

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI

**C₄H₆O₅ KATKILI VE KATKISIZ MgB₂ SÜPERİLETKENLERİNİN MANYETİK
KALDIRMA KUVVETİ ÖZELLİKLERİNİN ELEKTROMANYETİK
UYGULAMALAR İÇİN ARAŞTIRILMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Volkan KAPUCU

**AĞUSTOS 2014
TRABZON**

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI

**C₄H₆O₅ KATKILI VE KATKISIZ MgB₂ SÜPERİLETKENLERİNİN MANYETİK
KALDIRMA KUVVETİ ÖZELLİKLERİNİN ELEKTROMANYETİK
UYGULAMALAR İÇİN ARAŞTIRILMASI**

Volkan KAPUCU

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde
“YÜKSEK LİSANS (FİZİK)”
Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 21.07.2014
Tezin Savunma Tarihi : 07.08.2014

Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Burcu SAVAŞKAN

Trabzon 2014

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalında

Volkan KAPUCU tarafından hazırlanan

**C₄H₆O₅ KATKILI VE KATKISIZ MgB₂ SÜPERİLETKENLERİ'NİN MANYETİK
KALDIRMA KUVVETİ ÖZELLİKLERİNİN ELEKROMANYETİK
UYGULAMALAR İÇİN ARAŞTIRILMASI**

başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 22 / 07 / 2014 gün ve 1563 sayılı
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda

YÜKSEK LİSANS TEZİ
olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

Başkan : Prof. Dr. Halit KANTEKİN

Üye : Doç. Dr. Kemal ÖZTÜRK

Üye : Yrd. Doç. Dr. Burcu SAVAŞKAN



Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ

Enstitü Müdürü

ÖNSÖZ

Bu tez çalışmamız 1002 kod 113T008 no'lu Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TUBİTAK) projesi kapsamında yapılmış olup, bu projelerin maddi olanakları kullanılmıştır.

Süperiletkenliğin keşfinden bu yana süperiletkenin taşıyabileceği akım, dayanabileceği manyetik alan gücü ve özellikle mag-lev sistemleri için kaldırma kuvveti endüstriyel uygulamalar önemli durumdadır. Bunların geliştirilmesi için, akı taşıma kabiliyeti geliştirilmeye çalışılmaktadır ve bu bakımdan süperiletken malzemesinde etkin çivileme özelliği gösterecek bölgeler oluşturulması denenmektedir. Biz çalışmamızda çivileme özelliğini geliştirmek için MgB_2 içine farklı miktarlarda Malik Asit ekleyerek ürettiğimiz külçe süperiletken örneklerin yapısal, fiziksel ve manyetik kuvvet özelliklerini inceledik.

Öncelikle çalışmalarım sırasında benden yardımını esirgemeyen çalışma arkadaşım İmren DEMİR'e teşekkürü bir borç bilirim. Deneysel çalışmalarım ve tezimin yazım aşamasında yardım, öneri ve desteğini esirgemedi beni yönlendiren ve yanımda olan danışman hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Burcu SAVAŞKAN' a , yardımlarını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Ezgi TAYLAN KOPARAN' a, Manyetik kaldırma kuvveti ölçümlerinde yardımcı olan Sayın Doç. Dr. Şükrü ÇELİK ve Arş. Gör. Barış GÜNER' e teşekkür ederim. Üretimde ve her türlü aşamada tecrübe edinmemizi sağlayan Sayın Prof. Dr. Ekrem YANMAZ hocamıza ayrı ve kocaman bir sayfada teşekkür ederim.

Okul dönemimde maddi manevi arkamda duran aileme ve arkadaşlarıma çok teşekkür ederim.

Volkan KAPUCU
Trabzon 2014

TEZ BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum " $C_4H_6O_5$ KATKILI VE KATKISIZ MgB_2 SÜPERİLETKENLERİNİN MANYETİK KALDIRMA KUVVETİ ÖZELLİKLERİNİN ELEKTROMANYETİK UYGULAMALAR İÇİN ARAŞTIRILMASI" başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Yrd. Doç. Burcu SAVAŞKAN'ın sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 07/08/2014

Volkan KAPUCU

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	III
TEZ BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IV
TABLolar DİZİNİ.....	XII
SEMBOLLER DİZİNİ.....	XIII
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş	1
1.2. Süperiletkenlik Parametreleri	4
1.2.1. Kritik Sıcaklık (T_c)	4
1.2.2. Kritik Akım ve Kritik Akım Yoğunluğu	5
1.2.3. Kritik Manyetik Alan.....	7
1.2.4. Meissner Etkisi	8
1.2.5. İzotop Etkisi.....	9
1.3. Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri	10
1.3.1. I ve II. Tip Süperiletkenler	10
1.3.1.1. II. Tip Süperiletkenlerde Karışık Hal (Mixed State)	12
1.3.1.2. I ve II. Tip Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri.....	14
1.4. Süperiletkenler' de Manyetik Kuvvet	16
1.4.1. I. Tip Süperiletkenlerde Soğutma Şekline Bağlı Manyetik Kaldırma Kuvveti	17
1.4.2. II. Tip Süperiletkenlerde Soğutma Şekline Bağlı Manyetik Kaldırma Kuvveti	19
1.4.2.1. II. Tip Süperiletkenlerde Alanlı Soğutma (ZFC)	19
1.4.2.2. II. Tip Süperiletkenlerde Alanlı Soğutma (FC).....	20
1.5. MgB_2 Süperiletkeni.....	20
1.5.1. MgB_2 ' nin Kristal Yapısı	20
1.5.2. MgB_2 ' nin Geçiş Sıcaklığı, T_c	21
1.5.3. MgB_2 ' de İzotop Etkisi	22

1.5.4..	MgB ₂ Süperiletkeninin Avantajları	23
1.5.5.	MgB ₂ Süperiletkeninin Kullanım Alanları ve Özelliklerinin Geliştirilmesi	24
1.5.5.1.	MgB ₂ ' ye Yapılan Katkılamalar	26
1.6.	Tez Çalışmasının Amacı.....	30
2.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	32
2.1.	MgB ₂ Külçe Örneklerinin Hazırlanması	32
2.2.	Yapılan Ölçümler	33
2.2.1.	Yapısal Ölçümler	33
2.2.1.1.	XRD Ölçümleri.....	33
2.2.1.2.	SEM Ölçümleri.....	33
2.2.2.	Fiziksel Ölçümler	34
2.2.2.1.	Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri	34
2.2.3.	Kaldırma Kuvveti Ölçümleri	36
3.	BULGULAR VE TARTIŞMA	39
3.1.	Yapısal Analizler	39
3.1.1.	XRD Analizi	39
3.1.2.	SEM Analizi	41
3.2.	Fiziksel Analizler	44
3.2.1	Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Analizleri	44
3.2.1.1.	Uygulanan Alanın Fonksiyonu Olarak Manyetizasyon Ölçümleri	44
3.2.1.2.	Kritik Akım Yoğunluğu Hesapları	47
3.2.1.3.	Sıcaklığın Fonksiyonu Olarak Manyetizasyon Ölçümleri	51
3.3.	Manyetik Kaldırma Kuvveti Analizleri	53
3.3.1.	ZFC (Alansız Soğutma) Analizleri	53
3.3.2.	FC (Alansız Soğutma) Analizleri	61
4.	SONUÇLAR	68
5.	ÖNERİLER	73
6.	KAYNAKÇALAR	74
ÖZGEÇMİŞ		

Yüksek Lisans Tezi

ÖZET

**C₄H₆O₅ KATKILI ve KATKISIZ MgB₂ SÜPERİLETKENLERİNİN MANYETİK
KALDIRMA KUVVETİ ÖZELLİKLERİNİN ELEKTROMANYETİK
UYGULAMALAR İÇİN ARAŞTIRILMASI**

Volkan KAPUCU

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Burcu SAVAŞKAN
2014, 82 Sayfa

MgB₂ külçe süperiletkenleri; magnezyum tozu (%99.8) , amorf bor tozu (>%98), malik asit (C₄H₆O₅) tozu, ve toluen (C₇H₈) kullanılarak " İki Adım Katıhal Tepkime metodu" ile üretildi.

Üretilen örneklerin yapısal analizleri X-ışını kırınımı (XRD) analizi ve Taramalı elektron mikroskobu (SEM) çekimleriyle incelenmiştir. Kritik akım yoğunluğunun (J_c) hesaplanması için Manyetizasyon histerisiz ilmekleri Quantum Design Fiziksel özellik ölçüm sistemi (PPMS)' in Titreşim örneklemeli manyetometresi (VSM) kullanılarak ölçüldü. Örneklerin J_c değerleri Bean kritik akım modeli kullanılarak manyetizasyon genişliğinden türetildi. Düşük sıcaklık kuvvet ölçümleri Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi Katıhal araştırma laboratuvarındaki cryostat sistemi kullanılarak gerçekleştirildi.

Kullandığımız katkı oranlarında % 4 katkı manyetik kaldırma kuvveti için çok olumlu etki sergiledi. % 4 katkı oranıyla hazırlanan örnekler kendi ağırlığının 950 katını kaldırabildi. % 4 ve 6 katkı oranlarının etkin çivileme merkezi gibi davrandığı gözlemledik.

Anahtar Kelimeler: MgB₂, Manyetik Kaldırma Kuvveti, Malik Asit, C₄H₆O₅, İki Adım Katıhal Tepkime Metodu, XRD, PPMS

Master Thesis

SUMMARY

INVESTIGATION OF MAGNETIC LEVITATION FORCE PROPERTIES
OF $C_4H_6O_5$ DOPED AND UN-DOPED MgB_2 SUPERCONDUCTORS FOR
ELECTROMAGNETIC APPLICATIONS

Volkan KAPUCU

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Physics Graduate Program

Supervisor: Assist. Prof. Dr. Burcu SAVASKAN
2014, 82 Pages

MgB_2 bulk superconductors were prepared from magnesium powder (%99.8), amorphous boron powder (>%98), malic acid ($C_4H_6O_5$) and toluene (C_7H_8) by using "Two-Step Solid State Reaction Method".

Structural analysis of all samples were characterized by X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM). Magnetization hysteresis loops (M–H) for determination of J_c were measured using a vibrating sample magnetometer (VSM) of the Quantum Design PPMS system. The magnetic J_c values were derived from the height of the magnetization loop using the Bean's critical state model. Magnetic levitation force measurements at low temperatures were performed at solid state research laboratory in Recep Tayyip Erdogan University using the cryostat system.

% 4 malic acid adding ratio exhibited the best significant improvement for magnetic levitation force. A sample which prepared by % 4 adding ratio levitated an object which was 950 times heavier than its weight. We observed that % 4 and % 6 adding ratio acts as significant pinning centers.

Key Words: MgB_2 , Magnetic Levitation Force, Malic Acid, $C_4H_6O_5$, Two Step Solid State Reaction, XRD, PPMS

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.1.	Direnç sıcaklık eğrisi.....	4
Şekil 1.2.	Kalayın süperiletkenlik geçiş sıcaklığı	4
Şekil 1.3.	Kritik yüzey faz diyagramı.....	6
Şekil 1.4.	a) I. tip süperiletkenlerin sıcaklığa karşı kritik manyetik alan eğrisi, b) II. tip süperiletkenlerin sıcaklığa karşı kritik manyetik alan eğrileri	8
Şekil 1.5.	a) Süperiletken bir örnekte manyetik alan daima dışlanır, örnek içerisinde $B=0$ ' dir. b) İdeal bir iletkene soğutmadan önce alan uygulanıyor. Örnek T_c ' nin altına kadar soğutulduktan sonra alan kaldırıldığında örnek içerisinde bir miktar akı tuzaklanıyor	9
Şeki 1.6.	H_c alanında (S_M) Meissner durumundan aniden değişen I. tip süperiletkenlerin tipik davranışları	11
Şekil 1.7.	H_c I. tip süperiletkenlerin faz diyagramı, S_M süperiletken (Meissner) fazı	11
Şekil 1.8.	II. tip süperiletkenlerin farklı davranışları	12
Şekil 1.9.	II. tip süperiletkenlerin faz diyagramı S_M =Meissner fazı, S_V =Vortex fazı, N =Normal faz	12
Şekil 1.10.	Normal merkezleri ve etrafında dolanan süperakım girdaplarını gösteren karışık hal. Dikey çizgiler merkezlerin içinden geçen akıyı gösterir.	13
Şekil 1.11.	a) I. tip süperiletkenlerde, ortalama manyetik akı yoğunluğunun b) II. tip süperiletkenlerde, ortalama manyetik akı yoğunluğunun uygulanan manyetik alana bağlılığı.....	14
Şekil 1.12.	a) İdeal II. tip süperiletkenin manyetizasyonu b) II. tip gerçek süperiletkenin manyetizasyonu	15
Şekil 1.13.	Ayna görüntüsü (Mirror Image)	18
Şekil 1.14.	Aynı yönlü akım taşıyan iki tel ve kuvvetler	18
Şekil 1.15.	Süperiletkende meissner gösterimi.....	19
Şekil 1.16.	II. tip süperiletkende alan geçişi.....	20
Şekil 1.17.	a) MgB_2 ' nin kristal yapısı b) MgB_2 ' nin yapısal analizinden elde edilen kristal yapısı	21
Şekil 1.18.	Farklı geometrilerdeki MgB_2 için en yüksek $H_{c2}(0)$ değerleri	22
Şekil 1.19.	Sıcaklığa karşı düşük kritik alan $H_{c1}(T)$	22
Şekil 1.20.	MgB_2 sisteminde izotopların T_c üzerindeki etkisi	23

Şekil 2.1.	Quantum Design PPMS sistemi	35
Şekil 2.2.	PPMS sistemindeki VSM modülünün sıvı azot ceketli sıvı helyum tankındaki konumları. Üst taraf gradiyometre, alt taraf ise algılama bobininin büyütülmüş halini göstermektedir	36
Şekil 2.3.	Cryostat ve donanımları	37
Şekil 2.4.	Cryostat kontrol ünitesi	38
Şekil 3.1.	Saf ve ağırlıkça %4- 6- 8- 10- 12 ve 15 malik asit eklenmiş örneklerin XRD modeli	40
Şekil 3.2.	MgB ₂ +C ₄ H ₆ O ₅ için; (a) birim hücre hacmi (b) c/a oranı (c) c-ekseni örgü parametresi ve (d) a-ekseni örgü parametresi.....	41
Şekil 3.3.	(a) Saf MgB ₂ , (b) % 4 malik asit katkılı, (c) % 6 malik asit katkılı ve (d) % 15 malik asit katkılı MgB ₂ örneklerinin SEM fotoğrafları.....	42
Şekil 3.4.	Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB ₂ örneklerin T=5 K' de ölçülen M-H eğrileri.....	45
Şekil 3.5.	Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB ₂ örneklerin T=15 K' de ölçülen M-H eğrileri.....	46
Şekil 3.6.	Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB ₂ örneklerin T=25 K' de ölçülen M-H eğrileri.....	46
Şekil 3.7.	Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB ₂ örneklerin T=5 K' deki kritik akım yoğunluğunun manyetik alanla değişimi	50
Şekil 3.8.	Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB ₂ örneklerin T=15 K' deki kritik akım yoğunluğunun manyetik alanla değişimi	50
Şekil 3.9.	Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB ₂ örneklerin T=25 K' deki kritik akım yoğunluğunun manyetik alanla değişimi	51
Şekil 3.10.	Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB ₂ örneklerin T=5-50 K aralığındaki ve H=100 Oe' lik alan şiddetindeki manyetizasyon-sıcaklık eğrileri	52
Şekil 3.11.	Saf MgB ₂ için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü.....	54
Şekil 3.12.	% 4 MA katkılı MgB ₂ için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	54
Şekil 3.13.	% 6 MA katkılı MgB ₂ için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	55
Şekil 3.14.	% 8 MA katkılı MgB ₂ için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	56
Şekil 3.15.	% 10 MA katkılı MgB ₂ için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	57
Şekil 3.16.	% 12 MA katkılı MgB ₂ için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	58

Şekil 3.17.	% 15 MA katkılı MgB ₂ için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	58
Şekil 3.18.	Saf ve tüm MA katkılı MgB ₂ örneklerinin (a) 24, (b) 28 ve (c) 32 K' de ZFC rejimi altında mesafeye göre kuvvet değişimi ölçümü ve iç resimlerinde katkı miktarına göre kuvvet üst noktaları	59
Şekil 3.19.	ZFC soğutma durumundan sonra, sabit 1,5 mm boşlukta saf ve katkılı MgB ₂ örneklerinin kaldırma kuvvetleri	60
Şekil 3.20.	ZFC soğutma durumunda 1,5 mm sabit bir yükseklikte, saf ve katkılı MgB ₂ örneklerinin sıcaklığa bağlı kaldırma kuvveti değişimi	61
Şekil 3.21.	Saf MgB ₂ için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	62
Şekil 3.22.	% 4 MA katkılı MgB ₂ için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	63
Şekil 3.23.	% 6 MA katkılı MgB ₂ için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	63
Şekil 3.24.	% 8 MA katkılı MgB ₂ için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	64
Şekil 3.25.	% 10 MA katkılı MgB ₂ için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	65
Şekil 3.26.	% 12 MA katkılı MgB ₂ için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	65
Şekil 3.27.	% 15 MA katkılı MgB ₂ için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü	66
Şekil 3.28	Saf ve tüm MA katkılı MgB ₂ örneklerinin (a) 24, (b) 28 ve (c) 32 K' de FC rejimi altında mesafeye göre kuvvet değişimi ölçümü	67

TABLolar DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1.1. Süperiletkenlik gösteren elementlerin bazıları ve geçiş sıcaklıkları	5
Tablo 1.2. MgB ₂ için farklı tipteki katkı ve dopingler	27
Tablo 1.3. MgB ₂ 'ye eklenen katkıların farklı kategorilere ayrılması	30
Tablo 3.1. Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB ₂ örneklerin sıcaklığa ve manyetik alana bağlı olarak kritik akım yoğunluğu ve kritik geçiş sıcaklığı değerleri	49
Tablo 3.2. ZFC durumunda farklı sıcaklıklarda, mesafeye göre kuvvet maksimumları	71
Tablo 3.2. FC durumunda farklı sıcaklıklarda, mesafeye göre kuvvet maksimumları	72

SEMBOLLER DİZİNİ

B_{irr}	: Tersinmez alan
$C_4H_6O_5$: Malik asit
F	: Kuvvet
FC	: Alanlı soğutma
H_c	: Kritik manyetik alan
H_{c1}	: Alt kritik manyetik alan
H_{c2}	: Üst kritik manyetik alan
I_c	: Kritik akım
J_c	: Kritik akım yoğunluğu
KM	: Kalıcı mıknatıs
m	: Manyetik moment
M	: Manyetizasyon
MA	: Malik asit
MKK	: Manyetik kaldırma kuvveti
PPMS	: Fiziksel özellik ölçüm sistemi
RE	: Nadir toprak
SEM	: Taramalı elektron mikroskopu
T_c	: Kritik sıcaklık
ZFC	: Alansız soğutma
XRD	: X ışını kırınım analizi
χ	: Diamanyetik alınganlık
ΔM	: Manyetizasyon farkı
ΔT_C	: Süperiletkenlik geçiş aralığı
ξ	: Eş uyum uzunluğu
μ_o	: Boşluğun manyetik geçirgenliği
ρ	: Öz direnç
Φ_0	: Manyetik akı

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Elektrik ve elektrikle çalışan birçok cihaz, günlük hayatımızın vazgeçilmez unsurlarından biri olmuştur. Kuşkusuz en önemli konulardan birisi de elektriğin bir yerden başka bir yere iletilmesidir. Metallerdeki elektrik iletkenliğini açıklamak için *serbest* elektron modeli önerilmiştir. Bu modele göre, atomların valans elektronları kristalde iletim elektronlarına dönüşür ve metal içerisinde hareket edebilir. Ancak kristalde bulunan safsızlıklar, tanecik sınırları, örgü iyonlarının titreşimi vb. nedenler bu hareketi zorlaştırarak, direnç kavramını meydana getirir.

1908' de helyumun kaynama sıcaklığı (4,2 K) altına soğutulup sıvılaştırılması ile hızlanan araştırmalar sırasında, 1911' de Hollanda'da Danimarkalı fizikçi Kamerling Onnes tarafından Leiden Laboratuvarında keşfedildi. Onnes, saf cıvanın elektriksel direncinin sıcaklığa bağımlılığını incelerken, cıvanın direncinin, Helyumun kaynama sıcaklığının (4,2 K) altına soğutulduğunda aniden sıfıra düştüğünü gözlemledi. Bu yeni fenomeni "Süperiletkenlik" olarak adlandırdı.

Normal durumdan bu özel duruma geçiş sıcaklığına da "kritik sıcaklık" denir ve " T_c " ile gösterilir. Cıva metalinde gözlemlenen "sıfır direnç" özelliği, diğer elementler üzerinde, bazı alaşım ve bileşiklerde de meydana geldiği gözlemlenmiştir. Keşfedildiği günden bugüne kadar birçok bilim insanının ilgisini çeken süperiletkenlik, gelecek yıllarda da önemli bir araştırma ve uygulama sahası olma potansiyeline sahiptir.

Süperiletkenliğin keşfinden sonra fizikçiler süperiletkenlerin ikinci önemli karakteristik özelliği olan diamanyetizma üzerinde çok durdular. 1933' te Meissner ve Ochsenfeld, bir kürenin geçiş sıcaklığının altına kadar soğutulduğunda, manyetik akıyı dışarıladığı olayı buldu ve "Meissner Etkisi" etkisi olarak adlandırdı [1]. Tüm bu deneysel sonuçları açıklayabilmek için ilk teoride, 1935' de London kardeşler süperiletkenliğin temel özelliği olan diyamanyetizma, "sıfır direnç" ve "nüfuz derinliği" olarak adlandırılan parametreyi de tanımladı. London Teorisi' nden sonra hızlanan çalışmalar sonucunda dış manyetik alana verdikleri tepkiye göre iki tip süperiletken grubu olduğu bulunmuştur: "I. tip süperiletkenler ve II. tip süperiletkenler". Hemen ardından Ginzburg ve Landau

süperiletkenliğe kuantum mekaniksel durum yaklaşımıyla ikinci bir teori geliştirilmiştir [2]. Ginzburg ve Landau süperiletkenliğin "düzen parametrelerini" ifade etti. Aynı yıl H. Fröhlich, geçiş sıcaklığının, ortalama atom kütesinin artmasıyla düştüğünü tahmin etti ve teorik olarak gösterdi [3]. Atom kütesi ve kritik sıcaklık arasındaki bu etki, Maxwell tarafından deneysel olarak "İzotop Etkisi" olarak tanımlandı [4].

Daha sonra Abrikosov göstermiştir ki; Ginzburg-Landau teorisinde süperiletkenlerin I. tip ve II. tip olmak üzere iki kategoriye ayrıldığını öngörmektedir [5]. Abrikosov ve Ginzburg bu çalışmalarıyla Nobel Ödülünü kazandı.

1962' de Bean, bir süperiletkenin, süperiletkenliğini kaybetmeden önceki kritik akım yoğunluğunun (J_c) manyetizasyon eğrilerinden bulunabileceğini gösterdi.

1986' da Bednorz ve Müler, hazırladıkları Ba-La-Cu-O (bakır oksit bazlı) bileşikte T_c ' nin 30 K üzerine çıkabileceğini deneysel olarak gösterdiler. Bu sistemde geçiş sıcaklığı 35 K olarak belirlendi. Karşılaşılan bu sonuç yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin ortaya çıkmasını müjdeliyordu. Bir seramiğin, hatta oksijen içeren bir seramiğin kritik sıcaklık sınırını aşması fizik dünyasında şok yarattı.

1987' de Wu ve arkadaşları tarafından Ba-La-Cu-O sisteminde Lantanyum (La) yerine Yitriyum (Y) koyarak (YBCO) kritik sıcaklığı 92 K' e kadar yükseltmişlerdir [6]. YBCO' nun bulunuşu, ölçümler sırasında sıvı helyum (4 K) kullanımından sıvı azot (77 K) kullanımına geçişi sağladı. Sıvı azot hem maddi anlamda hem de elde edilebilirlik açısından sıvı helyuma göre çok daha avantajlıdır. Birbirini takip eden buluşlar serisine Maeda ve arkadaşlarının hazırladığı Bi-Sr-Ca-Cu-O seramik bileşiği, 110 K' lik geçiş sıcaklığı ile dahil oldu [7]. Hemen ardından da 125 K' lik kritik sıcaklığı ile Tl-Ba-Ca-Cu-O bileşiğinde süperiletkenlik keşfedildi. 1993' te 133 K yüksek geçiş sıcaklığına sahip olan Hg-Ba-Ca-Cu-O seramiğinin keşfiyle cıva-bazlı süperiletkenlerin serüveni başladı [8].

Wu ve arkadaşları tarafından YBCO bileşiğinin 93K' de süperiletkenlik özelliğinin bulunması ve bu bileşiğin manyetik cisimleri havada tutması, 1987' ten itibaren bilim insanlarının bu alanda yoğunlaşmalarını sağlamıştır. Süperiletkenlerden yüksek mıknatıslanma elde etmek için Y-Ba-Cu-O (YBCO) ve RE-Ba-Cu-O (RE:Y, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu, La nadir toprak elementleri) külçe süperiletkenleri kullanılır [9,10].

1994' ten sonra borkarpitlerin yeni bir sınıfının keşfi (RE-TM₂B₂C, burada; TM=Ni veya Pd), hafif elementlerden oluşan intermetalik süperiletkenlere olan ilgiyi canlandırdı. Çünkü bu malzemelerin (YPd₂B₂C bileşiğinde $T_c = 23$ K) temel karakteristikleri;

intermetalikler içinde yüksek T_c ' ye, anizotropik katmanlı yapıya ve manyetizma ile süperiletkenlik arasında güçlü bir etkileşime sahip olmalarıdır.

10 Ocak 2001 tarihinde Japonya' nın Sundai kentinde düzenlenen "Symposium on Transition Metal Oxides" kongresinde, Jun Akimitsu, ekibinin yeni bir süperiletken bulunduğunu açıkladı. Akimitsu, Nagamatsu ve ekibi, 1950' ten beri bilinen, uzun zamandır piyasada satılan bir malzeme olan Magnezyum diboroid (MgB_2) bileşiğinin basit hegzagonal yapısına karşı, yaklaşık 40 K gibi oldukça yüksek bir geçiş sıcaklığında süperiletkenlik keşfettiler.

Günümüzde ise en ucuz, en yüksek geçiş sıcaklığına sahip ve teknolojiye kolaylıkla aktarılabilen süperiletken sistemlerin keşfi için bilim dünyası yoğun çalışmalarını sürdürmektedirler.

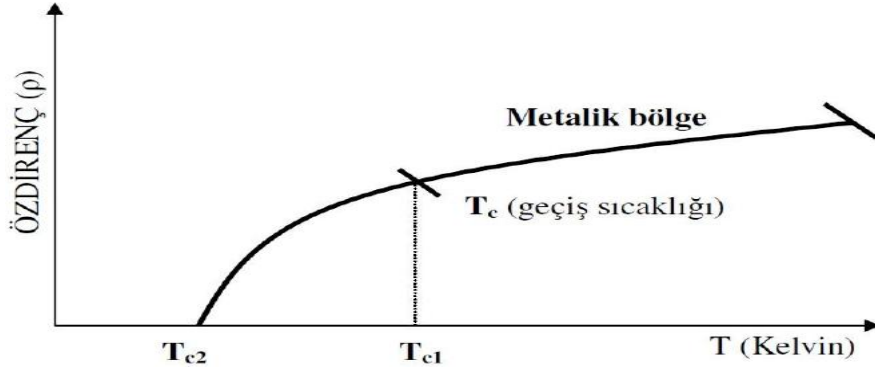
Süperiletkenlerin teknolojik uygulanabilirliğinde önemli rolü olan kritik akım yoğunluğu (J_c) ve manyetik kaldırma kuvveti gibi özelliklerin iyileştirilmesine yönelik çalışmalar hızlı bir şekilde devam etmektedir. Ne yazık ki, yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin (HTS) J_c değeri, bu malzemelerin seramik karakteri ile tanecik yapısı ve genellikle tane sınırlarında görülen zayıf bağ probleminden dolayı oldukça düşüktür [11]. HTS' nde karışık durumda işlemeyi başaran manyetik alan çizgilerinin hareketi süperiletkene istenmeyen bir direnç kazandırır Manyetik alanı tuzaklayabilme kabiliyeti, tersinmezlik alanı (B_{irr}), yüksek kritik akım yoğunluğu sağlamak ve direnci sıfırlamak için suni pinning (akı çivileme) merkezleri oluşturularak akı çizgilerinin bu merkezlerde hareketsiz kalmaları sağlanmaktadır.

Bir süperiletken ile kalıcı mıknatıs (KM) arasındaki etkileşme kuvveti, süperiletkenin kritik akım yoğunluğu ve mıknatısın manyetizasyonu gibi iç özelliklere bağlı olmakla birlikte, mıknatıs ve süperiletkenin boyutlarına ve birbirlerine göre konumlarına da bağlıdır [12,13]. Süperiletken ve KM boyutu arttıkça örnekte tuzaklanan manyetik alan şiddetinin ve dolayısıyla kaldırma kuvvetinin de arttığı belirtilmiştir [14].

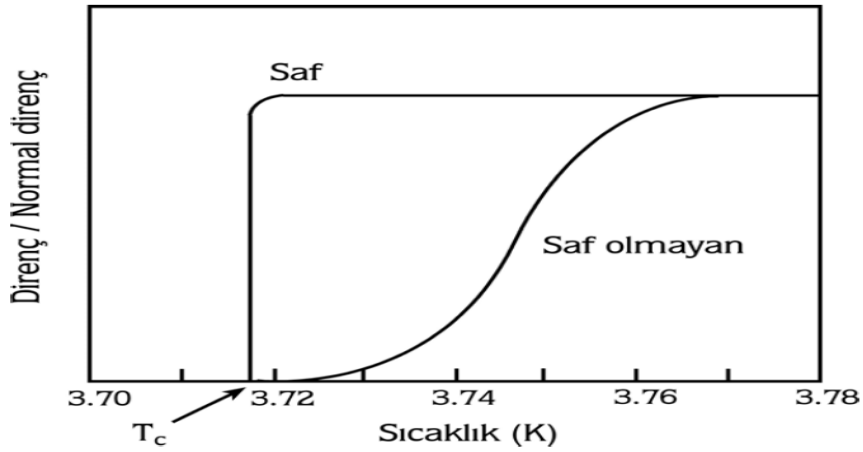
1.2. Süperiletkenlik Parametreleri

1.2.1. Kritik Sıcaklık (T_c)

Bazı malzemelerin uygulanan akıma karşı gösterdiği direncin aniden sıfıra düştüğü diğer bir deyişle süperiletken faza geçtiği sıcaklığa “geçiş sıcaklığı” ya da “kritik sıcaklık” denir ve T_c ile gösterilir. Şekil 1.1’ de gösterildiği gibi direncin azalmaya başladığı ilk sıcaklık T_{c1} (onset), sıfır olduğu sıcaklık ise T_{c2} (offset) olarak adlandırılırsa $\Delta T_c = T_{c1} - T_{c2}$ ifadesiyle karşılaşılr. ΔT_c değeri ne kadar küçük olursa malzeme o derece iyi bir süperiletkendir. Düşük ΔT_c ve yüksek T_c uyumu malzemenin homojenliği ve yüksek kristallik yapısında olduğunu gösterir. Şekil 1.2 saf ve saf olmayan Sn örneği için geçişi göstermektedir [15].



Şekil 1.1. Direnç sıcaklık eğrisi



Şekil 1.2. Kalayın süperiletkenlik geçiş sıcaklığı

Periyodik tabloda bulunan pek çok element süperiletken özelliği göstermesine rağmen bazı saf elementlerin mutlak sıfırda bile süperiletken özellik göstermeyeceği tahmin edilmektedir. Örneğin bakır, demir ve sodyum' un çok düşük sıcaklıklarda bile süperiletken özellik göstermediği gözlenmiştir. Düşük sıcaklıklarda yapılan deneysel çalışmalar bilinmeyen yeni süperiletkenlerin keşfinde etkili olmasına karşın, bütün metallerin mutlak sıfır sıcaklığında neden süperiletken özellik göstermediğini açıklayamamaktadır. Tablo 1.1' de bazı saf elementler ve geçiş sıcaklıkları verilmiştir [16].

