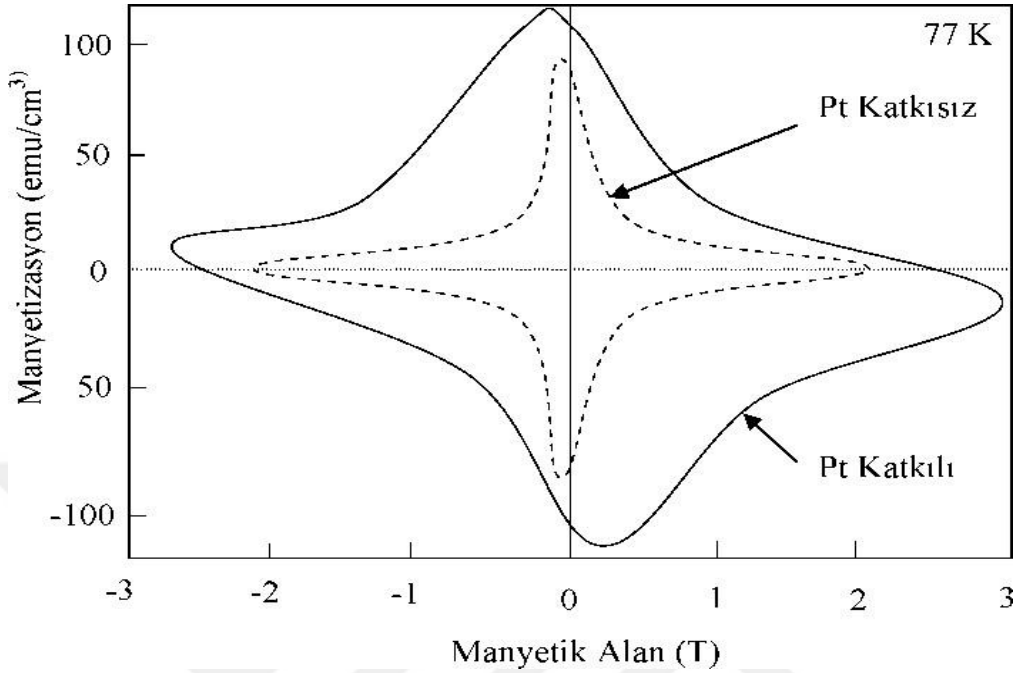
İkincisinde Pt küçük tanecikleri YBCO örneğinin içine farklı biçimlerde katılanmaktadır. Pt katkısına göre Y211 taneciklerinin büyüklüğünün nasıl değişmiş olduğu Tablo 1'de görülmektedir. Tablodan da görüleceği üzere, 1 μ 'dan ufak Y211 ebatları oluşturmak olanaklıdır.

Tablo 1. Y211 hacminin Pt katkısına göre değişimi (Kütük, 2008).

Pt katkısı (% ağırlık)	Ortalama “Y211” hacmi
0.00	2.5
0.01	1.7
0.05	1.4

Tablo 1. (Devamı)

0.10	1.1
0.50	0.6



Şekil 11. Platin katılmış ve katılmamış örneklerinde manyetizasyonun-manyetik alan ilişkisi (Kütük, 2008).

Pt katkılı örneklerle katkısız örnek arasında J_c değerlerindeki farklılık Şekil 11’de görülmüş olduğu gibidir. Pt katkısıyla daha geniş aralıklı “histerezis” elde edilmektedir. Dolayısı ile J_c değeri de artmaktadır (Ogawa vd., 1991).

MPMG yöntemi bu yöntemden daha faydalıdır: Şöyle ki “tanecik büyüme oranı” fazladır. Ayrıca 4 cm civarında iri tanecikler oluşturmak olanaklıdır (Murakami, 1992).

1.8.6. Üstten-Tohumlama-Eritme-Yönlendirme-Büyütme [Top - Seeding - Melt - Textured - Growth (TSMTG)]

Birçok uygulamada, iri boyutlu olarak kullanılabilecek biçimlerde üretilmiş külçe süperiletkenlere gereksinim duyulmaktadır. Bu bağlamda örneğin üretme aşamasının olabildiğince basit olması, yüksek verimli ve düşük maliyetli olması gerekmektedir. Bu özelliklere dikkat edildiğinde, eritme yöntemleri arasında en olası olanın “Üst Tohumlama Eritme Yönlendirme Büyütme [Top- Seeding- Melt- Textured- Growth (TSMTG)]” yöntemi olduğu görülmektedir (Cardwell ve Ginley, 2003).

Bahsedilen yöntemle kristal doğrultularının kontrol edilmesi kolaylaşmaktadır. Teknikte örneğin üst kısmına erime sıcaklığı Y123’ten yüksekte tek bir kristal yerleştirilmektedir. Kristal, büyütmede başlangıç görevi yapmaktadır. Böylelikle kristal

doğrultularının kontrol altına alınması olanaklıdır. İşlem sonundaysa büyük boyutlu bir parça halinde kristaller oluşturulabilmektedir (Murakami, 1992). Şekil 12’de böyle oluşturulmuş olan ve merkezinde MgO tek kristali bulunmakta olan süperiletken örneğin fotoğrafı görülmektedir (Murakami, 1996).

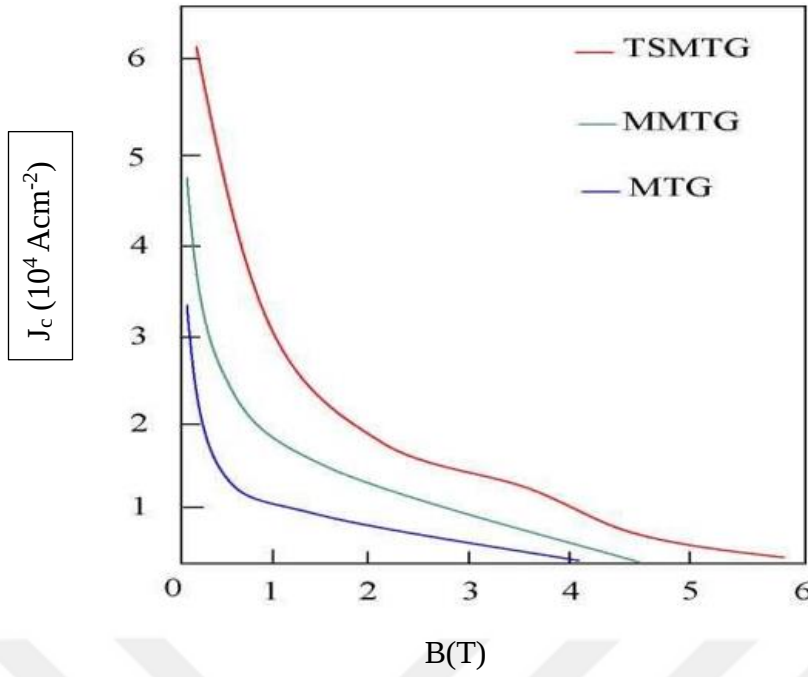


Şekil 12. “Merkezinde MgO kristali yerleşmiş iri taneleri barındıran süperiletken örneğinin resmi” (Kütük, 2008).

“Sm123”, “Nd123” ve “MgO” kristalleri baskın olarak Y123 de kullanılır.

Çekirdeklenme merkezi kristal artma doğrultusunun çekirdeklenmiş kaynağına denk düştüğü yerdir. Bu yöntem için tohum bir çekirdeklenme merkezidir. Tohuma ait erime sıcaklığı yüksek olduğu için Y123 peritektik ayrışma sıcaklığından daha fazla ısıtıldığında tohum erimeyip, katı katılmaktadır.

Buradaki yöntem ile edinilmiş olan örnekler işlemde manyetik kaldırma kuvveti şeklinde kullanılmaktadır. Üretilmekte olan örneklerin büyüklüğü ile kaldırma kuvvetinin büyüklüğü doğru orantılıdır. Bu sebeple tohum bileşiği, ısı gradyenti ve ısıtma işlemin kombinasyonunu dikkatli ayarlamak gerekmektedir. Japonya’nın ve Fransa’nın bu yöntem ile büyüttüğü 10 cm çaplı kalıpların güzel sonuçlar verdiği görülmüştür (Cardwell ve Ginley, 2003).



Şekil 13. TSMTG, MMTG, MTG teknikleriyle elde edilen YBCO örneğinin manyetik alanın etkisiyle kritik akım yoğunluğunun etkileşimi (77K ve B//c)”

Böyle hazırlanmış örneğin kritik akım yoğunluğu değeri öbür yöntemler ile elde edilmiş olanlardan daha yüksektir (Şekil 13). 77K sıcaklığında, birkaç cm çapında olan örneklerde takriben $J_c \cong 2.4 \times 10^5 \text{ Acm}^{-2}$ elde etme olasıdır (Cardwell, 1998; Cardwell ve Ginley, 2003).

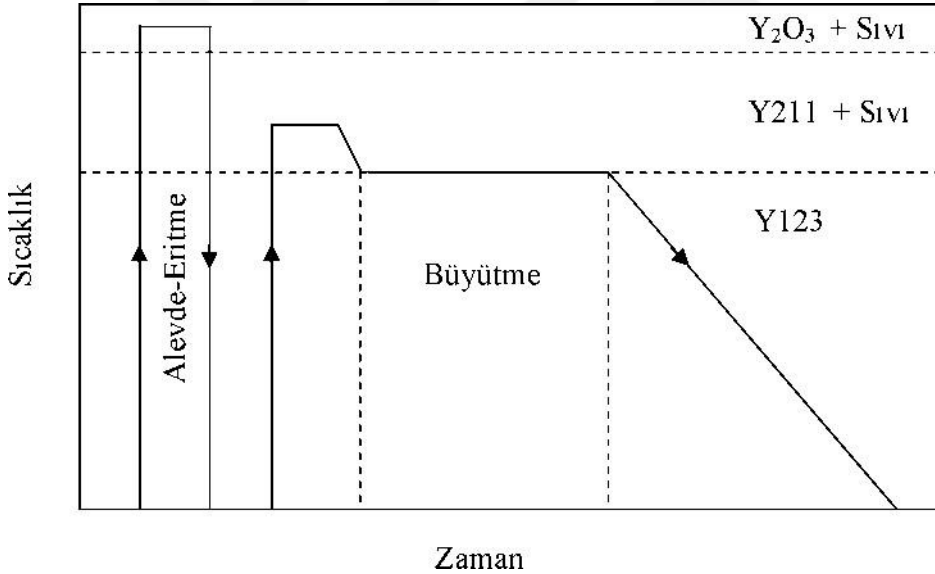
1.8.7. Alevde Eritme-Hızlı Soğutma-Eritme-Büyütme [Flame-Quench-Melt-Growth (FQMG)]

Süperiletkenlik özelliği olan örneğin daha büyük boyutlu taneciklere sahip olması, taneciklerin yönelmesinin iyileşmesi ve güçlü “çivileme merkezleri”ni kazanmasında “Hızlı soğutma Eritme Büyütme (QMG)” tekniği geliştirilip farklı teknik bulunmuştur. Buna da “Alevde Eritme Hızlı Soğutma Eritme Büyütme [Flame Quench-Melt-Growth (FQMG)]” adı verilmiştir.

YBCO örneği yakarak toz haline getirildikten sonra alümina (Al_2O_3) pota üstüne konur ve orada az bir zamanda oksijen alevi ile (LPG- O_2) eritilmektedir. Eritme işleminin ardından örnek, daha öncesinden soğutulmuş olan Cu bir tepsinin üzerine dökülür ve sonrasında diğer bir Cu plakayla örneğin üstüne vurulur. Bu sonuncu işlemin son derece süratli biçimde gerçekleştirilmesinden sonra örnek hızlıca katılaşmış olur. Örneğin katılaşmasının ardından sırası ile örnek; öğütülüp toz hâline getirilir, istenildiği gibi preslenerek sinterlenir (Şekil 14) (Gencer vd., 1996).

Örnekle altlık arasında gerçekleşen etkileşimden sakınmak için oksijen alevinin direkt olarak örneğin üst yüzey kısmının merkezine tutulması gereklidir. Ayrıca, örneğin kalınlığının ve eritme zamanının çok iyi ayarlanması gereklidir.

Bu yöntem sonuçlandığında, Y123 tanecikleri arasında olan sınırlar çoğunlukla temiz olup ve “safsızlık fazları” içermemektedir. Bu sebepten tanecikler arasındaki bağlantının daha iyi olduğu bir gerçektir. Diğer taraftan küçük bir oranda safsızlık fazlarının oluşumunun önüne geçilemez. Bu olay genellikle Y123 içinde neredeyse birbirine paralel olan mikroçatlaklar biçiminde görülmektedir. Bu etkininse ortaya çıkmasıyla ilgili olan düşünce şöyledir: Örnek soğuma sırasında oksijen alıp tetragonal yapıdan ortorombik yapıya geçerken çoğunun Y211 olduğu safsızlık fazları örnek içinde “akı çivileme merkezi” benzeri davranmaktadır ve dolayısı ile örneğin akım taşıma kapasitesi artmaktadır. Bu yöntemin yararları şöylece özetlenebilmektedir: Potayla örneğin etkileşmesi en aza indirilmekte ve kısa zamanda başlangıç tableti hazırlanmaktadır (Yanmaz vd., 1994).



Şekil 14. QMG yönteminin şematik gösterimi (Kütük, 2008).

1.9. Aktivasyon Enerjisi

Kimyada ve fizikte aktivasyon enerjisi, kimyasal tepkime, nükleer tepkime ya da diğer farklı fiziksel fenomenlerle sonuçlanacak potansiyel reaktifleri bulunan sistem için var olması gerekli olan enerjidir. Ya da başka bir ifadeyle bir tepkimede, tepkimenin başlaması için tepkimede olan bileşenlerin sahip olması gerekli olan en düşük enerji miktarına “aktivasyon enerjisi (etkinleşme enerjisi)” denir.

1.9.1. Aktivasyon Enerjisinin Hesaplanması

Aktivasyon Enerjisinin Hesaplanması Örneklerin aktivasyon enerjileri, Arrhenius aktivasyon enerjisi bağıntısı kullanılarak hesaplanmıştır.

$$\rho = \rho_0 \exp \left[-\frac{U}{k_B T} \right] \quad (\text{Eşitlik 12})$$

Burada U, akı sürüklenmesi için manyetik alan ve sıcaklığa bağlı aktivasyon enerjisi, ρ öz direnç, ρ_0 maksimum öz direnç, T sıcaklık ve k_B Boltzman sabitidir (Zou vd., 2001)

$$U = \frac{\ln\left(\frac{\rho}{\rho_0}\right)}{\frac{1}{T}} \quad (\text{Eşitlik 13})$$

Aktivasyon enerjisi öz direncin (ρ) maksimum öz dirence (ρ_0) oranının logaritmasının sıcaklığın tersine oranı grafiğinin eğiminden bulunmuştur.

1.10. Enerji Sektörü ve Süperiletkenlik Uygulamaları

Günümüzde süperiletkenler; sağlık, elektrik, elektronik, ulaşım gibi alanlarda kullanılmaktadır. Günümüz dünyasında enerji sektöründe güç/şebeke işletmeleri güvenli bir hizmet sunmada çeşitli sorun ve tehditlerle karşılaşmaktadırlar. Nitekim artan nüfus, gelişen teknoloji ve bunlara paralel olarak enerji gereksiniminde taleplerin artması, eskiyen altyapılar, yeni düzenlemelerle ortaya çıkan belirsizlikler, bedel ödemedi kullarımların artması günümüzde enerji dağıtımı yapan işletmelerin ciddi sorunlarıdır. 21. yüzyılın başlarından günümüze kadar olan sürede “HTS süperiletkenlik”te gelişmeler olmuştur. Bu gelişmelerin enerji sistemleri için kapasite, verimlilik ve güvenilirlik boyutlarında yarar sağlayacağı bir gerçektir. Yeni sistem HTS teknolojilerinin henüz yeni olmasına karşın bu teknolojiye gelişmeler çok hızlı olmuş ve “tam ölçekli güç ekipmanı” ile “şebeke içi prototipleri” tamamlanmıştır. Artık HTS teknolojileriyle seri üretime ve uygulama projelerine doğru yönelim başlamıştır.

1.10.1. HTS Kablolar

HTS tellerde direnç kaybı ya hiç yoktur ya da dikkate değer bir direnç kaybı söz konusu olmamaktadır. Yine HTS teller alışlagelmiş Cu kablolar ile aynı boyutlardayken onlardan çok çok fazla yüksek akım taşıyabilmektedir (kullanıma göre

yaklaşık 10-100 kat daha fazla). Günümüzde prototipler ve tanıtım projeleri damar sayısı çok olan ilk

“HTS tel” üretiminin hazır olduğunu ve yüksek performansa sahip olarak üretildiğini ortaya koymaktadır. Bu yeni teknolojilerin arasında uygun metallerin HTS süperiletkenlerle “ince film” biçiminde kaplanması ve “ince film üretim” aşamalarının çeşitliliği ve kullanışlılığıyla daha az maliyete ve daha üstün performansa sahip “ikinci nesil (2G) HTS teller” hızlı bir şekilde satışa hazır olarak piyasadaki yerlerini almaktadır.

Bir zamanlar “fiber optik kablolar”ın yapmış olduğunun çok daha fazlasını önümüzdeki yıllarda HTS teller yapacaktır. Nitekim günümüzde yapılan “2G HTS kablo tasarımları” “kontrollü güç akışını” ve “parazitli elektromotor kuvveti”nin bütünüyle baskılanmasını sağladığı için ve eşdeğer kesit alanlara sahip alışlagelmiş Cu kablolardan çok çok daha fazla güç iletebildikleri için artık teknolojinin her boyutunda kullanılacak seviyededir. Bunun ilk ciddi örneği; takriben üç bin eve ve iş yerine enerji verebilecek seviyede 574 MW’lık elektrik iletebilecek bir enerji şebekesinde dünyada bir ilk olarak “HTS güç iletim kablo sistemi”nin uyarlamalarının ABD’de tamamlanıp ve kullanılmaya başlanmış olmasıdır. Bunun benzeri yeni düzenlemelerin de plan aşamasının tamamlanıp kısa bir zaman içerisinde ticaretinin yapılacağı ön görülmektedir.

1.10.2. AC Güç İletim Kabloları

“Süperiletken güç iletim kabloları” iletimde kullanılmakta olan diğer normal kablolar ile kıyası mümkün olmayacak düzeyde çok çok fazla miktarlarda yüksek elektrik akımını yok denecek kadar düşük kayıplarla aktarabilmektedir. Yine “AC güç kabloları”nın “DC kablolar”a kıyasla var olan elektrik ağlarına (var olan sistemlerin tamamının “AC sistem”de olmasından kaynaklı) bağlanımı daha çok elverişlidir. “ABD”, “Avrupa ülkeleri”, “Kore”, “Çin” ve “Japonya” gibi teknoloji ve gelişmişlikte ileri giden ülkelerde “AC güç kabloları” ile ilgili çeşitli yaklaşımlarla yapılan kapsamlı araştırma projeleri bulunmaktadır. Bu projelerin arasında Amsterdam şehrinde çalışılan “Neuon projesi” devam eden en uzun süreli proje; SEI’nin Kumatori’de testini yaptığı kablolar en çok miktarda akım taşımakta olan kablo; Shenyang’da testinin yapıldığı “Furukawa’nın kabloları” da en çok kapasitesi olan kablolar ve projeler olarak bilinmekte ve bilim dünyası tarafından takip edilmektedir. “AC kablolar” için en ciddi sorun, “AC akım” iletilirken “AC kayıpların” minimuma indirgenebilmesidir. Bu durumla ilgili de bazı projelerin çalışılmaya devam ettiği görülmektedir.