Tablo 1.1. Süperiletkenlik gösteren elementlerin bazıları ve geçiş sıcaklıkları

Element	Geçiş Sıcaklığı (K)	Element	Geçiş Sıcaklığı (K)
Alüminyum (Al)	1.20	Vanadyum (V)	5.30
Niyobyum (Nb)	9.30	Çinko (Zn)	0.88
Kurşun (Pb)	9.30	Zirkonyum (Zr)	0.65
Kalay (Sn)	3.70	Kadmiyum (Cd)	0.50
Titanyum (Ti)	0.39	Uranyum (U)	0.20
Talyum (Tl)	2.40	Tantal (Ta)	11.0

1.2.2. Kritik Akım ve Kritik Akım Yoğunluğu

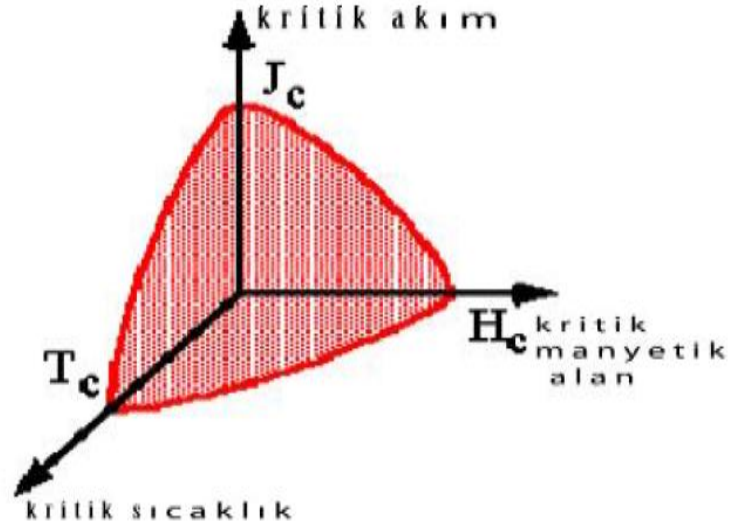
Kritik akım (I_c), bir süperiletkende akımın bir dirençle karşılaştığı andaki büyüklüğü ve süperiletkenliğin kaybolmadan örneğin geçirebileceği en yüksek akım değeridir [17].

Kritik akım yoğunluğunu incelemek için silindirik yapıda, r yarıçaplı yeterince ince ($r = \lambda$) süperiletken bir tel düşünelim. Bu telden I akımı geçirilirse; Amper Yasası;

$$\oint \mathbf{B} \cdot d\boldsymbol{\ell} = \mu_0 I \quad (1.1)$$

ya göre Süperiletken teli çevreleyen bir B alanı oluşur. Bu eşitlikten $B \cdot 2\pi r = \mu_0 I$ eşitliği elde edilir ve B değeri kritik B_c değerine ulaştığında teldeki akımda kritik değerine ulaşır, çünkü kritik akım, süperiletken'de kritik manyetik alan oluşturan akımdan büyük olamaz.

Şekil 1.3 kritik akım yoğunluğunun manyetik alan ve sıcaklıkla değişimini gösteren kritik faz diyagramını göstermektedir.



Şekil 1.3. Kritik yüzey faz diyagramı

Kritik akım durumunda tel süperiletken olma özelliğini tamamen kaybeder bu durumda kritik akım,

$$I_c = \frac{2\pi r B_c}{\mu_0} \quad (1.2)$$

ve kritik akım yoğunluğu da;

$$J_c = \frac{2B_c}{\mu_0 r} \quad (1.3)$$

şeklinde ifade edilir.

Kritik akım yoğunluğu değeri, geçiş sıcaklığında ($T=T_c$) artmaya başlar ve $T=0$ sıcaklığında maksimum değerine ulaşır.

Örneğin herhangi bir noktasındaki toplam akım yoğunluğu J' nin büyüklüğü J_c değerini aşarsa süperiletkenlik bozular [18].

J_c' nin hesaplanmasında manyetizasyonun manyetik alana karşı çizilen histerisis eğrisinin kullanılarak yarı teorik olarak hesaplama kullanılır. Bu yöntem için kullanılan üç denklem aşağıda verilmiştir.

$$J_c = \frac{30.\Delta M}{d} \quad (1.4)$$

$$J_c = \frac{20.\Delta M}{a.\left(1-\frac{a}{3b}\right)} \quad (1.5)$$

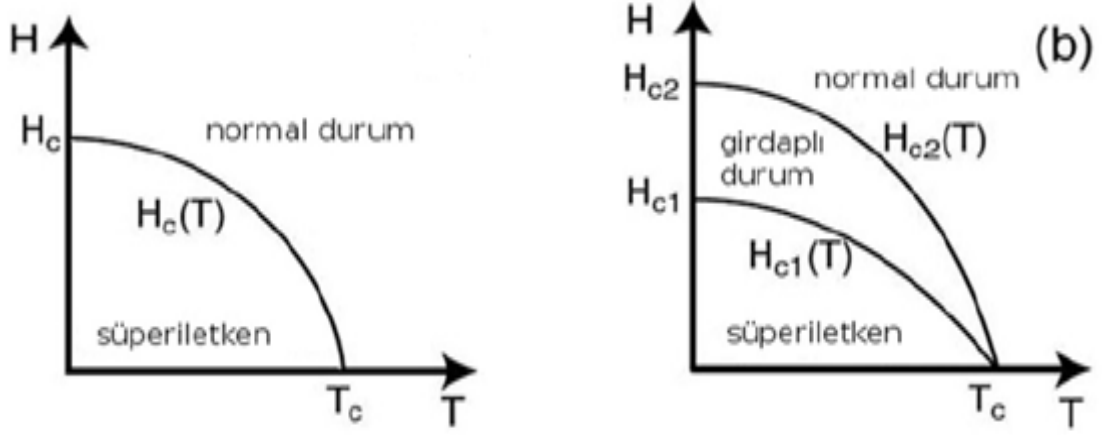
$$J_c = \frac{1}{1-\left(\frac{Ba}{B_0}\right)^{\frac{1}{3}}} \quad (1.6)$$

Denklem (1.4) ve (1.5) Bean formülü [18], denklem (1.6) Müller fomülü olarak adlandırılır. Denklemlerde kullanılan d ; örneğin santimetre cinsinden büyüklüğü, a ve b ; dikdörtgen örneğin boyutları, B_a ; uygulanan dış manyetik alan, B_0 ise; ilk manyetik alandır. Ayrıca, $M+$ pozitif manyetizasyonu ve $M-$ negatif manyetizasyonu temsil etmek üzere; ΔM elektromanyetik birim sistemine göre santimetreküp başına birim hacimdeki manyetizasyondur.

1.2.3. Kritik Manyetik Alan

Bir süperiletken madde belirli bir manyetik alan değerine kadar uygulanan manyetik alanı dışarlar. İşte bu faz geçişine neden olan manyetik alana "kritik manyetik alan (H_c)" denir. Denklem (1.7)' de bulunan $H_c(0)$, malzemenin süperiletkenliğinin ortadan kaldırılması için gereken maksimum manyetik alandır ve 0 K' deki manyetik alan şiddetini gösterir [16]. Süperiletken malzemeye uygulanan manyetik alan, $H_c(0)$ değerini aşarsa, süperiletkenlik her durumda bozular. Kritik manyetik akı şiddeti B_c ve kritik manyetik alan şiddeti H_c ile gösterilir. Bu iki değer kritik sıcaklığa bağlılığı şu şekildedir:

$$H_c(T) = H_c(0) \left[1 - \left(\frac{T}{T_c} \right)^2 \right] \quad (1.7)$$



Şekil 1.4. a) I. tip süperiletkenlerin sıcaklığa karşı kritik manyetik alan eğrisi b) II. Tip süperiletkenlerin sıcaklığa karşı kritik manyetik alan eğrileri

1.2.4. Meissner Etkisi

1911' de Onnes' in bulduğu sıfır elektriksel direncin keşfinden 22 yıl sonra Alman fizikçiler Meissner ve Ochsenfeld, 1933' te bir metalin süperiletken olduktan sonra içerisinde her noktasındaki manyetik akıyı tamamen dışarıladığını gözlemlediler ve süperiletken maddenin manyetik alanı dışarıladığı bu olayı "Meissner Etkisi" olarak adlandırdılar. Süperiletken malzemenin T_c ' nin altındaki sıcaklıklarda manyetik alanın aniden tam olarak süperiletken durumdaki örnekten dışarılandığını gösterdiler. Bu durumda;

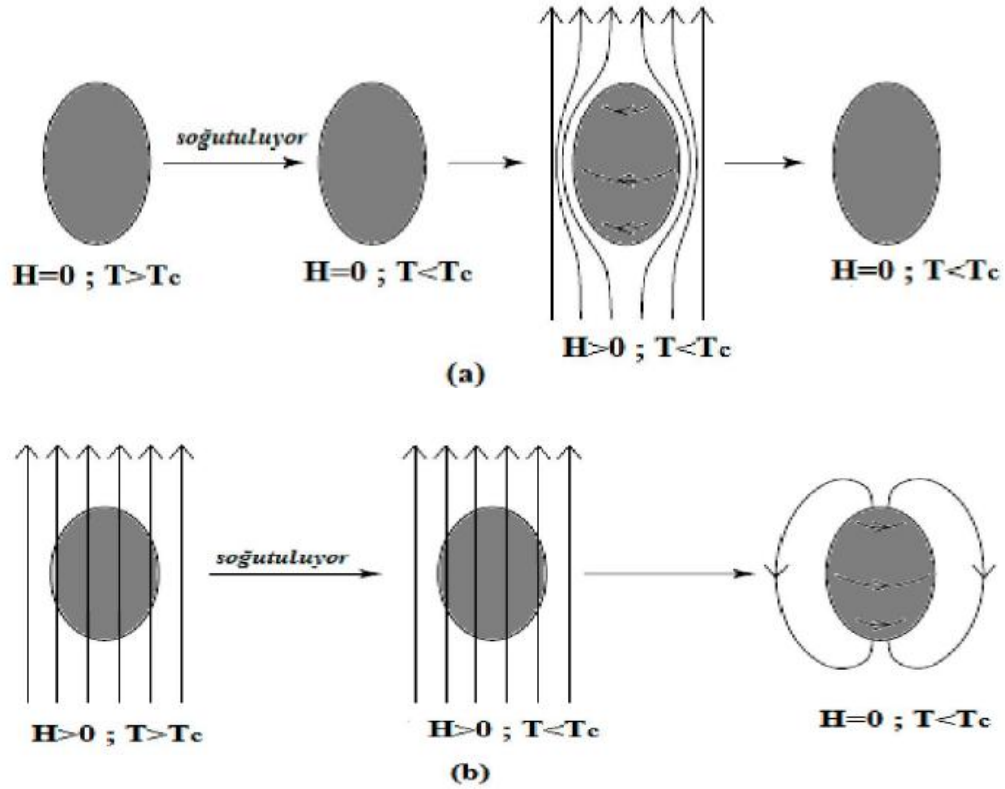
$$\vec{B} = \mu_0(1 + \chi)\vec{H} = 0 \quad (1.8)$$

Dolayısıyla manyetik doygunluk , mükemmel bir diyamanyet için ideal olan

$$\chi = \frac{dM}{dH} = -1 \quad (1.9)$$

olur [19].

Bir süperiletken, zayıf bir manyetik alan altında kritik sıcaklığın altına soğutulduğunda, yüzey akımları indüklenir. İndüklenen bu yüzey akımları, süperiletken içerisinde net manyetik alanın sıfır olmasını sağlar. Bu akımlar, zamanla değişmez ve sıfır elektriksel dirençli "Mükemmel Diyamanyetizma" oluşur.



Şekil 1.5. a) Süperiletken bir örnekte manyetik alan daima dışlanır, örnek içerisinde $B=0$ ' dir. b) İdeal bir iletkene soğutmadan önce alan uygulanıyor. Örnek T_c ' nin altına kadar soğutulduktan sonra alan kaldırıldığında örnek içerisinde bir miktar akı tuzaklanıyor [19].

1.2.5. İzotop Etkisi

Teorik çalışması Fröhlich tarafından yapılan ve 1950' lerde Maxwell ve Reynolds tarafından keşfedilen izotop etkisi, doğru bir süperiletken teorisi geliştirme yolunda çok önemli bir adım olmuştur.

Fononun aracılık ettiği süperiletkenliğin geleneksel testi izotop etkisidir. Bir element için geçiş sıcaklığı T_c ile, atomik kütle M arasındaki bağıntı denklem (1.10)' da verildiği gibidir.

$$T_c \cdot M^\alpha = sbt \quad (1.10)$$

Burada α , temel süperiletkenlerde elektron-fonon çiftlenimi için $1/2$ ' dir. Çok atomlu bileşikler için, kompleks bir yapı içerisinde T_c ' nin izotopun kütlesine nasıl bağlı olduğunu tahmin etmek oldukça zor olmasına karşın izotop etkisi bileşiklerde gözlenmiştir. Fröhlich, elektron ve örgü atomları arasındaki etkileşme süperiletkenlik durumun oluşmasında fononların rol oynadığı fikrini; izotop etkisi deneysel olarak keşfedilmeden önce öngörmüştür [3]. Güçlü elektron-fonon etkileşmesine sahip olanlar oda sıcaklığında kötü iletkenlerdir. Oysa, zayıf elektron - fonon etkileşmesine sahip olan soy metaller oda sıcaklığında çok iyi iletken olmalarına rağmen çok düşük sıcaklıklarda bile süperiletken hale geçemezler.

1.3. Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri

Manyetik alan altındaki davranışları ile ayırt edilebilen iki tip süperiletkenlik vardır. Bu iki tip süperiletken I. tip süperiletkenler ve II. tip süperiletkenler adı altında sınıflandırılırlar. I. tip süperiletkenler sınıfı doğrudan metalik kimyasal elementler olurken, II. tip süperiletkenler, metal alaşımlar, Niyobyum (Nb) ve Vanadyum (V) gibi metaller ve de farklı oksit bileşenlerdir. İki tip süperiletken arasındaki en önemli fark dış manyetik alandaki davranışlardan kaynaklanmaktadır.

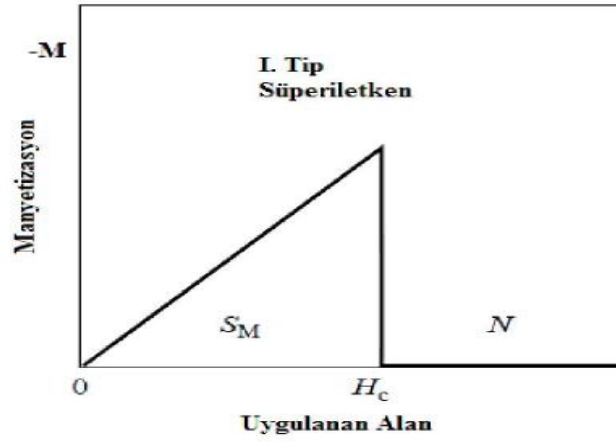
1.3.1. I. ve II. Tip Süperiletkenler

Manyetik alan altındaki davranışları ile ayırt edilebilen iki tip süperiletkenlik vardır.

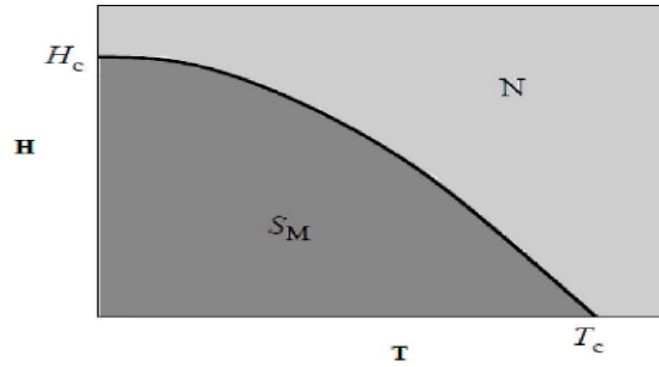
I. tip süperiletkenler ve II. tip süperiletkenler adı altında sınıflandırılırlar. I. tip süperiletkenler sınıfı doğrudan metalik kimyasal elementler olurken, II. tip süperiletkenler, metal alaşımlar, Niyobyum (Nb) ve Vanadyum (V) gibi metaller ve de farklı oksit

bileşenlerdir. İki tip süperiletken arasındaki en önemli fark dış manyetik alandaki davranışlardan kaynaklanmaktadır.

I. tip süperiletkenler, belli bir H_c kritik manyetik alanına kadar Meissner etkisi gösterirken, kritik alan değerine geldiklerinde süperiletken durumdan normal duruma kesin geçiş yaparlar [19].



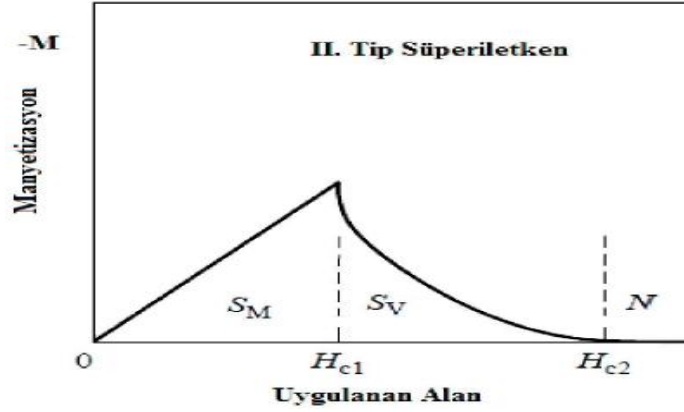
Şekil 1.6. H_c alanında (S_M) Meissner durumundan aniden değişen I. tip süperiletkenlerin tipik davranışları [19].



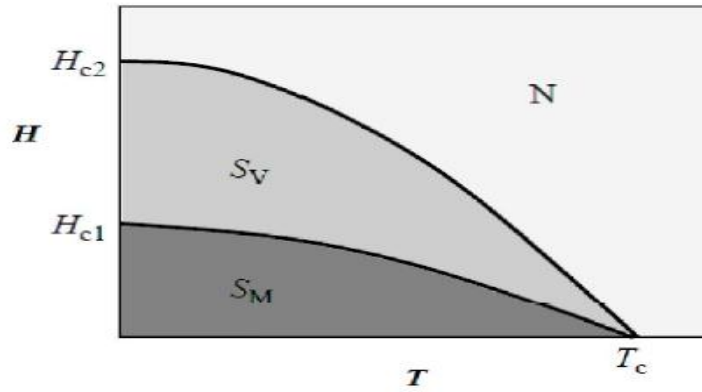
Şekil 1.7. I. tip süperiletkenlerin faz diyagramı, S_M süperiletken (Meissner) fazı [19].

II. tip süperiletkenlerin en önemli özellikleri iki tane kritik manyetik alana sahip olmalarıdır. II. tip süperiletkenler, düşük kritik alan H_{c1} değerinin altında Meissner etkisi gösterirken $H_{c1} < H < H_{c2}$ arasında ki alanlarda, yeni bir durum olan "karışık durum (Mixed

State)" ' da bulunurlar. Bu durumda da $\rho=0$ dır.. H_{c1} ile H_{c2} arasında örneğe akı nüfuz etmesine karşın süperiletken özellik korunur. H_{c2} yüksek kritik alan değerine gelindiğinde ise manyetik alan tamamen örnek içerisine nüfuz eder ve örnek normal duruma geçer.



Şekil 1.8. II. tip süperiletkenlerin farklı davranışları



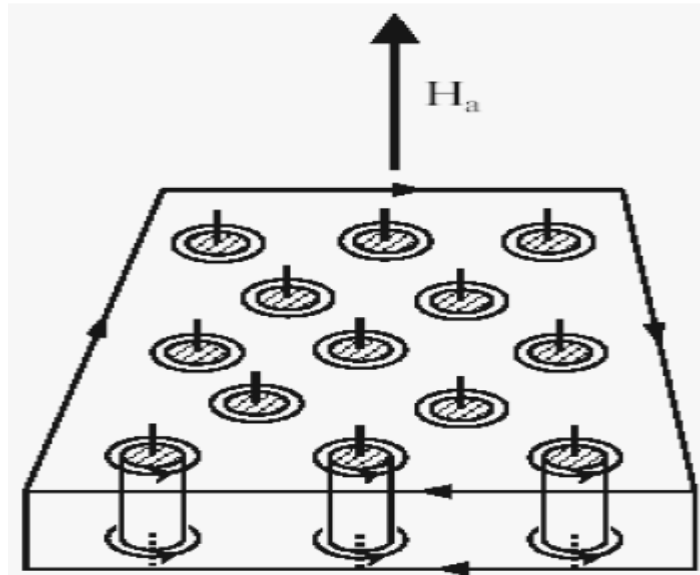
Şekil 1.9. II. tip süperiletkenlerin faz diyagramı SM=Meissner fazı, SV=Vortex fazı, N=Normal faz

1.3.1.1. II. Tip Süperiletkenlerde Karışık Hal (Mixed State)

Manyetik alan içindeki bir malzemenin en düşük toplam serbest enerjili duruma sahip olduğu varsayılır. Süperiletken malzemenin, minimum serbest enerjili durumu oluşturmak için çok sayıda normal bölgeler oluşturması beklenir. Normal bölgelerin oluşması toplam serbest enerjiyi azaltacak ve daha düşük enerjili duruma getirecektir. Bunun için uygun konfigürasyon, uygulanan manyetik alana paralel uzanan ve süperiletken içinden geçen silindirik normal alan bölgeleridir. Bu silindirlere "normal göbekler" veya

"akı merkezi" adı verilir ve düzenli girdap bölgesi oluştururlar (Şekil 1.10). Bu durum "karışık durum" olarak adlandırılır. Normal göbekler içinde uygulanan manyetik alanla aynı yönlü manyetik akı mevcuttur. Göbeklerin içindeki akı, diyamanyetik yüzey akımına zıt yönde ve göbeğin etrafında dolanan kalıcı bir akım girdabı (vortex) tarafından oluşturulur. Ayrıca her bir girdap, $\Phi_0 = h/2e = 2,6678 \times 10^{-15}$ Weber büyüklüğünde bir manyetik akı (fluxon) taşır.

Normal bir göbek etrafında dolanan girdap akımı, herhangi bir başka göbek ile çevrelenen girdap akımı tarafından üretilen manyetik alan ile etkileşir. Sonuç olarak iki göbek, yani paralel iki akı çizgisi birbirlerini iterler. Bu karşılıklı etkileşmeden dolayı, girdap halde süperiletken içindeki göbekler rastgele yayılmazlar ve kendilerini Şekil 1.10' da görüldüğü gibi düzenli bir periyodik hegzagonal (altıgen) düzene sokarlar.



Şekil 1.10. Normal merkezleri ve etrafında dolanan süperakım girdaplarını gösteren karışık hal. Dikey çizgiler merkezlerin içinden geçen akıyı gösterir.

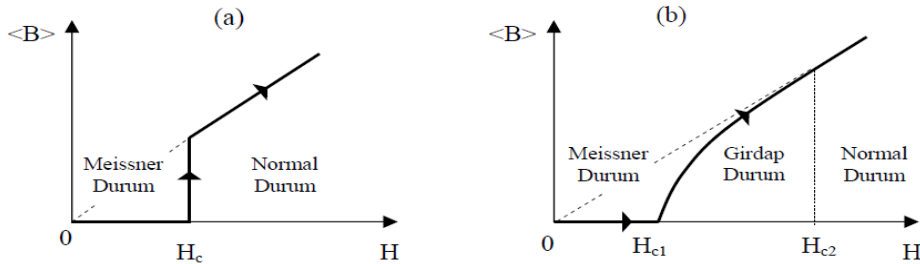
1.3.1.2. I. ve II. Tip Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri

I. tip süperiletkenlerde, uygulanan dış alan $H < H_c(T)$ durumunda, yüzeydeki λ nüfuz derinliği hariç örnek içindeki tüm noktalarda manyetik akı dışlanır.

$$\langle \mathbf{B} \rangle = \mu_0 (\mathbf{H} + \langle \mathbf{M} \rangle) \quad (1.11)$$

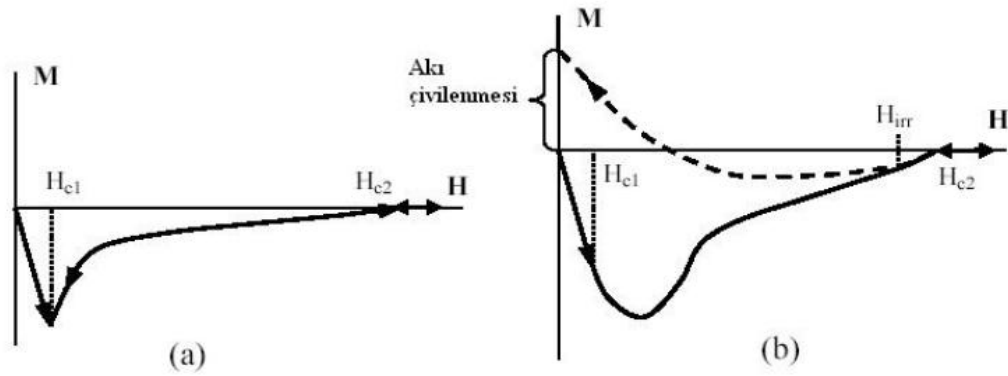
I. tip süperiletkenlerde $H < H_c(T)$ durumunda tüm örnek üzerindeki ortalama manyetik akı yoğunluğu $\langle B \rangle = 0$ olacağından (Meissner Olayı), denklem (1.11) yardımıyla, manyetizasyon için $\langle M \rangle = -H$ ifadesi bulunur. Uygulanan manyetik alan $H > H_c(T)$ eşitsizliğini sağladığında ($\langle M \rangle = 0$) ise örnek artık normal haldedir. Ani bir manyetik akı girişi oluşmaktadır (Şekil 1.11).

II. Süperiletken malzemelerde akı çizgileri (girdap) hareketi; boşluklar, dislokasyonlar, tane sınırları ve normal bölgeler gibi değişik kusur tipleri vasıtasıyla engellenir, Akı çizgilerinin çivilendiği veya sabitlendiği bölgelere "çivileme merkezleri (pinning sites)" adı verilir. Kusurlardan girdabı (akı çizgilerini) hareket ettirmek için çivilemeyi sökecek malzemeyi karakterize eden birim hacim başına "pinning kuvveti" F_p elde edilmelidir. Bu kuvvet, malzeme "çivileme merkezleri" olarak görev yapan dislokasyonlar, gözenekler, tane sınırları, safsızlıklar vb. gibi çeşitli kusur yoğunluklarıyla orantılıdır. Böyle malzemelere, ideal olmayan veya tersinmez (irreversible) II. tip süperiletkenler adı verilir. Tersinmezliğin oluşmasının nedeni, karışık durumda süperiletkenden geçen normal göbeklerin malzemedeki kusurlara çivilenmesi ve bu yüzden serbestçe hareket edememeleridir.



Şekil 1.11. a) I. tip süperiletkenlerde, ortalama manyetik akı yoğunluğunun b) II. tip süperiletkenlerde, ortalama manyetik akı yoğunluğunun uygulanan manyetik alana bağlılığı

İdeal II. tip süperiletkende, manyetizasyon eğrisi tersinirdir. Uygulanan manyetik alan artarken elde edilen manyetizasyon eğrisi, manyetik alan azaltılırken elde edilen manyetizasyon eğrisi ile aynı yolu izler. Bu süperiletkenlerde histeresis yoktur ve tersini (reversible) davranış gözlenir. Mükemmel diyamanyetizma durumu, yalnızca H_{c1} ' den daha düşük manyetik alanlarda meydana gelir ve H_{c1} manyetik alanında akı süperiletken yapıya girmeye başlar. H_{c2} ' den büyük manyetik alanlarda manyetizasyon olmaz ve malzeme normal hale döner (Şekil 1.12).



Şekil 1.12. a) İdeal II. tip süperiletkenin manyetizasyonu b) II. tip gerçek süperiletkenin manyetizasyonu

Şekil 1.12 a ve b arasındaki önemli fark; uygulanan alan artarken, ideal süperiletkende yüzeyde oluşan göbeklerin örnek içine girmesi engellendiğinden H_{c1} ' de ani akı girişi olmaz. H ' nin artışı akının daha geniş girmesine neden olup, H_{c2} 'de akının tam girdiği duruma $B=\mu_0 H$ ulaşır ki, malzeme bu durumda normal halde olur. Süperiletken durumda akının bir kısmı malzeme tarafından tuzaklanır. H_{c2} ' ye ulaştıktan sonra, H azalır, akı çizgileri ilk başta hareket için serbest kalırlar ve dolayısıyla M-H eğrisi $H_{tersinmez}$ (H_{irr}) noktasına kadar yolunu tekrarlar. Akı çivilenmesi daha kuvvetli olduğunda B, H ' dan daha yavaş azalır ve M gidiş eğiminden sapar. H düştüğü için B yüksek değerde kalır. Çünkü $B=\mu_0(H+M)$ olduğu için M değeri pozitif değere yükselir. Geri dönüşün sonunda $H=0$ olduğunda B' nin değeri, süperiletken tarafından akı tuzaklanmasından dolayı sonlu olur.

1.4. Süperiletkenler' de Manyetik Kuvvet

Chu ve arkadaşları tarafından YBCO bileşiğinin 93 K' de süperiletkenlik özelliğinin bulunması ve bu bileşiğin manyetik cisimleri havada tutması, 1987' den itibaren bilim insanlarının bu alanda yoğunlaşmalarını sağlamıştır.

Külçe süperiletkenlerin endüstriyel uygulamaları için iki önemli malzeme özelliği vardır. Bunlardan biri, külçe süperiletkenin taşıyabildiği ağırlığı belirleyen kaldırma kuvvetidir. Diğeri ise, külçe süperiletkenlerin üretebildiği maksimum alanı belirleyen, tuzaklanan alandır [20]. Külçe süperiletkenlerin kendilerine özgü karakteristikleri arasında, manyetik alanı tuzaklayabilme kapasitesi yakın gelecekte daha etkili taşıyıcı veya yenilikçi kaldırma sistemlerinin yapımına olanak sağlayacaktır [21]. Bu uygulamaların tamamı, süperiletkenler ve KM arasında oluşan etkileşime dayanır. Bu etkileşim sonucunda ortaya çıkan kuvvet "Manyetik Kaldırma Kuvveti (MKK)" ' dir. Manyetik kaldırma, bir cismin herhangi bir fiziksel desteğe ihtiyaç duymaksızın havada kalması olayıdır. Manyetik alan ile süperiletken arasındaki etkileşim sonucunda ortaya çıkan bu kuvvet sayesinde sürtünmeden kaynaklanan enerji kaybı yok denecek kadar az olmaktadır. MKK süperiletkende oluşan manyetik momentle (m) doğru orantılı olup bir boyutta bu kuvvet;

$$\mathbf{F} = \mathbf{m} \cdot \left(\frac{d\mathbf{H}}{dz} \right) \quad (1.12)$$

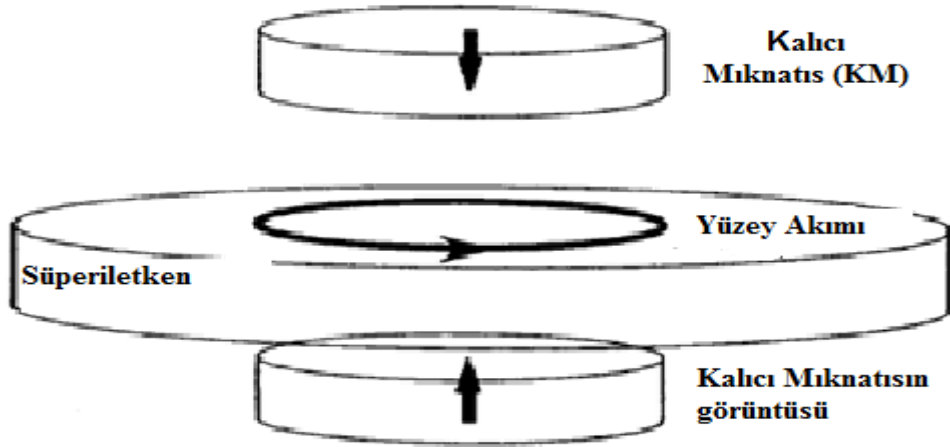
$$\mathbf{m} = \mathbf{M} \cdot \mathbf{V} \quad \text{ve} \quad \mathbf{M} = \mathbf{A} \cdot \mathbf{J}_c \mathbf{r}$$

ifadesiyle verilir. Burada m , süperiletkenin manyetik momentini, dH/dz mıknatıs tarafından oluşturulan alan değişimini, M birim hacimdeki manyetizasyonu, V örnek hacmini, A örnek geometrisine bağlı bir sabiti, J_c süperiletkenin akım yoğunluğunu ve r , uygulanan dış manyetik alanı dışarlamak için süperiletkende oluşan koruyucu akım halkasının yarıçapını gösterir. Teknolojik uygulamalarda gerekli olan büyük kaldırma kuvveti için daha büyük r , J_c ve dH/dz değerlerine sahip olmamız gerekir [22]. Süperiletkenin J_c ve r ' ye bağlı manyetik moment değeri büyük oranda süperiletkenin tane yönelimi, çatlak yoğunluğu, tane boyutları artışı ve akı çivileme merkezi sayısı gibi yapısal özelliklerin düzenlenmesiyle arttırılabilir [23]. Kararlı kaldırma için, akı sabit kalmalıdır, aksi taktirde KM kaldırma yüksekliğini yavaşça kaybeder.

Bir süperiletken ile KM arasındaki etkileşme kuvveti, manyetik alan ile süperiletken içinde indüklenen akım arasındaki etkileşmeden kaynaklanır. Bu kuvvet, süperiletkenin kritik akım yoğunluğu ve mıknatısın manyetizasyonu gibi iç özelliklere bağlı olmakla birlikte aynı zamanda mıknatıs ve süperiletkenin boyutlarına ve bunların birbirlerine göre konumlarına da bağlıdır [12,13,24]. Süperiletken boyutlarında, yüzey alanı MKK üzerinde kalınlıktan daha etkilidir. MKK' ni etkileyen diğer bir etkende soğutma şartlarıdır [25]. Kaldırma kuvvetini etkileyen diğer bir etkende süperiletken örneğin sıcaklığıdır. Süperiletken örneğin sıcaklığı geçiş sıcaklığından başlayarak azaltıldıkça MKK değerlerinin arttığı gözlenmiştir [26]. Manyetik kaldırma kuvveti, süperiletken örnek ile mıknatıs arasındaki mesafeye göre değişiklik göstermektedir. Biz çalışmamızda soğutma şartlarına bağlı olarak kuvvet ölçümünü yaptık, bundan dolayı soğutma şartlarına bağlı olarak MKK' ni daha detaylı incelemek gerekir.

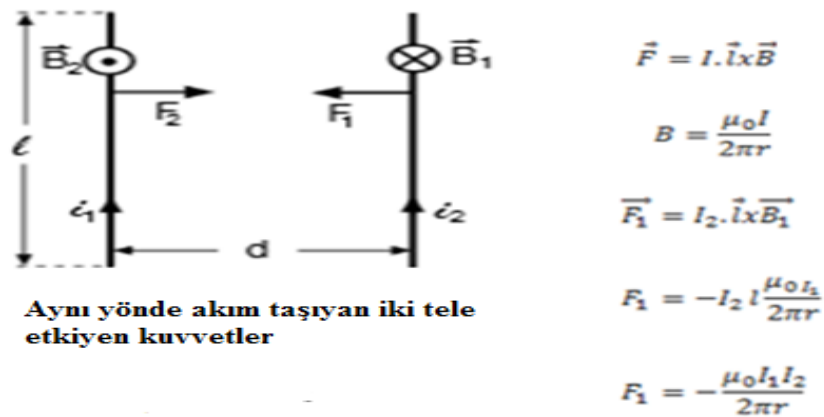
1.4.1. I. Tip Süperiletkenlerde Soğutma Şekline Bağlı Manyetik Kaldırma Kuvveti

Kritik sıcaklık altına soğutma işleminin, dış manyetik alan olmadan yapılması durumuna "Alansız Soğutma (ZFC)" denmektedir. Eğer kritik sıcaklık altına soğutma işlemi, dış manyetik alan varken yapılırsa buna "Alanlı Soğutma (FC)" adını alır. I. tip süperiletkenlerinde, manyetik alan süperiletken meissner durumdayken dışarılanmaktadır. I. tipte manyetik alana bağlı olarak ya süperiletken durumda tam dışarlama ya da süperiletken olmayan tam alan geçişinin olacaktır. Bu durum I. tip süperiletkenlerde alanlı veya alansız soğutmaya göre değişmemektedir. Çünkü alan geçişine izin veren "vortex line (akı çizgileri)" yoktur. Mıknatıs süperiletken örneğe yaklaştırılmaya başlanırsa, belli bir mesafeden sonra süperiletken örnek manyetik alanı dışlamaya başlar ve örnekte perdeleme akımı ortaya çıkar. Bunun sonucunda, süperiletken örnek mıknatısa itici bir kuvvet uygular ve mıknatıs süperiletken örneğin hemen üzerinde boşlukta dengede kalır (levitate). Ayrıca, süperiletken örneğin mıknatısa karşı direnç göstermesi olayı, mıknatısın ayna görüntüsü olarak da yorumlanabilir. Çünkü iki mıknatısın aynı kutupları birbirlerine doğru yaklaştırılırsa, bunların her ikisi de birbirlerini iterler. Bu görüntünün olacağı düşüncesi, Şekil 1.13' te görülen "Ayna görüntü (Mirror İmage)" denen bir modelle açıklanabilir.

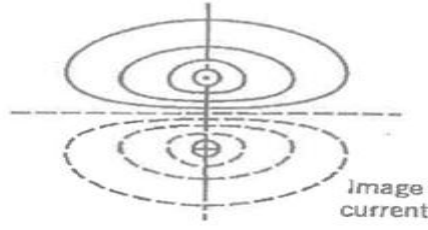


Şekil 1.13. Ayna görüntüsü (Mirror Image)

Şekilde görüldüğü gibi süperiletkenle mıknatıs arasındaki kuvvet, iki zıt kutuplu mıknatıs arasındaki kuvvetmiş gibi düşünülebilir. Aynı akım taşıyan iki telin birbirine uyguladığı kuvvet Şekil 1.14' de görülmektedir. Aynı yönlü akım taşıyan iki tel bir birini çekecektir. Aynı mantık süperiletken ve mıknatıs sisteminde de vardır. KM bir süperiletkene yaklaştırıldığında, görüntüsünü oluşturacaktır. Zıt akım taşıyan iki tel birbirini iter ve bu durumda zıt mıknatıslarda birbirini iter. Şekil 1.15' de mıknatısın ayna görüntüsünü temsil eden zıt görüntüler arası etkileşim görülmektedir. Yapılan çalışmalar sonucunda Yang ve arkadaşları, daha büyük kaldırma kuvvetinin (veya itici kuvvet) ZFC durumunda olduğunu göstermiştir [27,28]. Çünkü, I. tip süperiletkenler'de alan geçişine izin veren normal bölgeler olmadığından, meissner durumuyla oluşan ters yüzey akımı iki soğutma durumunda da iticiliğin etkin olmasını sağlamaktadır.



Şekil 1.14. Aynı yönlü akım taşıyan iki tel ve kuvvetler



$$F_{itme} = \frac{\mu_0 I^2}{4\pi h} \quad (r = 2h) \quad (N/m)$$

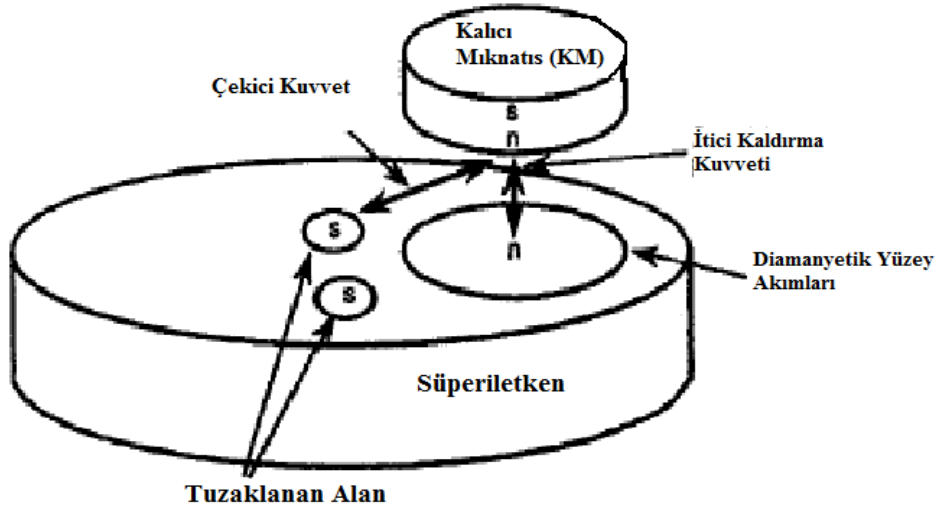
Şekil 1.15. Süperiletkende meissner gösterimi

1.4.2. II. Tip Süperiletkenlerde Soğutma Şekline Bağlı Manyetik Kaldırma Kuvveti

II. Tip süperiletkenler, H_{c1} altında mükemmel diyamanyetiktir ve H_{c1} ile H_{c2} arasında alan geçişine izin veren "karışık hal" durumunda bulunmaktadır. Meissner durumunda I. tip süperiletkenlerde olduğu gibi, tam akı dışarlaması olduğundan itici kuvvet gözlemlenecektir. Asıl önemli olan karışık halde olan durumdur. Çünkü, hem perdeleyici akım hem de aynı yönlü yüzey akımı olacaktır. Bundan dolayı II. tip süperiletkenlerde kuvveti, soğutma eğilimine göre incelemek gerekmektedir.

1.4.2.1. II. Tip Süperiletkenlerde Alansız Soğutma (ZFC)

II. tip süperiletkenlerde karışık halde alan geçişi olmaktadır. Eğer süperiletken alan olmadan soğutulursa, karışık halde alan geçişi baskılanmış olacaktır. Çünkü çivileme merkezleri görevi yapan kesimler donmuş olacak ve akı kısmi olarak süperiletkene işleyecektir. Bu durumda I. tiptekine benzer şekilde, baskın bir itme gözlemlenirken, kısmi olarak çekme gözükülecektir. Şekil 1.16' da görüldüğü gibi karışık halde hem çekici kuvveti oluşturan aynı yönlü alan olacak hem de zıt yönlü itici kuvveti oluşturan diamanyetik yüzey akımları olacaktır. Yapılan çalışmalar sonucunda Yang ve arkadaşları, daha büyük kaldırma kuvvetinin (veya itici kuvvet) ZFC durumunda olduğunu göstermiştir [27,28].



Şekil 1.16. II. tip süperiletkende alan geçişi

1.4.2.2. II. Tip Süperiletkenlerde Alanlı Soğutma (FC)

Alan geçişi sırasında, süperiletken soğutulduğunda çekici kuvvetin baskın olduğu aynı yönlü akım tuzaklanmış olacaktır. Süperiletken perdeleyici akımlar, daha az baskın şekilde oluşacaktır. Anlaşılacağı gibi, manyetik akıların çivilenmesi de kuvvet için önemlidir. Mıknatıs süperiletkene yaklaştırıldığında çivileme alanın bu bölgede tuzaklanmasını sağlamış olur (Şekil 1.16).

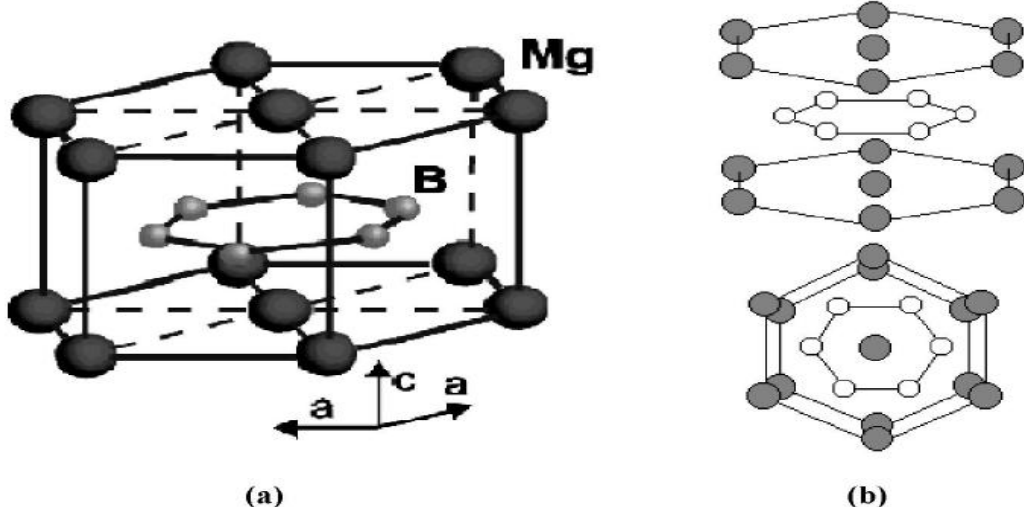
Yang ve arkadaşları, daha büyük kaldırma kuvvetinin (veya itici kuvvet) ZFC durumunda, daha fazla çekici kuvvetin ise FC durumu ile sağlanacağını belirtmişlerdir [27,28].

1.5. MgB₂ Süperiletkeni

1.5.1. MgB₂' nin Kristal Yapısı

MgB₂ basit hegzagonal kristal yapıdadır [29]. Oda sıcaklığında kristal örgü parametreleri $a = b = 3,0851 \text{ \AA}$, $c = 3,524 \text{ \AA}$ olarak bulunmuştur [30]. Şekil 1.17 Mg yapının köşelerinde, alt ve üst yüzey merkezinde bulunur, B ise yapının hacim merkezinde düzlemsel bir yapıya sahiptir. Bağ uzunluğu değerleri Mg-B bağı için 0.25017 nm , Mg-Mg bağı için 0.3086 nm ve B-B bağı için 0.17790 nm olarak bulunmuştur [31]. B düzlemleri

arasındaki mesafe, B düzlemi içindeki B-B mesafesinden daha uzundur. Dolayısıyla metalik B tabakaları MgB_2 süperiletkenin de önemli rol oynar.

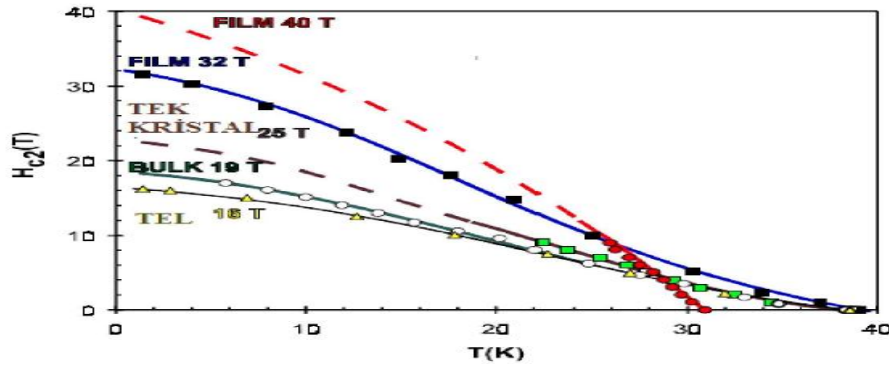


Şekil 1.17. a) MgB_2 'nin kristal yapısı b) MgB_2 'nin yapısal analizinden elde edilen kristal yapısı [32].

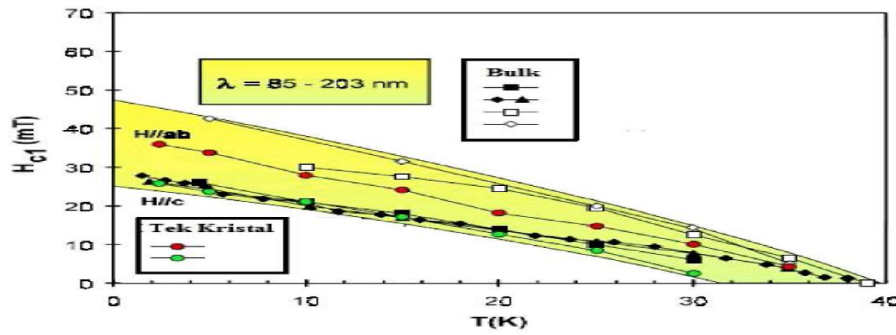
1.5.2. MgB_2 'nin Geçiş Sıcaklığı, T_c

Uyum uzunluğunun değeri, bir malzemenin ne kadar iyi bir süperiletken olduğunun da göstergesidir. Süperiletkenlerde koherens uzunluk hem a, b ve hem de c-eksenleri boyunca hesaplanabilmektedir. MgB_2 için a, b-ekseni boyunca ölçülen değerler polikristal örnekler için $\xi_{ab} = 37-120 \text{ \AA}$ arasında değişim gösterirken, c-ekseni boyunca bu değer $\xi_c = 16-500 \text{ \AA}$ arasında olduğu değişik gruplar tarafından farklı hazırlama yöntemleri için hesaplanmıştır [34,35]. Bu uzunluk HT_c materyaller ile karşılaştırıldığında, MgB_2 'nin uyum uzunluğunun diğer süperiletkenlerin uyum uzunluğundan daha büyük olduğunu göstermektedir (YBCO için $\xi_{ab} = 2.2-2.8 \text{ \AA}$, BSCCO için $\xi_{ab} = 4.2-5.3 \text{ \AA}$).

MgB_2 için Ginzburg-Landau parametresi $\kappa \approx 26$ [36], sızma derinliği $\lambda(0) = 85-203 \text{ nm}$, teorik yoğunluk değeri $\rho = 2.55 \text{ g/cm}^3$ ' dir. Ayrıca üst kritik alan değerleri Şekil 1.18' de $H_{c2}(0) = 14 - 39 \text{ T}$ aralığında değişim gösterirken, alt kritik alan değeri Şekil 1.19' da $H_{c1}(0) = 27 - 48 \text{ mT}$ değerine sahiptir. T_c değeri 39 K olarak belirlenmiştir.



Şekil 1.18. Farklı geometrilerdeki MgB_2 için en yüksek $H_{c2}(0)$ değerleri



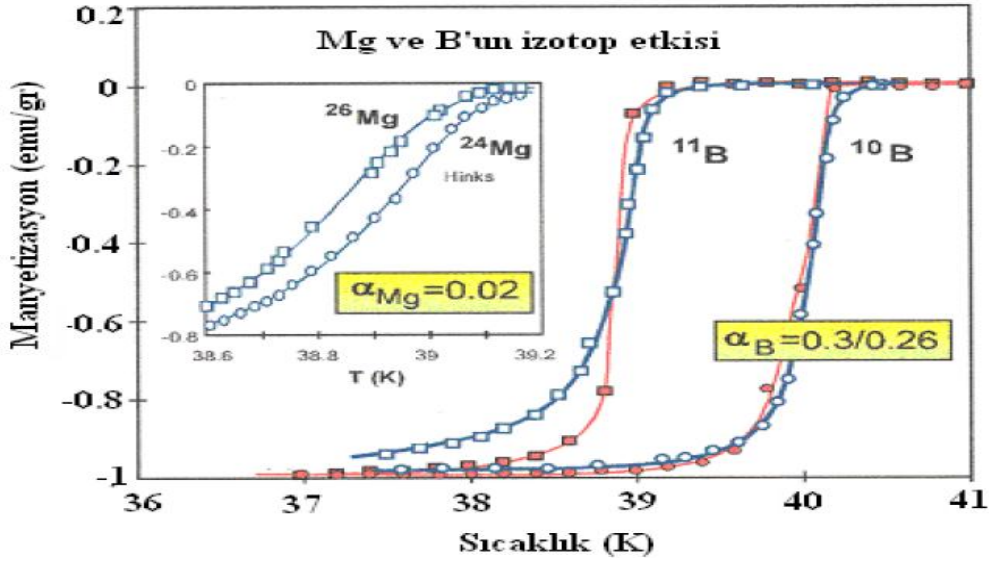
Şekil 1.19. Sıcaklığa karşı düşük kritik alan $H_{c1}(T)$ [37].

1.5.3. MgB_2 ' de İzotop Etkisi

İzotop etkisini anlayabilmek için, ^{24}Mg , ^{26}Mg , ^{11}B ve ^{10}B izotoplarının bütün kombinasyonları çalışılmıştır. Şekil 1.20' de görüldüğü gibi B izotop katsayısının, $\alpha_B \approx 0.26-0.30$ [35] olduğu ve Magnezyum için de izotop katsayısının $\alpha_{Mg} \approx 0.02$ [38] olduğu bulunmuştur. Buradan da anlaşılacağı gibi Mg izotoplarının T_c ' ye etkisi B elementinden 10 kat daha düşük olarak sadece 0.1 K' dir.

^{11}B elementinin daha hafif izotopu, ^{10}B ile yer değiştirdiğinde geçiş sıcaklığında 1 K kadar kayma olmaktadır. MgB_2 ' de kritik sıcaklığın yüksek olmasının bir nedeni de Bor atomlarının düşük kütesidir ve yüksek titreşim frekansına sahip olduklarında T_c de yükselmeye sebep olabilmektedirler [39].

MgB_2 için toplam izotop katsayısı ise $\alpha_{Toplam} = \alpha_B + \alpha_{Mg} \approx 0.3 + 0.02 = 0.32$ olarak elde edilir. Ayrıca toplam izotop etkisinin $\frac{1}{2}$ ' den küçük olması MgB_2 ' de çiftlenim mekanizmasının olduğunu da ortaya koyan bir değerdir.



Şekil 1.20. MgB₂ sisteminde izotopların T_c üzerindeki etkisi [37].

MgB₂ alaşımı, hem her iki elementinin farklı kütlelerdeki izotoplarının katkılanması ile T_c' de benzer bir değişimin oluştuğu hem de toplam izotop katsayısının tam olarak hesaplandığı birkaç yapıdan biri olma özelliğini'de korumaktadır.

1.5.4. MgB₂ Süperiletkeninin Avantajları

2001 yılında, 39 K geçiş sıcaklığındaki MgB₂'nin süperiletkenliğinin keşfi, katıhal fiziğinde büyük bir heyecan uyandırdı. 15 K ve 39 K arasında düşük sıcaklıklar gerektirmesine rağmen süperiletkenlik ve mekaniksel özellikleri nedeniyle yeni bakış açıları açtı.

Geçiş sıcaklığı 100 K' nin üzerinde birçok yüksek sıcaklık süperiletkeni olmasına rağmen, MgB₂ süperiletkenine olan yoğun ilginin nedenleri, aşağıda verilen özelliklere dayandırılmaktadır;

- MgB₂ bileşiminde T_c, intermetalik süperiletkenlerin (Nb₃Ge T_c=23 K) yaklaşık iki katıdır ve düşük sıcaklık süperiletkenleri içerisinde en yüksek geçiş sıcaklığına sahiptir [37].
- MgB₂, iki element, Magnezyum ve Bor'dan meydana gelir. Oksit süperiletkenlerden daha az sayıda elemente sahiptir. Nispeten daha kolay ve daha ucuz sentezlenir. Sabit bir bileşim ve yapıya sahiptir. Bu nedenle süperiletkenlik

geçiş sıcaklığı çokça değişmez [40].

- MgB_2 süperiletkeni, diğer süperiletkenlerle (Nb_3Ge , Nb_3Sn , $LaBaCuO$, $YBaCuO$ ve $BiPbSrCaCuO$, vb.) karşılaştırıldığında, süperiletken akımları daha iyi taşınmasından dolayı daha yüksek kritik akım yoğunluğuna sahiptir. MgB_2 süperiletkeninin, çeşitli fiziksel özellikleri ve süperiletkenlik mekanizmaları üzerine yapılan çalışmalarda, malzemenin, düşük sıcaklıklarda yüksek J_c ve yüksek tuzaklanınış manyetik alan gösterdiği tespit edilmiştir [37].
- Yüksek sıcaklık seramik süperiletkenlerinde büyük sorun olarak görülen tane sınırı etkisi, MgB_2 süperiletkenlerinde olmamasından dolayı teknolojik uygulamalarda potansiyel bir aday olarak görülmektedir.
- Yüksek sıcaklık seramik süperiletkenlerden daha düşük anizotropiye sahiptir [37]. MgB_2 daha yüksek sıcaklıklarda çalışmayı ve Nb tabanlı mevcut elektronik aletlerden daha hızlı olmayı garanti eder [37].

2001' de MgB_2 süperiletkeninin keşfedilmesinden günümüze kadar, süperiletkenlik özelliklerinin geliştirilmesinde önemli ilerlemeler olmaktadır. MgB_2 süperiletkeni düşük ve yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin çalıştığı sıcaklıklar arasında onu 39 K gibi yüksek geçiş sıcaklığıyla 20-25 K arasındaki uygulamalar için önemli potansiyele sahiptir. 25 K' de olan uygulamalarında cryocooler veya sıvı hidrojen kullanılabilir. Sıvı helyumdan yüksek fiyatından dolayı kaçınılmaktadır. Bu, cryocooler kullanan laboratuvar ortamındaki düşük sıcaklık mıknatıslarının gelişmesini kolaylaştıracaktır [41]. Atomlar arası boşluktan daha büyük koharens uzunluğuna bağlı olarak zayıf kaçakları HTS' lerde ki gibi yüksek değildir. Ayrıca koharens uzunluğundaki büyüklük, MgB_2 örgüsünde farklı çeşitteki akı çivileme merkezlerinin oluşturulmasını mümkün hale getirir. Karbon ile alaşımlama veya doping yapılarak H_{c2} [42] ve akı çivileme [43,44] geliştirilir. Dünya çapındaki şirketler uzun boylu teller ve mıknatıs üretiminde büyük yollar katetmiştir [45-47].

1.5.5. MgB_2 Süperiletkenin Kullanım Alanları ve Özelliklerinin Geliştirilmesi

MgB_2 süperiletkenleri manyetik rezonans görüntüleme (MRI) [45,48,49], yüksek akım sınırlayıcı, süperiletken kuantum girişim aygıtları [50-52], trafolar, motorlar, jeneratörler, adyabatik demanyetizasyon buzdolapları, manyetik saptırıcılar, manyetik

taşıma sistemleri, enerji depolama ve yüksek enerji fiziği gibi ticari uygulamaların büyük bir yelpazesi içine yer edilebilecek olağan üstü bir potansiyele sahiptir.

Bir süperiletkenin KM tarafından üretilen homojen manyetik alandan etkilendiği fark edilince, süperiletken uygulamalarının en dikkat çekici özelliklerinden biri olan kaldırma kuvveti ön plana çıktı [53]. Manyetik kaldırma kuvveti; ulaşım sistemleri, manyetik yataklar, süperiletken motor/jeneratörler ve flywheell enerji depolama sistemleri gibi bir çok teknolojik uygulama için etkileyicidir. Hemen hemen bu uygulamaların hepsinde külçe HTS kullanılmaktadır. Ne yazık ki, yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin J_c değeri, bu malzemelerin seramik karakteri, tanecik yapısı ve genellikle tane sınırlarında görülen zayıf bağ probleminden dolayı oldukça düşüktür. Bu sınırlamaya ek olarak, malzeme üretiminin yüksek maliyeti, yüksek manyetik alanlar tuzaklandığında bu külçelerin zayıf mekaniksel dayanımı araştırmacıları farklı alternatif çözümler aramaya yöneltmiştir [54].

MgB_2 bileşiğindeki süperiletkenliğin keşfi onun benzersiz karakteristiğine bağlı olarak, 20-39 K aralığındaki uygulamalar için yeni bir rota açmıştır. MgB_2 yüksek akım taşıma özelliği, ayrıca seramik süperiletkenlerinden daha yüksek mekanik dayanıklılığa sahiptir [55] ve ikili bileşikler arasında en yüksek değer olan 39 K gibi bir T_c ' ye sahiptir. MgB_2 'nin HTS' lere kıyasla en öne çıkan avantajı, polikristal formunda HTS' lerden üç kat büyük olan J_c sergilemeleridir. Çünkü, MgB_2 tane sınırlarındaki akıma çok küçük engeller çıkarır. MgB_2 külçelerinin bütün bu özellikleri, çeşitli teknolojik uygulamalarda HTS' lere karşı alternatif bir adaydır.

Dünya ölçeğinde yapılan pek çok çalışmadaki endüstriyel uygulamalara gelindiğinde MgB_2 süperiletkeninin en önemli probleminin, uygulanan manyetik alanın artması ile J_c azalması olduğu vurgulanmaktadır. Saf MgB_2 ' deki zayıf akı çivilemesi uygulanan alanın fonksiyonun olarak J_c 'nin hızlı bozulmasına yol açan ana sınırlayıcısıdır [36]. Başka bir deyişle, J_c hala endüstriyel uygulamalar için MgB_2 ' nin potansiyeline kıyasla düşüktür. Akı çivilemeye ek olarak, MgB_2 taneleri arasındaki iletkenlik J_c ' yi etkileyen önemli bir faktördür [56-58]. Bu iletkenlik kritik akım yoğunluğunu azaltan tane sınırlarındaki kusur ve kirliliklerin varlığıyla hassas şekilde ilişkilidir [59-61]. Temiz tane sınırlarının süper akımlar için engel olmadığı bilinmektedir [36,62].

J_c , H_{c2} ve H_{irr} gibi süperiletkenlik özelliklerinin külçe, şerit, tel ve film formundaki MgB_2 süperiletkende geliştirilmesine odaklanmış araştırmalar sürmektedir [63-65]. Kendi alanında yüksek J_c değerine sahip olmasına rağmen [63,66]; daha büyük uygulamalar gelindiğinde MgB_2 ' nin problemlerinden biri, düşük H_{c2} - H_{irr} ve zayıf akı çivilemesine

bağlı olarak manyetik alan artışıyla kritik akım yoğunluğunun keskince düşmesidir. MgB_2 de girdaplar düzenlidir ve akı çizgileri çiftlenmemiştir. Önceden de söylendiği gibi, uygulanan alan artışıyla süperiletken üzerindeki akım halkaları hareketlenir. Akım halkalarının hareketi uygulanan kritik alan artarken manyetizasyonda şiddetli bir düşüşe neden olur. Uygulanan alanda yüksek J_c ' nin sürmesi, örneğin akı halkalarının çivilenmesiyle sağlanabilir [36]. Akı çivilemeye ek olarak, MgB_2 taneleri arasındaki iletkenlik J_c ' yi etkileyen önemli bir faktördür [57-59]. Bundan dolayı, MgB_2 ' ye akı çivileme merkezleri ve alan altındaki J_c , H_{irr} ve H_{c2} ' yi geliştirmek için gerekli taneler arası iletkenlik verilmelidir [67]. Örgü kusurları yoğun akı çivileme merkezleri gibi etki edebilir ve yüksek alandaki J_c değerini önemli şekilde geliştirebilir. MgB_2 ' de örgü yapısı oldukça sabit ve yapıdaki element sayısı sadece ikidir. Genel hazırlama yöntemleriyle üretilebilecek kusur yoğunluğu, etkin akı çivilemesini sağlamak için çok düşüktür. Saf MgB_2 ' de akı çivilemesi temelde tane sınırlarından sağlanır. Etkin çivileme merkezleriyle, J_c ve H_{irr} ' i geliştirmek [63] için; proton ışımasıyla kusur verilmesi [68], nano-parçacık eklenmesi ve elementsel ekleme veya doping gibi uygulamalar kullanılmaktadır. Kimyasal doping yöntemi süperiletkenlerdeki çivileme merkezlerini üretmek için en uygun yöntem kabul edildiği bilinmektedir.

1.5.5.1. MgB_2 ' ye Yapılan Katkılamalar

Kimyasal ekleme/doping MgB_2 ' nin özelliklerini değiştirmek için kolay ve etkili bir metottur. Yerini alma kinetik enerji, tane büyümesini ve bununla mikro yapıyı değiştirir, örgü kusurları oluşturur ve bu kusurlar akı çivileme merkezleri gibi etkin olarak H_{c2} ve H_{irr} değerlerini değiştirir, buna bağlı olarak alandaki J_c arttırır. Süperiletkenlik özelliklerini geliştirmek için büyük miktarda katkı malzemeleri üzerine çalışılmıştır. Çoğu iyi etki yapıyorken, bazıları olumsuz etki etmiş, bir kısmı çok fark edilir şekilde olumlu etki sağlamıştır.

Farklı nano/mikro boyutlu parçacık ve materyaller MgB_2 üzerinde oldukça farklı fiziksel ve kimyasal özelliklere sahiptir. Bu katkılar metalik elementler, karbon (nano tozlar, nanotüpler, grafit ve elmas gibi farklı formlar), karpitler, silikon bazlılar, boridler, oksitler ve bazı hidrokarbonları içermektedir [49,58,69-73]. Bu katkı malzemeleri J_c ve akı çivilemesini arttırmıştır. Genellikle karbon temelli SiC, B_4C ve bazı hidrokarbonlar gibi

katkılar daha iyi J_c ve H_{c2} verir ve bunlar nano SiC en iyi performansı verenidir [49,58,69-73]. Tablo 1.2 MgB₂' de çalışılmış katkı tiplerinin bazılarını göstermektedir.

MgB₂' ye eklenen elementlerden sadece C ve Al kristal örgüsü içine girebilmiştir. C B sitesine, Al Mg sitesine girmektedir. C'nin B sitesinde yer alabilen tek element olduğu bilinmektedir [74,75]. Bu MgB₂' de safsızlık yansımasını artırır ve süperiletkenlik anizotropisini azaltır. Bundan dolayı C'un B sitesinde yer alması, H_{c2} ve J_c ' yi kuvvetli şekilde geliştirir. Ti ve Zr metalleri J_c üzerinde bazı olumlu etkilere sahiptir [76,77]. Temiz tane sınırları süperakımları geliştirir [36,56]. Ti' nin iyi bir kirlilik temizleyicidir (temelde tane sınırlarındaki oksidasyonlar) ve bundan dolayı tane iletkenliğini geliştirmektedir [78]. Benzer sonuçlar Zr, Ta ve CaB₆' da gözlemlendi [55]. Mn ve Fe gibi materyaller sadece düşük konsantrasyonlu Mg sitesinde yer alabilmektedir. Manyetik bir materyal olan nano Fe J_c ' yi oldukça geliştirir [79]. Diğer metallerin çoğu (Cu,Ag, Au,Ni,) Mg/B ile etkileşir. Bunların ikinci fazları tane iletkenliğini ve süperiletken hacmi azaltır. Böylece, bu metalik katkıların çoğu J_c ' yi azaltır [80].