1.10.3. DC Güç Aktarım Kabloları

HTS süperiletkenlerle üretilmekte olan “DC güç aktarım kabloları” ile alakalı araştırmalar ve çalışmaların “AC kablolar” ile çalışılmakta olan projelere bakıldığında daha az olduğu görülmektedir. Bu durumun önde gelen nedeni de var olan elektrik güç iletim ağlarının tümünün AC akımla beslenmesidir. Fakat bu konu üzerinde de öncelikle “ABD”, “Kore”, “Çin” ve “Japonya” olmak üzere ciddi projeler çalışılmaktadır.

Örneğin ABD’de çalışılan “Tres Amigas” projesi bu konudaki en ciddi çalışmalardan biri olup 12.5 kA akım taşıma ve ~200 kV kapasiteye sahip olduğundan birinci sırada gelmektedir. “DC güç kabloları”nın özellikle “yenilenebilir enerji kaynakları”yla kolaylıkla birleştirilebiliyor olmasının var olan en belirli kullanımı olduğu düşünülmektedir.

1.10.4. Süperiletken Manyetik Enerji Depolama (SMED)

Enerji depolama konusu tüm dünya üzerinde sorun olan bir konudur. Enerjinin üretilmesinden çok üretilen enerjinin verimli ve güvenilir bir şekilde depolanabiliyor olması gerekmektedir. Birden düşen voltaj ya da elektrik kesilmesi hem hane bazlı hem de sanayi bazlı kullanımlarda ciddi sorunlar doğurmakta maliyeti yüksek zararlar ortaya çıkarmaktadır. Bu noktadan hareketle “Süperiletken Manyetik Enerji Depolama (SMED) sistemleri”nin potansiyel bir kullanımının olabileceği açıktır. Çünkü “SMED sistemleri” diğer depolama sistemlerine bakıldığında çok daha uzun süreler kullanılabilecek ve gereksinim duyulduğu anda bu gereksinimi karşılayacak kapasitededirler. Küçük ölçekli ve “LTS süperiletkenler”den üretilmiş olan SMED sistemleri bir zamandan beri teknolojiye kullanımdadır. Bu sistemlerin genel mantığının çok basit olduğu bir gerçektir.

Sürtünmesiz süperiletken yataklar üstüne kurulmuş olan volanlar dönme hareketi esnasında elektrik enerjisini kinetik enerjiye dönüştürebilmekte, dönen volanda oluşan enerjiyi depolayabilmekte ve gereken elektriği tekrardan üretme için de dönme kinetik enerjisini kullanabilmektedir. HTS malzemelerle yapılmakta olan çalışmalarsa henüz devam etmektedir. Kısa gelecekte hacimsel HTS malzemelerden yapılan kendinden merkezli yatakların ticaretinin yapılması söz konusu olabilecektir (A-Rong vd., 2013; Jiakun vd., 2014; Uttam vd., 2014).

“SMED sistemleri” vakum ortamlarında askı durumunda kaldıklarından ve dönme hareketini sağladıklarından sürtünme kayıpları oldukça düşmektedir. Örneklendirilecek olursa alışlageldik olanlar saat bazında %3 ila 5 enerji kaybı yaşarken HTS tabanlı olanlarda saat bazında yüzde 0.1’den daha düşük kayıpları olmaktadır. Bakıldığında

buradaki kazancın 30 ila 50 kat daha fazla olduğu görülmektedir. LTS malzemelerle yapılmış olan “SMED sistemleri” HTS malzemelerle yapıldığında en büyük beklenti; LTS malzemelerle yapılmış olan “SMED sistemleri”ne kıyasla çok çok fazla yüksek enerji yoğunluğuna ulaşabilmeleri ve hacmen de çok daha küçük boyutlu oldukları halde en az onlar kadar veya onlardan çok fazla enerjiyi depolayabilme kapasitesinde olmalarıdır. Konuyla ilgili olarak “ABD”, “Kore”, “Fransa” ve “Japonya”da çalışmalar yapılmaktadır ve bu da literatürde görülmektedir (A-Rong vd., 2013; Jiakun vd., 2014; Uttam vd., 2014).

1.10.5. Trafolar

Yüksek gerilim iletim ağlarından gelmekte olan yüksek voltajlar, şebeke işleticileri tarafından birkaç kere “gerilim dönüştürme işlemi” yapılmasının ardından ev ve işyerlerinde kullanılabilecek hale gelmektedirler. Şebeke işleticileri dünya genelinde tüketicilere iletimle alakalı olarak birtakım genel zorluklarla karşılaşmaktadır. Bahsi geçen dönüştürmenin her aşamasında yararlanılamadan, ısı formunda bir kayıp gerçekleşmektedir ayrıca bu durumun konvansiyonel teknolojilerle önünün alınması da imkân dahilinde olmamaktadır. Bununla birlikte artan nüfus, gelişen teknoloji ve bunlara paralel olarak enerji gereksiniminde taleplerin artması özellikle de şehirlerde ve sanayi bölgelerinde yeni, güçlü transformatörler ve başka şebeke elemanlarına uygun yerlerin olmaması sorunun daha da büyümesine neden olmaktadır. Bunlardan başka alışlagelmiş “yağ soğutmalı trafolar”ın yanma riskiyle beraber çevre için zararlı etkileri de sorun olarak karşımıza çıkmaktadır. Fakat bu durumun tersine olarak çevre için zararsız sıvı azotla soğutulan “HTS transformatörler” hem daha kompakt hem de daha verimli olarak üstün özellikli çözüm olmaktadır. Bu transformatörler özellikle de aşırı yük talebi olduğunda herhangi bir kayba yer vermeden aşırı yükte çalışacak, normal kapasitenin de minimum iki kat üstüne çıkacak özelliktedir. Dünya genelinde HTS süperiletken malzemelerle trafolar hakkında yapılmakta olan AR-GE çalışmaları konusunda başrol “ABD”ye aittir ve 28 MVA kapasitesinde olan süperiletken trafo “ABD”de üretildiği zaman dikkatleri de üzerinde toplamıştır. Ardından da konuyla ilgili Yeni Zelanda’nın yeni bir proje başlattığı açıklanmıştır. 2010’da “Industrial Research Limited (IRL)”in ortaya koyduğu yeni projedeyse “1MVA, 11 kV/415 V üç fazlı trafonun yüksek sıcaklık süperiletken ROEBEL kablolar ile yapılacağı belirtilmiştir” (Ankara Üniversitesi Süperiletken Teknolojileri Uygulama ve Araştırma Merkezi, 2021). Fakat bugün “ABD”de ve “Kore”de çalışmakta olan HTS malzemedan yapılmış trafoların testlerinin tamamlanmakta olduğu görülmektedir. Bu yeni trafo sistemlerinin

önümüzdeki beş yılda elektrik ağlarında kullanılacağı beklenmektedir ki bu ekonomik olarak ciddi bir kazancı sağlayacaktır.

1.10.6. Hatalı Akım ve Kaçak Akım Sınırlayıcılar (FCL)

“Hatalı akım sınırlayıcılar (FCL)”, birden gelen yüksek miktartlı akım değerleri karşısında dağıtım ağının bileşenlerini yani dağıtım ağını koruma amacıyla üretilmektedir. Bu şekildeki hassasiyetli cihazlar sisteme dahil olduğunda ağ yapılandırılmalarına ciddi boyutlu esneklik sağlamaktadır. Konuyla ilgili önemli uluslararası çalışmalar bulunmaktadır. “FCL sistemleri” değişik çalışma mekanizmalarıyla üretilbilmektedir. “FCL sistem” tipleri; “rezistif tip”, “sature edilebilir reaktif tip” ve “manyetik kalkanlı tip”tir. Teknolojik çalışmalarda çoğunlukla “rezistif tip” FCL’ler kullanılmaktadır.

“Rezistif tip” FCL’ler “kritik akım değerleri”nin üstünde bir akım değeriyle karşılaştığında süperiletkenlik durumundan normal iletkenlik durumuna geçmektedir. “Sature edilebilir reaktif tipler”se üretimleri esnasında kullanılmakta olan Fe çekirdekteki “indüktans değişimi”ni göz önünde bulundurarak çalışmaktadırlar. “Manyetik kalkanlı tipler”se süperiletken-normal faz geçişinde yani hatalı akım durumunda “süperiletken kalkan”ın “indüktans değişimi”ni kullanarak çalışmaktadırlar (Noe, ve Steurer, 2007; Yasuyuki vd. 2013).

Şebeke operatörleri dağıtım ağlarına yeni eklenmiş olan enerji kaynakları yüzünden kaçak akım veya kısa devre sorunlarıyla ortaya çıkan ve dengelenemeyecek seviyelerde yüksek ya da düşük güç dalgalanmalarının yarattığı risklerle karşılaşmaktadır. Kaçak akımların ve kısa devrelerin yahut da gerilimde görülen aşırı dalgalanma sayılarının artması halinde ağda bağlı olan dağıtım trafoların, sistemlerin ve diğer ekipmanların maksimum-minimum tolerans sınırlarının aşılması sorunu doğmaktadır. Bu durumun sonucundaysa mevcuttaki alışlageldik devre kesiciler veya şalterler niteliklerini kaybederek koruma görevlerini yeterince yerine getirememektedirler. Sonuç olaraksa yüksek maliyetli hasarlar ortaya çıkmaktadır. Halbuki “HTS teknolojisi”nin bu alanda uygulanmasıyla bu durumlar ortadan kalkabilmektedir. Günümüzde, süperiletkenlere ait doğal özelliklerin faydasıyla bu türden tehlike arz eden fazla miktartlı akımların engellenmesi ve süperiletkenlik durumundan dirençli duruma anlık geçişlerin gerçekleşmesinden pasif ve otomatik şekilde çalışmakta olan “akıllı kaçak akım sınırlayıcılar”la sistemler ve ağlar rahatlıkla kullanılarak korunmaktadır (Noe, ve Steurer, 2007; Yasuyuki vd. 2013).

1.10.7. HTS Motorlu Rüzgâr Gülleri ve Enerji üretimi

Dünya genelinde iklim değışikliklerinin ve küresel ısınmanın sonuçlarını insanlık ağır bir şekilde ödemektedir. Bu durumlar insanlığın geleceğı için göz ardı edilmemesi gereken büyük sorunlardır. Bu sorunların çözümünde üzerinde görüş birliğı sağlanan konulardan birisi belki de en önemlisi temiz enerji üretiminde yenilenebilir kaynakların kullanılması olmuştur. Bu doğrultuda elektrik üretiminde rüzgâr gücüyle çalışan “yenilenebilir enerji teknolojileri”den “rüzgâr jeneratörleri”nin rotorlarında “HTS teller”in kullanılmasıyla yüksek verime sahip yeni jeneratörler ortaya çıkacaktır. İçinde yaşadığımız bu dönemde “süperiletken motorlu rüzgâr gülleri” Batı Avrupa’da ve Uzak Doğı’da kullanılmaktadır. 2 ila 10 MW gücüne sahip, farklı büyüklüklerde olan “rüzgâr gülleri”nin örneğın “10 MW” gücüne sahip “süperiletken motorlu” olanının ağırlığının “konvansiyonel motorlu” olanının ağırlığından yaklaşık olarak üçte bir oranında daha hafiftir. Dolayısı ile ağırlığın azalması pervanelerin boyutlarının artmasına olanak tanımakta böylece de daha büyük güç çıkışı elde edilmektedir. Buysa alışlagelmiş sistemlerin güç kapasitesinin yaklaşık olarak iki katına çıkması ve üretilecek enerji maliyetinin de azalması anlamına gelmektedir. Hâlihazırda kullanılmakta olan “rüzgâr türbinleri”nin jeneratörleri 2 ila 3 MW sınıfındadır ve bunlar da Cu tellerle imal edilmiştir. Bundan birkaç yıl öncesinde ağırlıkça hafif, kompakt yapılı ve “10 MW” gücüne sahip HTS süperiletken malzemelerle yapılan türbinlerle alakalı ciddi çalışmalara “ABD” ve “Kore”de başlanmıştır (Ankara Üniversitesi Süperiletken Teknolojileri Uygulama ve Araştırma Merkezi, 2021).

1.11. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Külçe süperiletkenlerin endüstriyel uygulamaları için iki malzeme özelliğı vardır. (Hull, 2000). Bunlardan biri, külçe süperiletkenlerin taşıyabildiğı ağırlığı belirleyen kaldırma kuvvetidir. Diğeri ise, külçe süperiletkenlerin üretebildiğı maksimum alanı belirleyen tuzaklanan alandır. Süperiletkenlerde yüksek mıknatıslanma elde etmek için Y-Ba-Cu-O (YBCO) ve nadir toprak-Ba-Cu-O (RE-Ba-Cu-O; RE: Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu, La) külçe süperiletkenleri kullanılır (Fujimoto, 2000; Murakami vd., 1996; Nariki vd., 2002). Çünkü bu süperiletkenler sıvı azot sıcaklığında güçlü külçe mıknatıs özelliğı gösterirler ve büyük taneli süperiletken elde etmeye de elverişlidirler. Büyük tek taneli süperiletken külçe mıknatısın tuzakladığı manyetik alanın geleneksel sürekli mıknatıslardaki alandan daha üstün olduğu bilinmektedir (Hull, 2000; Ikuta vd., 1999). Süperiletken külçe mıknatıs artan kritik akım yoğunluğu ve hacimle daha büyük alan üretebilir. YBCO ve RE-Ba-Cu-O süperiletken malzemeler eritme yöntemleri ile

üretilebilirlerse çapı ≈ 10 cm olan büyük taneli örnekler elde edilebilir (Hull, 2000). Bu külçe süperiletkenlerin 77K'de 5 T ve daha düşük sıcaklıklarda 14 T'dan daha fazla manyetik alan tuzakladığı bilinmektedir (Tomita ve Murakami, 2003; Yamachi vd., 2005).

Büyük taneli yüksek sıcaklık süperiletkenler manyetik yatak, enerji depolama sistemi, yük taşıma, yük kaldırma ve alan tuzaklama mıknatısları olarak mühendislik uygulamalarında kullanılırlar (Murakami, 2001; Hull, 2000; Yamachi vd., 2005). Diğer bir uygulama alanı olan manyetik olarak kaldırılmış Maglev treni, süperiletken mıknatısların birleşimiyle oluşturulan bir süper yüksek hızlı sürtünmesiz taşıma sistemidir (Fujimoto vd., 1999; Fujimoto, 2000). Maglev treninin tercih sebebi süperyüksek-hızlı hareket, emniyet, güvenilirlik, düşük çevresel etki ve minimum bakımdır.

“Tuzaklanan alan mıknatısı” terimi manyetizasyon işleminden sonra tuzaklanan manyetik alanı sağlayan külçe süperiletkeni tanımlar. Külçe süperiletken mıknatısın tuzakladığı manyetik alanın geleneksel sürekli mıknatıstan çok daha büyük olduğu (örneğin 29K'de 17 T (Tomita ve Murakami, 2003)) bilinmektedir (Yamachi vd., 2005). Külçe süperiletkenlerin tuzakladığı manyetik alanı artırmak için kritik akım yoğunluğunu (J_c) ve tek tanenin büyüklüğünü artırmak önemlidir. Diğer taraftan, tuzaklanan manyetik alan ayrıca şu parametrelere bağlıdır: şekil ve en-boy oranı; yani örneğin yarıçapı ve kalınlığı ve gözlem noktası ile örnek yüzeyi arasındaki uzaklık. Çünkü jeneratör ve motor gibi yüksek tuzaklanan alanın kullanıldığı elektrik makinalarının tasarımında ve farklı malzemelerin performansları karşılaştırılmak istendiğinde örneğin özellikleri ön plana çıkmaktadır (Fujimoto, 2000; Nariki vd., 2002; Zeisberger vd., 2002; Fukai vd., 2002). Ayrıca, değişik üretme yöntemleriyle hazırlanan külçe süperiletkenlerin boyutu Maglev sistemlerinde kullanılabilecek kadar büyük değildir. Bu nedenle Maglev sisteminde kullanılabilmeleri için külçe süperiletkenlerin satır ve sütun halinde dizilmeleri gerekmektedir. Böylece grup halindeki külçe süperiletkenler büyük tek külçe süperiletken gibi düşünülebilirler.

Geometrik etkinin ihmal edilmesi durumunda, “tuzaklanan alan” örnek çapı ile orantılı olduğundan külçe süperiletkenlerin başarısını arttırma için tanecik boyutlarının arttırılmasına gerek duyulur. Dolayısıyla toplam akının artması söz konusu olduğu için teknolojik uygulamalarda tanecik boyutlarının artırılmasının önemi büyüktür. “Kritik akım yoğunluğu (J_c)” doğrudan eritme yöntemli bir süperiletkenin başarısıyla alakalı olduğundan yüksek J_c elde etmek amacıyla “c-ekseni”nde hizalanmış olan tek tanecikli

malzemelerin büyütülmesi gerekmektedir. Bu nedenlerle birçok eritme yöntemi geliştirilmiştir. “Eritme- Yönlendirme- Büyütme [Melt- Texture- Growth (MTG)], Eritme- Toz- Eritme- Büyütme [Melt- Powder- Melt- Growth (MPMG)], Oksijen Kontrollü Eritme- Büyütme [Oxygen Controlled Melt-Growth (OCMG)], Üstten Aşılama- Eritme- Büyütme [Top Seed- Melt-Growth (TSMG)] yöntemleri” bunlardan bazılarıdır (Aydiner vd., 2010; Çakır ve Aydiner, 2011).

Aydiner vd., 2011’de yaptığı bir çalışmada Y123 külçe süperiletkeni MPMG yöntemiyle üretmiştir. Çalışmada, Y123 oranında karıştırılan başlangıç tozları kalsinasyon sonrası 1450 °C de platin pota içinde eritilerek Cu levha üzerine döküldü ve hızlı soğuması sağlandı. Elde edilen eritilmiş tozlar preslenerek tablet haline getirildi. Sıvı fazın akmasını önlemek için tabletin altına Y_2O_3 bileşiği bir toz halinde bir de ince tablet halinde konarak büyütme yapıldı. Yapılan çalışma sonucunda altına toz halinde Y_2O_3 konan örneğin süperiletkenlik parametrelerinin tablet şeklinde konandan daha iyi olduğu bulundu. $Y_3Ba_5Cu_8O_{18}$ (Y358) süperiletkeni ilk olarak Aliabadi vd. (2009) tarafından katıhal tepkime yöntemiyle üretildi ve YBCO süperiletken ailesine yeni bir faz olarak katıldı. Yapılan çalışma sonucunda, üretilen örneğin kristal yapısı ve geçiş sıcaklığı incelendi. Buna göre “Y358” süperiletkenin örgü değerleri $a=3.888 \text{ Å}$, $b=3.823 \text{ Å}$ ve $c=31.013 \text{ Å}$ olarak bulundu.

Örgü parametreleri değerlerine bakıldığında a ve b örgü parametrelerinin Y123 süperiletkeni ile aynı fakat c parametresinin Y123 süperiletkeninkinden 3 kat fazla olduğu hesaplandı. Y358’in yapısında 5 CuO düzlemi ve 3 CuO zinciri vardır. Y123 süperiletkenine göre daha fazla sayıda CuO düzlemi içermesi ve CuO zincirlerinin pozisyonlarının Y358 süperiletkeninin geçiş sıcaklığını etkilediği düşünülmektedir. Yapılan ölçümde $T_c^{onset}=102 \text{ K}$ olarak bulundu. Daha sonra Y358 süperiletkeninin kristal yapısı hakkında teorik çalışmalar yapıldı (Tavana and Akhavan, 2010; Khosroabadi vd., 2014) ve bu çalışmaların sonuçları Aliabadi vd. (2009) tarafından yapılan deneysel çalışma sonuçlarını destekledi.

Gholipour vd. (2012) yaptıkları çalışmada Y123 ve Y358 süperiletkenini sol-jel metodu kullanarak ürettir. Üretilen örneklerin XRD ölçüm sonuçlarını Rietveld analizi kullanarak a, b ve c örgü parametrelerini hesapladılar. Bunun sonucunda “Y358” süperiletkeni için a, b ve c örgü parametreleri sırasıyla 3.84 Å , 3.89 Å ve 31.09 Å , Y123 süperiletkeni içinse 3.84 Å , 3.89 Å ve 11.66 Å olarak bulundu.

“Y358” süperiletkeninin keşfinden sonra yapılan birçok karşılaştırmalı çalışmalarda, Y358 fazına sahip süperiletkenin süperiletkenlik parametrelerinin aynı yöntemle üretilmiş Y123’ten daha iyi olduğu bulundu. Bunlardan bir tanesi, MPMG yöntemiyle üretilmiş Y123 ve Y358 süperiletkenleridir. Aynı yöntemle üretilmiş iki külçe süperiletken örnek üzerinde yapılan kaldırma kuvveti ölçümlerinde, Y358 külçe örneğinin kaldırma kuvveti değerinin Y123’ünküne göre %71 daha fazla olduğu görüldü (Bolat ve Kütük, 2012). Ayrıca mikro yapı analizlerinde Y358 külçe örneğinin tane yönelimlerinin daha iyi olduğu ve bunun sonucunda da akım yoğunluğun yüksek olacağı öngörüldü (Bolat ve Kütük, 2012).

Bu çalışmamızda MPMG Yöntemini kullanarak üretim aşamasında Y_2O_3 bileşiğinin altlık malzeme olarak kullanılmasının Y358 süperiletkeninin aktivasyon enerjisi değeri üzerindeki etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır.

2. MATERYAL VE YÖNTEM

Süperiletken örnekler “Eritme-Toz-Eritme-Büyütme [Melt-Powder-Melt-Growth (MPMG)] yöntemi”nin kullanılmasıyla üretildi. $Y_3Ba_5Cu_8O_{18}$ (Y358) bileşiğini elde etmek için “ Y_2O_3 , $BaCO_3$ ve CuO ” oksitleri kullanıldı. Bu bileşikler toz halinde satın alındı. Satın alınan tozların adları ve özellikleri Tablo 2’de gösterildi.

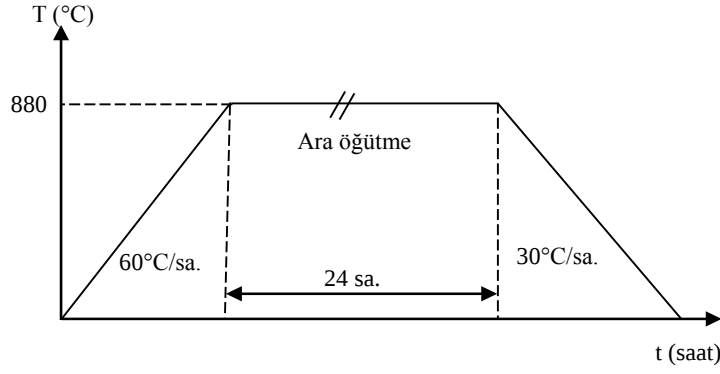
Tablo 2. YBCO süperiletkeninin oluşturan bileşikler ve özellikleri

Toz	Safılığı (%)	Molekül Ağırlığı
Y_2O_3	99.99	225.81
$BaCO_3$	99.999	197.34
CuO	99.999	79.55

Başlangıç tozlarının miktarları aşağıda bulunan kimyasal tepkime kullanılarak belirlendi.



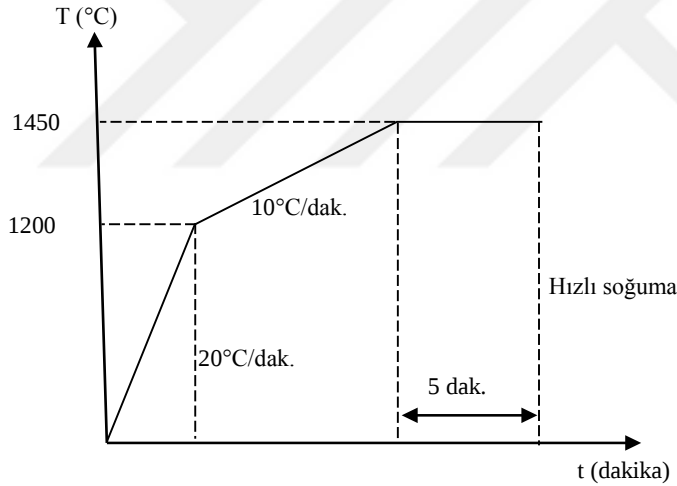
Örneklerin öğütme, kalsinasyon ve eritme işlemleri “Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Fakültesi, Fizik Bölümü Katıhal Araştırma Laboratuvarı”nda tane büyütme işlemi ise Gümüşhane Üniversitesi, Merkez Araştırma Laboratuvarı’nda yapıldı. Stokiyometrik oranda tartılan 50 gram başlangıç tozları agad öğütme kabına konularak el ile 15 dak. karıştırıldı. Daha sonra elde edilen toz karışım homojen bir karışım elde edilmek için öğütme aletine konarak 1 saat öğütüldü. Öğütülen toz Al_2O_3 pota içine konularak kare fırında $880\text{ }^{\circ}C$ ’de 24 saat kalsinasyon işlemi yapıldı. Kalsinasyon işlemi sırasında toz fırından çıkarılarak ara öğütme yapılarak tekrar ısıtılma işlemi devam edildi. Kalsinasyon ısıtılma şeması Şekil 15’de görülmektedir.



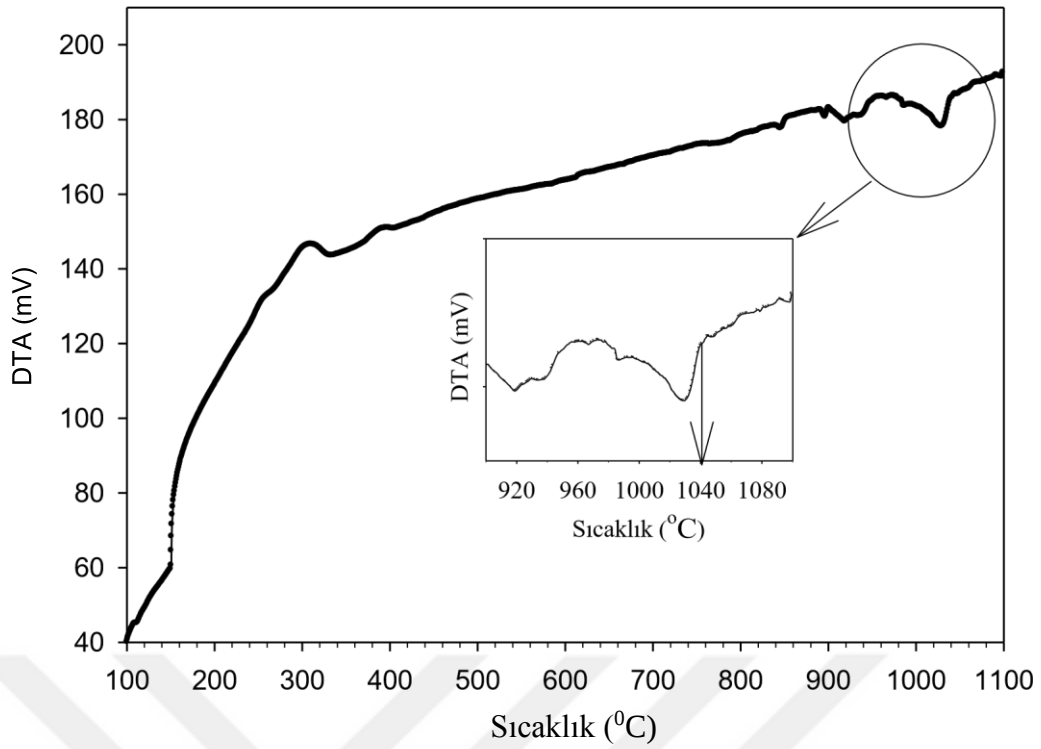
Şekil 15. Y358 toz karışımının kalsinasyon işlemi şeması

Kalsinasyon sonrasında tekrar öğütülen tozlar platin pota içine konularak 1450 °C'de, 5 dak. bekletildi daha sonra fırın kapağı açılarak pota fırından alındı. Hızlı soğutma ve yönlendirme için Cu bir levha üzerine dökülerek yine Cu bir levha ile üzerine vurularak hızlı soğuması sağlandı (Şekil 16). Bu kısım üretim yöntemimiz olan “Eritme-Toz-Eritme-Büyütme” aşamaların ilki olan “Eritme” kısmını oluşturmaktadır.

Şekil 16. Y358 toz karışımının eritme ısıl işlem şeması



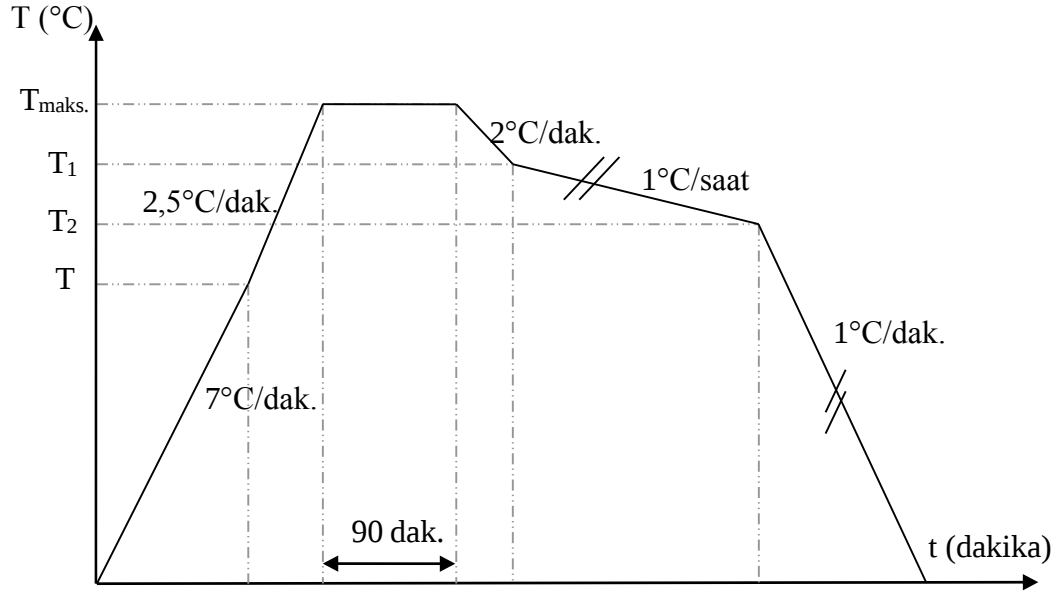
Hızlı soğutma sonrası elde edilen eriyik malzeme önce elde daha sonra öğütme aletine konularak 1 saat öğütüldü. Bu kısım ise üretim yönteminin ikincisi “Toz” aşamasıdır. Öğütülen tozların DTA ölçümleri alınarak kristalleşme sıcaklığı ile erime sıcaklığı tespit edildi. DTA ölçümü Şekil 17’de gösterilmiştir. Ölçüm alınırken erime sıcaklık değerinin yüksek olması nedeniyle referans malzemesi olarak Al_2O_3 (2030°C) tozu kullanıldı. Ölçüm Netzsch marka DTA cihazı kullanılarak oda sıcaklığından 5°C/dak. hız ile 1100°C sıcaklığı arasında yapıldı.



Şekil 17. Y358 tozların DTA ölçümü grafiği

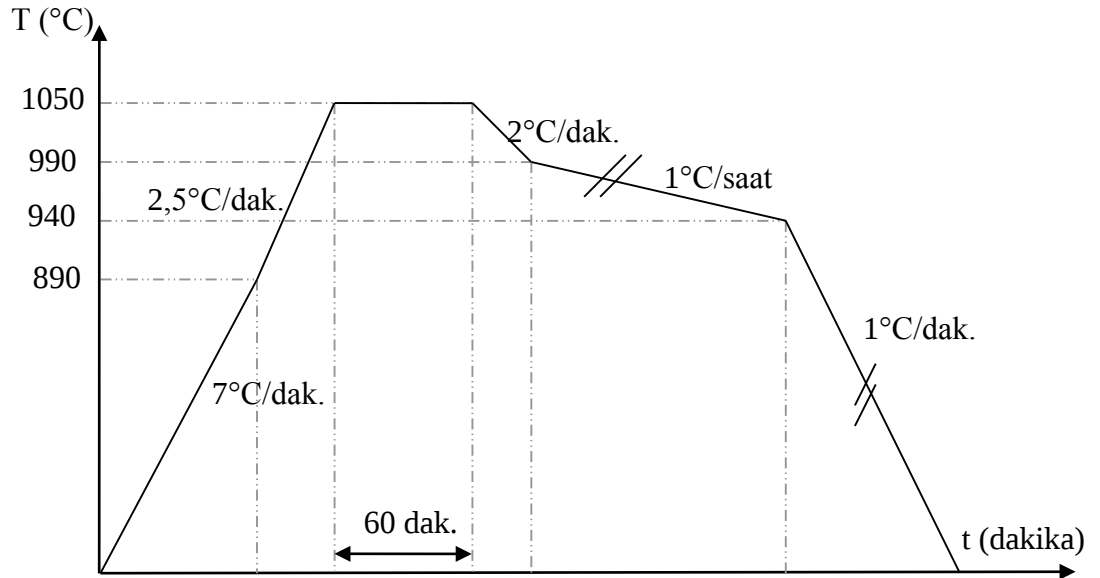
Grafik incelendiğinde 300°C civarında ekzotermik bir pik ve 900-1040°C aralığında ise endotermik pikler görülmektedir. Ekzotermik pik tozların oksitlenme (oksijen alma) sıcaklığını göstermektedir. 900°C'deki pikler ısıl işlem esnasında meydana gelen ikili ve üçlü fazlara tekabül etmektedir. Sıcaklığın 1040°C'ye ulaşması ile malzemenin tamamen eridiği görülmektedir. Bu ölçümün sonucu olarak ilk aşamada maksimum sıcaklık 1040°C olarak belirlendi.

Eritilen ve sonra öğütülen tozlardan 12 g toz tartılarak 20 mm çapında kalıba koyuldu ve 300 MPa basınç uygulanarak silindir şeklinde tablet haline getirildi. Tabletler altına Y_2O_3 tozu koyularak Al_2O_3 pota üzerinde yüksek sıcaklık silindir fırın içine yerleştirildi. Maksimum sıcaklık, $T_{maks.}=1040$, DTA analizinde tespit edilen erime sıcaklığı olmak üzere ısıl işlem yapıldı (Şekil 18). Bu kısım üretim yönteminin son ikisi “Eritme-Büyütme” aşamalarını oluşturmaktadır. Şekildeki $T_1 = T_{maks.} - 50$, $T_2 = T_1 - 50$ ve $T = T_2 - 50$ olarak ayarlandı. Isıl işlemde maksimum sıcaklığın üretilen örnekler üzerinde etkisini incelemek için gösterilen bütün sıcaklıkların 10°C yukarısı ve 10°C aşağısı olmak üzere iki örnek daha üretildi. Elde edilen örnekler Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 olarak isimlendirildi. Buradaki 1030, 1040 ve 1050 maksimum sıcaklıkları göstermektedir.



Şekil 18. Tane büyütme için kullanılan ısıtma şeması

Üretilen örneklerin sonuçlar kısmında daha detaylı tartışılan özelliklerine göre 1050°C maksimum sıcaklıkta üretilen örneğin üzerinde çöküntüler oluşmuştur. Buna karşın diğer özelliklerinin iyi olması nedeniyle maksimum sıcaklık 1050°C olacak şekilde tane büyütme ısıtma şemasında değişiklik yapılarak birçok üretim yapıldı. Bu işlem yapılırken maksimum sıcaklıkta bekleme süresi ile T_1 sıcaklığı değiştirildi. Sonuç olarak aşağıdaki ısıtma şeması kullanılarak yukarıda anlatıldığı gibi üç tane örnek üretildi (Şekil 19).



Şekil 19. Tane büyütme için kullanılan düzenlenmiş ısıtma şeması.

Üretilen örnekler Al_2O_3 potasının üzerine yerleştirirken birinin altına toz şeklinde diğerinin altına ise 30 mm çapında 1 mm yüksekliğinde tablet haline getirilmiş Y_2O_3 koyuldu. Örneklerin en sonuncusunun altına ise bir şey koyulmadı (Şekil 20). Sadece pota üzerine konulan örnek Y358-a, altına Y_2O_3 tozu koyularak üretilen örnek Y358-b ve Y_2O_3 tableti koyulan örnek ise Y358-c olarak adlandırıldı.



Şekil 20. Üretim esnasında örneklerin altına toz ve tablet şeklinde Y_2O_3 koyulması

Üretilen Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerine 450°C 150 ml/dak. akış hızındaki 24 saat Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerine ise aynı sıcaklıkta ve akış hızında 200 saat oksijen ortamında tavlama yapıldı.

2.1. Diferansiyel Termal Analiz (DTA)

Üretilen örneklerin kristalleşme sıcaklıklarını tespit etmek için eritilen tozların DTA ölçümleri alındı. Bir önceki kısımda bahsedildiği gibi ölçüm Netzsch marka DTA cihazı kullanılarak normal şartlarda $5^\circ\text{C}/\text{dak.}$ hızla 1100°C sıcaklığı arasında yapıldı. Sonuçlar alınırken erime sıcaklığının yüksek olmasından dolayı referans malzemesi olarak Al_2O_3 (2030°C) tozu kullanıldı. Ölçümler süreci içinde toz ve numune ile referans tozu sıcaklıkları farkı ΔT voltaj olarak değerleri alındı. Sonrasında bir bilgisayardan yardım alarak sıcaklık fonksiyonu oluşturuldu.

2.2. X-Işını Kırınımı (XRD) Analizi

Örnekler X-ışınları kırınım desenleri Rıgaku Smartlab marka cihazında CuK_α ($\lambda=1.5418 \text{ \AA}$, 40 kV, 30 mA) ışınımı kullanılarak oda sıcaklığında 20° - 60° aralığında $3^\circ/\text{dak.}$ hızıyla ve 0.02° birimlerle uygulandı.

2.3. Metalografik Analiz

X-ışınları kırınım ölçümleri yapılan örnekler elmas parlatma kremi kullanılarak parlatıldıktan sonra, polarize ışıklı optik mikroskop kullanılarak yüzey mikro yapıları incelendi. Fotoğraflar Zeiss Imager. A2m marka ve modelli optik mikroskopta çekildi.

Mikroskop dahili bir kamera ile bilgisayara bağlanmakta ve görüntü anında ekrana yansıtılarak kaydedilebilmektedir.

2.4. Taramalı Elektron Mikroskobu Analizi (SEM)

Üretilen örneklerin SEM görüntüleri JEOL 6510 marka ve modelindeki cihazla alındı. SEM ile seramik, metal, polimer, ince film, jeolojik malzemeler ve biyolojik numunelerin topografi, morfoloji, şekil, boyut, bileşim ve kristalografik yapıları hakkında bilgi elde edilir. Cihazda bulunan ikincil elektron görüntü (SEI) ve geri yansıyan elektron görüntü (BSE) dedektörleri ile yüksek çözünürlükte görüntü elde edilmektedir. Cihazla birlikte EDS sistemi ile belirlenmiş bir nokta, çizgi ve alan taraması ve seçilmiş alan X-ışını haritalanması yapılmakta ve bu bölgelerde kalitatif ve kantitatif analizler yapılabilmektedir.