Tablo 1.2. MgB₂ için farklı tipteki katkı ve dopingler [49,58,69-73].

Metalik Elementler	Metal Oksitler	Hidrid-Borid-Nitrid-Silisidler	Değişik formda C	Karbidler	Organik Bileşikler
Ti	MgO	Si ₃ N ₄	Nano C	SiC	Şeker
Zr	SiO ₂	WB	Elmas	TiC	Parafin
Al	TiO ₂	ZrB ₂	Grafit	WC	Malik Asit
Fe	Al ₂ O ₃	NbB ₂	C nanotüpler	B ₄ C	Makeik Anhidrür
Ag	Fe ₂ O ₃	TiB ₂	Silikon yağı	NbC	Toluen
Cu	Co ₃ O ₄	CaB ₆	Ca ₂ CO ₃	Mo ₂ C	Etanol
Mo	Y ₂ O ₃	WSi ₂	Na ₂ CO ₃		Aseton
Co	Ho ₂ O ₃	ZrSi ₂			Tartarik Asit
Ni	Dy ₂ O ₃	Mg ₂ Si			Etil toluen
La	Pr ₆ O ₁₁	ZrH ₂			

C' nin B örgüsünde yer alışı, B düzlemine bir fazlalık elektron sağlar ve B' ye kıyasla küçük yarıçapına bağlı olarak C saçılmayı arttırırken, örgüyü yerel olarak bozar ve T_c ' yi azaltır. MgB_2 ' de H_{c2} saçılmadan çok etkilenir, bundan dolayı H_{c2} oldukça artar. Bu yer alışı bağlı örgü gerilimleri ve kusurlar akı çivileme merkezleri gibi etki eder. Bunların her ikisi J_c ' yi geliştirir. [81,82]. C ile alaşım yapılmış MgB_2 teller yaklaşık 55 T gibi yüksek bir H_{c2} sağlar [83] ve bunun ince filmlerinde 70 T' ya ulaşabileceği tahmin edilmektedir [42].

Dou vd. nano SiC katkısının J_c ' yi çok kuvvetli şekilde geliştirdiğini belirtmiştir [84-86]. Nano SiC sıcaklığı çok düşürmeden, tüm sıcaklıklardaki H_{c2} ve J_c ' yi geliştirir. Dou vd. çalışmasında ağırlıkça % 10 SiC katkılı MgB_2 ' nin 8 T-5 K' de 32, 5 T-20 K' de 42 ve 2 T-30 K' de 14 kez büyük J_c değerine sahip olduğunu sunmuştur [85].

C katkısına kıyasla nano SiC katkısı C' nin B latis sitesinde daha iyi yer alması için düşük bir reaksiyon sıcaklığına ihtiyaç duyar. Katkılı örnekler, T_c değerini çok azaltmadan, yüksek ve düşük sıcaklıklarda J_c ' yi geliştirmektedir. Ağırlıkça % 30 SiC katkısında bile T_c sadece 2,6 K düşüktür [84]. C katkısı için, T_c katkı artışıyla keskince düşer. SiC 650 °C gibi düşük sıcaklıkta bozunur ve Mg ile reaksiyona girer (Mg_2Si formunda) ve B sitesinde yer alacak C bırakır. Bu saçılmayı geliştirerek, H_{c2} ' yi arttırır. SiC katkısı MgB_2 taneleri içinde bir çok nanometre boyutlu (5-30 nm) dislokasyonlara sebep olur [84,85] ve bu dislokasyonlar akı çizgilerini kuvvetlice tutar.

MgB_2 ' de C' nin güçlü pozitif etkisini anlamak için, birçok grup C tabanlı katkıların değişik formlarını denedi. Bunlar nano karbon, karbon nanotüpleri (tek katman, çift katman ve çok katmanlı), grafit ve elmadır. Tüm bu tipler güçlü J_c ve H_{c2} ' ye sebep olmuştur. Bu katkıların çoğunda nano C tozunun yer alışı yüksek sinterleme sıcaklıklarında (900-1000 °C) örgüde daha iyi C birleşmesine ve daha iyi süperiletkenlik özelliklerine destek olur. C' nin yer alışının bir ana sınırlayıcısı T_c ' nin azaltılmasıdır ve sonuç olarak güçlü bir J_c artışı sadece düşük sıcaklıklarda (<10K) sağlanır. 25 K' den büyük sıcaklıklar için gelişme çok anlamlı değildir. Nano C tozu, grafit veya elmanın C kaynağı olarak kullanımında, C' nin B yerini alışı MgB_2 ' nin formasyon sıcaklığıyla aynı olamaz (650 °C). Yüksek sinterleme sıcaklıkları (900-1000 °C) daha iyi C dağılımı sağlar , fakat iyi tanelere (zayıf tane sınırı tutulması) katkı sağlamaz ve daha çok MgO formasyonuna sebep olabilir. Nano boyutlu parçacıklar pahalıdır ve nano katkılarda genellikle topaklanma olur. Bu her iki zorluk nedeniyle C kaynağı olarak hidrokarbonlar kullanılır.

Şeker, aseton, benzen, parafin, toluen, etanol, malik asit gibi bir çok hidrokarbon MgB_2 ' de denenmiş ve iyi sonuçlarla karşılaşılmıştır [49,58,69-72]. Karbonhidratların ana avantajı kolayca bulunabilmeleri ve nano katkılara kıyasla ucuz oluşudur. Bunlar, uygun çözücülerle B tozlarının yüzeyini kaplayabilir ve topaklanmayı azaltarak iyi karışım sağlayabilir [86]. Düşük sıcaklıklarda karbonhidratlar ayrışarak, B örgüsünde yer alacak saf ve yüksek aktiviteli C bırakır. Karbonhidrat katkısının başlıca dez avantajı, tane iletkenliğini ve bundan dolayı kritik akım yoğunluğunu azaltacak MgO formunda Mg ile kolayca reaksiyona girebilecek oksijen içermesidir.

Bazı silikonlular ($ZrSi_2$, WSi_2 , Mg_2Si), hidritler (ZrH_2) ve boridlerin (TiB_2 , NbB_2 , ZrB_2 , WB) kritik akım yoğunluğu ve akı çivilemesindeki etkileri denendiğinde [49,58,69-73], bunların MgB_2 örgüsüne birleşmediği gözlemlenmiştir. Si ve silisyumluların doğrudan Mg ile reaksiyona girdiği görülmüştür.. Akı çivileme merkezleri gibi etki eden bu katkı reaksiyon kirliliklere neden olur. Al_2O_3 , Fe_2O_3 , Co_3O_4 , ZrO_2 , TiO_2 ve SiO_2 gibi metal oksit katkıları MgO formasyonunun artışına neden olur. Bunun yanında metal oksit katkılarıyla J_c gelişimi hakkında literatürde farklı görüşler mevcuttur. Bazıları bu oksitlerle J_c ' nin azaldığını belirtirken, bazıları arttırdığını belirtmektedir. Y_2O_3 , Ho_2O_3 , DyO_3 ve Pr_6O_{11} gibi RE oksitlerinin birleşmesi akı çivilemesini artırır [87-90]. Tüm bu RE oksit katkılarında RE, B ile kendi boridleri şeklinde etkileşir (YB_4 , HoB_4 , DyB_4 and PrB_6). Y_2O_3 katkılı örnek için $J_c \sim 2 \times 10^5 A/cm^2$ (2K' de) ve 4.2 K' de H_{irr} 11.5 T' dir. Ho_2O_3 katkısı için 5 K, 5 T' da $J_c \sim 1.2 \times 10^5$ gözlemlendi [87,88].

Dou vd. ekleme ve yerini almaya göre J_c performansına bağlı olarak katkıları dört sınıfa ayırdı [70-72]. Tablo 1.3 katkıların farklı kategorilerini ve onların MgB_2 ' de ki etkilerini özetlemektedir. İlk grup hem Mg/B ile reaksiyona giren hem C' nin yer aldığı nano SiC ve karbonhidrat gibi katkıları içerir. İkinci grup reaksiyona girmeden C' nin B örgüsünde yer aldığı nano-C, CNT ve B_4C gibi maddeleri içerir. Üçüncü grup hiç C nin yer almasının olmadığı Mg/B ile etkileşebilen Si, Zr, Ti, RE oksitler ve silisyumluları gibi maddeleri içerir. Dördüncü grup Mg/B ile hiçbir reaksiyonu ve hiç C' nin yer almasının olmadığı BN ve MgO' dur. Birinci gruptan dördüncü gruba J_c gelişimi kademeli olarak düşmektedir.

Tablo 1.3. MgB₂' ye eklenen katkıların farklı kategorilere ayrılması

Grup No:	Tanım	Tipik katkıları	J _c (H) etkilemesi	J _c Etkilenmesinin Ana sebebi
1	C örgüde yer alır ve Mg/B ile etkileşir	Nano SiC, Karbonhidrat	Kayda değer miktarda	C MgB ₂ ile aynı formasyon sıcaklıklarında yer değişir ve etkilenen safsızlıklarla çivileme yapar
2	C örgüde yer alır, fakat Mg/B ile etkileşmez	Nano C, CNT	Kayda değer miktarda	C MgB ₂ oluşum sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklarda yer değişir.
3	Mg/B ile etkileşir, Fakat örgüde yerleşemez	Silisliler, Si, RE oksitler	Orta miktarda	Safsızlıklarla etkileşime girerek çivileme yapar.
4	C reaksiyona girmez ve yer değiştirmez	BN ve MgO	Hafif miktarda artma veya azalma	Tane iletkenliğini düşürür

1.6. Tez Çalışmasının Amacı

Dünyada ve ülkemizde HTS süperiletkenlerinin keşfinden beri, süperiletkenlerin teknolojik uygulanabilirliği yüksek olan; J_c ve süperiletken MKK gibi özelliklerinin iyileştirilmesine yönelik çalışmalar hızlı bir şekilde devam etmektedir. yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde zayıf bağların indüklenmesinden kaynaklanan bozulma ciddi bir sorun oluştururken, bir çok çalışma göstermiştir ki, MgB₂ tane sınırlarında zayıf bağ elektromanyetik davranışı veya hızlı akı sürüklenmesi olayını sergilememektedir [58]. MgB₂ süperiletkenin HTS' lerle karşılaştırıldığında en önemli avantajı, külçe polikristal MgB₂ örneğinin J_c bir polikristal yüksek sıcaklık süperiletkeninden üç kat daha fazla oluşudur. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin manyetik kaldırma kuvveti ile ilgili pek çok çalışma yapılmış olmasına rağmen MgB₂'nin MKK' nin sıcaklık, yapısal farklılıklar ve pinning (akı çivileme) özellikleri ile değişimi nadiren çalışılmıştır [58]. Süperiletkene karışık durumda işlemeyi başaran manyetik alan çizgilerinin hareketi süperiletkene istenmeyen bir direnç kazandırır. Bu nedenle akı çizgilerinin hareketsiz kalması gerekir. Bu amaçla süperiletken malzemelerde suni pinning (akı çivileme) merkezleri oluşturularak

akı çizgilerinin bu merkezlerde hareketsiz kalmaları sağlanmaktadır. Pratik uygulamalar için MgB_2 ' nin H_{c2} ve J_c değerlerinin yetersiz olduğu pek çok çalışmada belirtilmektedir. Süperiletkenlik özelliklerini geliştirebilmek ve akı çivileme (pinning) merkezleri oluşturmak amacı ile literatürde birçok çalışmada, MgB_2 içerisine çok sayıda element ve bileşik katkılanmıştır. Kusurların girişi, tane sınırları ve safsızlıklar MgB_2 de etkili akı çivileme merkezi gibi davranması J_c ' nin artışı ile sonuçlanır [68]. Dünya ölçeğinde yapılan pek çok çalışmada, pratik uygulamalara gelindiğinde MgB_2 süperiletkeninin en önemli probleminin, uygulanan manyetik alanın artması ile J_c ' nin azalması olduğu vurgulanmaktadır. Zayıf çivileme merkezlerinin bir sonucu olarak uygulanan manyetik alanın artması ile katkısız MgB_2 ' nin kritik akım yoğunluğunun azalması acil çözüm bekleyen bir konudur. MgB_2 içine yapılan katkılar kısmında kullanılan bazı element ve bileşikler belirtilmiştir.

Son yıllarda malik asit ($C_4H_6O_5$) bir karbonhidrat doping temsilcisi olarak , MgB_2 süperiletkeninin alan altında kritik akım yoğunluğunu arttırmak için karbon kaynağı olarak artan bir ilgi görmektedir [64]. $C_4H_6O_5$ 300 °C gibi düşük sıcaklıkta tamamen ayrışabildiğinden, düşük sinterleme sıcaklıkları için karbon kaynağı olarak kullanılabilir en iyi malzemelerden biridir. $C_4H_6O_5$ bileşiğinin MgB_2 süperiletkenine eklenmesi ile örnek içerisinde akı çivileme merkezleri oluşturulması, böylece akı tuzaklama kapasitesi, kritik akım yoğunluğu ve manyetik kaldırma kuvveti özelliklerinin iyileştirilmesi amaçlanmaktadır. Ayrıca MgB_2 ' nin MKK' nin sıcaklık, yapısal farklılıklar ve pinning (akı çivileme) özellikleri ile değişimi nadiren çalışılmıştır [68]. Bu durumda literatüre katkı sağlanmış olacak ve MgB_2 ' nin mag-lev sistemlerinde kullanılabilirliği irdelenmiş olacaktır.

2. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

2.1. MgB₂ Külçe Örneklerinin Hazırlanması

Örneklerin hepsi; magnezyum tozu (% 99.8) , amorf bor tozu (> % 98), malik asit (C₄H₆O₅), ve toluen (C₇H₈) kullanılarak iki adım katıhal tepkime metodu ile hazırlandı.

Saf MgB₂ bileşiklerini oluşturmak için 1:2 stokiometrik oranlarda, amorf bor tozu ile magnezyum tozu ve bu karışıma yüksek sıcaklıklarda Mg kaybını önlemek için fazladan ağırlıkça % 5 Mg tozu eklendi. Toz karışım agat havanda elle bir saat karıştırıldı ve 18 mm çaplı kalıpta 10 ton/cm² basınçla preslendi. Preslenerek tablet haline getirilen örnek, faz kararlılığı için gerekli olan yüksek Mg buhar basıncını sağlayabilmek için uygun bir şekilde tantalum (Ta) folyoya sarılarak sızdırmaz krom tüp içersine yerleştirildi. Krom tüp ve içindekiler, yüksek sıcaklık (~1200 °C) özelliğine sahip tüp fırının ortasına yerleştirildi. Tüp fırının sıcaklığı 650 °C' ye 10 °C/dakika hızla çıkartıldı ve bu sıcaklıkta 2 saat bekletildikten sonra 5 °C/dakika hızla oda sıcaklığına soğutuldu. Tüm ısıl işlem süresince 10 bar Ar gazı krom tüp içersine akıtıldı. İlk ısıl işlemle; MgB₂ ana fazının oluşması, örneklerin içinde bulunabilecek safsızlık ve diğer yabancı fazların ayrışması amaçlandı. Soğuma sürecinin düşük hızda yapılmasının nedeni ise yeterli derecede kristalleşmenin oluşmasını sağlayabilmek ve yapı içerisinde meydana gelebilecek iç gerilmeyi engelleyebilmektir. İlk ısıl işlemde çıkan örnekler, homojenlik sağlamak için agat havanda 1 saat öğütülerek toz haline getirildikten sonra tekrar 18 mm çapında silindir kalıpta 10 ton/cm² basınç altında preslendi. Preslenerek tablet haline getirilen örneklerdeki safsızlıkları ortadan kaldırabilmek, atomlar arası bağları kuvvetlendirmek ve MgB₂ süperiletken ana fazı oluşturmak için ikinci ısıl işlem yapıldı. Tablet haline getirilen örnek tekrar Ta folyoya uygun bir şekilde sarıldı ve krom tüpün içersine yerleştirildi. Tüp fırının sıcaklığı 850 °C' ye 10 °C/dakika hızla çıkartıldı ve bu sıcaklıkta 0.5 saat bekletildikten sonra 5 °C/dakika hızla oda sıcaklığına soğutuldu. İlk ısıl işlemde olduğu gibi ısıl işlem süresince 10 bar Ar gazı krom tüp içersine akıtıldı.

Saf külçe MgB₂ örnekleri üretildikten sonra malik asit katkılı örneklerin üretimine geçildi. Malik asit katkı miktarı örneklerin ağırlıkça % 4, % 6, % 8, % 10, % 12 ve % 15

olarak belirlendi. İlk olarak amorf B tozu ve $C_4H_6O_5$ tozları cam beherde C_7H_8 ile karıştırıldı. C_7H_8 , $C_4H_6O_5$ için uygun bir çözücüdür ve literatürde homojen toz karışımları hazırlamak için etkili bir yol olduğu vurgulanmaktadır. Beherdeki çamur kıvamındaki karışım önceden $150\text{ }^\circ\text{C}$ ' ye ısıtılmış vakumlu etüv fırına 3 saat süreyle yerleştirildi. Malik asit'in $150\text{ }^\circ\text{C}$ ' de buharlaştığı ve C_7H_8 'de çözüldüğü bilinmektedir. Bu ısıl işlemde amaç tüm uçucu organiklerin uzaklaşması ve malik asitten ayrılan C parçacıklarının B tozlarını kaplamasıdır. Fırından dışarı alınan örnekler, daha sonra stokiometrik olarak uygun miktardaki Mg ve yine fazlalık % 5 Mg ile karıştırıldı. Mg'nin eklenmesinden sonra, karışım agat havanda 1 saat el ile öğütüldü ve 18 mm çaplı kalıpta 10 ton/cm^2 basınçla preslendi. Bu aşamadan sonraki süreç saf MgB_2 örneğindekiyle aynıdır.

2.2.Yapılan Ölçümler

2.2.1. Yapısal Ölçümler

2.2.1.1. XRD Ölçümleri

X-ışını kırınımı (XRD) kristalli yapıların faz analizi için çok kullanışlı ve kolay bir metottur. Bunun yanında XRD verileri kristal örgü parametreleri, tane boyutu gibi kullanışlı bilgiler verir [91]. $n\lambda = 2d\sin\theta$ Bragg kırınım koşulunu sağlayan bir x ışını demeti, örnek üzerine gönderildiğinde kristal tarafından kırınıma uğrar. Elde edilen kırınım verileri bilgisayarda işlenerek örneğin yapısı hakkında birçok bilgiyi ortaya çıkarır. MgB_2 külçe örneklerinin x-ışınları kırınım desenleri Rigaku D/Max-III difraktometresinde $Cu\ K\alpha$ ($\lambda = 1,5418\text{ \AA}$, 40 kV, 30 mA) ışınımı kullanılarak elde edildi. Tüm ölçümler, oda sıcaklığında, $20^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$ aralığında, $0.2\text{ }^\circ/\text{dk}$ tarama hızında yapıldı.

2.2.1.2. SEM Ölçümleri

Taramalı elektron mikroskobu (SEM), yüksek odaklama derinliği, çözünürlükle kristalin mikro yapısı hakkında bilgiler verir. SEM yüksek enerjili elektronla örneği tarar. Tarama diğer elektronlar, geri yansıyan elektronlar, karakteristik x-ışınlarını kapsayan farklı sinyaller üretir. Elektronlar ile örnek atomları arasında meydana gelen girişimler

sonucu oluşan bu sinyaller, alıcılar tarafından toplanır ve bilgisayar ekranına yansıtılır [97]. Bizim yaptığımız SEM analizi, bulk haldeki süperiletkenlerine yapılmıştır.

2.2.2. Fiziksel Ölçümler

2.2.2.1. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümü

Bütün manyetik malzemeler uygulanan manyetik alana karşı kendilerine özgü bir tepki geliştirirler. Malzemelerin gösterdiği bu tepki manyetizasyon olarak adlandırılır. Diyamanyetik özellik gösteren süperiletkenler, uygulanan manyetik alanı dışlayacak şekilde bir manyetizasyon oluştururlar. Manyetizasyon ölçümlerinde “Quantum Design Fiziksel Özellik Ölçüm Sistemi (PPMS)” sistemi kullanıldı. Bu deney sisteminde, ilgili modül değiştirilerek çeşitli ölçüm sistemlerine dönüştürülebilmektedir. Laboratuarda mevcut olan modüller direnç ölçüm modülü ile titreşim örneklemeli manyetometre (VSM) modülü olup, bu modüllerden manyetizasyon ölçümünde, Model P525 VSM modülü kullanıldı ve deney sisteminin genel görüntüsü Şekil 2.1’ de verildi. Fiziksel özellik ölçüm sistemi (PPMS); manyetik alan akım kaynağı, sıvı azot ceketli helyum tankı ve tüm bu bileşenleri hassas bir şekilde kontrol edebilen Quantum Design Model 6000 ana kontrolcüsünden meydana gelmektedir. Ana kontrolcüde, sıcaklık kontrolcüsü (1,9 K–400 K) ile manyetik alan kontrolcüsü (-7 T– +7 T) olmak üzere iki kontrolcü bulunmaktadır. Bu ana kontrolcü, bilgisayar tarafından CAN (açık network protokolü) data iletişim kartı yardımıyla tamamen kontrol edilmekte olup veriler bilgisayar ortamına aktarılabilir. Manyetik alan, sıvı helyum tankı içindeki Nd süperiletken telden oluşan bobine akım uygulanmasıyla elde edilmektedir. Manyetik alanın hassasiyeti ise 0,01 mT’ dir.

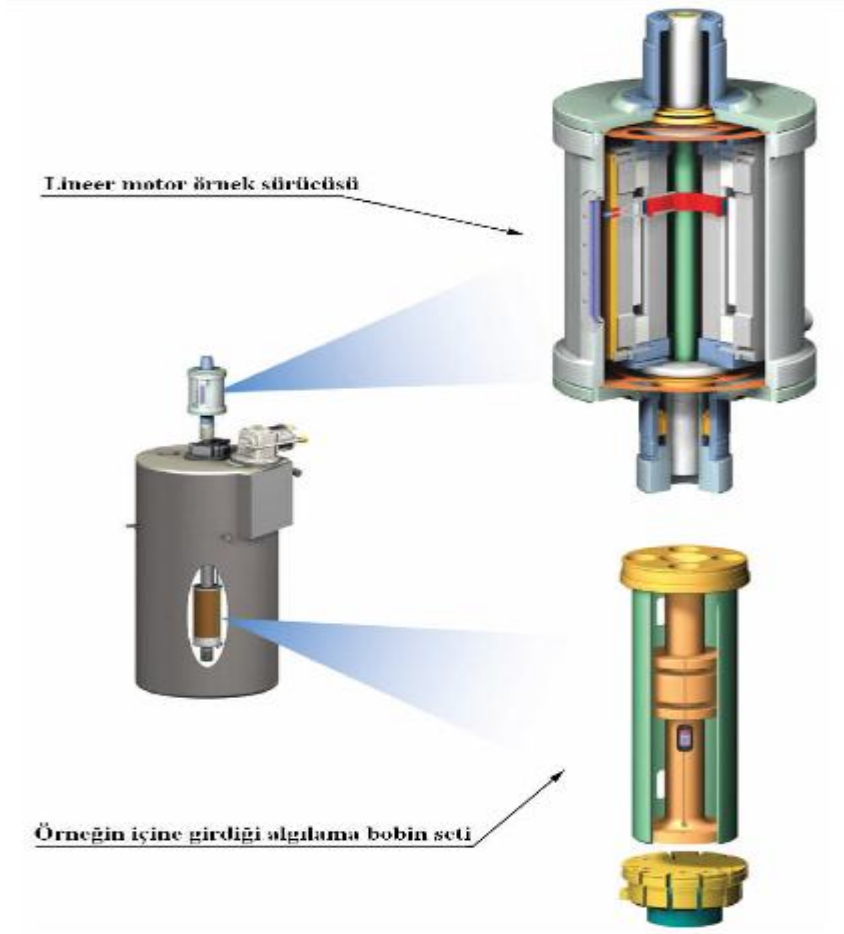
VSM ölçüm sistemi manyetizasyon ölçmekte olup; hızlı, hassas ve tamamen DC manyetometre kontrolüyle çalışmaktadır. Örneğin lineer titreşimi, VSM lineer motor hareketi tarafından sağlanmaktadır. Titreşim frekansı 40 Hz olup, titreşim hareketi yapılmadan önce örneğin başlangıç konumu (touch centering) sistem tarafından otomatik olarak veya kullanıcı tarafından belirlenir. VSM algılama bobininin hassasiyeti manyetik alanın büyüklüğüyle etkilenmemektedir. VSM’ in çalışma prensibi, bir algılama bobininin yakınında titreşen örneğin bobinin aksel yönünde titreştirilmesi sırasında eş zamanlı olarak algılama bobininde etki ile voltaj oluşturarak bu voltajın sistem tarafından ölçülmesi esasına dayanır. VSM algılama bobini, standart PPMS örnek yerleştirme çubuğu

kullanılarak PPMS örnek odasına yerleştirilir. Algılama bobiniyle birleşik, salınım genliği 1-3 mm ve 40 Hz frekansı olan gradiyometre kullanıldığında, sistem 1 Hz veri hızında 10^{-6} emu' dan daha az değişimleri algılayabilmektedir. VSM sistemindeki algılama bobini ve gradiyometre birimleri Şekil 2.2' de verildi. Algılama bobininde indüklenen voltaj yükseltildikten sonra, VSM algılama modülünde ölçülür. Eş zamanlı algılama için VSM algılama bobini, referansa göre konum çözücü sinyali kullanır. Bu çözücü sinyal ise VSM lineer motor hareketini sağlayan modülden gelen ham sinyali dönüştüren VSM motor modülünden elde edilir ve bu sinyallerin ortalaması alınarak CAN ara yüzeyi aracılığıyla bilgisayardaki programa komut karşılığı olarak gönderilir.

Bu çalışmada, manyetizasyonun sıcaklığın fonksiyonu olarak (M-T) ölçümü, alansız soğutma (ZFC) işlemi sonrasında örnekler sabit bir DC alan (100 Oe) uygulanması ile 5K-50 K sıcaklık aralığında yapıldı. Manyetizasyonun DC alanın fonksiyonu olarak (M-H) ölçümü, ZFC işlemi sonrasında örnekler 5, 15 ve 25 K' lik sabit sıcaklıklarda, 50 Oe/s' lik süpürme hızında ve -5 T ile +5 T arasında manyetik alan uygulanarak yapıldı. Ölçüm süresince manyetik alan, boyutları yaklaşık olarak $2,5 \times 2,5 \times 2,5 \text{ mm}^3$ olan örneklerin yüzeyine dik olarak uygulandı.



Şekil 2.1. Quantum Design PPMS sistemi



Şekil 2.2. PPMS sistemindeki VSM modülünün sıvı azot ceketli sıvı helyum tankındaki konumları. Üst taraf gradiyometre, alt taraf ise algılama bobininin büyütülmüş halini göstermektedir

2.2.3. Kaldırma Kuvveti Ölçümleri

Düşük sıcaklıklardaki manyetik kuvvet ölçümleri, TÜBİTAK tarafından desteklenen 110T622 nolu proje ile dizayn edilen, 2013/13638 patent numaralı "Düşük Sıcaklık Cryostat Sistemi" kullanılarak Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi Katihal Araştırma Laboratuvarı'nda gerçekleştirildi.

Kuvvet ölçümü için, içten dışı örnek tutucuya yerleştirilen örnek özel yapıştırıcıyla yapıştırılıp, sonrasında Şekil 2.3' de görülen Cryostat içinde bulunan yuvasına takılmıştır. Alan sağlayıcı olarak kullanılan mıknatıs ve süperiletken örnek arasındaki mesafe ZFC veya FC rejimine göre belli mesafe sisteme bağlı PC kontrolünde hassas olarak ayarlanmıştır. Cryostat kapatılarak, önce bu sisteme bağlı Rotary pompa ile ön vakum sağlandıktan sonra (10^{-2} torr), turbo moleküler pompayla kaba vakum sağlanmıştır (10^{-5} - 10^{-6}

torr). Yine ZFC veya FC durumuna göre mesafe ayarı yapılmışken, kapalı devre su soğutma sistemi açılarak kompresör devreye sokulmuştur. Soğuma işlemi sırasında soğutma durumuna göre veriler sisteme bağlı Şekil 2.4' teki ekipmanlar ve PC aracılığıyla ayarlanmış ve buna göre ölçümler alınmıştır.



Şekil 2.3. Cryostat ve donanımları

MgB₂ süperiletkeninin altında hem aksel hem de radyal yönde hareket edebilen NdFeB silindirik mıknatıs (19 mm çapında ve 10 mm yüksekliğinde) manyetik alan üretme kaynağı olarak kullanıldı. Düşey kuvvet (F_z), mıknatısın üst yüzey merkezi ve örneğin alt yüzey merkezi arasındaki düşey mesafeye bağlı olarak bilgisayar kontrolünde kesintisiz ölçüldü. MgB₂ örnekleri, mıknatısın 50 mm üstündeyken (manyetik alanının ihmal edilebildiği mesafe) düşey ZFC ölçümleri için oda sıcaklığından aşağı soğutuldu. Sonra mıknatıs ile örnek arasındaki minimum uzaklık 1,5 mm olana kadar yükseltildi ve ilk pozisyonuna indirildi. İlk ölçüm 35 K' de alınarak süperiletkenin kaldırma gücü test edildi. Bunun nedeni, Cryostat sisteminin zorlanacağı ve bozulabileceği kuvvetlerin önceden fark

edilmesidir. FC ölçümleri ise, örnekler ve mıknatıs arasındaki mesafe 1,5 mm iken soğutma yapılarak, aradaki mesafenin 50 mm artışı ve tekrar 1,5 mm' ye düşüşü sırasında alınmıştır.