2.5. Düşük Sıcaklık Direnç Ölçümleri (R-T)

Direncin sıcaklığa bağımlılığı, standart dört nokta yöntemiyle, Quantum Design fiziksel özellik ölçme (PPMS) sisteminden faydalanılarak 40-300 K aralığında, ZFC (manyetik alan uygulamadan soğutma, ısıtırken ölçüm alma) işleminde 0.0, 0.5, 1.0, 2.0 ve 3.0 T manyetik alanlarda yapıldı.

2.6. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri (M-H)

M-H değerleri, Quantum Design PPMS sisteminin VSM modülü kullanılarak 20 ve 77K'lık sıcaklık değerlerinde, 200 Oe/s'lik süpürme hızında ve -50 000 Oe değeriyle +50 000 Oe değeri arasında manyetik alan uygulanarak oluşturuldu.

2.7. Aktivasyon Enerjisinin Hesaplanması

Örneklerin aktivasyon enerjileri, Arrhenius aktivasyon enerjisi bağıntısı kullanılarak hesaplandı.

$$\rho = \rho_0 \exp \left[-\frac{U}{k_B T} \right] \quad (\text{Eşitlik 15})$$

Bağıntıda kullanılan U , akı sürüklenmesi için sıcaklığa ve manyetik alanla orantılı aktivasyon enerjisi, ρ öz direnç, ρ_0 maksimum öz direnç, T sıcaklık ve k_B Boltzman sabitidir (Zou vd., 2001).

2.8. Kritik Akım Yoğunluğu Hesaplanması

Alınan örnek parçaların kritik akım yoğunlukları (J_c) Bean modeline göre hesaplanacaktır.

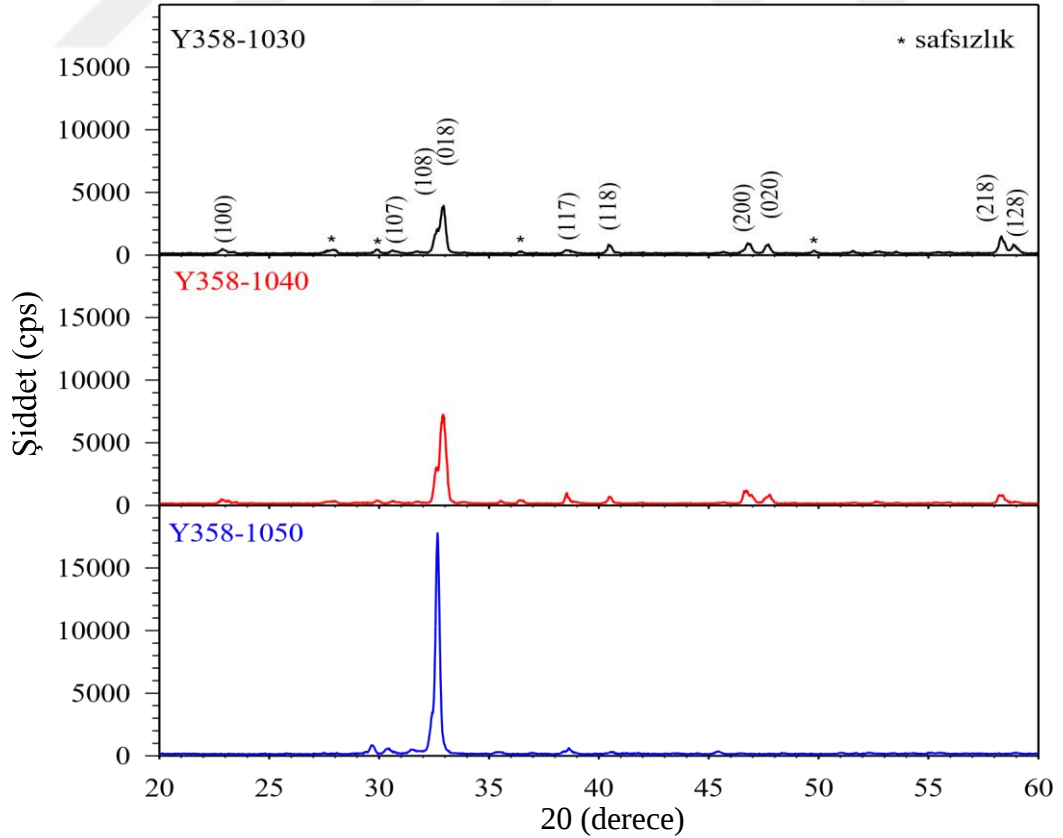
$$J_c = \frac{20\Delta M}{a(1-\frac{a}{3b})} \quad (\text{Eşitlik 16})$$

Kullanılan ΔM emu.cm⁻³ biriminden yüzeyin küçülmesi ayrıca büyümesi durumundaki manyetizasyon eğrisinin genişliğidir, a ve b ($a < b$) cm biriminden etkiyen alana dik yerleştirilen numunenin dikdörtgen şeklindeki ara kısmının ölçüleridir (Mohanta ve Behera, 2009).

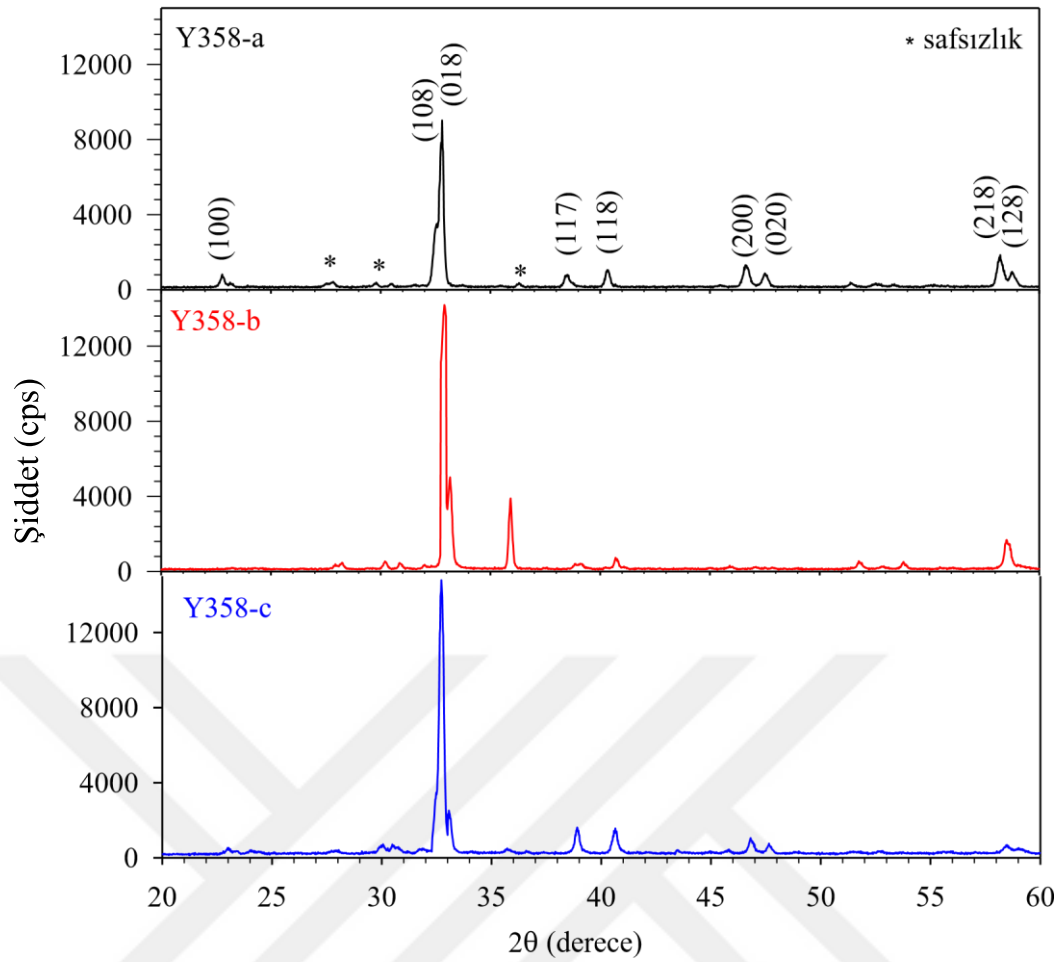
3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. X-Işını Kırınım Desenleri

Şekil 21 maksimum üretim sıcaklıkları 1030°C, 1040°C ve 1050°C olan örneklerin x-ışınları desenleri gösterilmektedir. XRD desenleri incelendiğinde örneklerde karakteristik piklerin oluştuğu görülmektedir. Bu karakteristik pikler Y358 süperiletken fazına aittir ve literatürle uyum içindedirler (Aliabadi vd., 2009; Udamsamuthirun vd., 2010, Gholipour vd., 2012 ve Slimani vd., 2018). Sıcaklık artışı ile pik şiddetinin buna bağlı olarak yönelimin arttığı söylenebilir. Ölçüm sonucunda istenilen süperiletken fazların oluştuğu görülmektedir. Benzer şekilde şekil 22’de maksimum üretim sıcaklığı 1050°C olan, yapılan denemeler sonucunda ısıl şemada değişiklik yapılarak üretilen örneklerin XRD desenleri görülmektedir. Burada da yine aynı şekilde Y358 fazına ait karakteristik piklerin oluştuğu görülmektedir. Y_2O_3 bileşiğinin üretim esnasında örneğin altına koyulmasının XRD sonuçlarına önemli bir etkisi olmadığı sadece pik şiddetlerinde değişikliklere yol açtığı görülmüştür.



Şekil 21. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin X-ışınları desenleri



Şekil 22. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin X-ışınları desenleri

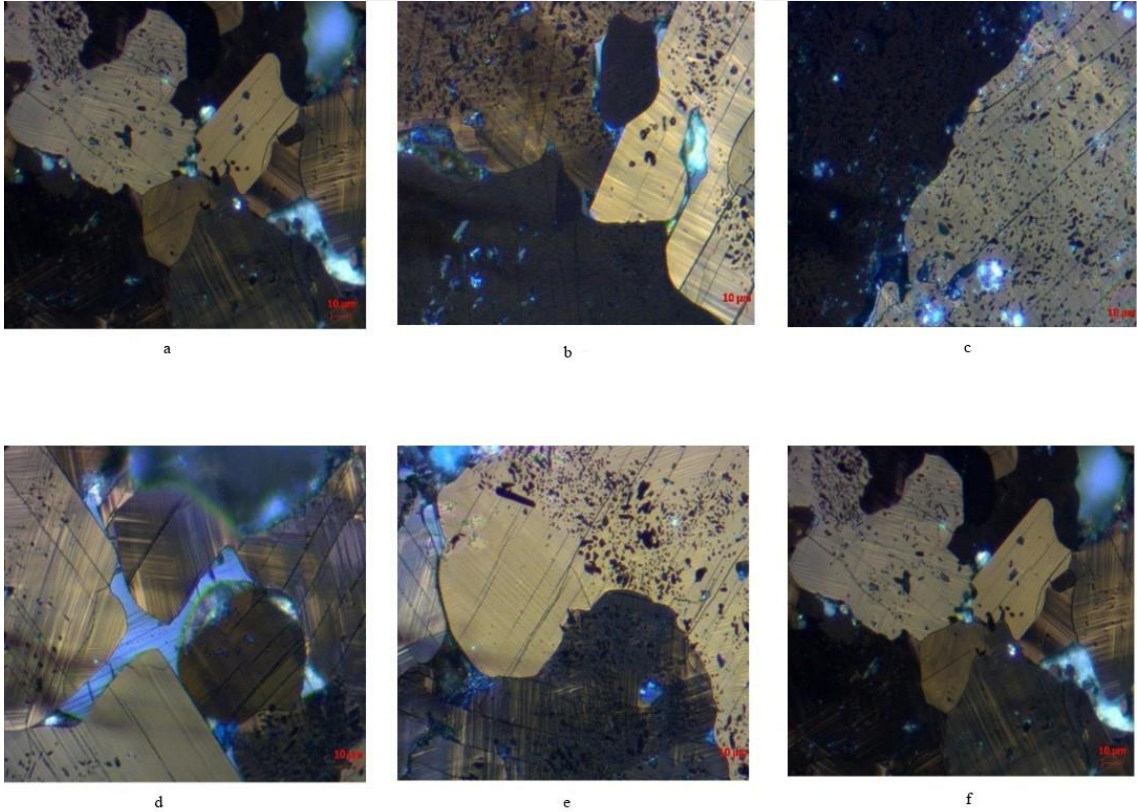
Tablo 3'te örneklerin x-ışınları kırınım desenlerinden hesaplanan örgü parametreleri ile hacimleri verilmektedir. Örneklerin a ve b örgü parametreleri Y123 örneği ile aynı c ise Y123 fazının yaklaşık 3 katıdır.

Tablo 3. Örneklerin örgü parametreleri ile birim hücrelerin hacimleri (Başoğlu, 2020; 18)

Örnekler	a (Å)	b (Å)	c (Å)	V (Å ³)
Y358-1030	3.882	3.809	31.113	460.054
Y358-1040	3.889	3.805	31.139	460.784
Y358-1050	3.902	3.807	31.443	467.083
Y358-a	3.883	3.820	30.494	452.319
Y358-b	3.893	3.816	30.842	458.179
Y358-	3.864	3.806	30.957	455.265

3.2. Polarize Optik Mikroskop

Şekil 23 örneklerin polarize optik fotoğraflarını göstermektedir. Fotoğraflar incelendiğinde sıcaklık artıka tane boyutunun arttığı görölmektedir (Şekil 23 - a, b, c). Aynı şekilde sıcaklıkla taneler arasındaki boşlukların ve tane sınırlarındaki kirli fazların azaldığı söylenebilir. Taneler arasında oluşan süperiletken olmayan bu fazların kritik akım yoğunluğunu etkilediğı bilinmektedir. Bu etki süperiletken taneciklerde zayıf temas (weak link) oluşturmaktadır. Tane içinde siyah noktalar halinde görönen kısımların yumuşak bir yapıya sahip olan $BaCuO_2$ fazına ait bölgeler olduğı ve parlatma sürecinde döküldüğü sanılmaktadır. Alümina pota, Y_2O_3 tozu ve tableti koyularak üretilen örneklerin polarize optik fotoğrafları incelendiğinde, Y_2O_3 tozu koyulan örneğın tane boyutunun diğelerine göre biraz büyük olduğı, tane sınırında oluşan ikincil fazların az olduğı görölmektedir.

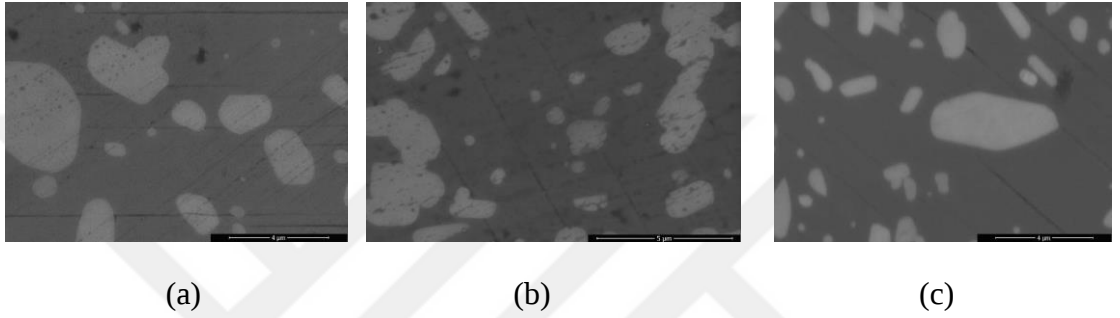


Şekil 23. Örneklerin polarize optik mikroskop görüntüleri a) Y358-1030, b) Y358-1040, c) Y358-1050, d) Y358-a, e) Y358-b ve f) Y358-c

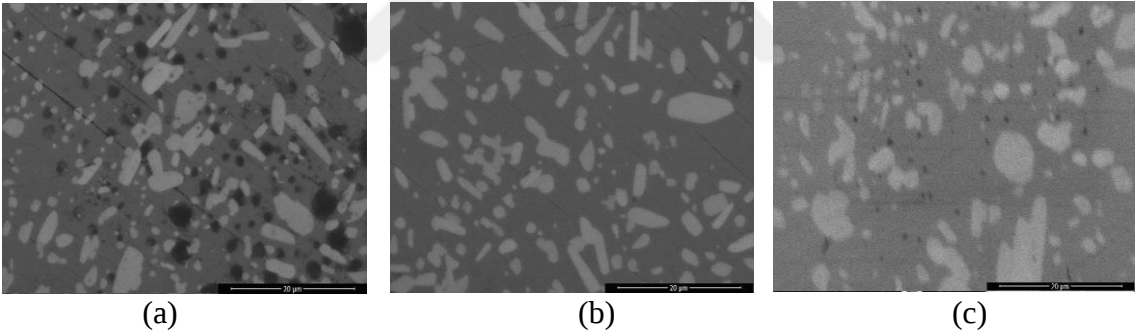
3.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Analizi

Şekil 24’de Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin SEM görüntüleri görölmektedir. Fotoğraflar geri yansıyan (BSE) elektronlarda elde edilmiştir. Fotoğraflarda gri ve beyaz olmak üzere iki fazdan oluştuğı görölmektedir. Bunun

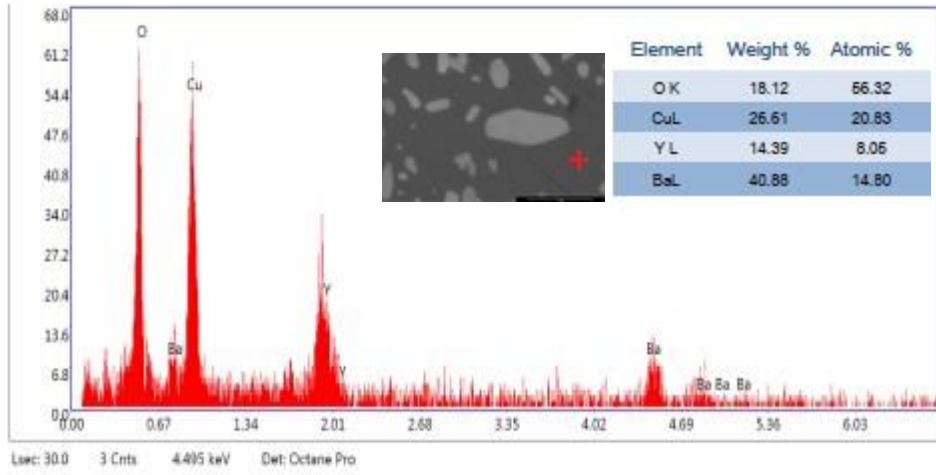
yanında görülen siyah noktaların yapıda oluşan boşlukları ifade ettiği düşünülmektedir. Beyaz olan faz süperiletken olmayan faz olup tane içine dağılmış durumdadır. Sıcaklık arttıkça bu fazın boyutlarının küçüldüğü görülmektedir. Şekil 25 Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin SEM görüntülerini göstermektedir. Y358-a örneğinde süperiletken fazın içine dağılmış süperiletken olmayan fazlar görülmektedir. Bunun yanında yapıda boşlukların olduğu bu boşlukların Y358-c örneğinde de daha az olduğu söylenebilir. Y358-b örneğinde ise boşlukların olmadığı görülmektedir. Fotoğraflarda görülen gri ve beyaz fazların EDS analizlerine bakıldığında gri $Y_{3.0}Ba_{5.5}Cu_{7.7}O_{20.98}$, beyaz olan ise Ba içermeyen süperiletken olmayan fazdır (Şekil 25).



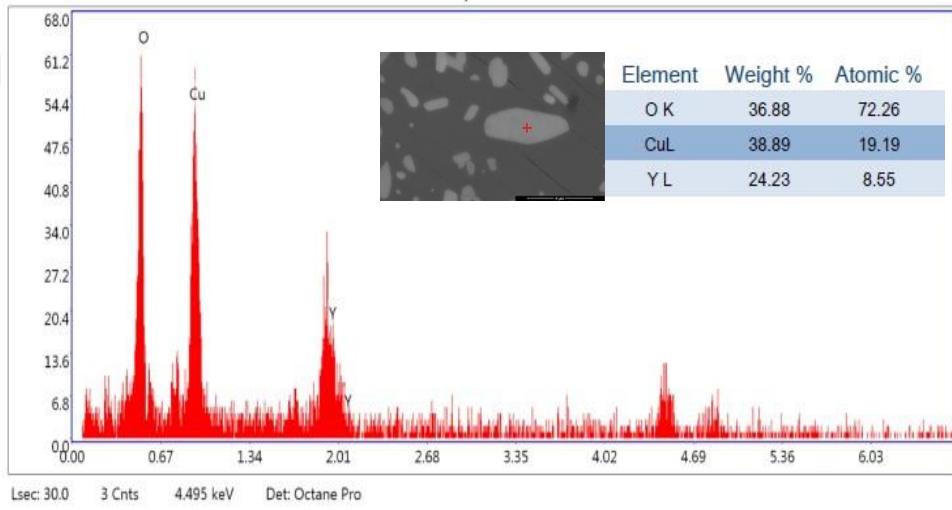
Şekil 24. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin SEM görüntüleri.



Şekil 25. Örneklerin SEM görüntüleri a) Y358-a, b) Y358-b ve c) Y358-c



(a)



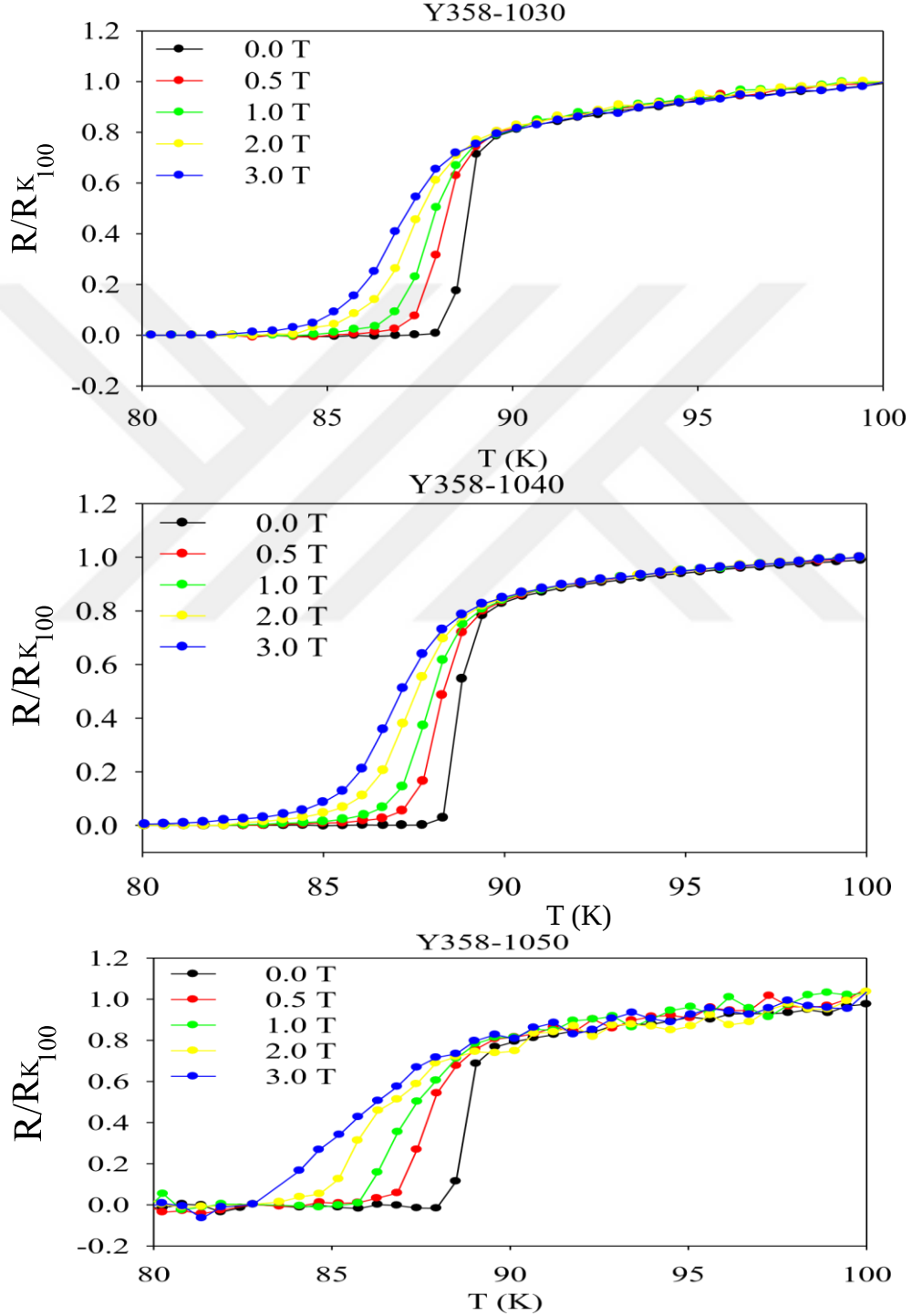
(b)

Şekil 26. EDS analiz sonuçları a) Gri faz ve b) beyaz faz

3.4. Düşük Sıcaklık-Direnç Ölçümleri (R-T)

Şekil 27 sırasıyla Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin direnç-sıcaklık eğrilerini göstermektedir. Örneklerin direnci farklı manyetik alanlardayken ısıtma esnasında ölçüldü. Her bir ölçümün öncesi örnekler alan olmaksızın soğutuldu (Zero-Field-Cooled, ZFC). Her üç örneğinde geçiş sıcaklıkları aynı olup yaklaşık 88.5 K'dir. 0.0 T manyetik alansız eğriye bakıldığında 0.5 K aralığında örneğin normal halden süperiletken duruma hızlı bir geçiş yaptığı görülmektedir. Burada geçiş sıcaklığının beklenenden düşük olmasının nedeni olarak malzemenin eritme yöntemi ile üretilmesi sonucu yoğun bir yapıya sahip olması ve yapıya oksijenin yeteri kadar girememesidir. Literatürde YBCO süperiletkeninin geçiş sıcaklığının yapıdaki oksijen miktarına bağlı olduğu çalışmalar sonucunda bulunmuştur (Liang, vd., 2006).

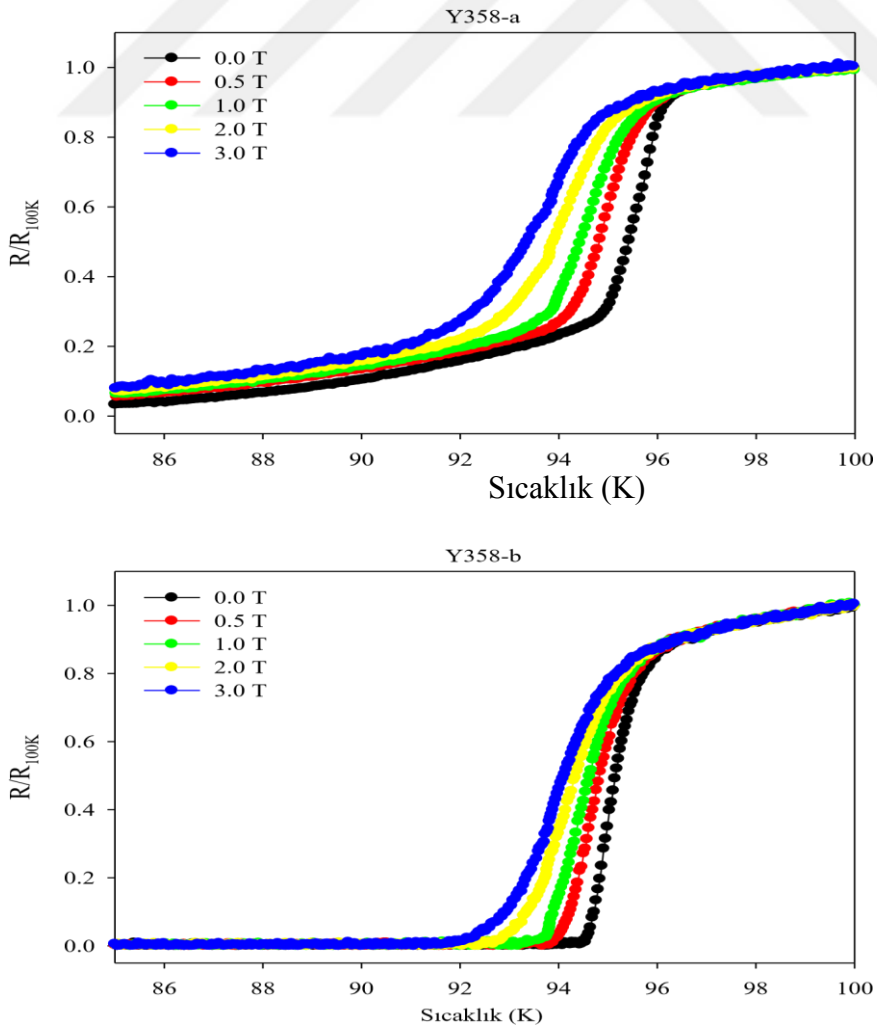
Örneklerin manyetik alan uygulandığında süperiletkenliğe geçiş sıcaklığının daha geniş olduğu görülmektedir. Burada 0.5 T manyetik alan uygulandığın manyetik alan örneğe ilk önce tane sınırlarından etki ettiğinden geçişin daha fazla etkilendiği sonraki alan değerlerinde tanelere etki ettiği için eğrilerin birbirine daha yakın olduğu gözlenmektedir.

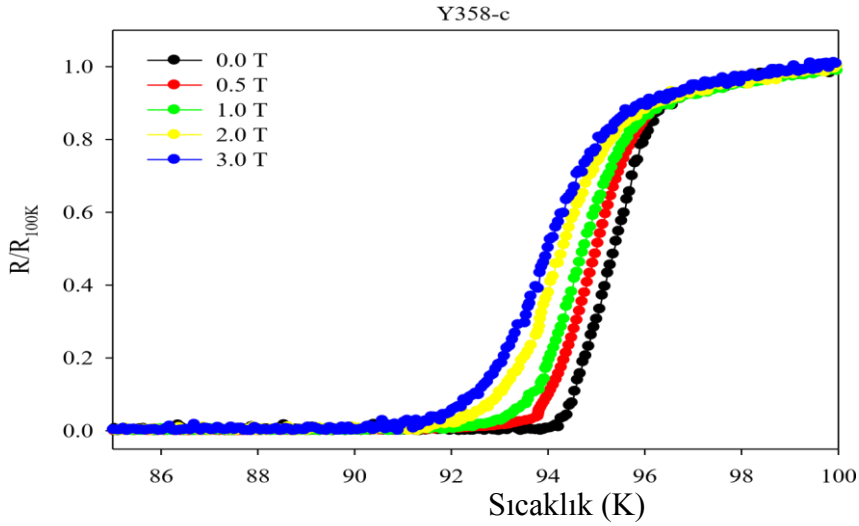


Şekil 27 Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 0.0, 0.5, 1.0, 2.0 ve 0.3 T manyetik alan altındaki direnç – sıcaklık eğrileri

Şekil 28 ise Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin direnç-sıcaklık eğrilerini göstermektedir. Örneklerin üretim şartları tekrar edilmek gerekirse; Y358-a, örneğinin üretiminde malzeme alümina bir plaka üstüne Y_2O_3 ilavesi olmaksızın yerleştirilirken Y358-b örneğinde potanın altına Y_2O_3 tozu serpildi. Y358-c örneğindeyse potanın altına Y_2O_3 tozundan yapılan yaklaşık 1 mm kalınlıkta bir tablet yerleştirildi. Önceden üretilen örneklerin geçiş sıcaklığının beklenenden düşük olmasının nedeni olarak yapıya yeterli oksijenin girmemesi olarak düşünüldüğü için bu örnekler 200 saat oksijen ortamında tavlandı. Bunun sonucu olarak geçiş sıcaklıklarında bir artış görüldü. Y358-a örneğinin geçiş sıcaklığı $T_{C^{onset}} = 96\text{ K}$, $T_{C^{offset}} = 94.5\text{ K}$; Y358-b için $T_{C^{onset}} = 95.8\text{ K}$, $T_{C^{offset}} = 94.5\text{ K}$; Y358-c için $T_{C^{onset}} = 96\text{ K}$, $T_{C^{offset}} = 94.2\text{ K}$ olarak bulundu.

Eğrilerin eğimlerine bakıldığında Y358-b örneğin geçişinin daha dik olduğu söylenebilir. Örneklerin manyetik alan uygulanarak ölçülen direnç-sıcaklık eğrileri incelendiğinde manyetik alanın artması ile süperiletkenliğe geçişin daha geniş bir aralıkta olduğu görüldü.



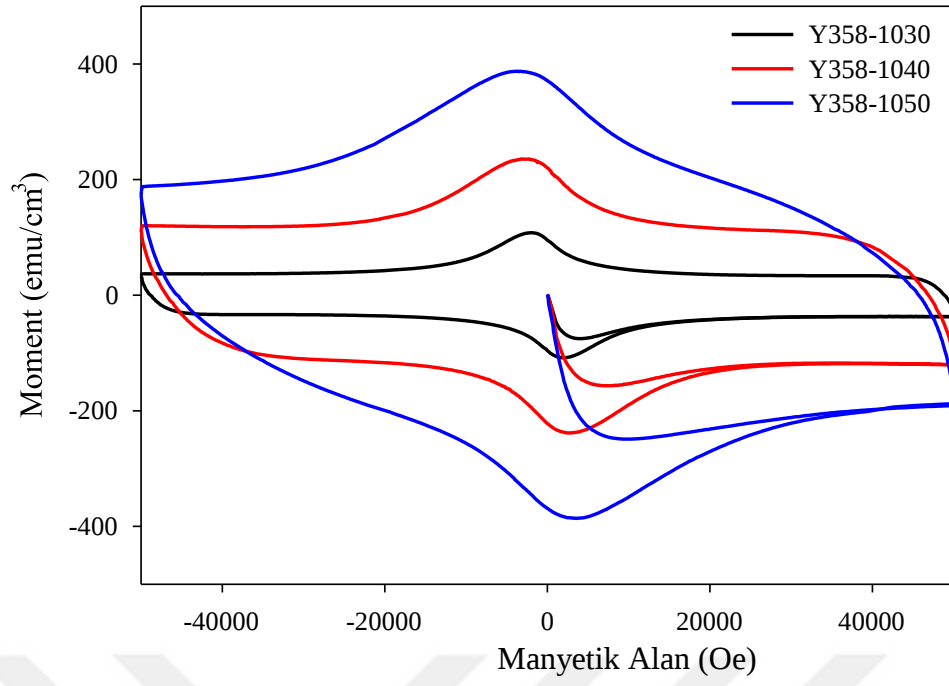


Şekil 28. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 0.0, 0.5, 1.0, 2.0 ve 0.3 T manyetik alan altındaki direnç – sıcaklık eğrileri

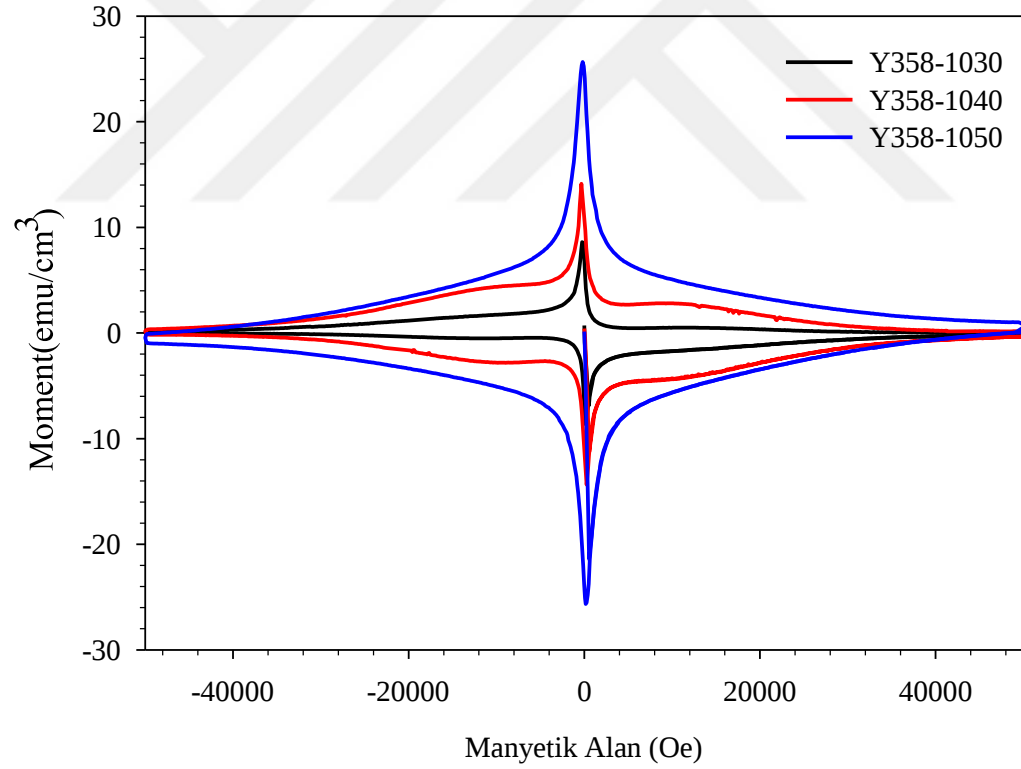
3.5. Düşük Sıcaklık-Manyetizasyon Ölçümleri (M-H)

Üretilmiş olan numunelerin “manyetizasyon (M-H) ölçüm değerleri” 20 ve 77K sabit sıcaklıkta, 200 Oe/s süpürme hızında ve -50000 Oe ile +50000 Oe değerleri aralığında (5 kuadrant) manyetik alan etkiyerek oluşturuldu. Herbir ölçümün öncesi numuneler, hapsedilen alanın etkileşimsizliğinde 120K sıcaklığına değin ısıtılmasıyla sonrasında alana maruz kalmaksızın (ZFC), belirli sıcaklık değerlerine düşürüldüler. Bu sıcaklık değerlerinde, numuneler 0.05 K hassasiyetinde denge durumuna getirilmiştir. Manyetizasyon sonuçları alındı. Ayrıca manyetik alan c-eksenine paralel entegre edildi.