Şekil 2.4. Cryostat kontrol ünitesi

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

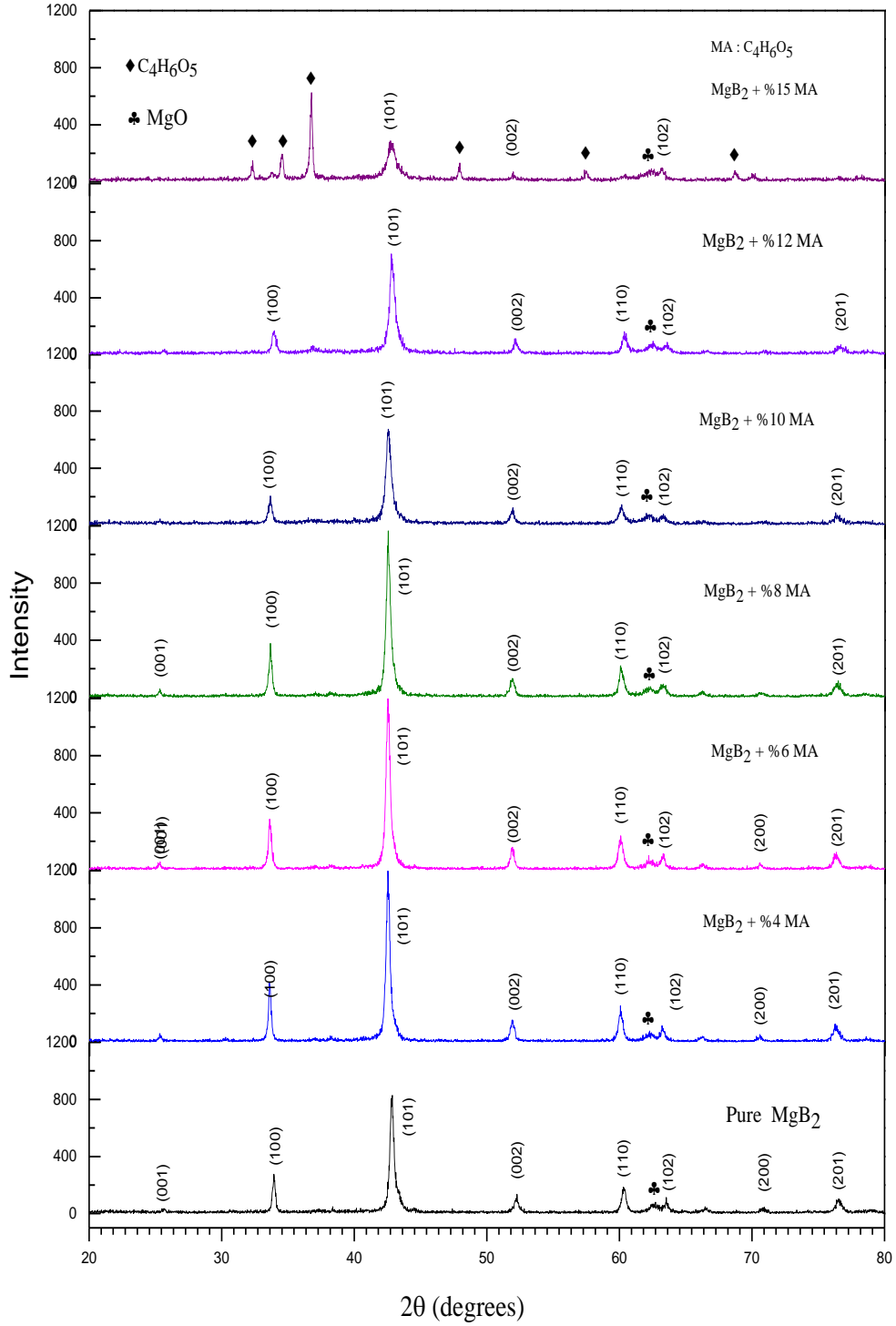
3.1. Yapısal Analizler

3.1.1. XRD Analizi

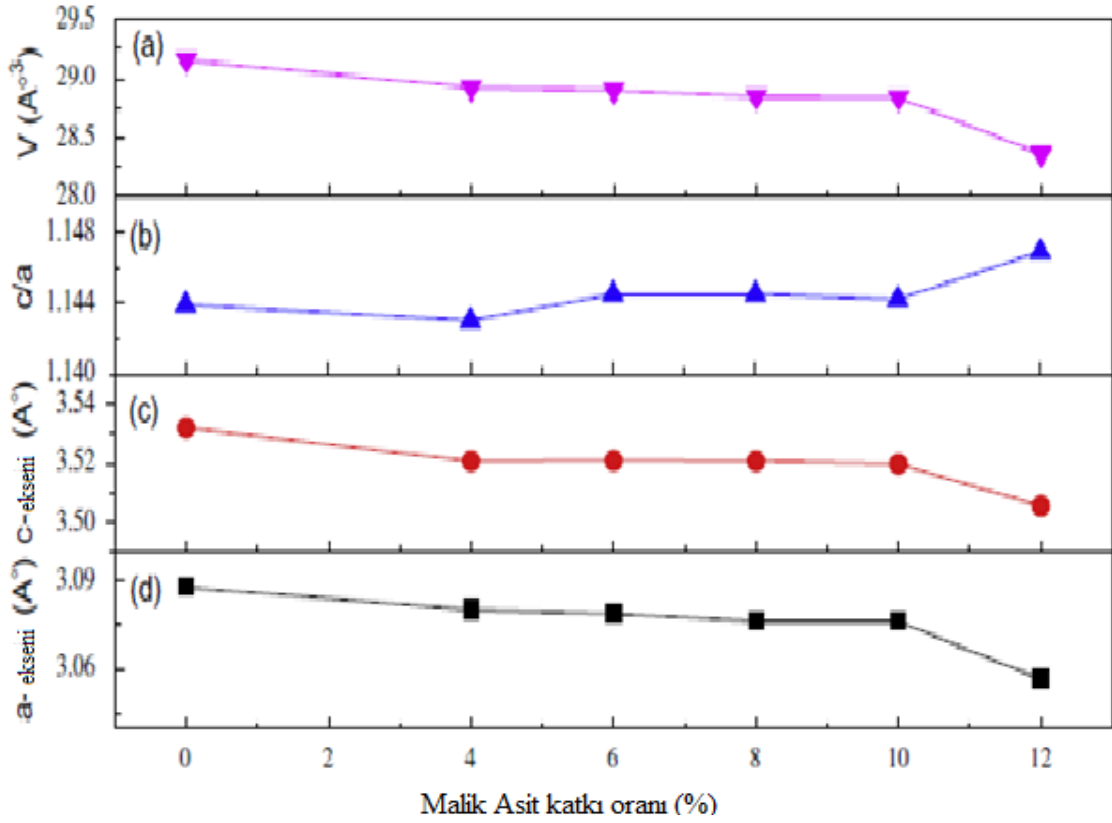
Farklı miktarda malik asit katkılı ve katkısız külçe MgB_2 örneklerinin XRD grafikleri Şekil 3.1' de verilmiştir. Şekilden de açıkça görüldüğü gibi ağırlıkça % 15 ekleme miktarına kadar tüm örneklerde tek faz MgB_2 olup az miktarda MgO safsızlık fazı tespit edilmiştir. Bu sonuç örneklerde tek fazlı bir yapılanmanın olduğunu göstermektedir. Tüm örneklerde MgO faz miktarının aynı olduğu görülmektedir. MgO bütün sentezleme işlemlerinde görülen en yaygın safsızlıktır ve oksijeni MgB_2 ' nin herhangi bir sentezinden hariç tutmak imkansızdır [33]. Diğer önemli bir bulgu da malik asit ekleme miktarı % 10' a arttığı zaman MgB_2 fazının karakteristik piklerinin şiddetinin azaldığı ve genişlediği, malik asit ekleme miktarı % 15 olduğunda yaklaşık tamamen yok olduğudur. Bu beklenen bir sonuçtur çünkü malik asit ekleme miktarının artmasıyla C ve MgO safsızlık fazlarının artması kırınım şiddetinde bir azalmaya yol açacaktır. Taneler arası iletkenliği azaltan kirlilik fazlarının katkı miktarıyla artışının, manyetik kuvvet ve J_c ' yi etkilediği gözlemlenmiştir. MgB_2 sisteminin en şiddetli piki olan (101) pikindeki genişleme, yapı içinde Karbon' un Bor' un yerini alarak örgü bozukluklarına ve gerilime neden olması bunun sonucunda MgB_2 ' nin kristalliğinin bozulması ile açıklanabilir [83,92-94].

Farklı miktarda malik asit katkılı ve katkısız külçe MgB_2 örneklerinin XRD grafiklerinden hesaplanan örgü parametreleri, birim hücre hacmi ve c/a değerleri Şekil 3.2' de görülmektedir. Birim hücre hacmi ve a, c örgü parametrelerinde %10 ekleme miktarına kadar oldukça küçük bir azalma, % 15' te ise büyük bir düşüş görülmektedir. Saf örnek için; 3.0876 \AA olan a-eksen parametresi, % 15 $C_4H_6O_5$ katkılı örnek için 3.0565 \AA değerine düşer. c-örgü parametresi değerleri, a-örgü parametresinde değerlere benzer şekilde değişir. Bu sonuçlar farklı grupların bulunduğu sonuçlara yakındır [11,95]. Literatürde örgü parametrelerindeki düşüşler B ve C atomlarının iyon yarıçaplarının farklı olması nedeniyle reaksiyon süresince ayrışan $C_4H_6O_5$ ' ten gelen karbonun borun yerini alması ile açıklanmaktadır [64,92,96]. Şekil 3.2 (b) incelendiğinde, malik asit eklenen örneklerde c/a değerindeki artış örgü geriliminin olduğunu açıkça göstermektedir [96].

Katkısız MgB_2 örneğinin XRD grafiği incelendiğinde (110) pikinin 59.88° 'den 60.34° 'ye kayması a örgü parametresinin azalması ile uyumludur [97].



Şekil 3.1. Saf ve ağırlıkça %-4- 6- 8- 10- 12 ve 15 malik asit eklenmiş örneklerin XRD modeli

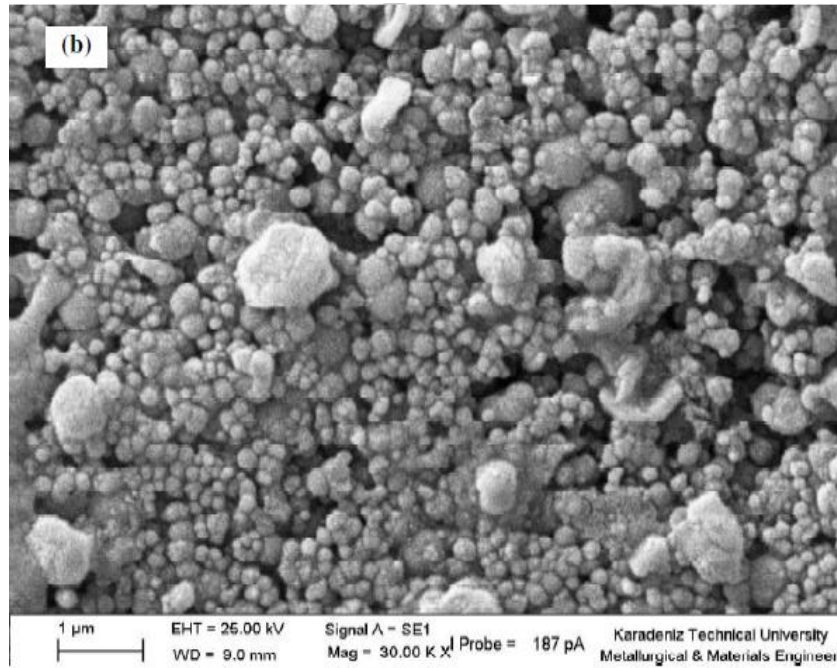
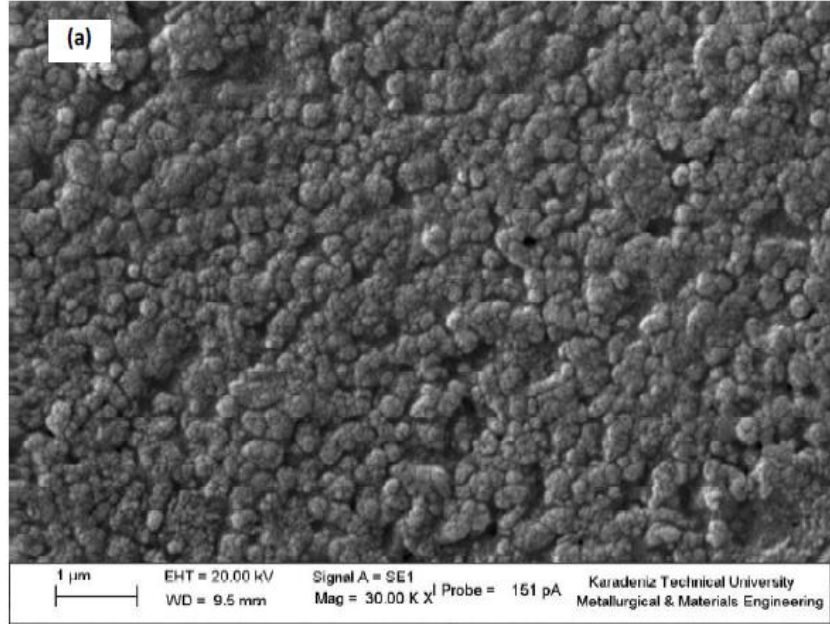


Şekil 3.2. $\text{MgB}_2+\text{C}_4\text{H}_6\text{O}_5$ için; (a) birim hücre hacmi (b) c/a oranı (c) c-ekseni örgü parametresi ve (d) a-ekseni örgü parametresi

3.1.2. SEM Analizi

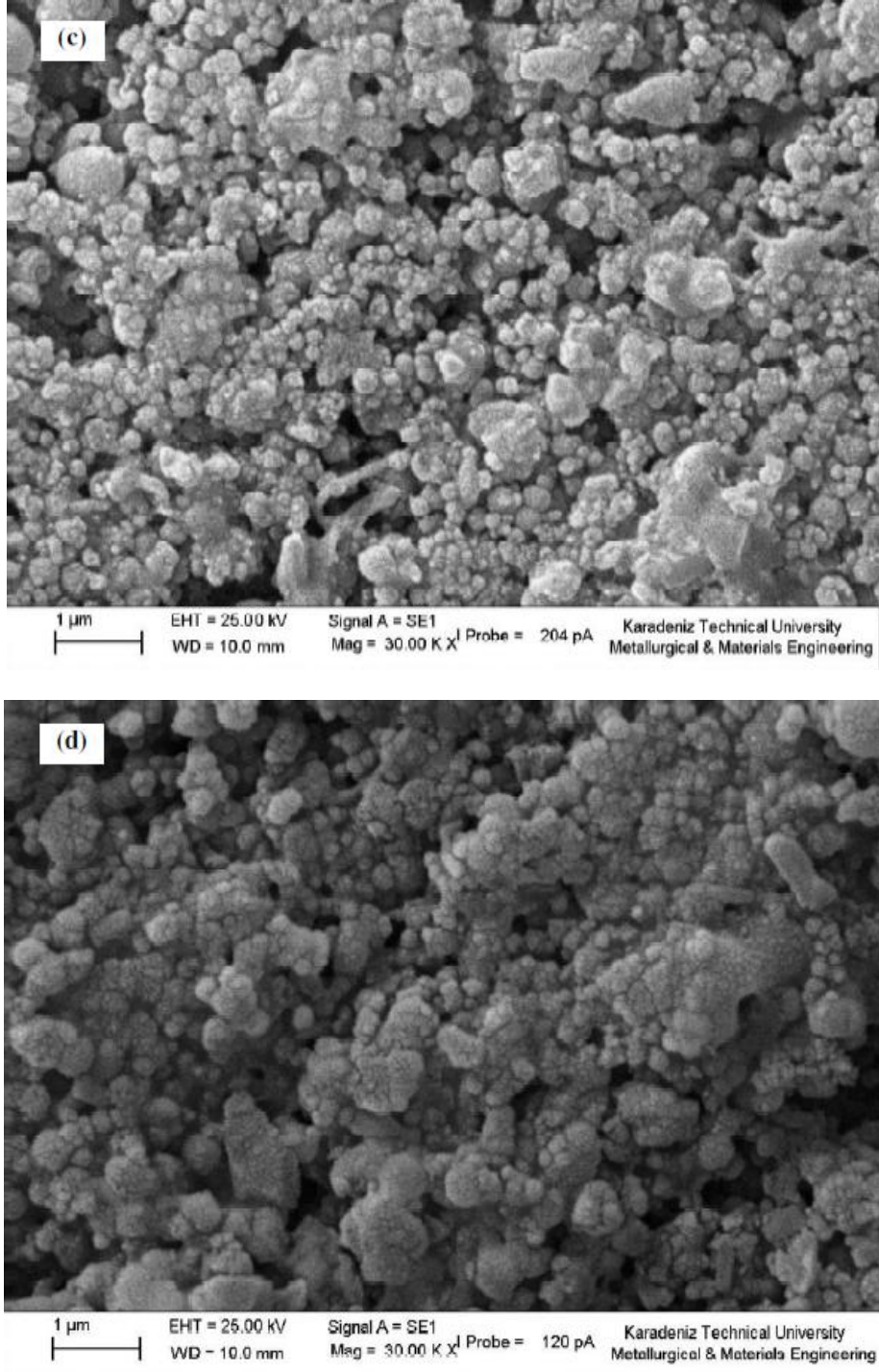
Şekil 3.3' de saf, % 4, % 6 ve % 15 $\text{C}_4\text{H}_6\text{O}_5$ eklenmiş külçe MgB_2 örneklerinin yüzeyinden alınan SEM mikrografisi görülmektedir. SEM resimleri incelendiğinde tüm örneklerin MgB_2 ' nin karakteristik yapısı olan tanecikli bir mikro yapı sergilediği görülmektedir. Taneciklerin birbirlerine oldukça sıkı ve sağlam bir şekilde bağlı oldukları gözlenmiştir ki buda saf MgB_2 örneğinde elde edilen yapıya benzemektedir. Şekil incelendiğinde, Saf MgB_2 örneği, $\text{C}_4\text{H}_6\text{O}_5$ eklenmiş örneklere kıyasla daha küçük, daha yoğun ve daha homojen taneli bir yapıdadır. Ancak ekleme miktarının artmasıyla taneciklerin birleşerek yer yer kümeler halinde büyük boyutlu topaklanmaların oluşumuna neden olduğu görülmektedir. $\text{C}_4\text{H}_6\text{O}_5$ eklenmiş örnekler çoğunlukla yuvarlağımsı şekilli parçalar ve daha yüksek miktarda topaklanma göstermiştir. Topaklanma arttıkça, B' nin yerini alamayan C atomlarının, tane sınırlarında kalması ve örgü arasında istenilen şekilde yer alamaması, artan katkıyla $\text{C}_4\text{H}_6\text{O}_5$ ' nin sadece bir

safsızlık gibi kalmasına neden olmaktadır. Bu taneler arası iletkenliği azaltan bir durumdur [65].



Şekil 3.3. (a) Saf MgB₂, (b) % 4 malik asit katkılı, (c) % 6 malik asit katkılı ve (d) % 15 malik asit katkılı MgB₂ örneklerinin SEM fotoğrafları

Şekil 3.3' ün devamı



Şekil 3.3. (a) Saf MgB_2 , (b) % 4 malik asit katkılı, (c) % 6 malik asit katkılı ve (d) % 15 malik asit katkılı MgB_2 örneklerinin SEM fotoğrafları

3.2. Fiziksel Analizler

3.2.1. Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Analizleri

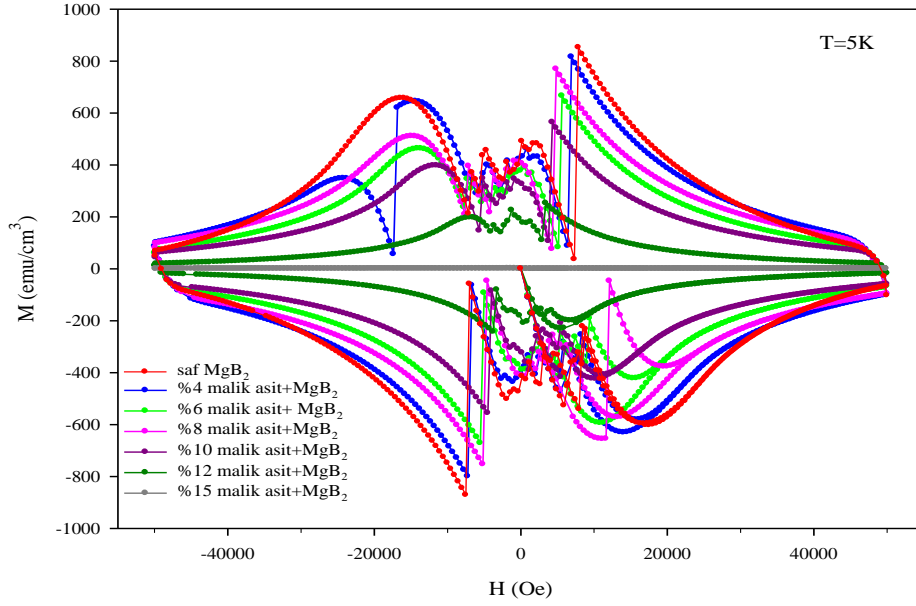
3.2.1.1. Uygulanan Alanın Fonksiyonu Olarak Manyetizasyon Ölçümleri

Üretilmiş olan MgB_2 örneklerin manyetizasyon ölçümleri 5, 15 ve 25 K' lik sabit sıcaklıklarda, 50 Oe/s' lik süpürme hızında ve -5 T ile +5 T arasında manyetik alan uygulanarak yapıldı. Her ölçüm öncesinde örnekler, örneğin içerisinde tuzaklanabilecek akıyı yok etmek için T_c ' nin üzerindeki sabit bir sıcaklığa (50 K) ısıtıldıktan sonra alan uygulamaksızın (ZFC), ilgili sıcaklık değerlerine soğutuldu. Manyetizasyon ölçümlerinde, manyetik alan değişimleri beş aşamada gerçekleştirildi: 1. aşama (0 T) - (+5 T), 2. aşama (+5 T) - (0 T), 3. aşama (0 T) - (-5 T), 4. aşama (-5 T) - (0 T), 5. aşama (0 T) - (+5 T) şeklindedir. Her iki aşama arasında beklenmeden bir sonraki aşamaya geçildi. Ölçüm süresince manyetik alan, boyutları yaklaşık olarak $2,5 \times 2,5 \times 2,5$ mm³ olan örneklerin yüzeyine dik olarak uygulandı. VSM sisteminde kullanılan manyetometre, manyetik momenti "emu" cinsinden ölçülmekte olup, alınan ölçüm sonuçları filmin hacmine bölünerek "emu/cm³" cinsinden birim hacimdeki manyetik dipol momentlerin bileşkesi olan manyetizasyona dönüştürüldü.

Şekil 3.4, 3.5 ve 3.6' dan görüldüğü gibi, süperiletken malzemelerin sahip olduğu diyamanyetik davranışı gösteren histerisiz eğrileri elde edildi. Elde edilen histerisiz eğrilerine bakıldığında bu eğrilerin, tersinmez II. tip süperiletkenlerdeki manyetizasyonun dış manyetik alana karşı değişimlerini gösteren M-H eğrileri ile aynı davranışı sergilediği görüldü. Bu histerisiz eğrilerinin x-y eksenlerine göre belirli bir simetriklik sergilediği görüldü. Şekil 3.4, 3.5 ve 3.6' da, her örneğin T_c ' ye değerine yaklaşıldıkça, manyetizasyon değerlerinin azaldığı ayrıca görüldü.

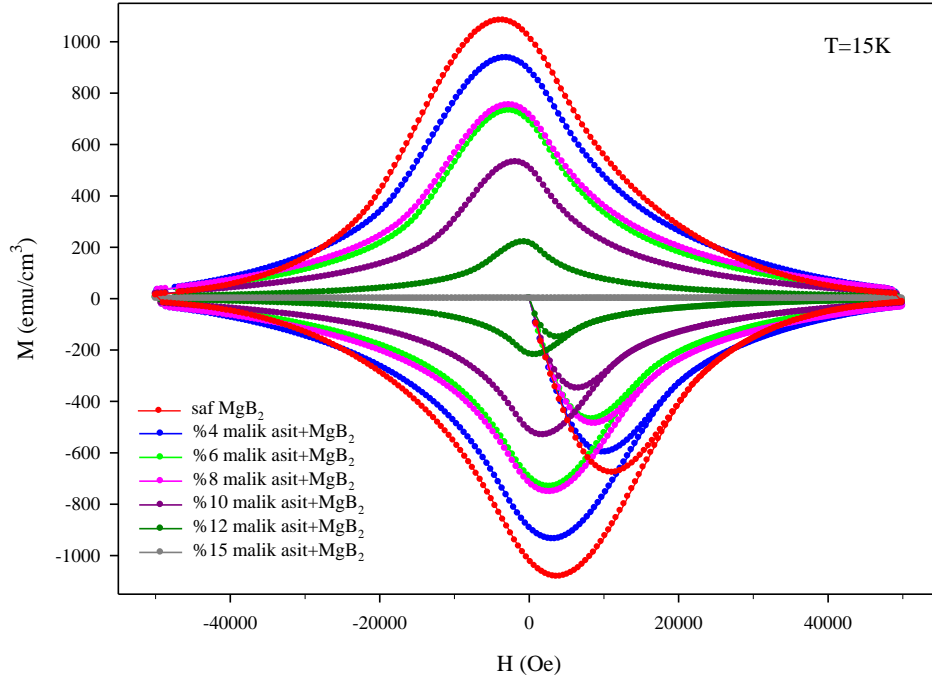
Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB_2 örneklerin 5, 15 ve 25 K sıcaklıklarda yapılmış olan manyetizasyon ölçümlerinden elde edilen M-H eğrileri Şekil 3.4, 3.5 ve 3.6' da verildi. Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB_2 örneklerin aynı manyetik alanlarda, manyetizasyon ölçümünün gerçekleştirildiği sıcaklık arttıkça manyetizasyon eğrilerindeki ΔM (M-H ilmeğinde ikinci ve beşinci çeyreklerdeki manyetizasyon değerleri arasındaki farktır) değerinin azaldığı bu şekillerden açık bir şekilde görüldü. Şekil 3.4' deki T=5 K için olan ölçümde, örneklerin

hepsinde M-H eğrisinde düşük alanda dentritik bir yapı gözlemlendi. MgB_2 ' de düşük sıcaklıklarda güçlü akı kararsızlığı sıkça bildirilmiştir [80,98,99]. Dendritik akı artışları (jumpları), düşük sıcaklık ve düşük alanda manyetizasyonun histerezis döngülerini ve böylece J_c ' yi bastırmaktadır [100].

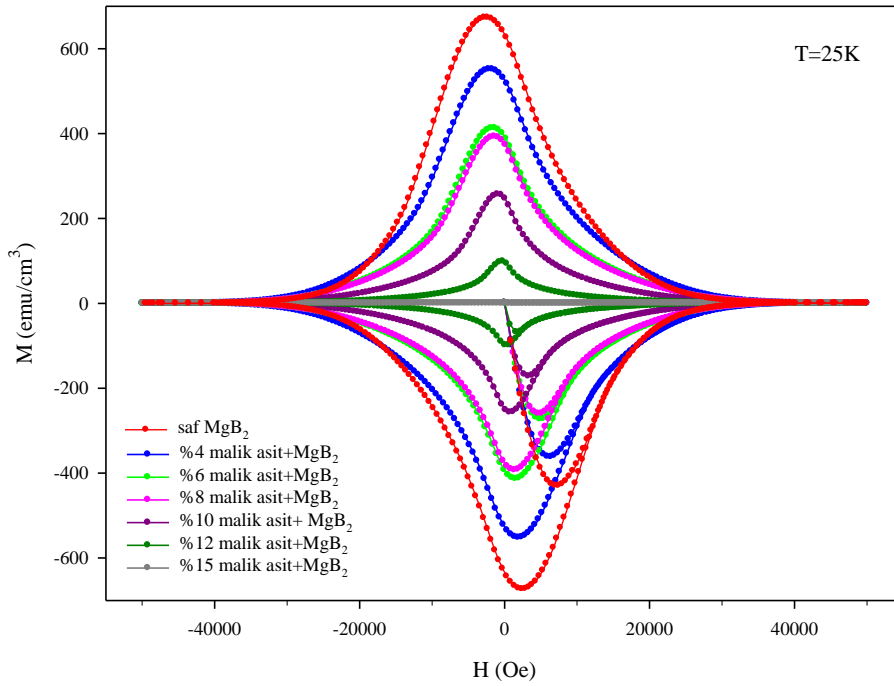


Şekil 3.4. Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB_2 örneklerin $T=5\text{ K}$ ' de ölçülen M-H eğrileri

Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB_2 örneklerin 15 ve 25 K' de ölçülen M-H eğrileri Şekil 3.5 ve 3.6' da verildi. Bu örneklerin aynı manyetik alanlarda, manyetizasyon ölçümü için örneklerin kritik sıcaklık değerine yaklaştıkça manyetizasyon eğrilerindeki ΔM değerinin azaldığı Şekil 3.5 ve 3.6' dan açık bir şekilde görüldü. Bu şekillerdeki manyetizasyon eğrilerinden, düşük manyetik alanlarda en yüksek ΔM değerine saf örneğin sahip olduğu açık bir şekilde görülür. Bu şekillere genel olarak bakıldığında katkı ile ve katkı oranının artmasıyla beraber ΔM değerlerinin azaldığı anlaşılıyor. Daha ayrıntılı bir şekilde bakıldığında ise, özellikle kritik sıcaklığa yaklaşıldığında ve yüksek manyetik alanda (25 K, 3 T), ağırlıkça % 4, % 6 ve % 8 malik asit eklenmiş örneklerin daha büyük ΔM değerine sahip olduğu görüldü.



Şekil 3.5. Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB₂ örneklerin T=15 K' de ölçülen M-H eğrileri



Şekil 3.6. Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB₂ örneklerin T=25 K' de ölçülen M-H eğrileri

Şekil 3.5 ve 3.6' dan, yüksek manyetik alanlarda ağırlıkça % 8 malik asit ekleme seviyesine kadarki örneklerde histerisiz eğrilerinde kısmen bir artış olduğu gözlemlendi. % 8' e kadar eklenmiş malik asitin MgB₂ örneklerde, yüksek manyetik alanlarda ve yüksek sıcaklıklarda çivileme merkezleri olarak görev yaptığı belirlendi.

3.2.1.2. Kritik Akım Yoğunluğu Hesapları

Süperiletkenlerin pratik uygulamalarının çoğu için, manyetik alan varlığında yüksek akım taşıma yeteneği çok önemlidir [101]. Yani süperiletkenlerin teknolojik uygulamaları öncelikle kritik akım yoğunluğuna bağlıdır. MgB₂ için J_c' nin, yüksek manyetik alanlarda yüksek değere sahip olabilmesi, akı çivileme performansının iyileştirilmesini gerektirir. Temiz MgB₂' de, doğal kusur eksikliklerinden dolayı manyetik alanla J_c hızlı bir şekilde bastırılır [102]. MgB₂'nin kritik akım yoğunluğunu arttırmak için, çivileme merkezlerinin örneklere eklenmesi gerekmektedir [103]. Bütün bunlara dayanarak, kritik akım yoğunluğunun manyetik alan altında yüksek kalabilmesi için MgB₂ örneklere ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmesinin hangi oranda örnek üzerinde çivileme merkezleri olarak görev yaptığı bu bölüm altında araştırıldı.

Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB₂ örneklerin J_c değerleri, farklı sıcaklıklarda uygulanan alanın fonksiyonu olarak manyetizasyon ölçümlerinden hesaplandı. Bunun için M-H ilmeğinde manyetik alan artırılırken ve azaltılırken örneklerin sahip olduğu pozitif ve negatif manyetizasyon değerleri ele alındı. Manyetizasyon verilerinden kritik akım yoğunluğu hesaplamak için, Bean'in kritik durum modeline dayandırılmış aşağıdaki bağıntı kullanıldı [104].

$$J_c = \frac{20 \Delta M}{a \left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \quad (3.1)$$

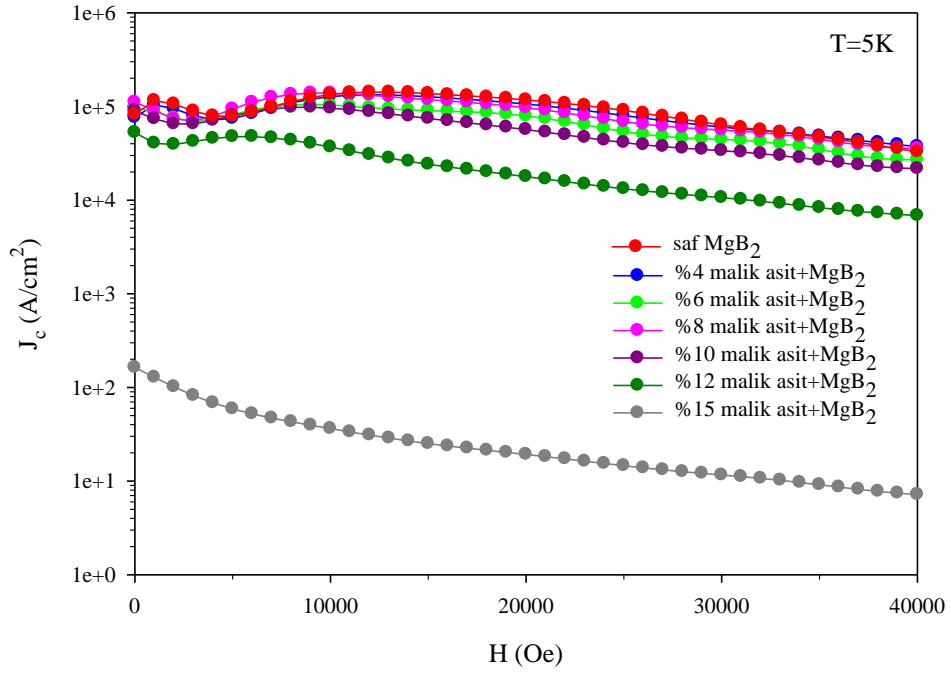
Bu bağıntıda a ve b uygulanan manyetik alana dik doğrultudaki kısa ve uzun kenarları (a<b) temsil etmektedir. ΔM ise manyetizasyon farkı olup, M-H ilmeğinde ikinci ve beşinci çeyreklerdeki manyetizasyon değerleri arasındaki farktır. Burada ΔM , emu/cm³ ve J_c, A/cm² birimlerindedir. Böylece kritik akım yoğunluklarının manyetik alan bağıllığı (3.1) eşitliği kullanılarak hesaplandı ve sonuçlar grafiklerle gösterildi.