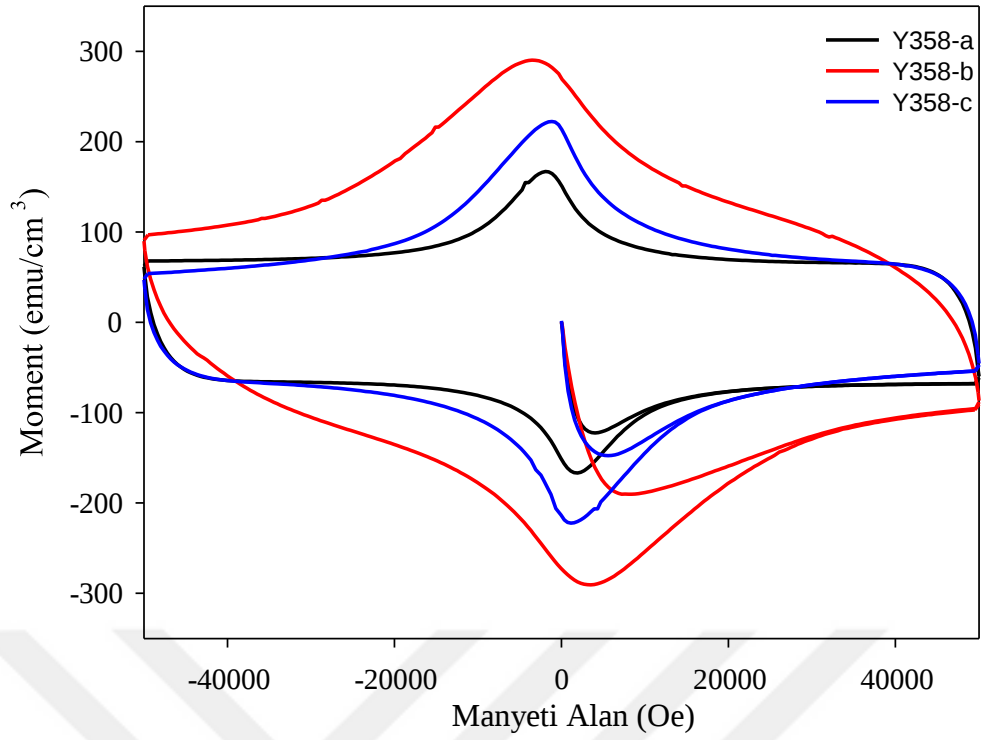
Şekil 29 ve 30 Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 20K ile 77K sıcaklıklarında ölçülen manyetik alan-moment eğrilerini göstermektedir. Eğrilere bakıldığında tüm örneklerin diyamanyetik özellikte olduğu ve sıcaklık artıkça eğri altında kalan alanın yani depoladığı enerjinin arttığı gözlemlendi. ΔM değerlerinin üretim sıcaklığı arttığında düştüğü söylenebilir. Sıcaklık artışı örneğin tane boyutlarında artışa neden olmuştur. Bu yapısal değişiklik manyetik ölçümlere etki etmiştir. Buradan süperiletken bir örneğin depoladığı manyetik enerjinin tane boyutları ile doğru orantılı olduğu söylenebilir. Şekil 31 ve 32 Y358-a, Y358-b ve Y358-c 20K ile 77K sıcaklıklarında ölçülen örneklerinin manyetik alan-moment eğrilerini göstermektedir. Eğriler incelendiğinde Y_2O_3 tozunun ve tabletinin moment değerlerini iyileştirdiği en iyi değerin ise altına toz koyulan örneğe ait olduğu görülmektedir.



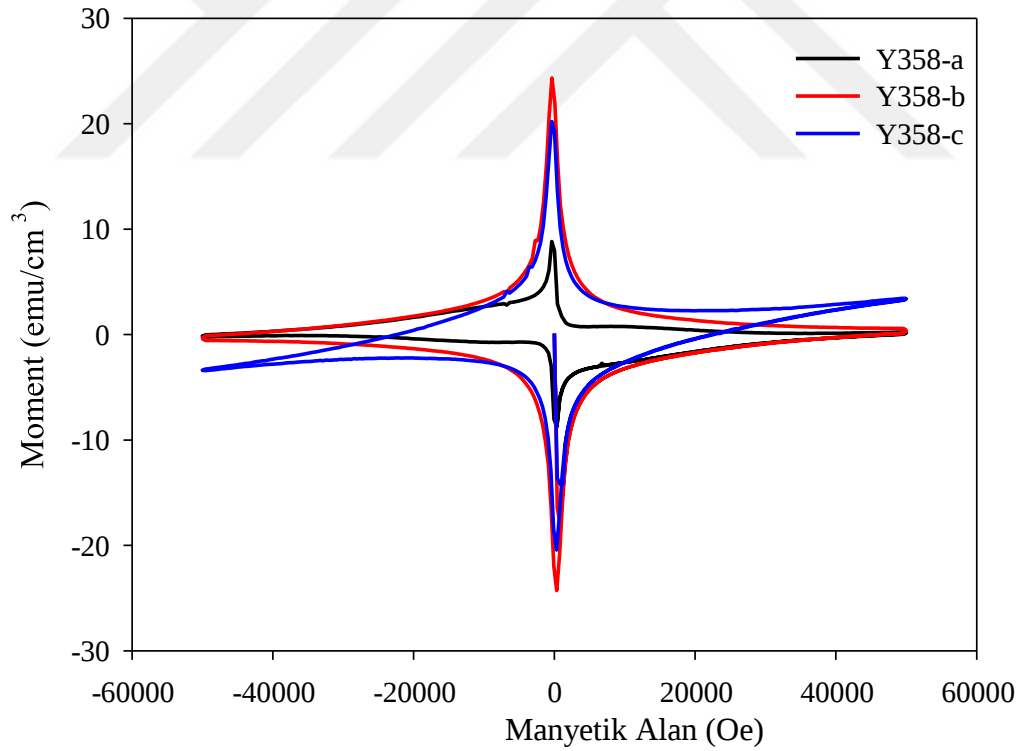
Şekil 29. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 20K sıcaklığındaki M-H eğrileri



Şekil 30. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 77K sıcaklığındaki M-H eğrileri



Şekil 31. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 20K sıcaklığındaki M-H eğrileri

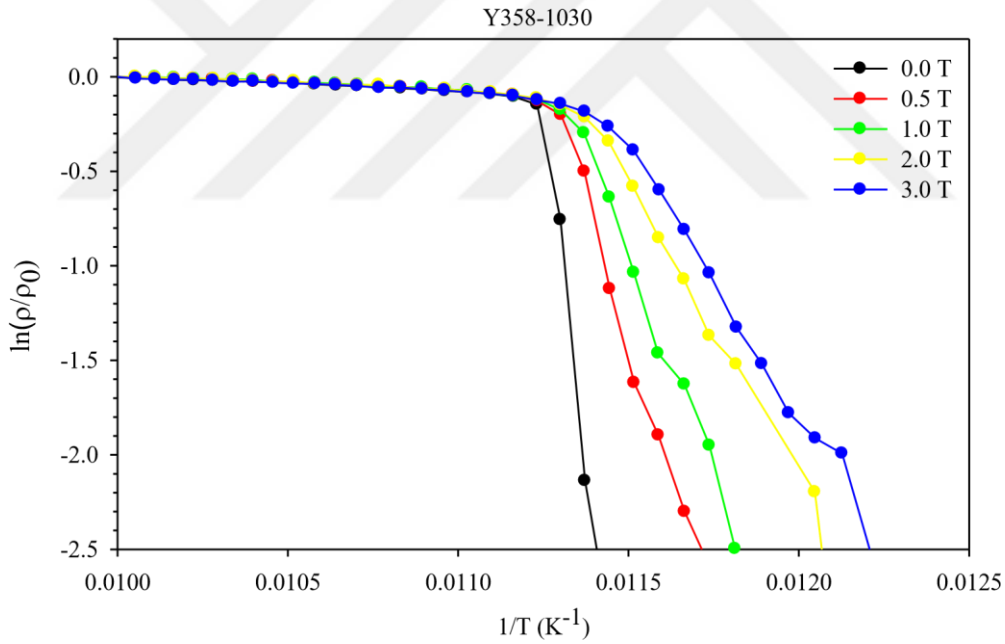


Şekil 32. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 77K sıcaklığındaki M-H eğrileri

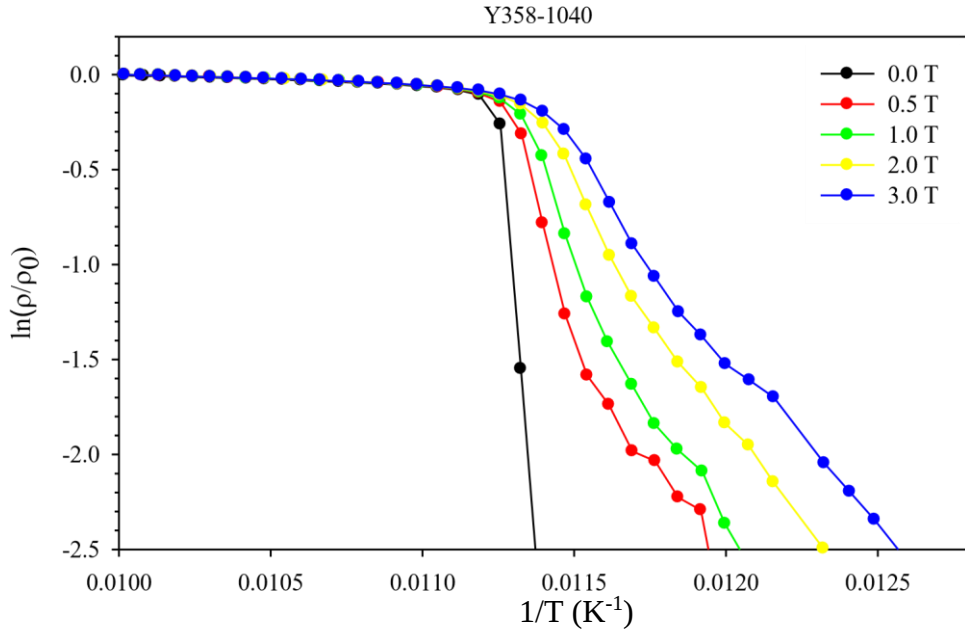
3.6. Aktivasyon Enerjisi

Üretilen örneklerin önceki bölümde verilen Arrhenius aktivasyon enerjisi denklemini kullanılarak hesaplandı. Bu denkleme göre $\ln(\rho/\rho_0)$ değerlerinin $1/T$ 'ye göre çizilen eğrilerin eğiminden doğrudan hesaplanabilir. Buna göre üretilen bütün

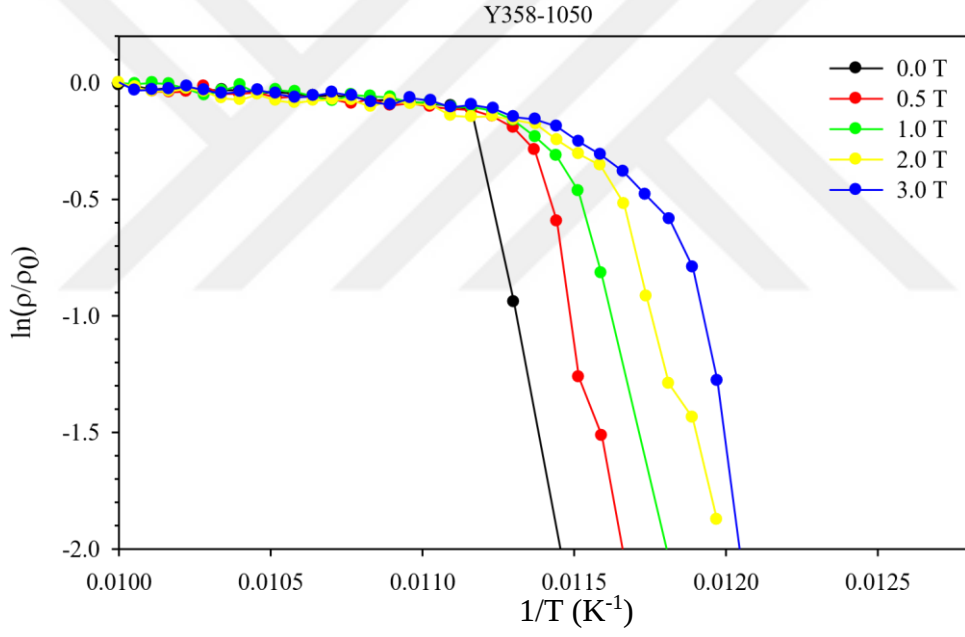
örneklerin $\ln(\rho/\rho_0)-1/T$ eğrileri Şekil 33-35 ve Şekil 37-39’da verildi. Bu eğrilerden hesaplanan manyetik alana göre aktivasyon enerjileri ise Şekil 36 ve Şekil 40’da gösterildi. Her bir egride görüldüğü gibi aktivasyon enerjisi, yapılan önceki çalışmalarla uyumlu olarak artan manyetik alanla azalmaktadır (Kamelı vd., 2008; Mohammadzadeh ve Akhavan, 2003). Y358-1040 örneğinin manyetik alan yok iken hesaplanan aktivasyon enerjisi en büyük, Y358-1050 en küçük iken maksimum manyetik alan değerinde bu iki değer yer değiştirmektedir. Yani Y358-1050 en büyük aktivasyon enerjisi değerini verirken Y358-1040 en küçük değeri almaktadır. Bunun nedeni olarak yapısal özelliklerde incelendiği üzere Y358-1050 örneğinin tane büyüklüğü Y358-1040 örneğinden daha büyüktü. Dolayısı ile Y358-1040 örneğinde daha fazla tane sınırı var buda manyetik alan varlığındaki ölçümleri etkilemektedir. Benzer olay Y358-a ve Y358-c örnekleri arasında da oluşurken, altına Y_2O_3 tozu koyularak üretilen Y358-b örneğinin aktivasyon enerjisi değerlerinin diğer iki örnekten de gözle görülür bir şekilde yüksek olduğu gözlemlendi.



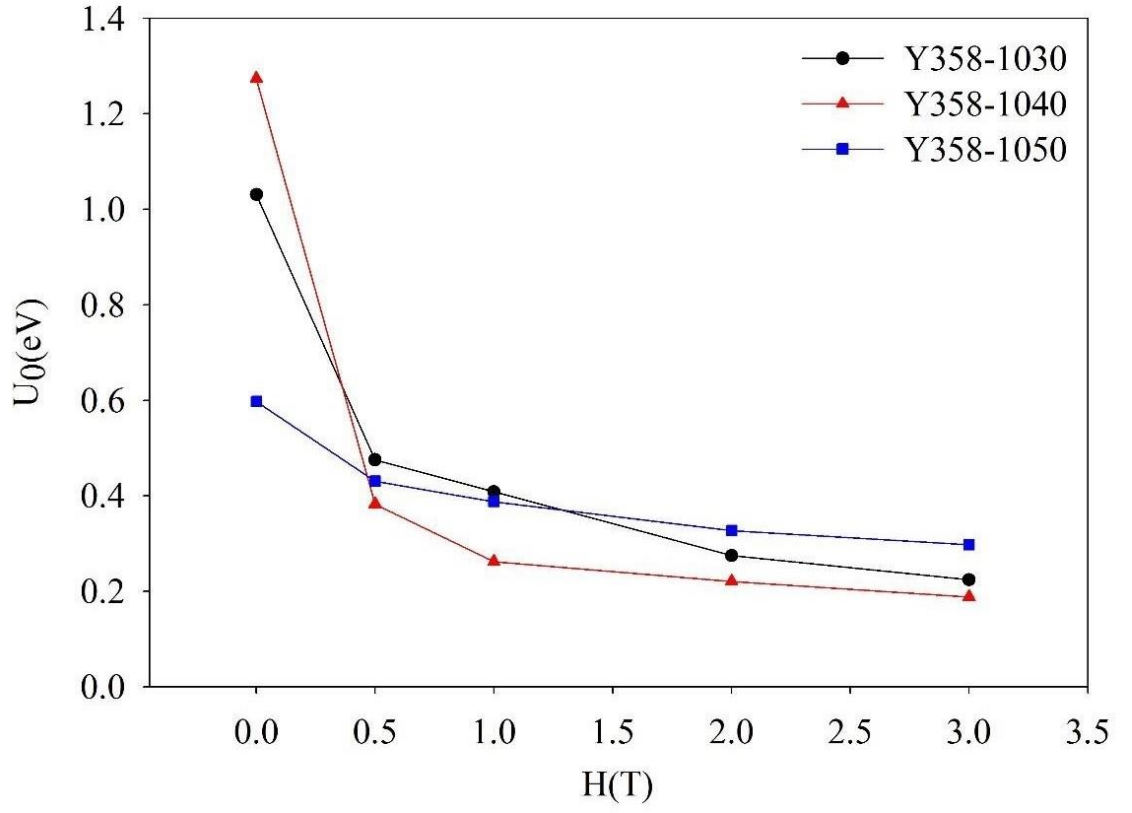
Şekil 33. Y358-1030 örneğini $\ln(\rho/\rho_0)-1/T$ eğrisi



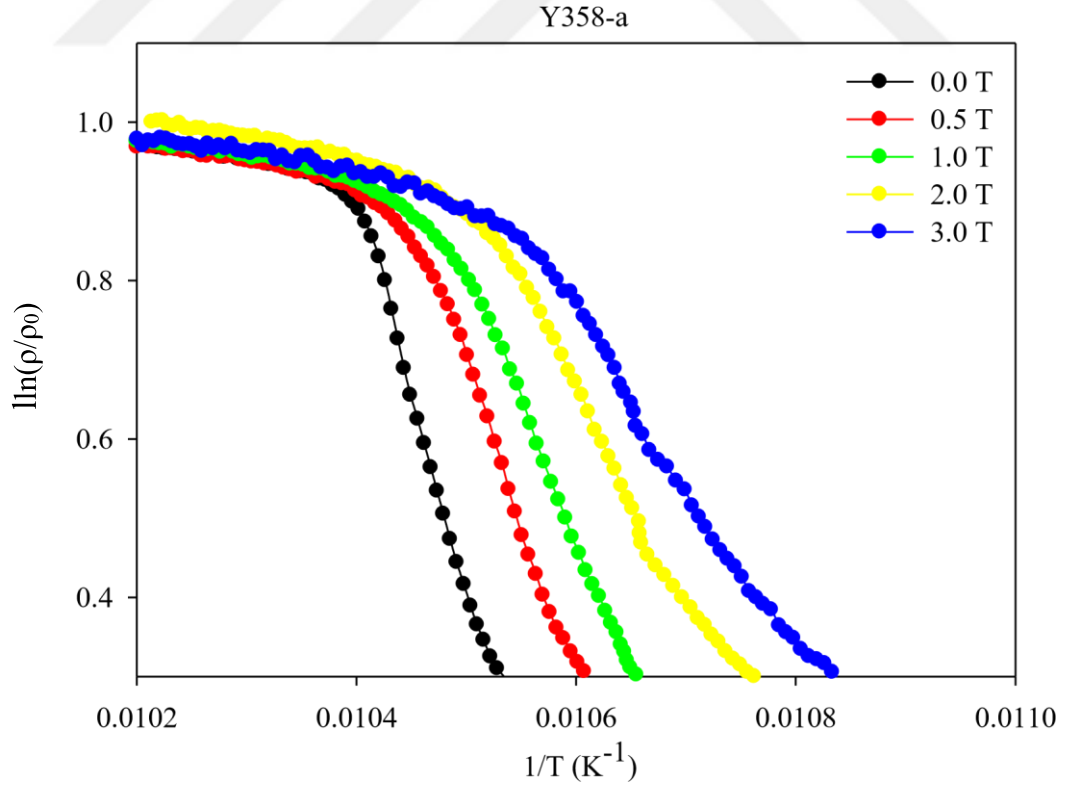
Şekil 34. Y358-1040 örneğini $\ln(\rho/\rho_0)$ - $1/T$ eğrisi



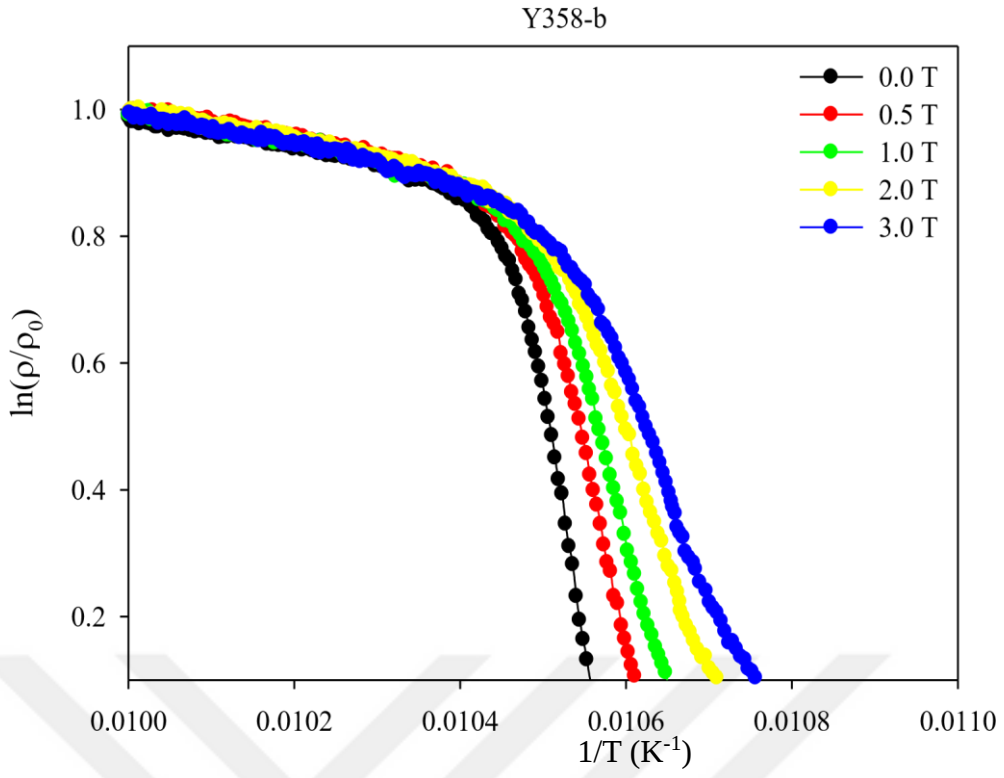
Şekil 35. Y358-1050 örneğini $\ln(\rho/\rho_0)$ - $1/T$ eğrisi



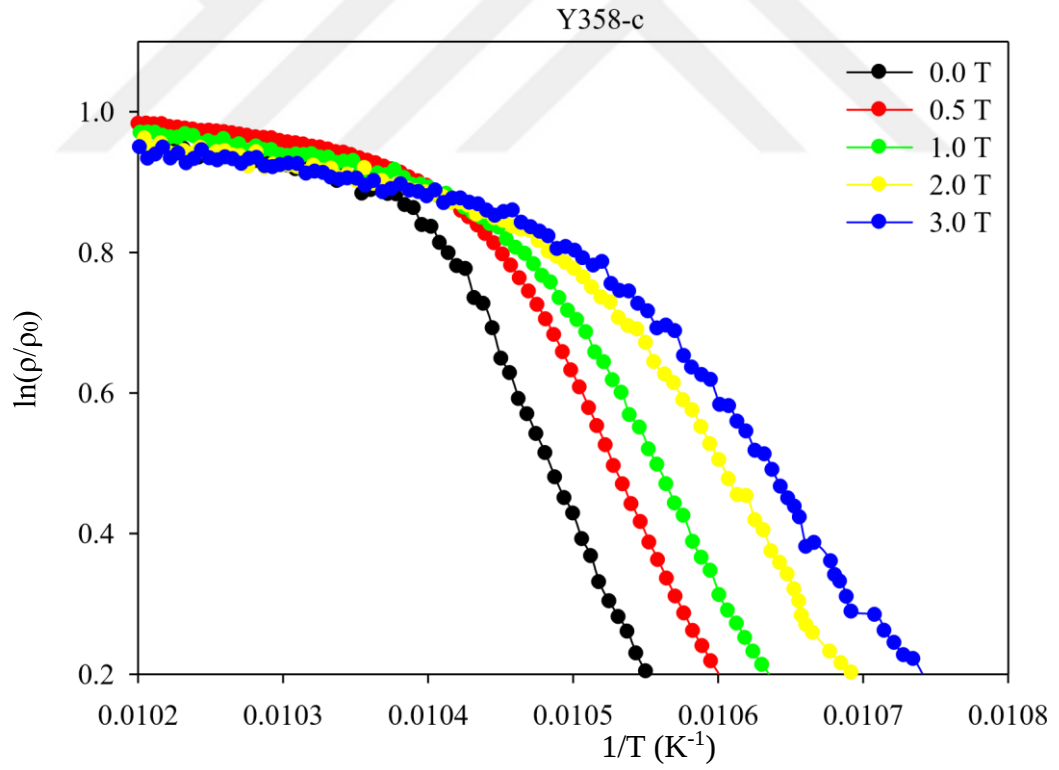
Şekil 36. “Y358-1030”, “Y358-1040” ve “Y358-1050” örneklerinin “manyetik alan – aktivasyon enerjisi eğrileri”



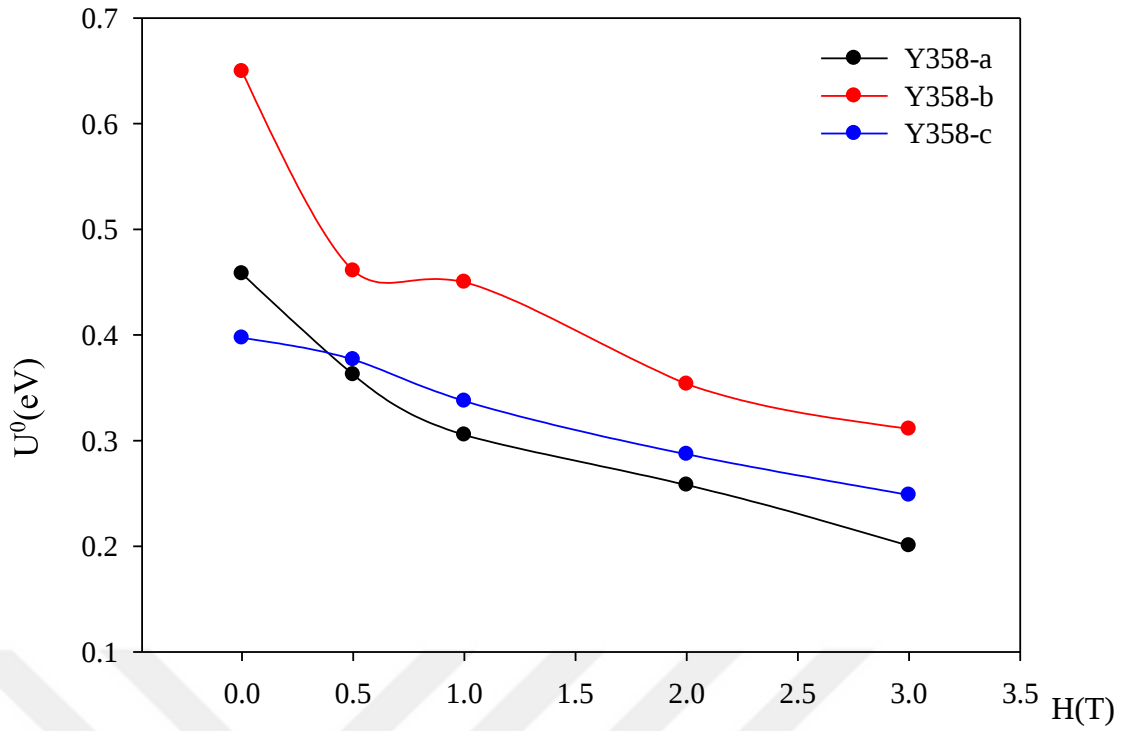
Şekil 37. Y358-a örneğini $\ln(\rho/\rho_0)$ - $1/T$ eğrisi



Şekil 38. Y358-b örneğini $\ln(\rho/\rho_0)$ - $1/T$ eğrisi



Şekil 39. Y358-c örneğini $\ln(\rho/\rho_0)$ - $1/T$ eğrisi



Şekil 40. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin manyetik alan – aktivasyon enerjisi eğrileri

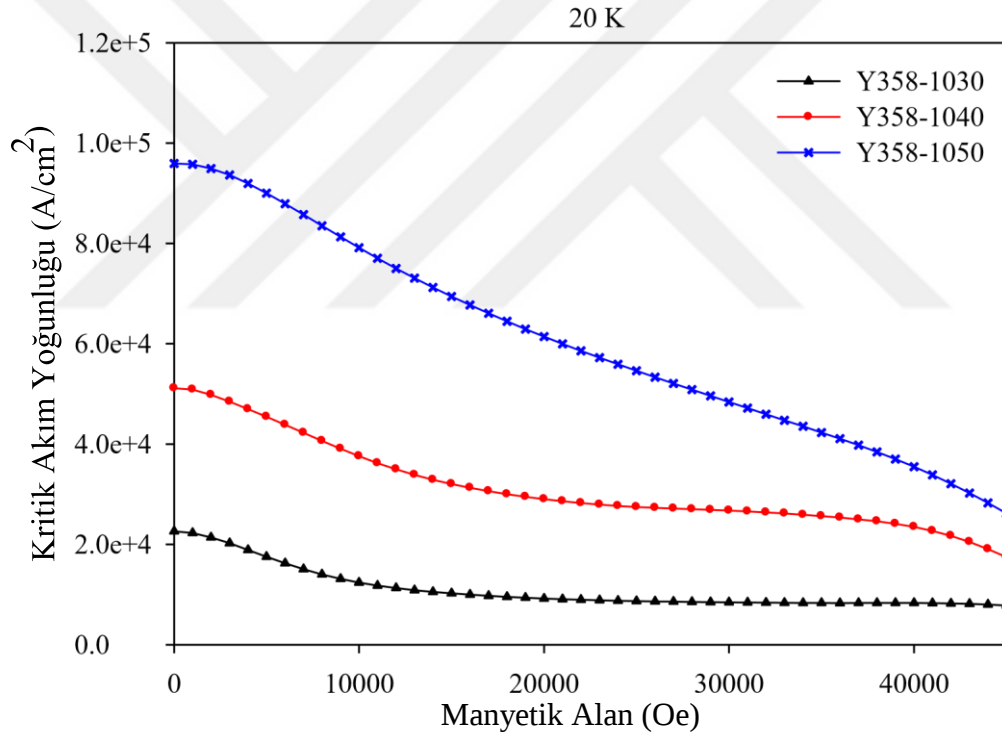
3.7. Kritik Akım Yoğunluğu

Şekil 41 Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 20K sabit sıcaklığındaki kritik akım yoğunluğu- manyetik alan grafiğini göstermektedir. Tüm eğrilerde, bilinmiş olduğu gibi belirli sıcaklık değerinde uygulanan manyetik alan değeri yükseldikçe kritik akım yoğunluğunda düşüş gözlenmektedir. Bundan dolayıdır ki belirli değerin üstündeki manyetik alanlarda tanecikler arasında etkileşim düşmektedir. Böylece de kritik akım yoğunluğu da düşmektedir. Örnekler tek tek incelendiğinde manyetik ölçümlerdeki gibi maksimum üretim sıcaklığı arttıkça kritik akım yoğunluğu artmaktadır. Bu durum 77K sıcaklığında hesaplanmış olan kritik akım yoğunlukları içinde söylenebilir (Şekil 42). Manyetik alan yokluğunda 20K sıcaklığında kritik akım yoğunluğu en yüksek değer Y358-1050 örneğine ait olup 0.96×10^5 A/cm²'dir. 77K sıcaklığında ise bu değer 0.65×10^4 A/cm²'dir. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 20K'deki kritik akım yoğunluğu – manyetik alan eğrileri incelendiğinde ise kritik akım yoğunluğunun manyetik alan arttıkça azaldığı en yüksek değerlerin ise Y358-b örneğine ait olduğu görülmektedir (Şekil 43). Manyetik alan uygulanmadan hesaplanan kritik akım yoğunluğu değerleri Y358-a için 0.63×10^5 A/cm², Y358-b 1.21×10^5 A/cm² ve Y358-c için 1.0×10^5 A/cm²'dir. 77K sıcaklığında ise bu değerler sırası ile 0.37×10^4 A/cm², 1.2×10^4 A/cm² ve 1.0×10^4 A/cm²'dir (Şekil 44). Bunlara ek olarak küçük şiddetteki manyetik alanın tanecikler arası etkileşimi arttırması bunun sunucunda da

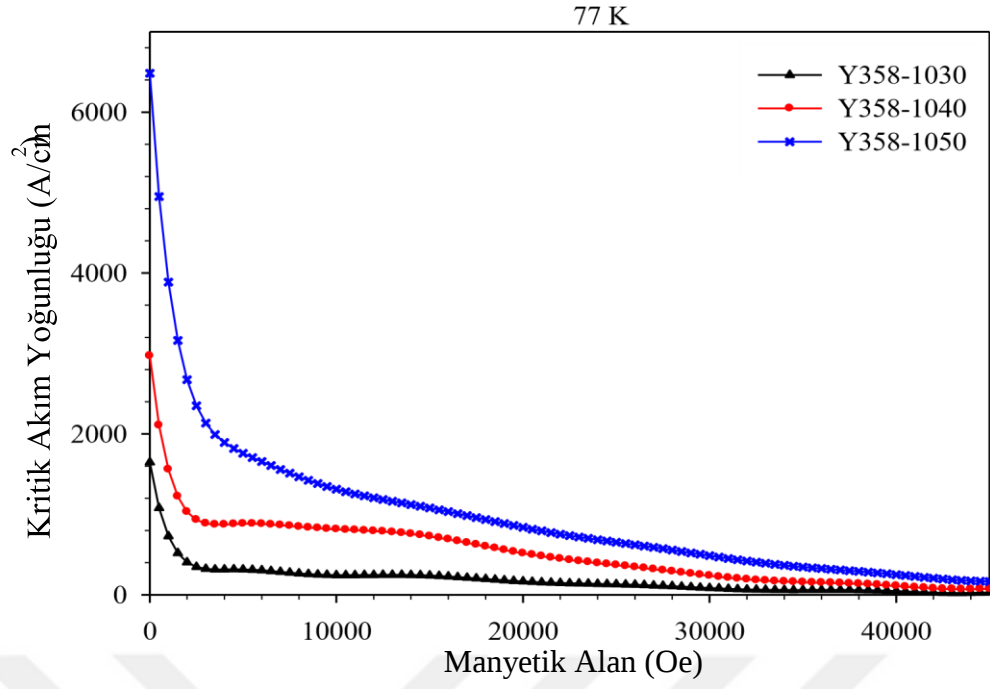
düşük manyetik alanlarda alan artarken kritik akım yoğunluğunun arttığı bilinmektedir. Bütün örneklerin grafiklerinde böyle bir artış görülmediğinden ölçüm yapılmış olan örnek parçalarında tanecikli yapının bulunmadığı sonucuna ulaşılmaktadır.

Elde edilen kritik akım yoğunluğu değerleri literatürle karşılaştırıldığında beklenildiği üzere aynı yöntemle üretilmiş Y123 külçe süperiletkeninden yüksek olduğu görüldü. Uysal ve arkadaşları 2014 yılında yaptığı bir çalışmada Lu katkılı MPMG yöntemiyle üretilmiş Y123 süperiletkenin manyetik özelliklerini incelediler (Uysal vd., 2014). Yapılan çalışmada katkısız Y123 süperiletkenin manyetik alan uygulanmadan 20 K sıcaklığında M-H eğrisinden hesapladıkları akım yoğunluğu değeri sinterleme sıcaklığına bağlı olarak minimum 6005 A/cm^2 maksimum 9083 A/cm^2 olduğu bulundu.

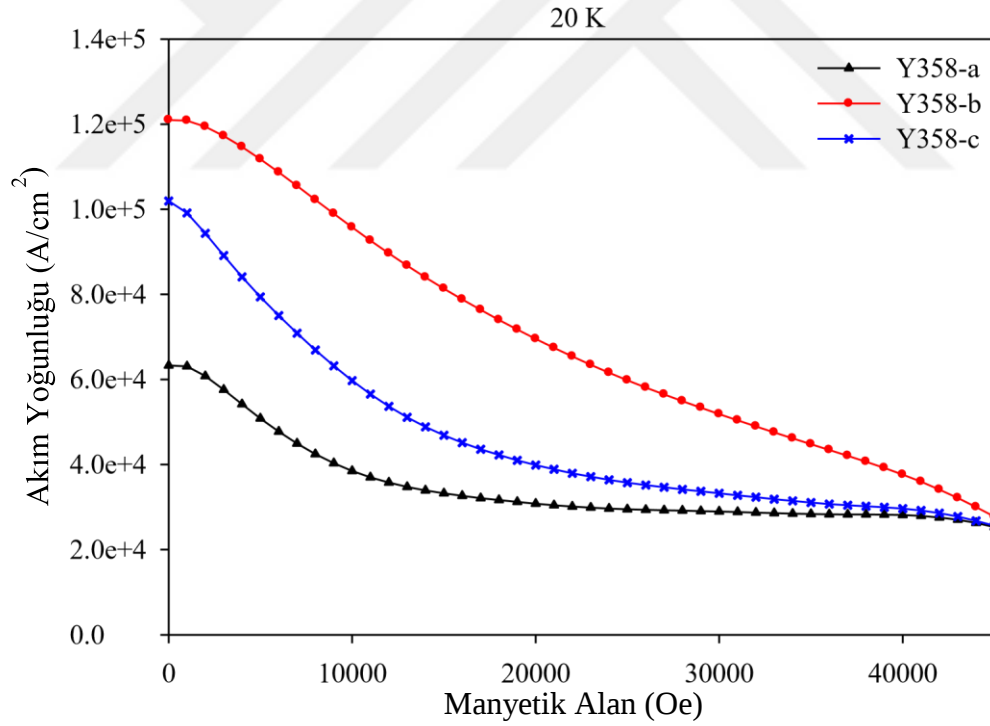
Bu çalışmada bu değerle aynı şartlar altında minimum 22620 A/cm^2 maksimum 95922 A/cm^2 'dir.



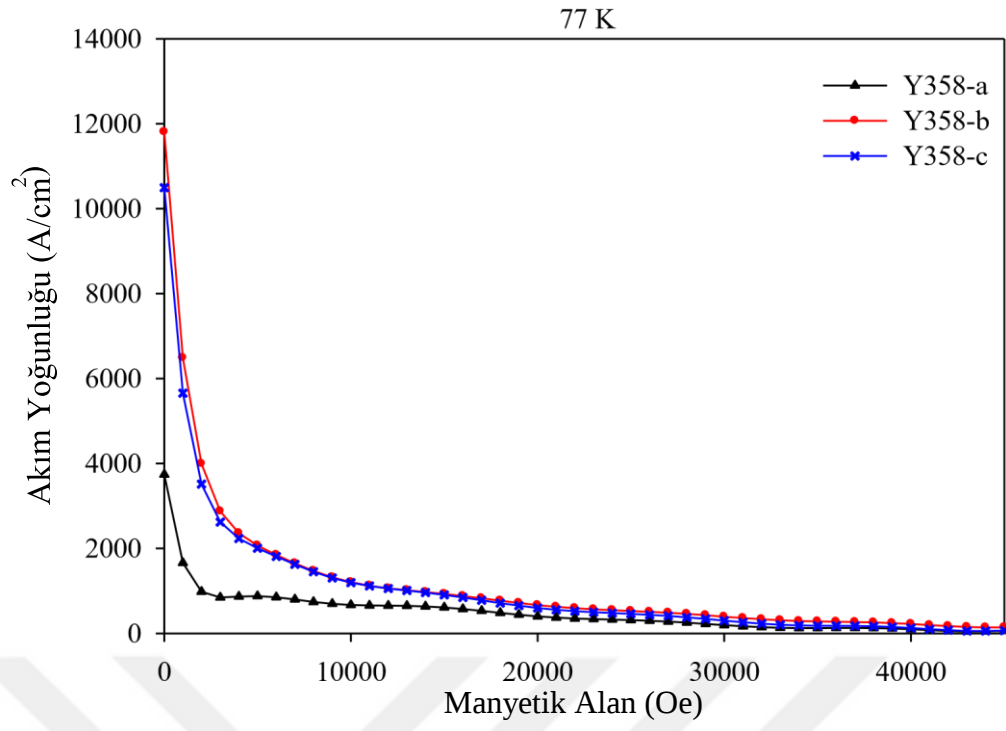
Şekil 41. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 20K'deki “manyetik alan-kritik akım yoğunluğu” ilişkisi



Şekil 42. Y358-1030, Y358-1040 ve Y358-1050 örneklerinin 77K değerindeki manyetik alan- kritik akım yoğunluğu ilişkisi



Şekil 43. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 20K'deki "kritik akım yoğunluğu – manyetik alan eğrileri



Şekil 44. Y358-a, Y358-b ve Y358-c örneklerinin 77K'deki kritik akım yoğunluğu – manyetik alan eğrileri

4. SONUÇ VE DEĞERLENDİRME

Yapılmış olan çalışmalardan

- Üretilen bütün örneklerde süperiletken fazın oluştuğu,
- Tane büyütme esnasında uygulanan maksimum sıcaklık süperiletkenin yapısal ve manyetik özelliklerini önemli ölçüde etkilediği ve sıcaklık arttıkça tane boyutunun arttığı,
- Maksimum sıcaklık arttıkça süperiletkenin depoladığı maksimum enerjinin ve buna bağlı olarak kritik akım yoğunluğu değerinin arttığı,
- Üretim esnasında örneğin altına Y_2O_3 bileşiğinin konulmasının süperiletkenin yapısal ve manyetik özelliklerini iyileştirdiği,
- Yapısal ve manyetik özellikler dikkate alındığında en iyi örneğin altına toz halinde Y_2O_3 bileşiği serpilene olduğu,
- Özellikle eritme yöntemi ile üretilen külçe süperiletkenlerde oksijen ortamında tavlama süresinin kritik geçiş sıcaklığına etkili olduğu,
- Aktivasyon enerjisi yapılan önceki çalışmalarla uyumlu olarak artan manyetik alanla birlikte azaldığı,
- Y358-1040 örneğinin manyetik alan yok iken hesaplanan aktivasyon enerjisinin en büyük olduğu, bunun da süperiletkenlerde aktivasyon enerjisinin artması için istenilen sonucu verdiği görülmüştür.