Şekil 3.7, 3.8 ve 3.9' da, ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB₂ örneklerin sırasıyla 5, 15 ve 25 K sıcaklıklarda hesaplanan kritik akım yoğunluklarının manyetik alana göre değişimleri gösterildi. Şekil 3.7' de, kritik akım yoğunlukları, önce bir azalış daha sonra manyetik alanın artmasıyla bir artış sergilemiştir. Bunun sebebi yukarıda (uygulanan alanın fonksiyonu olarak manyetizasyon ölçümleri kısmında) açıklandığı gibi M-H eğrisindeki düşük alanda dentritik bir yapının gözlenmesinden kaynaklanmaktadır ve bu yüzden ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB₂ örneklerin kritik akım yoğunlukları düşük alanlarda daha düşük çıkmıştır. Şekil 3.7, 3.8 ve 3.9' dan görüldüğü üzere saf, % 4, % 6 ve % 8 malik asit eklenmiş MgB₂ örnekler yaklaşık aynı J_c değerleri sergilemektedir. Yine bu şekillerden görüldüğü üzere sıcaklığın artmasıyla beraber kritik akım yoğunlukları azalmıştır. Malik asit ekleme seviyelerinin artmasıyla beraber, özellikle % 12 ve % 15 malik asit eklenmiş örneklerde kritik akım yoğunluklarının hızla düştüğü görüldü. Daha ayrıntılı bir şekilde bakıldığında ise, özellikle kritik sıcaklığa yaklaşıldığında ve yüksek manyetik alanda (25 K, 3 T), saf örneğin J_c değeri $1,8 \times 10^3$ A/cm² iken, % 4 malik asit eklenmiş örneğin ki $3,2 \times 10^3$ A/cm², % 6 ve % 8 malik asit eklenmiş örneğin kritik akım yoğunlukları ise $2,3 \times 10^3$ A/cm² olduğu bulundu. % 4, % 6 ve % 8 malik asit eklenmiş örneklerin yüksek sıcaklıklardan yüksek manyetik alanlardan daha az etkilendikleri görüldü. Özellikle % 4 malik asit eklenmiş örneğin dış manyetik alana karşı daha dayanıklı olduğu bulundu.

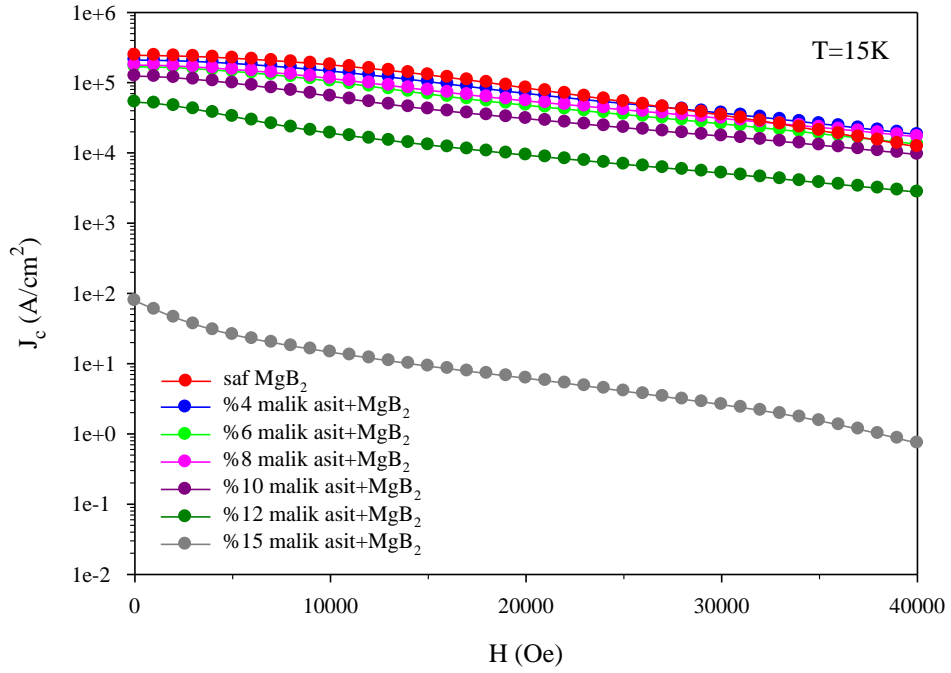
Tablo 3.1' de, Şekil 3.7, 3.8 ve 3.9' dan elde edilen ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB₂ örneklerin sıcaklığa ve manyetik alana bağlı olarak kritik akım yoğunluğu değerleri verildi.

Tablo 3.1. Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB₂ örneklerin sıcaklığa ve manyetik alana bağlı olarak kritik akım yoğunluğu ve kritik geçiş sıcaklığı değerleri

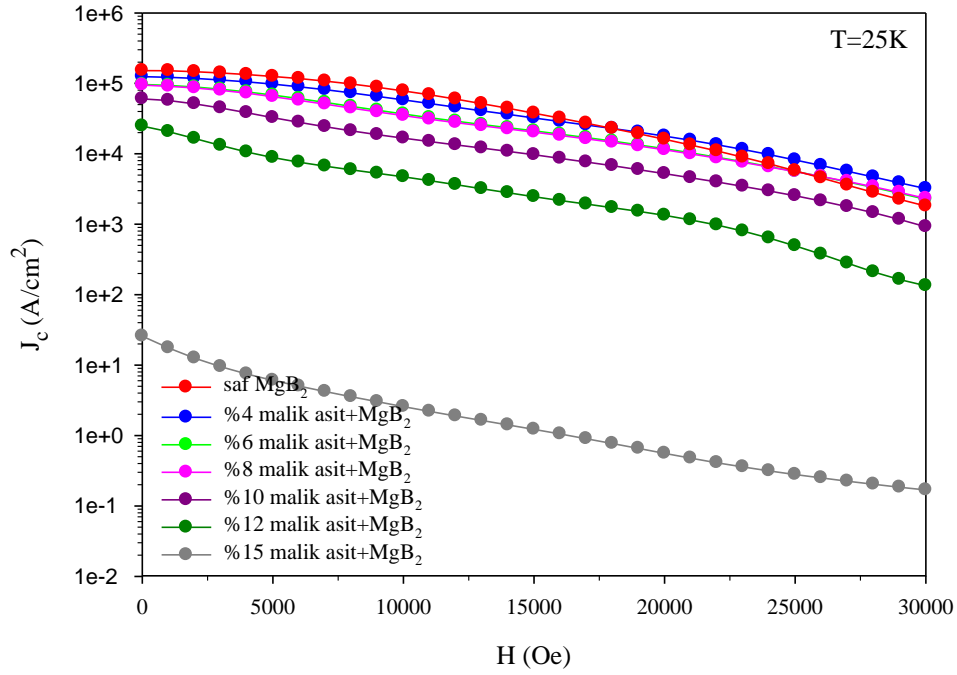
Eklenen malik asit yüzdeleri	0	%4	%6	%8	%10	%12	%15
T_c (K)	37,8	37,5	37,3	36,7	36,2	35,8	34,3
J_c (5K, 0T) (A/cm ²)	8,2x10 ⁴	7,7x10 ⁴	9,7x10 ⁴	1,1x10 ⁵	9x10 ⁴	5,3x10 ⁴	1,6x10 ²
J_c (5K, 1T) (A/cm ²)	1,3x10 ⁵	1,3x10 ⁵	1x10 ⁵	1,4x10 ⁵	9,6x10 ⁴	3,7x10 ⁴	36,4
J_c (5K, 2T) (A/cm ²)	1,2x10 ⁵	1,1x10 ⁵	7,9x10 ⁴	9,7x10 ⁴	5,7x10 ⁴	1,8x10 ⁴	19,3
J_c (5K, 3T) (A/cm ²)	6,4x10 ⁴	6x10 ⁴	4,4x10 ⁴	5,6x10 ⁴	3,4x10 ⁴	1,1x10 ⁴	11,6
J_c (5K, 4T) (A/cm ²)	3,3x10 ⁴	3,7x10 ⁴	2,7x10 ⁴	3,6x10 ⁴	2,2x10 ⁴	6,8x10 ³	7,2
J_c (15K, 0T) (A/cm ²)	2,5x10 ⁵	2,1x10 ⁵	1,7x10 ⁵	1,8x10 ⁵	1,2x10 ⁵	5,3x10 ⁴	78
J_c (15K, 1T) (A/cm ²)	1,8x10 ⁵	1,5x10 ⁵	1,1x10 ⁵	1,2x10 ⁵	6,4x10 ⁴	1,9x10 ⁴	14,6
J_c (15K, 2T) (A/cm ²)	8,4x10 ⁴	7x10 ⁴	4,8x10 ⁴	5,5x10 ⁴	3,1x10 ⁴	9,3x10 ³	6,2
J_c (15K, 3T) (A/cm ²)	3,5x10 ⁴	3,7x10 ⁴	2,6x10 ⁴	3,1x10 ⁴	1,7x10 ⁴	5,2x10 ³	2,6
J_c (15K, 4T) (A/cm ²)	1,2x10 ⁴	1,8x10 ⁴	1,3x10 ⁴	1,7x10 ⁴	9,5x10 ³	2,8x10 ³	0,7
J_c (25K, 0T) (A/cm ²)	1,5x10 ⁵	1,3x10 ⁵	9,7x10 ⁴	9,5x10 ⁴	6x10 ⁴	2,5x10 ⁴	25
J_c (25K, 1T) (A/cm ²)	7,8x10 ⁴	5,8x10 ⁴	3,7x10 ⁴	3,5x10 ⁴	1,7x10 ⁴	4,7x10 ³	2,6
J_c (25K, 2T) (A/cm ²)	1,6x10 ⁴	1,8 x10 ⁴	1,2 x10 ⁴	1,1 x10 ⁴	5,2 x10 ³	1,3 x10 ³	0,6
J_c (25K, 3T) (A/cm ²)	1,8 x10 ³	3,2 x10 ³	2,3 x10 ³	2,3x10 ³	919,2	133,8	0,2



Şekil 3.7. Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB_2 örneklerin $T=5 K$ 'deki kritik akım yoğunluğunun manyetik alanla değişimi



Şekil 3.8. Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB_2 örneklerin $T=15 K$ 'deki kritik akım yoğunluğunun manyetik alanla değişimi



Şekil 3.9. Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB_2 örneklerin $T=25\text{ K}$ ' deki kritik akım yoğunluğunun manyetik alanla değişimi

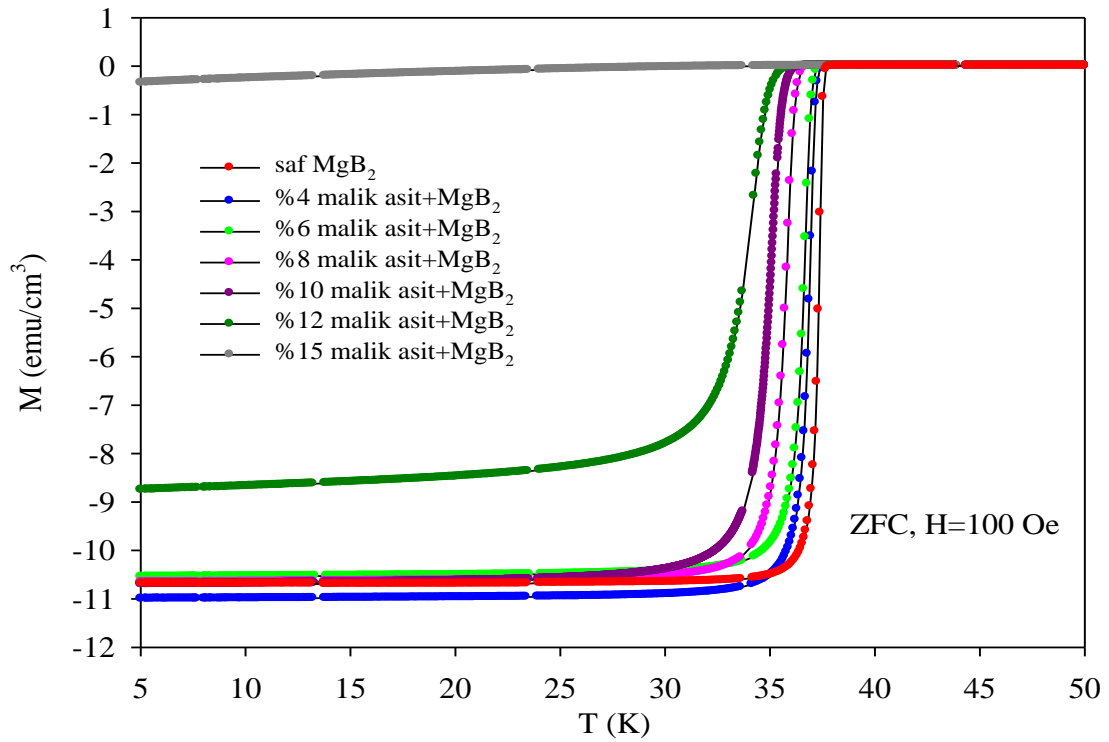
Yukarıdaki sonuçlara göre, MgB_2 örneklere % 4, % 6 ve % 8 malik asit ekleyerek çivileme merkezlerinin oluşturuldu. Yüksek manyetik alanlarda ve yüksek sıcaklıklarda örneklerin kritik akım yoğunluklarının çivileme merkezlerinin etkisinin bir sonucu olarak hafifçe azaldığı görüldü.

3.2.1.3. Sıcaklığın Fonksiyonu Olarak Manyetizasyon Ölçümleri

Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB_2 örneklerin $T= 5\text{-}50\text{ K}$ aralığındaki ve $H=100\text{ Oe}$ ' lik alan şiddetindeki manyetizasyon-sıcaklık eğrileri Şekil 3.10' da verildi. Bu yedi farklı örnek içerisinde (örneğin $T= 5\text{ K}$ için), en büyük manyetizasyon değerinin (dolayısıyla çivileme kuvveti ve kritik akım yoğunluğu) ağırlıkça % 4 malik asit eklenmiş MgB_2 örneğe ait olduğu görüldü ve bu durum önceki sonucumuzu desteklemektedir (25 K , 3 T ' da en büyük kritik akım yoğunluğu değerine % 4 malik asit eklenmiş MgB_2 örnek sahipti). Daha sonraki en büyük manyetizasyon değerinin saf MgB_2 örneğe ait olduğu görüldü ve bu durum da önceki sonucumuzu desteklemektedir. Ağırlıkça % 6, % 8, % 10 malik asit eklenmiş örnekler yaklaşık $T= 5\text{ K}$ sıcaklıkta aynı manyetizasyon değerlerine sahip olduğu görüldü. Ağırlıkça % 12 ve %

15 malik asit eklenmiş örneklerde manyetizasyon değerleri çok fazla düştü. Bu yedi farklı örneğin bu grafik yardımıyla elde edilen süperiletken T_c ' ı Tablo 3.1' de verildi. Tablo 3.1' e bakıldığında saf MgB_2 örneğin geçiş sıcaklığının en yüksek olduğu belirlendi ($T_c=37,8$ K). Tablo 3.1' den malik asit ekleme oranının artmasıyla birlikte kritik sıcaklıkların düştüğü görüldü. MgB_2 örneklere safsızlık fazı eklendikçe, MgB_2 'nin T_c ' ı genellikle düşer [105]. Elde edilen sonuç literatürü desteklemektedir.

Çok iyi bilinir ki, bir örneğin manyetik kritik sıcaklığı, transport T_c ' den daha düşüktür. Direnç ölçümlerindeki T_c , yüzey etkilerinden dolayı manyetizasyondaki T_c ' dan daha fazla etkilenebileceği için bu fark oluşmuştur [106]. Elde ettiğimiz T_c ' ların sıcaklığın fonksiyonu olarak manyetizasyon ölçümlerinin bir sonucu olduğu unutulmamalıdır.



Şekil 3.10. Ağırlıkça farklı oranlarda malik asit eklenmiş MgB_2 örneklerin $T=5-50$ K aralığındaki ve $H=100$ Oe' lik alan şiddetindeki manyetizasyon-sıcaklık eğrileri

3.3. Manyetik Kaldırma Kuvveti Analizleri

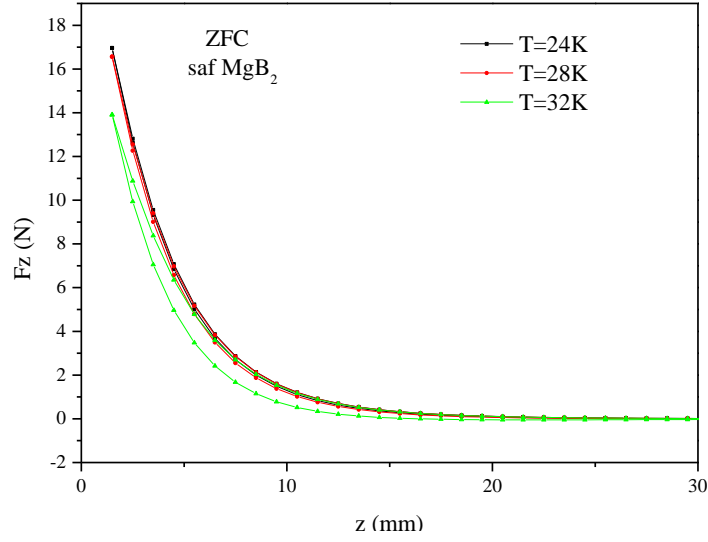
3.3.1. ZFC (Alansız Soğutma) Analizleri

ZFC' de saf ve tüm katkılı örnekler için; 24, 28 ve 32 K' de örnek ile KM arasındaki mesafe 50 mm iken ZFC yapıldıktan sonra, KM ve örnek arasındaki mesafenin 1,5 mm azaltılması ve tekrar 50 mm olması sırasında düşey kuvvetler ölçülmüştür. Ölçüm sonuçları Şekil 3.11-3.17 arasında tüm örnekler için verilmiştir.

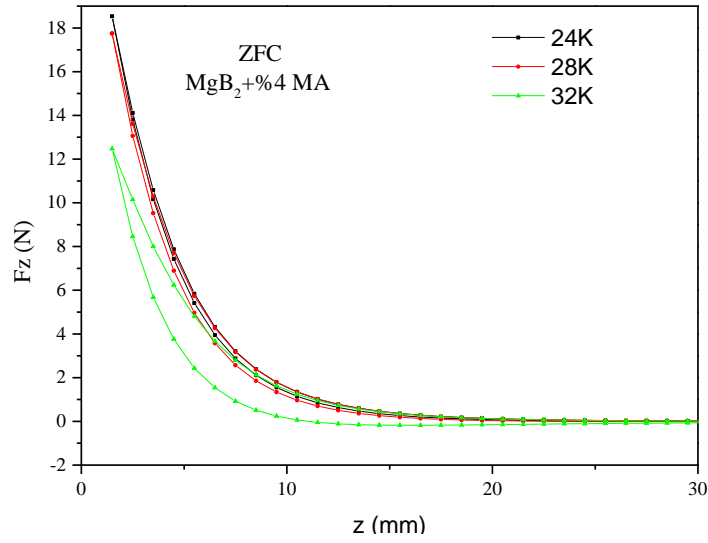
Şekil 3.11' de saf MgB_2 örneği için; Birçok deneysel çalışmada belirtildiği gibi, sabit sıcaklıkta kaldırma kuvveti değeri mıknatıs ve örnek arasındaki uzaklık azaldıkça exponansiyel olarak arttığı tüm örnekler için gözlemlendi. Manyetik kaldırma kuvvetinin bilinen en yaygın özelliği örnek ve mıknatıs arasındaki uzaklık değişirken kaldırma kuvvetinin değişiminin histerisiz bir davranış göstermesidir. Histerisiz eğrileri örneklerin çivileme potansiyelinin gücünü temsil eder, yani dar döngü, daha güçlü çivileme potansiyeline karşılık gelir [68, 107-109]. Sıcaklık azaldıkça kaldırma kuvveti artar, histerisiz alanı azalır, bu durum düşük sıcaklıklarda daha yüksek kritik akım yoğunluğunun yani daha düşük girme derinliğinin sonucudur [65,68,108]. Şekilde görüldüğü gibi, en yüksek kaldırma kuvveti değerleri seçilen en düşük sıcaklık olan 24 K' de gözlemlendi ve sıcaklık arttıkça kuvvet değerleri azaldı. Düşük sıcaklıkta histerisiz eğrisi daha ince ve daha uzun yayılır ve sıcaklıkla arttıkça histerisiz eğrisinin altındaki alan artar. Bu durum teorik olarak da olması gereken bir durumdur. Örneklerin kaldırma kuvveti grafiklerinden süperiletken duruma geçtikleri anlaşılmaktadır.

Şekil 3.12 ağırlıkça % 4 MA katkılı MgB_2 örneği için; Sıcaklığa bağlı olarak her ölçümde kuvvetin sıcaklıkla ters orantılı düştüğü anlaşılmaktadır. 24 ve 28 K sıcaklıklarında kuvvet, saf örneğe göre daha yüksek değerdedir. F_z değişiminin artışına MgB_2 kristal örgüsü içinde B' nin yerini alan C atomlarının neden olduğu düşünülebilir. Reaksiyon sürecince $C_4H_6O_5$ ve C_7H_8 ' den ayrılan C atomlarının B atomlarının yerini alması kaldırma kuvvetinde artışa neden olmuştur [67]. Taneler arası iletkenlik iyileşmiştir. Daha dar ve uzun histeris eğrisi gözlemlenmesi kalite göstergesi olarak kabul edilebilir. 32 K için % 4 katkı saf örneğe göre daha düşük kuvvet değeri vermiştir. Bunun nedeni 32 K' de akı çizgisi hareketlerinin, katkı tarafından engellenememesidir. Manyetik kaldırma ve çekme kuvveti değerlerinin azalması ise örnek içerisindeki

normal bölge yoğunluğunun artarak süperiletkenliği bastırması ve böylece örneğin manyetizasyon özelliğinin azalmasıyla açıklanabilir.

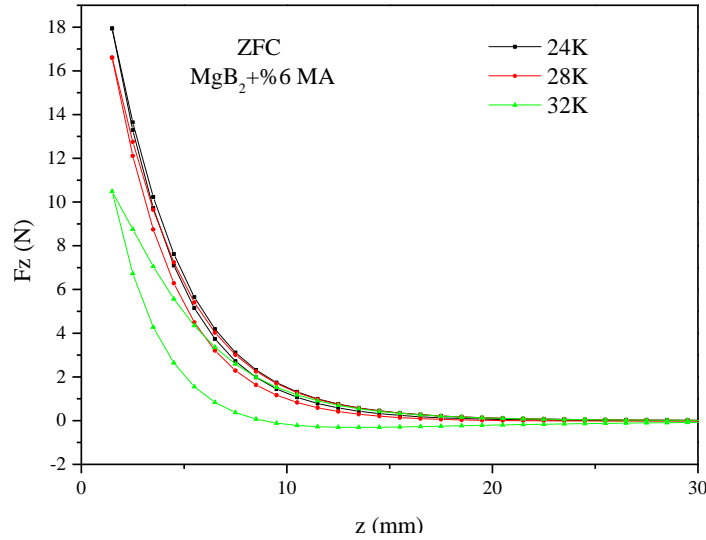


Şekil 3.11. Saf MgB_2 için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü



Şekil 3.12. % 4 MA katkılı MgB_2 için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

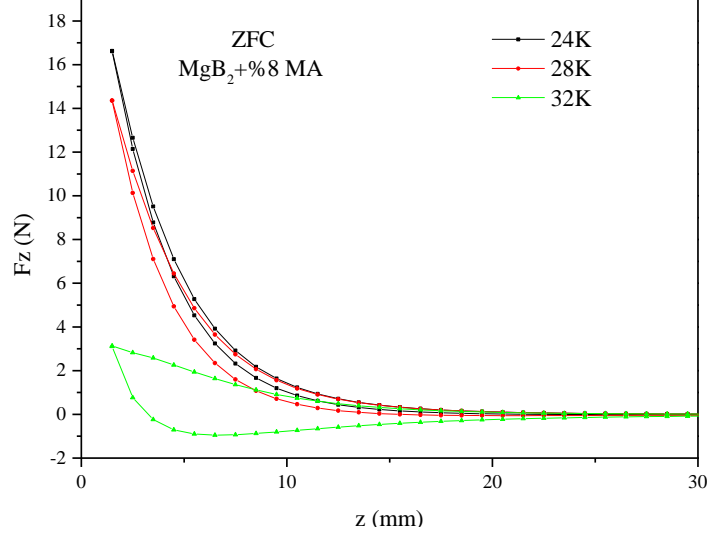
Şekil 3.13' de ağırlıkça % 6 MA katkıli MgB_2 örneği için; 24 ve 28 K sıcaklıklarında kuvvet değerleri % 4 katkıli örneğe göre düşmüş, saf örneğe göre iyileşme görülmüştür. 32 K' de en yüksek kuvvetin saf örnekte olduğu ve katkıyla kuvvetin düştüğü görülmektedir. 24 28 K' de çivileme mekanizmasının devam ettiği fakat % 4' e göre azalması da taneler arası iletkenliğin azaldığının veya C'nin taneler arasında safsızlık gibi davranmadığı olarak yorumlanabilir. Ayrıca Manyetik kaldırma ve çekme kuvveti değerlerinin azalması ise örnek içerisindeki normal bölge yoğunluğunun artarak süperiletkenliği bastırması ve böylece örneğin manyetizasyon özelliğini azaltmasıyla açıklanabilir. 32 K' de düşüş devam etmiştir. Malik asitin süperiletken taneler arası teması artırdığı, kristalleşme oranını iyileştirdiği ve düşük katkı oranlarının akı çivileme merkezi olarak görev yaptığı, böylece üretilen süperiletken örneklerin yapısal ve süperiletken özelliklerini artırdığı literatürde gözlenmiştir [107].



Şekil 3.13. % 6 MA katkıli MgB_2 için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

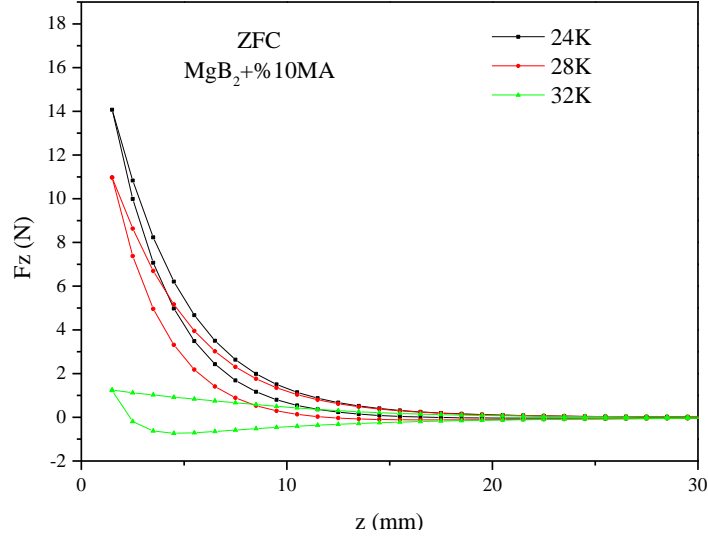
Şekil 3.14' de ağırlıkça % 8 malik asit katkıli MgB_2 örneği için; % 8 katkının % 6' ya göre daha az kuvvete sahip olduğu gözlemlendi. Bu malik asit'in tane sınırında çivileme merkezi gibi davranışı azalttığı ve fazlaştığı yorumunu getirebilir. Ayrıca 32 K için kuvvet değeri aşırı miktarda düşüş göstermiştir. Süperiletkende çekici kuvvet

oluşturmuştur, bu KM tarafından uygulanan alanın normal bölgelere kolayca girebildiğini ve çivileme merkezlerinden bu bölgeleri kurtarmaya başladığını ifade edebilir.



Şekil 3.14. % 8 MA katkıli MgB₂ için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

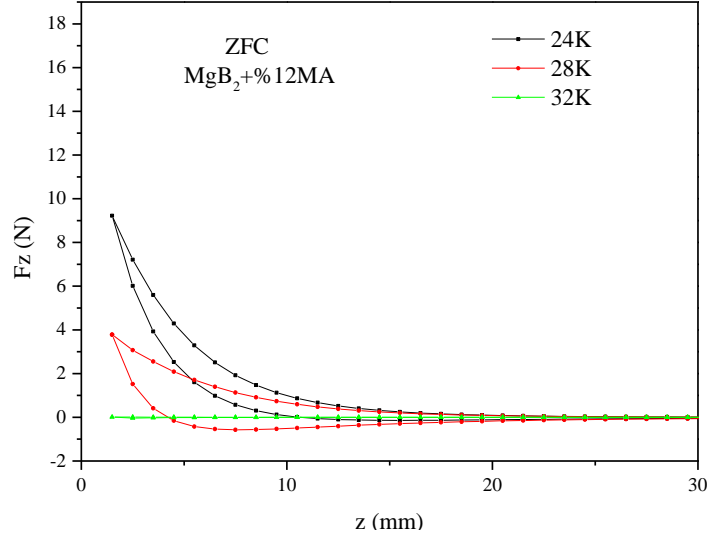
Şekil 3.15'te ağırlıkça % 10 malik asit katkıli MgB₂ örneği için; Kuvvet % 8 katkıli örnekte olduğu gibi düşmüştür. Kaldırma kuvveti değerinin düşüşü, malik asit ekleme fazlalığıyla açıklanabilir. Fazla olan yer almamış C, MgB₂ tane sınırlarında dağılırken, zayıf tane iletkenliğini tetikleyecektir [65]. Bu düşük kaldırma kuvvetinin bir sebebi olabilir. Diğer bir sebep olarak, C₄H₆O₅+C₇H₈ miktarı arttıkça reaksiyon süresince buharlaşan Mg artık oksijenle reaksiyona girerek MgO miktarının artmasına neden olacaktır [92,109]. Yüksek miktardaki malik asit katkısındaki oksijen fazlalığı, taneler arasındaki iletkenliği azaltan, bozulmaya yol açan ikincil fazların sorumlusudur. Bu nedenle, kritik akımları ve kaldırma kuvvetini azaltan tane sınırları kirliliği yüzünden taneler arasındaki bağlantı zayıf kalır [72,92]. MgB₂'de tane sınırlarının genişlemesi veya tane büyüklüğünün azalması süperiletkenliği geliştirmektedir.



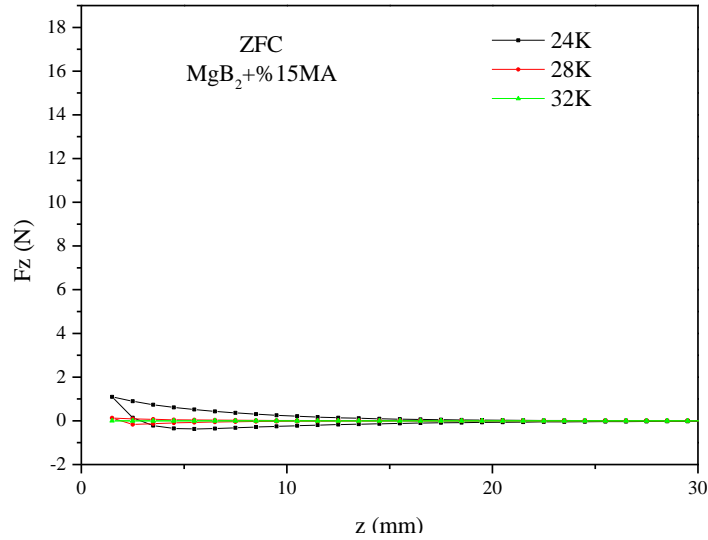
Şekil 3.15. % 10 MA katkılı MgB_2 için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

Şekil 3.16' da, ağırlıkça % 12 malik asit katkılı MgB_2 örneği için tüm sıcaklık değerlerinde büyük miktarda düşüş oldu. Bu malik asit' in MgB_2 örgüsü içinde yayıldığını ve topaklanma oluşturduğunu gösterebilir. Çekici kuvvet daha baskınlaşmıştır, çünkü akı girişine izin veren bir yayılımı temsil eden malik asit varlığı vardır. Özellikle 32 K' de çok düşük kuvvet gözükte, akı çizgileri tamamen gevşemiş ve akı çivileme etkisi tamamen kaybolmuştur. Manyetik kaldırma ve çekme kuvveti değerlerinin azalması, örnek içerisindeki normal bölge yoğunluğunun aşırı artarak süperiletkenliği bastırması ve böylece örneğin manyetizasyon özelliğini azaltmasıyla açıklanabilir.

Şekil 3.17' de ağırlıkça % 15 malik asit katkılı MgB_2 örneği için tüm sıcaklıklarda kuvvet değerleri anormal derecede düşmüştür. Topaklanmanın arttığı ve taneler arası iletkenliğin bozulduğu anlaşılmaktadır. B'nin yerini alamayan C, MgB_2 örgüsünde dağılmasıyla, fazlalık malik asit kötü tane iletkenliğini tetikler [107]. 24 ve 28 K' de çekici kuvvet özeliği taşıması, ZFC durumu olduğundan, C' nin fazlalık gibi davrandığını gösterir. Bu bölgelerden alan geçmektedir. $C_4H_6O_5$ ' nin XRD'de gözükmesi vakumlu fırında bu katkı miktarında B ile birleşmenin iyi gerçekleşmediğini göstermektedir.