5. ÖNERİLER

1. Örnekler Eritme-Toz-Eritme-Büyütme (MPMG) yöntemi ile üretildi. Örnekler benzer şekilde Üstten Aşılama-Eritme-Büyütme (TSMG) yöntemi kullanılarak üretilbilirler.
2. Örnekler aynı yöntem kullanılarak yapısal ve manyetik özellikleri iyileştirici katkı yapılarak üretilbilirler.
3. Mühendislik uygulamalarında önemli bir yere sahip külçe süperiletkenin kaldırma kuvveti ve tuzakladığı manyetik alanlar hesaplanıp deneysel ölçülebilir.
4. Örneklerin sertlik ölçüm deneyleri yapılabilir.



KAYNAKÇA

- Abrikosov, A. A. (1957). On the magnetic properties of superconductors of the second grup. *Soviet Physics JTEP*, 5, 6, 1174-1182.
- Aliabadi, A., Frashchi, Y. A. ve Akhavan, M. (2009). A new y-based htsc with tc above 100 k. *Physica C* 469, 2012-2014.
- Ankara Üniversitesi Süperiletken Teknolojileri Uygulama ve Araştırma Merkezi (2014). yüksek sıcaklık süperiletkenleri. 05.07.2022 tarihinde <http://cesur.ankara.edu.tr/superiletkenlikakkinda/superiletkenmalzemeler/yuksek-sicaklik-superiletken-hts-malzemeler/> adresinden erişildi.
- Ankara Üniversitesi Süperiletken Teknolojileri Uygulama ve Araştırma Merkezi (2021). enerji sektörü ve süperiletkenlik uygulamaları. 16.07.2022. tarihinde cesur.ankara.edu.tr/superiletkenlik-hakkinda/superiletkenlikuygulamaları/enerji-sektoru-ve-superiletkenlik-uygulamaları/ adresinden erişildi.
- Arebat, R. A. M. (2018). Katıhal reaksiyon yöntemi ile üretilen co katkılı polikristal ybco-358 süperiletkenlerinin yapısal, elektriksel ve mekanik özelliklerinin incelenmesi. Yayımlanmamış yüksek lisans tezi, Kastamonu Üniversitesi, Kastamonu.
- A-Rong, K., Gyeong-Hun, K., Serim H., Minwon, P., In-Keun, Y. ve Hak-Man, K. (2013). SMES application for frequency control during islanded microgrid operation. *Physica C* 484, 282–286.
- Aydiner, A., Çakır, B., Başoğlu, M. ve Yanmaz, E. (2010). The effect of excess Y_2O_3 addition on the mechanical properties of melt-processed YBCO superconductor. *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*, 23, 8, 1493–1497.
- Aydiner, A., Çakır, B., Seki, H., Başoğlu, M., Wongsatanawarid, A., Murakami, M. ve Yanmaz, E. (2011). The effect of Y_2O_3 buffer layer on themagnetic properties of melt-processed YBCO superconductor. *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*, 24, 5, 1397-1401.
- Başoğlu, M. (2020). Eritme-toz-eritme-büyütme (MPMG) yöntemi kullanılarak üretilen Y_2O_3 tabakalı külçe Y358 süperiletkeninin yapısal ve fiziksel özelliklerinin incelenmesi. TÜBİTAK. Ankara.
- Bardeen, J., Cooper, L. N. ve Schrieffer, J. R. (1957). Theory of superconductivity. *Physical Review*, 108, 5, 1175-1204.

- Bean, C. P. (1962). Magnetization of hard superconductors. *Physical Review Letters*, 8, 6, 250253.
- Bednorz, J. G. ve Müller, K. A. (1986). Possible high t_c superconductivity in the $ba-la-cu-o$ system, *z. Phys*, 64, 189-193.
- Bilgeç, G. (2004). “ Sb_2O_3 katkılı YBCO süperiletken seramiklerin karakterizasyonu”, Yayınlanmamış yüksek lisans tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi, İzmir.
- Birol, Y. (2016). Malzeme-bilimi, 06.02.2022 tarihinde <https://pdfhoney.com/compress-pdf.html> adresinden erişildi.
- Cardwell, D. A. ve Ginley, D. S. (2003). Handbook of superconducting materials, part b2.3.1 (introduction to bulk melt processing techniques). Institute of Physics Publishing Ltd., Bristol and Philadelphia, 283-286.
- Cardwell, D. A. (1998). Processing and properties of large grain (RE)BCO. *Materials Science and Engineering*, B53, 1-10.
- Cava, R. J. (2000). Oxide superconductors. *Journals of American Ceramic Society*, 83, 1, 5-28.
- Cava, R. J. Dover, R. B. van, Batlogg, B. ve Rietmen, E. A., (1987). Bulk superconductivity at 36K in $La_{1.8} Sr_{0.2} CuO_4$. *Physical Review Letters*, 58, 408-410.
- Chu, C. W., Hor, P. H., Meng, R. L., Gao, L. ve Huang, Z. J. (1987). Superconductivity at 52,5 K in the Lanthanum-barium-copper-oxide system. *Science*, 235, 567-569.
- Cordoba, R., Baturina, TI., Sesé, J., Yu Mironov, A., De Teresa, JM, Ibarra, Bay., Nasimov, D. (2021). Magnetic, thermal ve topographic imaging with a nanometer-scale SQUID-on-cantilever scanning probe. *arXiv preprint arXiv*, 2109.06774v1.
- Çakır, B. ve Aydiner, A. (2011). Preparation and properties of MPMG YBCO bulk with Y_2O_3 layer. *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism*, 24, 5, 1577-1584
- Çam, E. K. (2005). İzmir BiPbSrCaCuO Seramik süperiletkenlerde onset sıcaklığının katkı oranlarına göre değişimi. Yayınlanmamış yüksek lisans tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi, İzmir.
- de Bruyn Oubuter, R. (1997). Heike kamerlingh onnes’ discovery of superconductivity. *Scientific America*, 276, 96
- de Nobel, J. (1996). ‘The discovery of superconductivity’, *Physics Today*, 1996, 40-42.
- Fossheim, K., Sudbo, A. (2004). Superconductivity physics and applications. John Wiley & Sons LTD, The Atrium, Southern Gate, Chichester, England.

- Fröhlich, H. (1950). Theory of the Superconducting state. 1. the ground state at the absolute zero of temperature. *Physical Review*, 79/5, 845-856.
- Fujimoto, H. (2000). Technical issues of a high-*t_c* superconducting bulk magnet. *Superconductor Science Technology*, 13, 827-829.
- Fujimoto, H., Kamijo, H., Higuchi, T., Nakamura, Y., Nagashima, K., Murakami, M. ve Yoo, S.I. (1999). Preliminary Study of a Superconducting Bulk Magnet for the Maglev Train. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 9, 2, 301-304.
- Gao, L., Huang, Z. J., Meng, R. L., Hor, P. H., Bechtold, J., Sun, ... Hermann, A. M. (1988). Bulk superconductivity in $\text{Ti}_2\text{CaBa}_2\text{Cu}_2\text{O}_{8+\delta}$ up to 120 K. *Nature*, 332, 623-624.
- Gao, L., Xue, Y.Y., Chen, F., Xiong, Q., Meng, R. L., Ramirez, D. ve Chu, C. W. (1994). Superconductivity up to 164K in $\text{HgBa}_2\text{Ca}_{m-1}\text{Cu}_m\text{O}_{2m+2+\delta}$ ($m=1, 2$ ve 3) under quasihydrostatic pressures. *Physical Review Journals*, 50, 6, 4260-4263.
- Gencer, A., Ateş, A., Aksu, E., Nezir, S., Çelebi, S. ve Yanmaz, E. (1997). microstructural and physical properties of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-5}$ superconductors prepared by the flame- quench-melt-growth (FQMG) method. *Physica C*, 279, 165-172.
- Gholipour, S., Daadmehr, V., Rezakhani, A. T., Khosroabadi, H., Tehrani, F. S. ve Akbarnejad, R. H. (2011). Y358 against Y123 structural phase in a y-based superconductor. *arXiv preprint arXiv*, 1110.0893.
- Gutakovskii, A. K., Latyshev, A. V., Guillamon, I., Suderow, H., Vieira, S., Baklanov, S., ... Vinokur, V. M. (2013). Magnetic field-induced dissipation-free state in superconducting nanostructures. *Nature Communnications*, 4, 1437. <https://doi.org/10.1038/ncomms2437>
- Hazen, R. M., Finger, L. W., Angel, R. J., Prewitt, C. T., Haeney, P. J. Ve Veblen, D. R. (1988). 100-K superconducting phase in the tl-ca-ba-cu-o systems. *Physical Review Letter*, 60, 16, 1657-1602
- Hosono H., Kamihara Y., Watanabe T. ve Hirano M. (2008). Iron-based layered superconductor $\text{La}[\text{O}_{1-x}\text{F}_x]\text{FeAs}$ ($x=0.05-0.12$) with T_c 26 K. *American Chemical Society* 130, 11, 3296-3297.
- Hull, J. R. (2000). Superconducting bearings. *Superconductor Science and Technology*, 13, R1-R15.
- Ikuta, H., Mase, A., Mizutani, U., Yanagi, Y., Yoshikawa, M... Oka, N. (1999). Very High Trapped Field in Melt-Processed Sm-Ba-Cu-O . *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 9, 2, 2219-2222.

- Jiakun, F., Wei, Y., Jinyu, W., Shijie, C., Yuejin, T. ve Zhuo C. (2013). Probabilistic assessment of power system transient stability incorporating SMES. *Physica C* 484, 276–281.
- Khosroabadi, H., Rasti, M. ve Akhavana, M. (2014). Structural analysis of $\text{Y}_3\text{Ba}_5\text{Cu}_8\text{O}_{19-\delta}$ highTc superconductor by ab initio density functional theory. *Physica C*, 497, 84-88.
- Kütük, S. (2008). Farklı eritme yöntemleriyle üretilen $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ süperiletkenlerinin yapısal ve manyetik özelliklerinin incelenmesi. Yayımlanmamış yüksek lisans tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Trabzon.
- Liang, R., Bonn, D. A. ve Hardy W. N. (2006). Evaluation of CuO_2 plane hole doping in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+x}$ single crystals Ruixing. *Physical Review B*, 73, 180505(R).
- London, F. ve London, H. (1935). The electromagnetic equations of the supraconductor. *Proceedings of the Royal Society of London*, 149, 866, 71-88.
- Maeda, H., Tanaka, Y., Fukutomi, M. ve Asano, T., (1988). High-Tc oxide superconductor without a rare earth element. *Japanese Journal of Applied Physics*, 27, 209-210.
- Mankowsky R. Subedi A., Först M., Mariager S. O., Chollet M., Lemke H. T., ... Cavalleri A. (2014). Nonliner lattice dynamics as a basis for enhanced superconductivity in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6.5}$. *Nature*, 561, 71-73.
- Maxwell, E. (1950). Isotope effect in the superconductivity of mercury. *Physical Review*, 78, 477.
- Metin, T. (2016). $\text{Y}_3\text{Ba}_5\text{Cu}_8\text{O}_Y$ bileşiğinin süperiletkenlik özelliklerine ag katkısının etkisinin incelenmesi. Yayımlanmamış yüksek lisans tezi, Ege Üniversitesi, İzmir.
- Mohanta, A. ve Behera, D. (2009). Magnetic field induced pinning effect in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta} + \text{BaZrO}_3$ superconductor. Presented at International Conference MSM-09 at S.N. Bose National Centre for Basic Sciences, Kolkata, 1-11.
- Mourachkine, A. (2004). Room-temperature superconductivity. Cambridge International Science Publishing, Cambridge.
- Murakami, M. (1992). Processing of bulk YBaCuO . *Superconductor Science and Technology*, 5, 185203.
- Murakami, M., Sakai, N., Higuchi, T. ve Yoo, S. I. (1996). Melt-Processed Light Rare Earth Element-Ba-Cu-O. *Superconductor Science and Technology*, 9, 1015-1032

- Muralidhar, M., Jirsa, M., Sakai, N. ve Murakami, M.,(2003). Progress in melt-processed (Nd-Sm-Gd) $\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ superconductors. *Superconductor Science and Technology*,16, R1-R16.
- Nagamatsu, J., Nakagawa, N., Muranaka, T., Zenitani, Y. ve Akimitsu, J. (2001). superconductivity at 39 K in magnesium diboride. *Nature*, 410, 63-64.
- Nariki, S., Sakai, N. ve Murakami, M. (2002). Processing of High-Performance Gd-Ba-Cu-O Bulk Superconductor with Ag Addition. *Superconductor Science and Technology*. 15, 648-652.
- Noe, M., ve Steurer, M. (2007) .High-temperature superconductor fault current limiters: concepts, applications, and development status. *Superconductor Science and Technology*, 20, R15–R29.
- Ogawa, N., Hirabayashi, I. ve Tanaka, S. (1991). Preparation of a high-Jc YBCO bulk superconductor by the platinum doped melt growth method. *Physica C*, 177, 101-105.
- Onnes, K. H. (1911). KNAW proceedings. Amsterdam, 1274-1276
- Poole, C. P. (2000). Handbook of superconductivity. Academic Press, U.S.A
- Poole, C. P., Datta, T. ve Farah, H. A. (1988). Copper oxide superconductors. A Willey Interscience Publication, UK.
- Putilin, S. N., Antipov, E. V., Chmaissem, O. ve Marezio, M. (1993). Superconductivity at 94 K in the $\text{HgBa}_2\text{CuO}_{4+\delta}$. *Nature*, 362, 226-228.
- Rose-Innes, A. C. ve Rhoderick, E. H. (1980). Introduction to superconductivity. Second Edition, Pergamon Press Ltd., England.
- Salama, K. ve Lee, D. F. (1994). Progress in melting of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ superconductor. *Superconductor Science and Technology*, 7, 177-193.
- Schilling, A., Cantoni, M., Guo, J. D. ve Ott, H. R. (1993). Superconductivity above 130 K in the Hg–Ba–Ca–Cu–O System. *Nature*, 363, 56-58.
- Schrieffer, J. R. ve Tinkham, M. (1999). Superconductivity. *Reviews of Modern Physics*, 71, 2, 313-317.
- Sheahen, T. P. (1994). Introduction to high temperature superconductivity. Plenum Press, New York.
- Sheng, Z. Z., Hermann, A. M., Ali, A. El., Almasan, C., Estrada, J., Datta, T. ve Kaplan, N. (1988). Superconductivity at 90 K in the Tl-Ba-Cu-O systems. *Physical Review Letters*, 60, 16, 937-940.
- Tavana, A. ve Akhavan, M. (2010). How to can go above 100 K in the YBCO family. *European Physical Journal St*, 73, 79-83.

- Tomita, M. ve Murakami, M. (2003). High-Temperature superconductor bulk magnets that can trap magnetic fields of over 17 tesla at 29 K. *Nature*, 421, 517-520.
- Uttam B., Subimal S., Alok C. (2014). Design optimization of superconducting magnetic energy storage coil. *Physica C*, 500, 25–32.
- Vanderah, T. A. (1992). Chemistry of superconductor materials: preparation, chemistry, characterization and theory. Noyes Publications, United States.
- Wesche, R. (1998). High-temperature superconductors: materials, properties and applications. Kluwer Academic Publishers, Massachusetts USA.
- Wu, M. K., Ashburn, J. R., Torng, C. J., Hor, P. H., Meng, R. L., Gao, L., ... Chu, C. W. (1987). “Superconductivity at 93K in a new mixedphase Y-Ba-Cu-O compound system at ambient pressure. *Physical Review Letters*, 58, 908.
- Yamachi, N., Sakai, N., Sawa, K. ve Murakami, M. (2005). Measurements of three dimensional fields of bulk superconductors in varying external fields. *Superconductor Science and Technology*, 18, S67-S71.
- Yanmaz, E., Mutlu, I. H., Kucukomeroglu T. ve Altunbas, M. (1994). Ag-doped 120K $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-5}$ superconductors prepared by the flame-quench-melt-growth (FQMG) method. *Superconductor Science and Technology*, 7, 903-907.
- Yasuyuki S., Sho N., Kenta Y., Keisuke H., Jumpei B., Shinichi K. ve Kenichi S. (2013). Current limiting performance test of 3- phase tri-axial transformer-type SFCL with re-wound structure at 3-line-to-ground fault in lab-scale transmission system. *Physica C*, 484 248–252.
- Yılmaz, M. (2008). “ $\text{Y}_{0.6}\text{Gd}_{0.4}\text{Ba}_{2-x}\text{Nb}_x\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ ve $\text{Y}_{0.6}\text{Gd}_{0.4}\text{Ba}_2\text{Cu}_{3-x}\text{Nb}_x\text{O}_{7-\delta}$ süperiletkenlerinin yapısal ve süperiletkenlik özelliklerinin incelenmesi. Yayınlanmamış doktora tezi, Selçuk Üniversitesi, Konya.
- Zeyneli, H. L. (1994). Üstüniletkenli senkron makinalarda kararlılık analizi. Yayınlanmamış doktora tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, İstanbul.
- Zou, X.W., 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 eğitimimi Ankara’da tamamladım. 1996-2000 tarihleri arasında Ankara Üniversitesi Fen Fakültesi Fizik Bölümü lisans eğitimimi tamamladım. 2018-2022 tarihleri arasında Gümüşhane Üniversitesi Enerji Sistemleri Mühendisliği Bölümü Yüksek Lisans eğitimimi yapıyorum. Evli ve iki çocuk annesiyim. Üçüncü çocuğuma hamileyim.

2000-2008 tarihleri arasında Ankara ve İstanbul’da Fizik Öğretmeni olarak çalıştım. 2016 Şubat’ta MEB’de Fizik öğretmeni olarak atandım. Halen Gümüşhane Ali Fuat Kadirbeyoğlu Anadolu Lisesinde Fizik öğretmeni olarak kadrolu görev yapmaktayım. Bu süreçte dört adet MEB tarafından çalışkanlık nedeniyle Başarı Belgesi ödülü aldım. Ayrıca orta düzeyde İngilizce bilgisine sahibim.