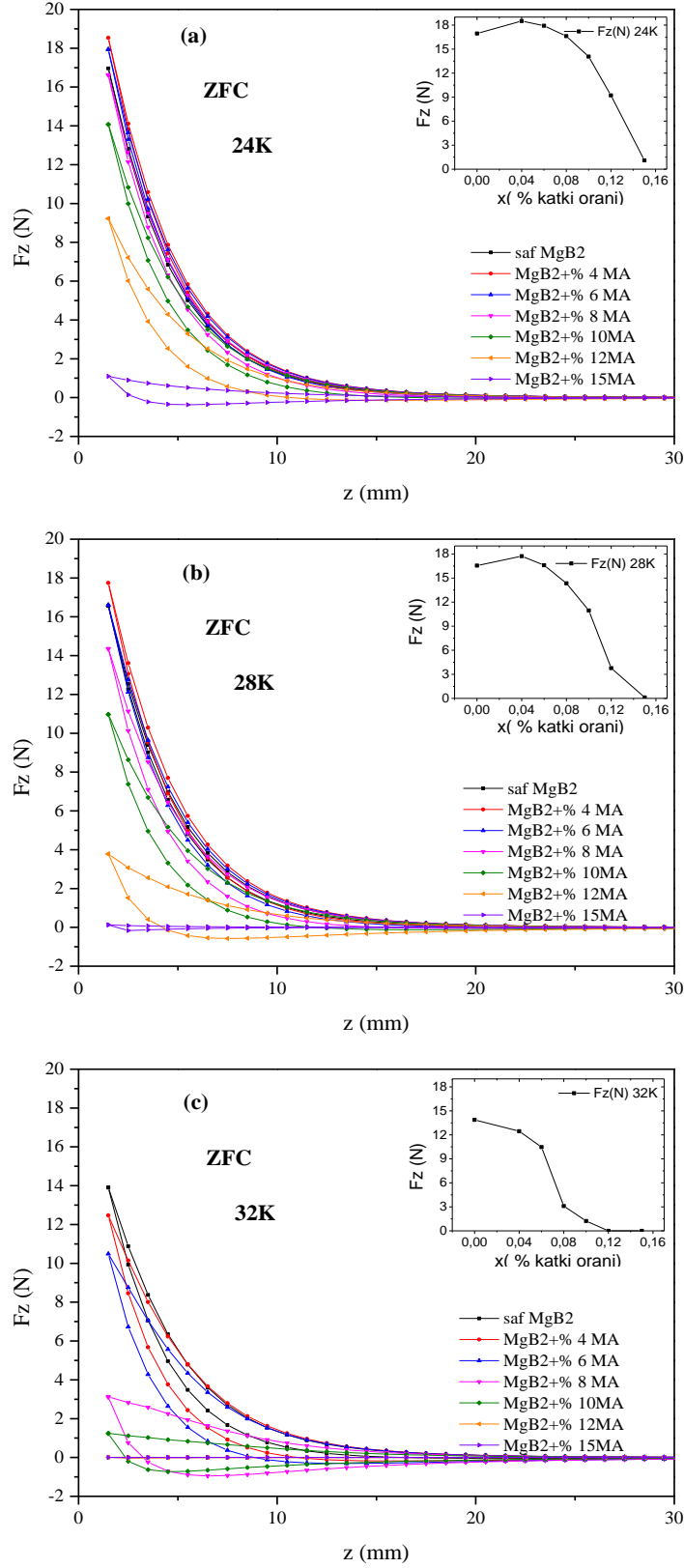


Şekil 3.16. % 12 MA katkılı MgB_2 için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü



Şekil 3.17. % 15 MA katkılı MgB_2 için ZFC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

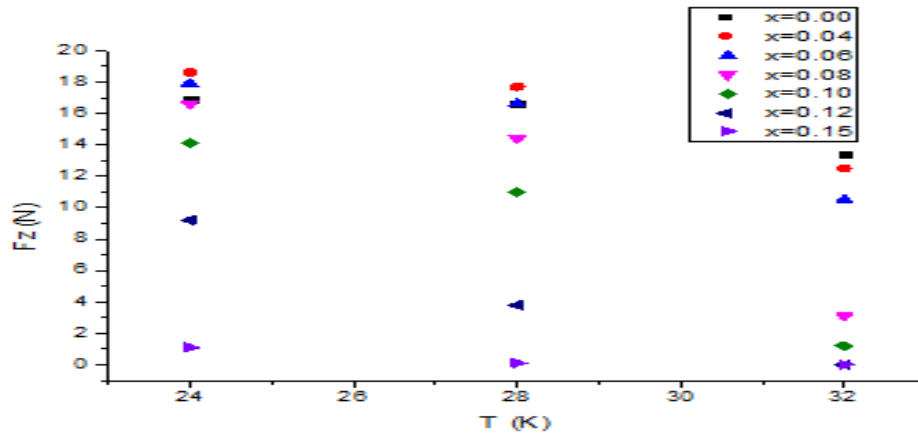
Şekil 3.18; 24 28 ve 32 K' de ZFC eğilimiyle soğutulan saf ve tüm malik asit katkılı örneklerin ölçümleri bir araya toplanmıştır (Şekil 3.11-Şekil 3.17). Bu şekilde, farklı katkı miktarları için yedi düşey kuvvet eğri döngüsü gözlemlendi. Maksimum kaldırma kuvvetleri (KM ve örnek arasındaki boşluk 1,5 mm iken alınan değerler) toplandı ve iç şekilde tekrar çizildi. 24 ve 28 K sıcaklığında önemli bir kaldırma kuvveti gözlemlendi. Şekil 3.18' deki iç resimlerde açıkça görüldüğü gibi, en yüksek kaldırma kuvveti malik asit katkı miktarının lineer bir fonksiyonu değildir.



Şekil 3.18. Saf ve tüm MA katkılı MgB₂ örnekleri için 24 28 32 K ZFC' de mesafeye göre kuvvet değişimi ölçümü ve iç resimlerinde katkı miktarına göre kuvvet üst noktaları

Şekil 3.18 (a)' da, maksimum kaldırma kuvveti, ağırlıkça katkı miktarı % 4' e attığında, 16.95 N' dan 18.6 N' a arttı ve % 10 değerine kadar kademeli olarak azalarak , bu değerden sonra katkı miktarı artışıyla hızlıca azaldı. 24 ve 28 K' de en uygun malik asit katkı miktarının % 4 olduğu belirlendi. %4 katkılı örneğin maksimum kuvvetinin ya en iyi J_c ya da en yüksek yüzey akım döngüsünün yarı çapı (r) ile bağdaşabileceği düşünülmüştür. Tüm sıcaklıklarda % 15 katkılı örnek için eğriler iyi bir kaldırma kuvveti vermemiştir. İç resimlerde sabit sıcaklıklarda, yorumları destekleyen katkı miktarına göre kuvvetin en büyük olduğu değerlerin değişimi gösterilmektedir.

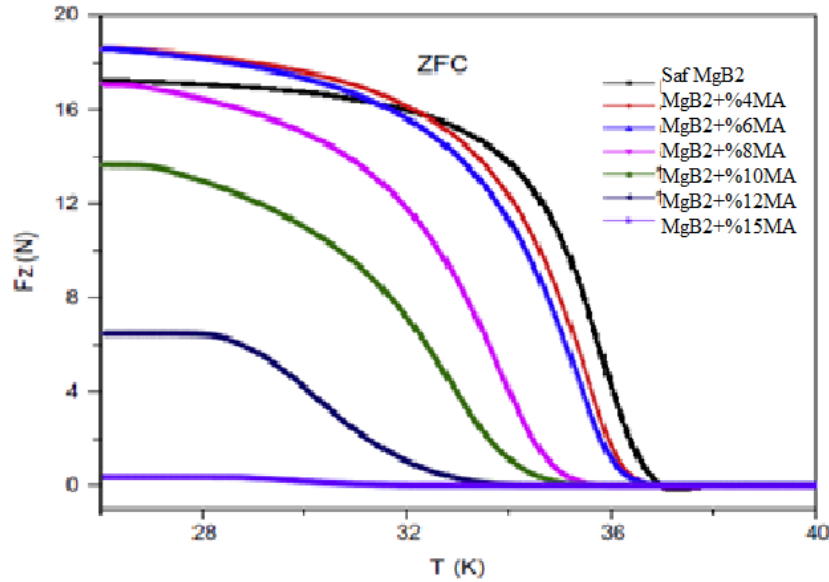
Şekil 3.19' de, sabit katkı oranlarında, kuvvetin maksimumlarının sıcaklığa göre değişimi resmedilmiştir. 32 K' de % 12 ve % 15 katkılı örneklerde, bu örneklerdeki topaklanmadan dolayı tane iletkenliğinde bozulma yüzünden oldukça zayıf bir kuvvet görülür. Bu davranış MgB_2 için düşük kritik akım yoğunluğunu işaret etmektedir. 25 K de sıfır alandaki J_c değeri saf örnek için 1.5×10^5 A/cm² ve % 10 katkılı örnek için 6×10^4 A/cm² olarak hesaplandı. İyi biliniyor ki, MgB_2 ' deki düşük J_c düşüşü, temelde MgB_2 tanelerinin rastgele ve gevşek paketlenmesiyle zayıf tane iletkenliğine bağlıdır.



Şekil 3.19. ZFC soğutma durumundan sonra, sabit 1,5 mm boşlukta saf ve katkılı MgB_2 örneklerinin kaldırma kuvvetleri

Şekil 3.20 KM ve örnek arasındaki sabit 1,5 mm mesafede, değişik miktarlarda malik asit katkılı tüm örneklerin, sıcaklığa bağlı kuvvet değişimini gösterir. Bu ölçümde örnekler ilk olarak ZFC' ye uygun şekilde 26 K' e soğutuldu ve sonra 1,5 mm sabit mesafede sıcaklık arttırılıyorken kaldırma kuvveti değerleri alındı. Şekil 3.20' de görüleceği gibi, katkı miktarı artıyorken, geçiş sıcaklığı literatüre uyumlu şekilde

azalmaktadır. % 4 ve % 6 katkılı örneklerde geçiş sıcaklığının sadece 0.11 K düştüğü not edilebilir. % 12 katkı oranıyla geçiş sıcaklığındaki düşüş, yüksek katkı seviyesine bağlı olarak örneklerde olan MgO'nun yüksek miktarından veya örneğin homojensizliğinden kaynaklanmış olabilir [58,92]. 32 K' deki ölçümlerde saf örnek, malik asit katkılı örneklerden daha yüksek kaldırma kuvveti sergiler (Şekil 3.18 ve 3.19). Kirlilik fazı MgO ve tane sınırlarındaki C varlığıyla yüksek taneler arası saçılmanın varlığına bağlı zayıf iletkenlik, malik asit miktarıyla kritik sıcaklığın değişiminden sorumludur [58]. Saf MgB₂ örneği süperiletkenlik özelliklerinin düzgünlüğü ve iyi bir tane arası iletişime işaret eden keskin bir süperiletkenlik geçişi gösterir.



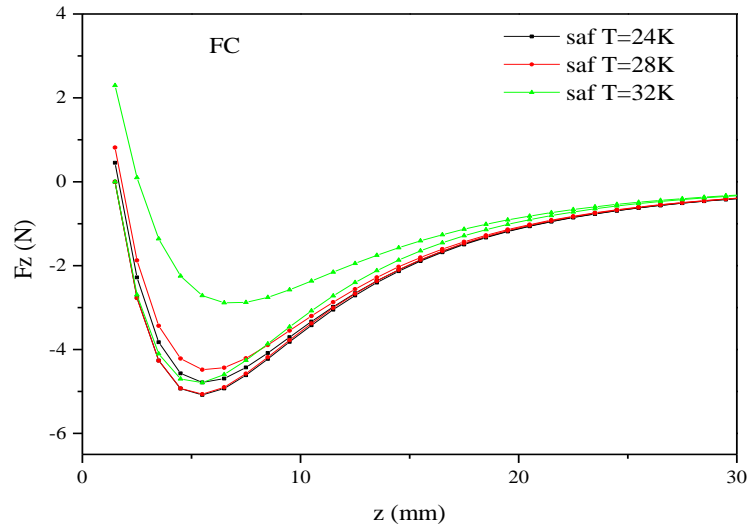
Şekil 3.20. ZFC soğutma durumunda 1,5 mm sabit bir yükseklikte, saf ve katkılı MgB₂ örneklerinin sıcaklığa bağlı kaldırma kuvveti değişimi

3.3.2. FC (Alanlı Soğutma) Analizleri

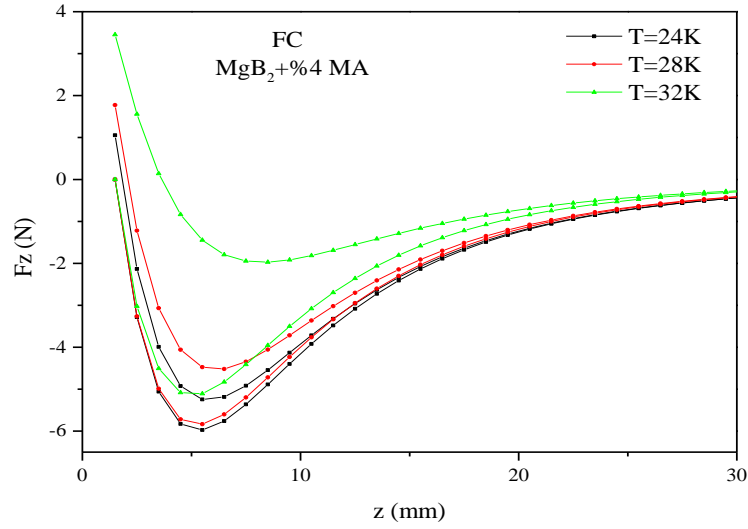
FC'de saf ve tüm katkılı örnekler için; 24, 28 ve 32 K' de örnek ile KM arasındaki mesafe 1,5 mm iken FC yapıldıktan sonra, KM ve örnek arasındaki mesafenin 50 mm'ye artırılması ve tekrar 1,5 mm olması sırasında düşey kuvvetler ölçülmüştür. Ölçüm sonuçları Şekil 3.21-3.27 arasında tüm örnekler için verilmiştir.

Şekil 3.21' de katkısız saf MgB_2 örneği için, sıcaklık artışıyla döngünün genişlediği ve çekici kuvvetin azaldığı gözlemlenmiştir. Daha dar bir dönüşe sahip olan örneğin, akı çivileme merkezlerinin daha etkin olduğu bilinmektedir. Uzaklaşma ve yaklaşma sırasında aynı yolan yakın gitmemek, örnek kararlılığının bozukluğuna işaret etmektedir. Daha yüksek sıcaklıklarda soğutma yapmak, alan tuzaklama özelliği azaltmıştır.

Şekil 3.22' de ağırlıkça % 4 malik asit katkılı MgB_2 örneği için; 24 ve 28 K sıcaklıklarında % 4 malik asit eklenmiş örnekte saf örneğe göre daha büyük çekici kuvvetin oluştuğu görülmektedir. Örnek ve mıknatıs arasındaki uzaklık minimum olduğunda itici kuvvet, düşük miktardadır. Uzaklaşırken çekici kuvvetin etkisi baskın gelmekte ve keskin bir düşüşle bu durum gözükmektedir. Tüm sıcaklık değerlerinde, saf örneğe göre çekici özellik daha belirgin hale gelmiştir.

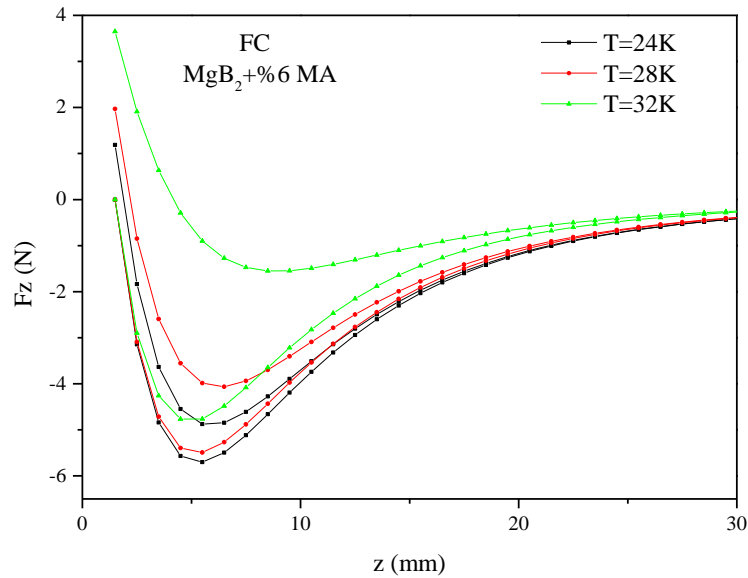


Şekil 3.21. Saf MgB_2 için FC farklı sıcaklıklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü



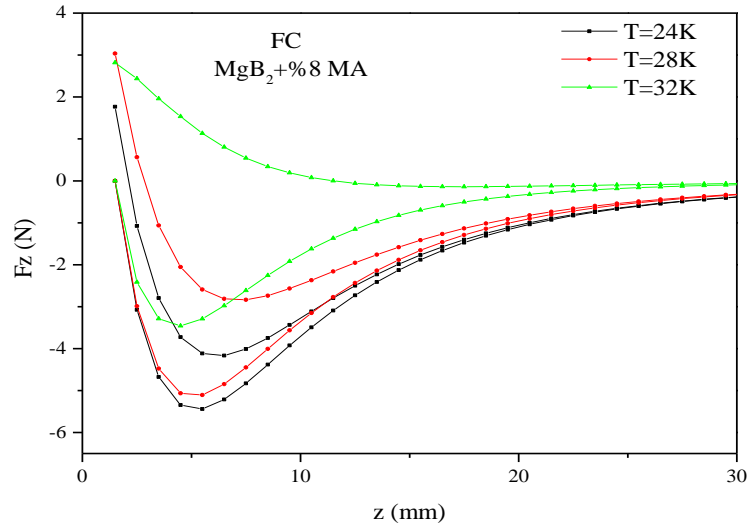
Şekil 3.22. % 4 MA katkılı MgB₂ için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

Şekil 3.23' te ağırlıkça % 6 malik asit katkılı MgB₂ örneği % 4' e göre daha az çekiciliğe sahiptir. Daha geniş döngüsünün olması, çivilemesinin biraz daha kötüleştiğini ve % 4' e göre çivileme etkisinin azaldığını göstermektedir. 32 K' de kuvvet safı kıyasla alçalmıştır. 24, 28 ve 32 K' de % 4 katkılı örneğe göre daha kötü çekicilik özelliği olması, % 4' ün FC' da etkin çekici özelliği geliştirmede etkili olabileceğini düşündürmektedir.



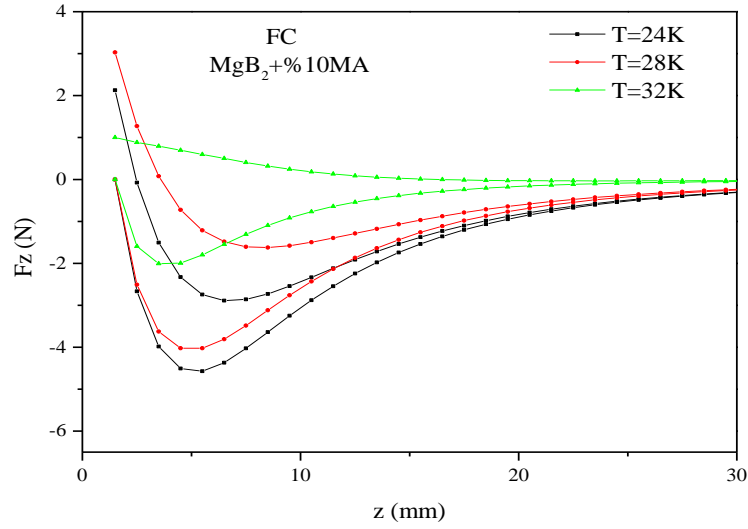
Şekil 3.23. % 6 MA katkılı MgB₂ için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

Şekil 3.24' te ağırlıkça ağırlıkça % 8 malik asit katkılı MgB_2 örneği saf örneğe göre daha etkin çekicilik gösterirken, % 4-6 örneklerine göre daha az çekici kuvvet göstermiştir. Bozucu bir etki olduğu anlaşılmaktadır ki malik asit' in miktar artışıyla çivileme merkezi gibi değil, arada fazlalık olarak davrandığını göstermektedir. Şekle dikkat edilirse, 32 K' de geri dönüş sırasında hiçbir çekici kuvvet gözükmemiştir. Bunun nedeni örneğin bu sıcaklıkta alan hapsedme özelliğinin azalmasıdır. Tane sınırlarında kirlilikler oluşmuş ve malik asitten gelen fazlalık C tane sınırlarda birikerek MgB_2 tane iletkenliğini azaltmıştır.



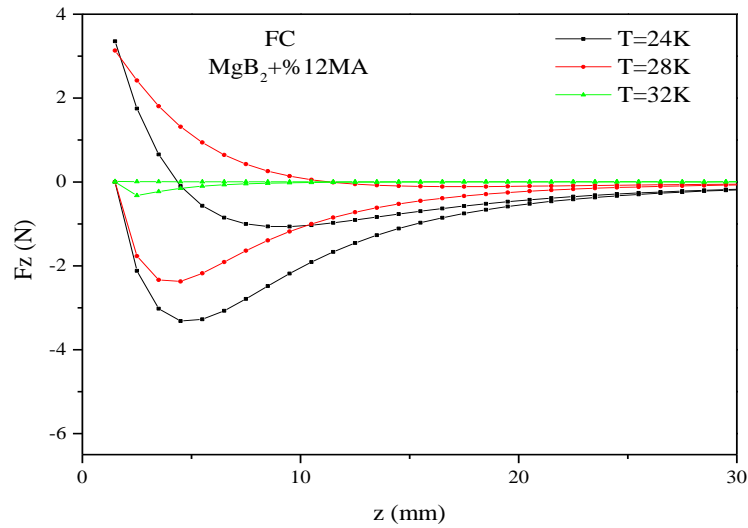
Şekil 3.24. % 8 MA katkılı MgB_2 için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

Şekil 3.25' de ağırlıkça ağırlıkça % 10 malik asit katkılı MgB_2 örneği için, % 8' e benzer şekilde, çekici kuvveti azalmış ve 32 K değerinde dönüş sırasında çekici kuvvet gözükmemiştir. Alan hapsedilmesi oldukça azalmıştır. T_c değerinin, 32 K' e yakın olduğu anlaşılmaktadır.



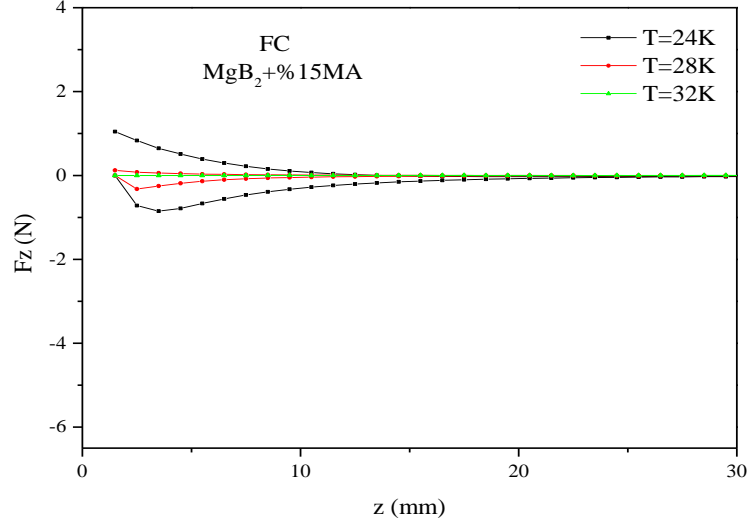
Şekil 3.25. % 10 MA katkılı MgB_2 için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

Şekil 3.26' da ağırlıkça ağırlıkça % 12 malik asit katkılı MgB_2 örneği için ölçüm görülmektedir. 32 K' de çok az çekici kuvvet oluşmuş ve dönüşte örnek tamamen süperiletkenlikten çıkmış şekilde davranmıştır.



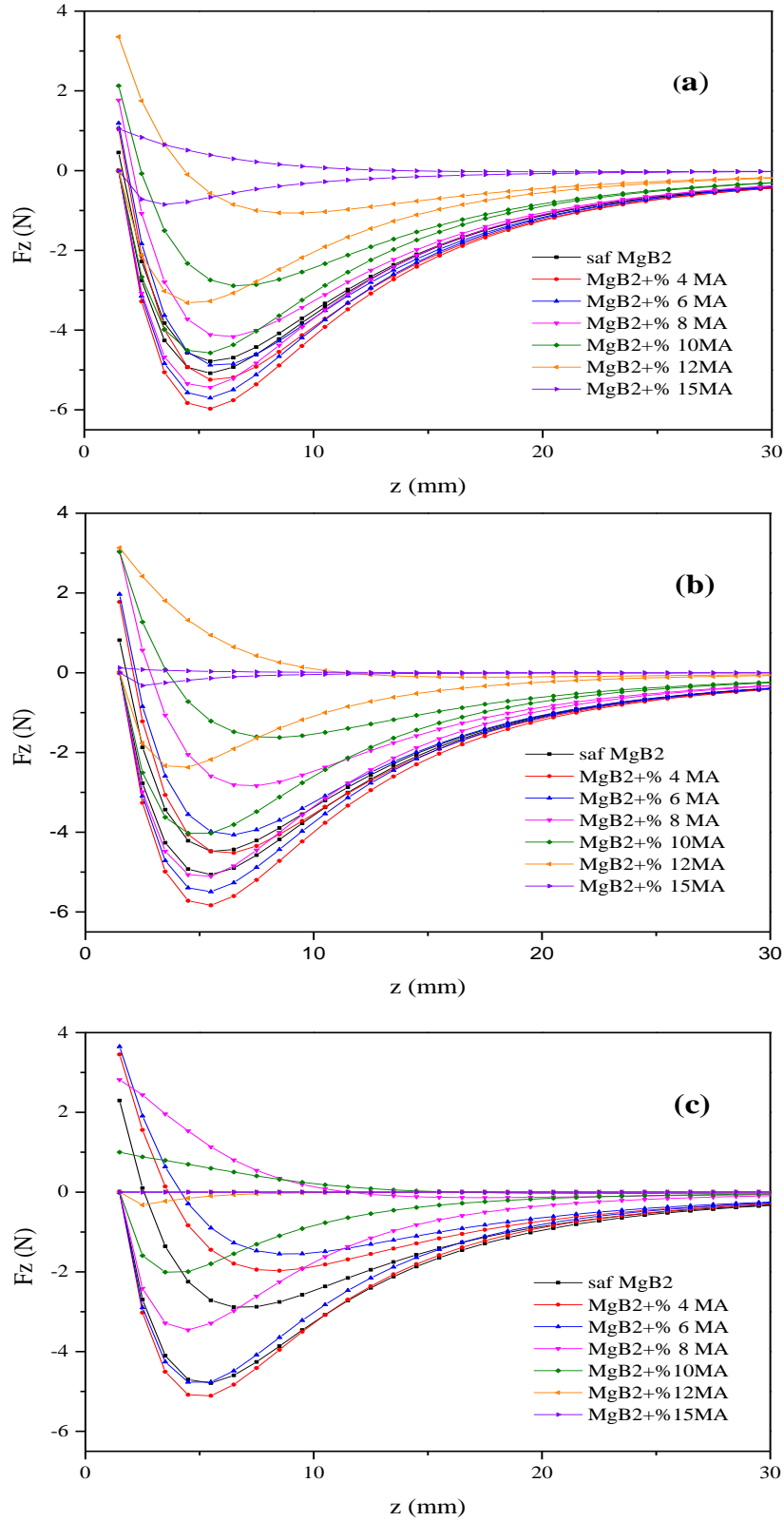
Şekil 3.26. % 12 MA katkılı MgB_2 için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

Şekil 3.27 ağırlıkça ağırlıkça % 15 malik asit katkılı MgB_2 örneği için, alan çizgilerini tutan hiçbir engel olmamaktadır ve dönüşte görüldüğü gibi çekici kuvvet olmamaktadır.



Şekil 3.27. % 15 MA katkılı MgB_2 için FC farklı sıcaklarda mesafeye göre kuvvet ölçümü

Şekil 3.28' de saf ve malik asit katkılı MgB_2 örnekleri için, 24, 28 ve 32 K' de FC durumunda yapılmış olan toplu ölçümleri verilmektedir. Şekil 3.28 (a)' da 24 K' de en etkin FC davranışının % 4 katkılı örnekte olduğu görülmektedir. Bunu sırayla % 6- 8 - saf- % 10- % 12- % 15 takip etmiştir. Buradan % 4' ün malik asit katkısı için en uygun değer olduğu görülmektedir. % 12 katkılanmasına kadar çekici kuvvetin aynı mesafeye kadar sürdüğü, % 12 ve % 15 katkı ile daha kısa mesafede etkin çekicilik olduğu gözlemlenmiştir. Şekil 3.28 (b)' de de 28 K'de en etkin FC davranışının % 4 katkılı örnekte olduğu görülmektedir. Aynı çekici, kuvvet davranışı oluşmuştur. Şekil 3.28 (c) 32 K' deki davranışları göstermektedir. Bu şekle göre % 4 yine en iyi çekici kuvvete sahiptir. Bunu saf takip etmiş ve sonrasında % 6- 8- 10- 12- 15 şeklinde bir azalma gözlemlenmiştir.



Şekil 3.28. Saf ve tüm MA katkılı MgB₂ örneklerinin (a) 24, (b) 28 ve (c) 32 K' de FC rejimi altında mesafeye göre kuvvet değişimi ölçümü

4. SONUÇLAR

Yapılan çalışmada ortaya çıkan sonuçlar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- 1) XRD sonuçlarına bakıldığında saf ve tüm katkılı örneklerde %10 katkısına varıldığında MgB_2 fazına ait pik genişliğinin azalarak, şiddetinin keskin olarak düştüğü görülmüştür. Tüm örneklerde MgO kirlilik fazı bulunmaktadır. MgO bütün sentezleme işlemlerinde görülen en yaygın safsızlıktır. Çünkü; Oksijeni sentezleme işleminden ayrı tutmak imkansızdır. Bu durum bizi kullanılan Ar gazı içinde Oksijen olabileceğini, ısıtma işlemi sırasında kullandığımız Malik asit katkısından O geldiğini ve bunun Mg ile etkileştiği sonucuna ulaştırır. Piklerin genişlemesi kirlilik fazlarının artmasının ve taneler arası iletkenliğin kötüleştiğinin bir göstergesidir. % 15 katkıda MgB_2 ' ye ait piklerin çoğu yok olmuştur. % 15 katkılı örnekte MgO fazına ek olarak $C_4H_6O_5$ fazında görülmüştür. Bu doyum noktasının aşıldığının göstergesidir. Normalde ayrışmasından gelen C' un B örgüsünde yer alarak çivileme merkezi görevini üstlenmesi ve tanelere arası etkileşimi arttırması beklenen katkının, fazla olduğunda sadece taneler arasında biriktiği anlaşılmıştır.
- 2) XRD resimlerinden örneğin kristal yapısı hegzagonal ve birim hücre parametreleri $a=3.0898 \text{ \AA}$ ve $c=3.5359 \text{ \AA}$ olarak bulunmuştur ve bu sonuçlar farklı grupların bulunduğu sonuçlara yakındır. Bu davranış B ve C'nin iyonik çapları arasındaki farklılıktan dolayı, reaksiyon sırasında $C_4H_6O_5$ ' in bozulmasından gelen C' nin B örgüsünde yer alışıyla açıklanır.
- 3) SEM analizlerinde görüldüğü gibi saf örnekte çok topaklanma olmamıştır. % 4 katkılı örnekte daha çok topaklanma olmuş, bu % 6 katkılı örnekte biraz azalmıştır ve % 15' te ise topaklanma gözükse de resimden de anlaşılacağı gibi bir kirlilik görülmektedir. Bu XRD desenleriyle uyumlu $C_4H_6O_5$ ' in taneler arasında yığılmasıyla açıklanır. Topaklanmanın nedeni nano boyutlu taneciklerin bir araya gelmesidir. Topaklanma oluşumu süperiletken özellikleri için iyidir ve taneler

arası etkileşimin iyi olduğunun göstergesidir. Açıklandığı gibi % 4 katkılı örnekte daha iyi özellik olduğu görülmüştür.

- 4) M-H eğrileri beklenildiği gibi II. tip süperiletken davranışı gösterdi gözlemlenmiş oldu. Ağırlıkça farklı katkı oranları için 5 K' de yapılan M-H ölçümlerinde dentritik yapı göstermiştir. Dentritik akı kaçakları düşük alanlar da görülen bir durumdur. 15-25 K' de M-H eğrilerinden aynı örnek için sıcaklığın kritik sıcaklık değerlerine yaklaşmasıyla ΔM değerinin azaldığı görülmüştür. Düşük manyetik alan değerlerinde en yüksek ΔM değerine saf örneğin sahip olduğu ve katkı ile bu değer orantılı olarak azaldığı görülmüştür. Yüksek manyetik alan değerlerinde ağırlıkça % 4, % 6 ve % 8 malik asit eklenmiş örneklerin daha büyük ΔM değerine sahip olduğu görüldü. yüksek manyetik alanlarda ağırlıkça % 8 malik asit ekleme seviyesine kadarki örneklerde histerisiz eğrilerinde kısmen bir artış olduğu gözlemlendi. % 8' e kadar eklenmiş malik asitin MgB_2 örneklerde, yüksek manyetik alanlarda ve yüksek sıcaklıklarda çivileme merkezleri olarak görev yaptığı belirlendi.
- 5) J_c -H grafikleri incelendiğinde 5 K için kritik akım yoğunluğu değerinin alan artışıyla önce azalıp sonra artmaya başladığı görülmüştür ve sora tekrar düştüğü görülmüştür. Bu dentrik yapının düşük manyetik alanda ki etkisinden kaynaklanmaktadır. Sıcaklığın artmasıyla kritik akım yoğunlukları azalmıştır. Üç şekilde de katkı miktarının artışıyla kritik akım yoğunluğunun alanla düşüşü özellikle % 12-15 katkılı örneklerde açıkça görülmüştür. Özellikle kritik sıcaklığa yaklaşıldığında ve yüksek manyetik alanda (25 K, 3 T), saf örneğin kritik akım yoğunluğu $1,8 \times 10^3$ A/cm² iken, % 4 malik asit eklenmiş örneğin ki $3,2 \times 10^3$ A/cm², % 6 ve % 8 malik asit eklenmiş örneğin kritik akım yoğunlukları ise $2,3 \times 10^3$ A/cm² olduğu bulundu. % 4, % 6 ve % 8 malik asit eklenmiş örneklerin yüksek sıcaklıklardan yüksek manyetik alanlardan daha az etkilendikleri görüldü. Özellikle % 4 malik asit eklenmiş örneğin dış manyetik alana karşı daha dayanıklı olduğu bulundu.

- 6) M-T grafiğinde belli bir sıcaklık değeri için en büyük manyetik alan değerinin % 4 katkılı örnekte olduğu görüldü. Bunu saf örnek, % 6- 8- 10 katkılı örnekler takip etmiştir. % 12- 15 katkıda manyetizasyon değeri oldukça fazla düşmüştür. Saf MgB_2 için T_c 37,8 ile en yüksek bulundu. Katkı miktarı artışıyla T_c 'nin azalığı görüldü. Literatürde artan katkı miktarının T_c ' yi bastıracağı belirtilmişti. M-T eğrilerinin sola doğru kayması, zayıf bağlantının arttığını göstermektedir. Geçiş genişliğinin artması bunun ayrı bir göstergesi olmuştur.
- 7) ZFC soğutma eğiliminde 50 mm'de soğutulan örneklerin ölçümleri 1,5 mm' ye inilecek şekilde yapılmıştır. Her bir örnek için 24, 28 ve 32 K' de yapılan ölçümlerde sıcaklığa bağlı olarak en yüksek itici kuvvet değerlerinin düşük sıcaklıkta olduğu görüldü ve sıcaklık artışıyla hysteresis eğrisinin genişleyip kısaldığı görülmüştür.
- a) İtici kuvvet değeri her örnek için 24 K' de en yüksek olmuştur. Katkı miktarlarına göre kıyaslandığında en yüksek kuvvet % 4 katkılı örnekte 18.5 N olarak gözlemlenmiştir. Kuvvet 24 K' de saf örnekte 16,95 N' dan % katkı ile 18.51 N'a çıkmış, % 6 katkıda 17.92 N' a düşmüş sonrasında düşüş miktarı katkı miktarıyla çoğalarak devam etmiştir. % 8 katkısında kuvvetin saf kıyasla biraz daha az olduğu gözlemlenmiştir. % 15 oranındaki katkının kuvveti tamamen azalttığı söylenebilir. % 4 katkı miktarında Malik asitten gelen C' nin B örgüsünde yerini alarak, etkin çivileme merkezi gibi davrandığı anlaşılmaktadır. % 6 katkısında da saf örneğe göre daha iyi sonuç vardır. Fakat, % 4' e kıyasla daha az kuvvet olmasının nedeni hem uygun katkı miktarının % 4 olduğuna işaret ediyor olabilir hem de taneler arası iletkenliğin % 4 katkıya göre kötüleşmesiyle açıklanabilir. Bu XRD ve SEM sonuçlarıyla da uyumludur.
- b) 28 K için itici kuvvet saf örnekte 16.55 N iken, % 4 katkı ile 17.73 N' a artmış % 6 katkıda düşüşle 16.60 N' a inmiştir. Bu değerden sonra azalış her katkı miktarı aralığında artarak devam etmiştir. Benzer şekilde % 15 oranında kuvvet azalmıştır. 28 K'deki değerler 24 K' e göre daha düşüktür.

- c) 32 K' de katkı miktarı ne olursa olsun kuvvet azalmıştır. 32 K' in ZFC için uygun sıcaklık olmadığı düşünülebilir. Şekillerde görüldüğü gibi, en düşük itici kuvvet değerleri bu sıcaklıkta görülmüştür. % 8 katkı miktarıyla hysteresis eğrisinde düşük katkılı örneklerle kıyasla çekici kuvvet özelliği gözlemlenmiştir. Bu durum $C_4H_6O_5$ ' in bu katkı değerinden sora direkt çivileme merkezi gibi değil, aradaki iletkenliği azaltacak birikinti gibi davrandığını gösterir. Ayrıca 32 K için uygulanan alan değerinin çivileme kuvvetini aşacak bir kuvvet doğurduğu ve böylece akı çizgilerinin hareketinden dolayı ZFC' de olmaması gereken miktarda alan girdiği söylenebilir.

Tablo 3.2' de ZFC ölçümlerinde her sıcaklıkta katkıya göre kuvvet değerleri verilmiştir.

Tablo 3.2. ZFC durumunda farklı sıcaklıklarda, mesafeye göre kuvvet maksimumları

F(N)	saf	% 4	% 6	% 8	% 10	% 12	%15
24K	16.95	18.51	17.92	16.62	14.07	9.22	1.10
28K	16.55	17.73	16.60	14.35	10.96	3.77	0.12
32K	13.88	12.46	10.47	3.10	1.23	0	0

8. FC soğutma eğiliminde her örnek için işlem en yakın mesafe olan 1,5 mm' de soğutma yapıldıktan sonra 50 mm' ye yükselip 1,5 mm' ye inerken yapılmıştır. Her bir örnek için 24, 28 ve 32 K' de yapılan ölçümlerde sıcaklığa bağlı olarak en yüksek çekici kuvvet değerlerinin düşük sıcaklıkta olduğu görüldü ve sıcaklık artışıyla hysteresis eğrisinin genişlediği görülmüştür.

- a) Çekici kuvvet değeri her örnek için 24 K' de en yüksek olmuştur. Aynı sıcaklıklarda katkı miktarına göre çekici kuvvetler kıyaslandığında % 4 katkılı örneğin tüm sıcaklıklarda en yüksek değeri aldığı görülmüştür. % 10 katkı oranına kadar olan katkıların çekici kuvveti arttırdığı ve % 10 değeriyle kuvvetin azalmaya başladığı görülür. Buradan en iyi katkı oranının % 4 olduğu ve % 10 ve

sonrasındaki katkı miktarı malik asidin taneler arasında biriktiğini gösterir, çünkü bu değerden sonra çekici kuvvet saf örneğe kıyasla daha az olur.

b) 28 K'de de 24 K' deki gibi bir durum söz konusudur. Yalnız söylediğimiz gibi, sıcaklık artışı hysteres eğrisinin genişliğini arttırmaktadır. Alanın artışı FC durumunda sıcaklık artışına paralel bir durumdur ve çekici kuvveti azaltmıştır. Yani 28 K' de katkıya göre benzer özellik görülse de kuvvet değerleri her katkı için 24 K'deki ne kıyasla azdır.

c) 32 K' de en yüksek çekici kuvvet % 4 katkıda gözlemlenmiş, bunu sırasıyla saf, % 6- 8- 10- 12- 15 katkılı örnekler izlemiştir. 24 ve 28 K' e göre düşünülürse % 6- 8 değerlerinde kuvvetin saf örneğe göre azalması, bizi 32 K sıcaklığının alan hapsedmede çok etkili bir sıcaklık olmadığı ve en etkin katkı miktarının % 4 olduğu sonucuna götürür.

Tablo 3.3' de FC ölçümlerinde her sıcaklıkta katkıya göre kuvvet değerleri verilmiştir.

Tablo 3.3. FC durumunda farklı sıcaklıklarda, mesafeye göre kuvvet maksimumları

F(N)	saf	%4	%6	%8	%10	%12	%15
<i>24 K</i>	-5,08	-5,97	-5,70	-5,44	-4,57	-3,31	-0,85
<i>28 K</i>	-5,06	-5,83	-5,49	-5,10	-4,02	-2,37	-0,32
<i>32 K</i>	-4,79	-5,11	-4,77	-3,46	-2,01	-0,32	0

5. ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında katkı oranları % 15' e kadar kademeli olarak arttırılarak malik asit katkısının MgB_2 süperiletkeni üzerine etkileri gözlemlenmiştir. Katkı aralığı değiştirilerek veya daha hassas artışlara izin verilerek etkiler tartışılabilir.

Sinterleme süresinin artışının kristalleşmeyi ve taneler arası iletkenliği arttırdığı birçok çalışmada gözlemlenmiştir. Farklı sürelerde işlem uygulanarak, sinterleme süresinin etkisi incelenebilir.

Sinterleme sırasında tüp içinde oluşturulan Ar gazı basıncı bizim çalışmamızda 10 bar olarak sabit tutulmuştur. Basıncın etkisi ve bu katkılama türünde hangi basıncın en etkin olduğu belirlenebilir.

M-T eğrilerinden T_c değerleri gözlemlenmiştir. R-T eğrilerinde bunun hassasiyeti farklı olacağından, R-T ölçümleri farklı çalışmalarda kullanılabilir.

Kaldırma kuvveti ölçümlerinde kullanılan mıknatıs boyutları önemli bir etkidir. Çünkü, mıknatıstan süperiletkene etkiyen alan bu boyutla alakalıdır. Bundan dolayı mıknatıs boyutlarının etkileri çalışılabilir.

6. KAYNAKÇA

1. Meissner, W. ve Ochsenfeld, R., Ein neuer Effekt bei eintritt der Supraleitfähigkeit, *Naturwissenschaften*, 21 (1933) 787-788.
2. Ginzburg, V. L. ve Landau, L. D., *Zh. Eksp. Teor. Fiz.*, 20, 1064, 1950.
3. Frohlich, H., Theory of the Superconducting State. I. the Ground State at the Absolute Zero of Temperature, *Phys. Rev. Lett.*, 79 (1990) 845
4. Maxwel, E. , Isotope Effect in the Superconductivity of Mercury, *Phys. Rev. Lett* , 78 (1950) 477.
5. Abrikosov, A.A., *Fundamentals of The Theory of Metals*, Oxford, North Holland, 1988.
6. Wu, M. K., Ashburn, J. R., Torng, C. J., Hor, P. H., Meng, R. L., Gao, L., Huang, Z. J., Wang, Y. Q. ve Chu, C. W., Superconductivity at 93 K in a New Mixed-Phase Y-Ba-Cu-O Compound System at Ambient Pressure, *Phys. Rev. Lett.*, 58 (1987) 908.
7. Sheng, Z. Z. ve Hermann, A. M., Bulk Superconductivity at 120 K in the Tl- Ba-Ca-Cu-O system, *Nature*, 332 (1988) 138.
8. Schilling,, A., Cantoni, M., Guo, J.D. ve Ott, H.R., , Superconductivity Above 130 K in the Hg–Ba–Ca–Cu–O System, *Nature*, 363 (1993) 56-58.
9. Fujimoto, H., Technical Issues of a High-Tc Superconducting Bulk Magnet, *Supercond. Sci. Technol.*, 13 (2000) 827-829.
10. Nariki, S., Sakai, N., Inou, K. ve Murakami, M., Effect of Ag Addition on Cold-Seeded Melt-Growth of Gd-Ba-Cu-O Superconductor Using Nd123 Seed Crystal, *Physica C*, 392-396 (2003) 468-472.
11. Öztürk, K., Akbulut, S., Kutuk, S., Bolat, S., Çelik, Ş. ve Başoğlu, M., Comparative Study of Critical Current Density, Pinning Force and Levitation Force Behavior in Yb211 Doped-Sm 123 Bulk Superconductors, *Journal of Alloys and Compounds*, 516 (2012) 167-171.
12. Chan, W.C., The Effect of Sample Geometry on Magnetic Levitation Force for a Disk-Shape YBCO Superconductor, *Physica C*, 390 (2003) 27-30.
13. Ma, K.B., Postrekhin, Y. V. ve Chu, W. K., Superconductor and Magnet Levitation Devices, *Rev.Sci. Instrum*, 74 (2003) 4989-5017.
14. Ikuta, H., Mase, A., Yanagi, Y., Yoshikawa, M., Itoh, Y., Oka, T. and Mizutani, U., Melt-processed Sm-Ba-Cu-O Superconductors Trapping Strong Magnetic Field, *Superconductor Science and Technology*, 11 (1998) 1345-1347.

15. Seeber, B., Handbook of Applied Superconductivity, 1.cilt, Institute of Physics Publishing, Bristol, UK., 1988.
16. Rose-Innes, A.C. ve Rhoderick, Introduction to Superconductivity, Second edition, Pergamon Press Ltd., England, 1980.
17. Poole, Jr. P., Datta, C. T. ve Farach, H., Copper Oxide Superconductors, Wiley-Interscience, 0471623423 (1988).
18. Bean, C. P., Magnetization of hard superconductors. Phys. Rev. Lett. , 8 (1962) 250.
19. Fossheim, K. ve Sudbo, A., Superconductivity Physics and Applications, John Wiley & Sons Ltd. Norway, 2004.
20. Hull, J. R. ve Murakami, M., Applications of Bulk High-Temperature Superconductors, Proceedings of the IEEE, 92, 10 (2004) 1705-1718.
21. Perini, E ve Giunchi, G, Field Cooling of a MgB₂ Cylinder Around a Permanent Magnet Stack: Prototype for Superconductive Magnetic Bearing, Supercond. Sci. Technol., 22 (2009) 045021.
22. Yang, W.M., Zhou, L., Feng, Y., Zhang, P.X., Wang, J.R., Zhang, C.P., Yu, Z.M., Tang, X.D. ve Wei, W., The Effect of Magnet Configurations on the Levitation Force of Melt Processed YBCO Bulk Superconductors, Physica C, 354 (2001) 5-12.
23. Murakami, M, Melt Processed High-Temperature Superconductors, World Scientific, (1992).
24. Sagar, S., Lahiri, K., Shi, D. ve Yang, J.Z., Effect of Sample Geometry on Levitation Force in Seeded-Melt-Grown Single-Domain YBa₂Cu₃O_x, , IEEE Trans. On Applied Superconductivity, 7 (1997) 2.
25. Hull, J.R. ve Cansiz, A., Vertical and Lateral Forces between a Permanent Magnet and a High-Temperature Superconductor, J. Applied Physics, 86 (1999) 6396.
26. Jiang, H., Wang, J., Wang, S., Ren, Z., Zhu, M., Wang, X. ve Shen, X., The Magnetic Levitation Performance of YBaCuO Bulk at Different Temperature , Physica C, 378-381 (2002) 869-872.
27. Moon, F.C., Superconducting Levitation, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2004.
28. Yang, W.M., Chao, X.X., Bian, X.B., Liu, P., Feng, Y., Zhang, P.X. ve Zhou, L., The Effect of Magnet Size on the Levitation Force and Attractive Force of Single-Domain YBCO Bulk Superconductors, Superconductor Science and Technology, 16 (2003) 789-792.
29. Young, D.P., Adams, P.W., Chan, J.Y. ve Fronczak, F.R., Structure and Superconducting Properties of “BeB₂”. Cond-mat. Supr-con, *condmat/*(2001) 0104063.

30. URL-1, <http://arxiv.org/ftp/cond-mat/papers/0105/0105545.pdf> , 05 Mayıs 2014.
31. He, Lun-Hua, Hu, Gui-Qing, Zhang, Pan-Lin ve Yan, Qi-Wei, Chin. Phys. Soc. And IOP Publishing Ltd., 10, 4, 2001.
32. Sadi Turgut, Bilim ve Teknik, Nisan 2001.
33. McMillan, W. L., Transition Temperature of Strong-Coupled Superconductors, Phys. Rev. 167 (1968) 331.
34. Handstein, A., Hinz, D., Fuchs, G., Muller, K.H., Nenkov, K., Gutfleish, O., Narozhnyi, V.N. ve Schultz, L., Fully Dense MgB₂ Superconductor Textured by Hot Deformation. Preprint cond-mat/0103408 (2001).
35. Bud'ko, S.L., Kogan, V.G. ve Canfield, P.C., Determination of Superconducting Anisotropy from Magnetization Data on Random Powders as Applied to LuNi₂B₂C, YNi₂B₂C and MgB₂. Cern Document Server, Preprint cond-mat/0106577(2001).
36. Finnemore, DK, Ostenson, JE, Bud'ko, S.L., Lapertot, G. ve Canfield, P.C., Thermodynamic and Transport Properties of Superconducting Mg¹⁰B₂, Phys Rev Lett. ,86, 11, (2001) 2420–2422.
37. Buzea, C. ve Yamashita, T., Review of the Superconducting Properties of MgB₂, Supercond. Sci. Technol. 14 (2001) 115.
38. Hinks, D.G., Claus, H. ve Jorgensen, J.D. ,The Complex Nature of Superconductivity in MgB₂ as Revealed by the Reduced Total Isotope Effect, Nature, (2001) 411-457.
39. Bud'ko, S.L., Lapertot, G., Petrovic, C., Cunningham, C.E., Anderson, N. ve Canfield, P.C., Boron Isotope Effect in Superconducting MgB₂. Phys. Rev. Lett. 86 (2001) 1877.
40. Cooley, L. D., Ghosh, A. K. ve Scanlan, R. M., . Costs of High-Field Superconducting Strands for Particle Accelerator Magnets, Supercond. Sci. Technol., 18 (2005) 35–43.
41. Musenich, R., Fabbricatore, P., Farinon, S., Greco, M., Modica, M., Marabotto, R., Penco, R., Razeti, M. ve Nardelli, D., The Behaviour of Cryogen-free MgB₂ React and Wind Coils, Supercond. Sci. Technol., 19 (2006) 126–131.
42. Braccini, V., Gurevich, A., Giencke, J. E., Jewell, M. C., Eom, C. B., Larbalestier, D. C., Pogrebnnyakov, A., Cui, Y., Liu, B. T., Hu, Y. F., Redwing, J. M., Li, Xi, X. X., Singh, R. K., Gandikota, R., Kim, J., Wilkens, B., Newman, N., Rowell, J., Moeckly, B., Ferrando, V., Tarantini, C., Marre, D. , Putti, M., Ferdeghini, C., Vaglio, R. and Haanappel, E, High-Field Superconductivity in Alloyed MgB₂ Thin Films, Phys. Rev. B, 71 (2005) 012504.

43. Dou, S. X., Soltanian, S., Horvat, J., Wang, X. L., Zhou, S. H., Ionescu, M. ve Liu, H. K., Enhancement of the Critical Current Density and Flux Pinning of MgB₂ Superconductor by Nanoparticle SiC Doping, Appl. Phys. Lett., 81 (2002) 3419–3421.
44. Chen, J., Ferrando, V., Orgiani, P., Pogrebnyakov, A. V., Wilke, R. H. T., Betts, J. B., Mielke, C. H., Redwing, J. M., Xi, X. X. ve Li, Q., Enhancement of flux pinning and High-Field Critical Current density in Carbon-Alloyed MgB₂ Thin Films, Phys. Rev., 74 (2006) 174511.
45. Braccini, V., Nardelli, D., Penco, R. ve Grasso, G., Development of Ex-situ Processed MgB₂ Wires and Their Applications to Magnets, Physica C, 456 (2007) 209–217.
46. Kumakura, H., Matsumoto, A., Nakane, T. ve Kitaguchi, H., Fabrication and Properties of Powder-in-Tube-Processed MgB₂ Tape Conductors, Physica C, 456 (2007) 196–202.
47. Tomsic, M., Rindfleisch, M., Yue, J., McFadden, K., Doll, D., Phillips, J., Sumption, M. D., Bhatia, M., Bohnenstiehl, S. ve Collings, E., Development of Magnesium Diboride (MgB₂) Wires and Magnets Using In-situ Strand Fabrication Method, Physica C, 456 (2007) 203–208.
48. Serquis, A., Civale, L., Coulter, J. Y., Hammon, D. L., Liao, X. Z., Zhu, Y. T., Peterson, D. E., Mueller, F. M., Nesterenko, V. F. ve Indrakanti, S. S., Large Field Generation with a Hot Isostatically Pressed Powder-in-tube MgB₂ Coil at 25 K, Supercond. Sci. Technol., 17 (2004) 35–37.
49. Vinod, K., Abhilash, Kumar, R. G. ve Syamaprasad, U. Prospects of MgB₂ Superconductors for Magnet Application, Supercond. Sci. Technol., 20 (2007) 1–13.
50. Mijatovic, D., Brinkman, A., Veldhuis, D., Hilgenkamp, H., Rogalla, H., Rijnders, G., Blank, D. H. A., Pogrebnyakov, A. V., Redwing, J. M., Xu, S. Y., Li, Q. ve Xi, X. X., SQUID Magnetometer Operating at 37 K Based on Nanobridges in Epitaxial MgB₂ Thin Films, Appl. Phys. Lett., 87 (2005) 192505.
51. Cybart, S. A., Chen, K., Cui, Y., Li, Q., Xi, X. X. ve Dynes, R. C., Planar MgB₂ Josephson Junctions and Series Arrays Via Nanolithography and Ion Damage, Appl. Phys. Lett., 88 (2006) 012509.
52. Chen, K., Cui, Y., Li, Q., Xi, X. X., Cybart, S. A., Dynes, R. C., Weng, X., Dickey, E. C. ve Redwing, J. M., Planar MgB₂ Superconductor-Normal Metal-Superconductor Josephson Junctions Fabricated Using Epitaxial MgB₂/TiB₂ Bilayers, Appl. Phys. Lett., 88 (2006) 222511.
53. Sanchez, A. ve Navau, C., Levitation Force between a Superconductor ve a Permanent Magnet with Cylindrical Symmetry, Physica C 364-365 (2001) 360-362.

54. Ozturk, K., Akbulut, S., Kutuk, S., Bolat, S., Celik, S. ve Basoglu, M., Comparative study of critical current density, pinning force and levitation force behavior in Yb211 doped-Sm123 bulk superconductors, J. Alloys and Compd. 516 (2012) 167-171.
55. Perini, E., Giunchi, G., Geri, M. and Morandi, A., Experimental ve Numerical Investigation of the Levitation Force Between Bulk Permanent Magnet and MgB₂ Disk, IEEE Trans. Appl. Supercond. 1051 (2009) 8223 .
56. Matsumoto, A., Kumakura, H., Kitaguchi, H., Senkowicz, B. J., Jewell, M. C., Hellstrom, E. E., Zhu, Y., Voyles, P. M. ve Larbalestier, D. C., Evaluation of Connectivity, Flux Pinning and Upper Critical Field Contributions to the Critical Current Density of Bulk MgB₂, Appl. Phys. Lett., 89 (2006) 132508.
57. Martí'nez, E., Mikheenko, P., Martí'nez,-Lo'pez M., Milla'n, A., Bevan, A. ve Abell, J. S., Flux Pinning Force in Bulk MgB₂ with Variable Grain Size, Phys. Rev., 75 (2007) 134515.
58. Collings, E. W., Sumption, M. D., Bhatia, M., Susner, M. A. ve Bohnenstiehl, S. D., Prospects for Improving the Intrinsic and Extrinsic Properties of Magnesium Diboride Superconducting Strands, Supercond. Sci. Technol., 21 (2008) 103001
59. Birajdar, B., Peranio, N. ve Eibl, O., Quantitative Electron Microscopy and Spectroscopy of MgB₂ Wires and Tapes, Supercond. Sci. Technol., 21 (2008) 073001.
60. Rowell, J. M., The Widely Variable Resistivity of MgB₂ Samples, Supercond. Sci. Technol., 16 (2003) 17.
61. Drozd, A. M., Gabovich, V. A., Gierłowski, P., Pekala, M. ve Szymczak, H., Transport Properties of Bulk and Thin-Film MgB₂ superconductors: Effects of Preparation Conditions, Physica C, 402 (2004) 325-334.
62. Kawano, K., Abell, J. S., Kambara, M., Babu, N. H. ve Cardwell, D. A., Evidence for High Intergranular Current Flow in a Single-Phase Polycrystalline MgB₂ Superconductor. Applied Physics Letters, 79 (2001) 2216-2218.
63. Pan, X.F., Cheng, C.H. ve Zhao, Y., Effect of Rare-Earth Oxides Doping on the Superconductivity and Flux Pinning of MgB₂ Superconductor, Supercond. Nov. Magn. 24 (2011) 1611-1616.
64. Maeda, M., Kim, J. H., Kumakura, H., Heo, Y-U., Nakayama, Y., Rindfleisch, M. ve Dou, S. X., Influence of Hydrogen-Containing Argon Gas on the Structural Parameters and Superconducting Properties of Malic Acid-Doped MgB₂ wires, Science Direct, 64 (2011) 1059-1062.
65. Yan, S.C., Zhou, L., Yan, G., Wang, Q. Y. ve Lu, Y.F., Effect of Carbon Doping on the Formation and Stability of MgB₂ Phase, Journal Alloys and Compd., 459 (2008) 452-456.

66. Vinod, K., Varghese, N., Roy, S.B. ve Syamaprasad, U., Significant Enhancement of the in-Field Critical Current Density of the MgB₂ Superconductor through Codoping of Nano-TiC with Nano-SiC, Supercond. Sci. Technol., 22 (2009) 055009.
67. Ojha, N., Malik, V. K., Singla, R., Bernhard, C. ve Varm, G.D, The Effect of Citric and Oxalic Acid Doping on the Superconducting Properties of MgB₂, Supercond. Sci. Technol., 22 (2009) 125014.
68. Yanmaz, E., Ozturk, K., Dancer, C.E.J., Basoglu, M., Celik, S. ve Grovenor ,C.R.M, Levitation Force at Different Temperatures and Superconducting Properties of Nano-Structured MgB₂ Superconductors, J. Alloys and Compd. , 492 (2010) 48-51.
69. Eisterer, M., Magnetic Properties and Critical Currents of MgB₂, Supercond. Sci. Technol. 20 (2007) 47.
70. Dou, S. X., Soltanian, S., Yeoh, W. K. ve Zhang, Y., Effect of Nano-Particle Doping on the Upper Critical Field and Flux Pinning in MgB₂, IEEE Trans. Appl. Supercond., 15 (2005) 3219-3222.
71. Dou, S. X., Sherbakova, O., Yeoh, W. K., Kim, J. K., Soltanian, S., Wang, X. L., Senatore, C., Flükiger, R., Dhallé, M., Husnjak, O. ve Babic, E., Mechanism of Enhancement in Electromagnetic Properties of MgB₂ by Nano SiC Doping, Phys. Rev. Lett. ,98 (2007) 097002.
72. Yeoh, W. K. ve Dou, S. X., Enhancement of H_{c2} and J_c by Carbon-Based Chemical Doping, Physica C, 456 (2007) 170-179.
73. Bhatia, M., Sumption, M. D. ve Collings, E. W., Effect of Various Additions on Upper Critical Field ve Irreversibility Field of In-Situ Superconducting Bulk Material, IEEE Trans. Appl. Supercond., 15 (2005) 3204-3208.
74. Bohnenstiehl, S.D., Susner, M.A., Yang, Y., Collings, E.W., Sumption, M.D., Rindfleisch, M. A. ve Boone, R., Carbon Doping of MgB₂ by Toluene and Malic-Acid-in-Toluene, Physica C, 471 (2011) 108-111.
75. Shi, Z.X., Susner, M.A., Sumption, M.D., Collings, E.W., Peng, X., Rindfleisch, M. ve Tomsic, M. J., Doping Effect and Flux Pinning Mechanism of Nano-SiC Additions in MgB₂ Strands , Supercond. Sci. Technol., 24 (2011) 065015.
76. Feng, Y., Zhao, Y., Pradhan, A. K., Cheng, C. H., Yau, J. K. F., Zhou, L., Koshizuka, N. ve Murakami, M., Enhanced Flux Pinning in Zr-doped MgB₂ Bulk Superconductors Prepared at Ambient Pressure, Appl. Phys. Lett. ,92 (2002) 2614.
77. Zhao, Y., Feng, Y., Cheng, C. H., Zhou, L., Wu, Y., Machi, T., Fudamoto, Y., Koshizuka, N. ve Murakami, M., High Critical Current Density of MgB₂ Bulk Superconductor Doped with Ti and Sintered at Ambient Pressure, Appl. Phys. Lett., 79 (2001) 1154.

78. Shen, T. M., Li, G., Cheng, C. H. ve Zhao, Y., Doping Effects of Carbon and Titanium on the Critical Current Density of MgB_2 , Supercond. Sci. Technol., 19 (2006) 1219-1224.
79. Dou, S. X., Soltanian, S., Zhao, Y., Getin, E., Chen, Z., Shcherbakova, O. ve Horvat, J., The effect of nanoscale Fe Doping on the Superconducting Properties of MgB_2 , Supercond. Sci. Technol., 18 (2005) 710.
80. Jin, S., Mavoori, H., Bower, C. ve Van Dover, R. B., High Critical Currents in Iron-Clad Superconducting MgB_2 Wires, Nature, 411 (2001) 563-565.
81. Hermann, M., Haessler, W., Rodig, C., Gruner, W., Holzapfel, B. ve Schultz, L., Touching the Properties of NbTi by Carbon Doped Tapes with Mechanically Alloyed MgB_2 , Appl. Phys. Lett., 91 (2007) 082507.
82. Ma, Y., Zhang, X., Nishijima, G., Watanabe, K., Awaji, S. ve Bai, X., Significantly Enhanced Critical Current Densities in MgB_2 Tapes Made by a Scaleable Nanocarbon Addition Route, Appl. Phys. Lett., 88 (2006) 072502.
83. Ferrando, V., Orgiani, P., Pogrebnyakov, A. V., Chen, J., Li, Q., Redwing, Xi, X. X., Giencke, J. E., Eom, C. B., Feng, Q. R., Betts, J. B. ve Mielke, C. H., High Upper Critical Field and Irreversibility Field in MgB_2 Coated-Conductor Fibers, Appl. Phys. Lett., 87 (2005) 252509.
84. Dou, S. X., Soltanian, S., Horvat, J., Wang, X. L., Zhou, S. H., Ionescu, M., Liu, H. K., Munroe, P. ve Tomsic, M., Enhancement of the Critical Current Density and Flux Pinning of MgB_2 Superconductor by Nanoparticle SiC Doping, Appl. Phys. Lett., 81 (2002) 3419.
85. Dou, S. X., Pan, A. V., Zhou, S. H., Ionescu, M., Wang, X. L., Horvat, J., Liu, H. K. ve Munroe, P. R., Superconductivity, Critical Current Density, and Flux Pinning in $MgB_{2-x}(SiC)_{x/2}$ Superconductor after SiC Nanoparticle Doping, J. Appl. Phys., 94 (2003) 1850.
86. Zhou, S., Pan, A. V., Wexler, D. ve Dou, S. X., Sugar Coating of Boron Powder for Efficient Carbon Doping of MgB_2 with Enhanced Current-Carrying Performance, Adv. Mater., 19 (2007) 1373.
87. Cheng, C. ve Zhao, Y., Enhancement of Critical Current Density of MgB_2 by Doping Ho_2O_3 , Appl. Phys. Lett., 89 (2006) 252501.
88. Wang, J., Bugoslavsky, Y., Berenov, A., Cowey, L., Caplin, A. D., Cohen, L. F., MacManus-Driscoll, J. L., Cooley, L. D., Song, X. ve Larbalestier, D. C., High Critical Current Density and Improved Irreversibility Field in Bulk MgB_2 Made by a Scaleable, Nanoparticle Addition Route, Applied Physics Letters, 81 (2002) 2026-2028.

89. Chen, S. K., Wei, M. ve MacManus-Driscoll, J. L., Strong Pinning Enhancement in MgB_2 Using Very Small Dy_2O_3 Additions, Appl. Phys. Lett. 88 (2006) 192512.
90. Pan, X. F., Shen, T. M., Li, G., Cheng, C. H. ve Zhao, Y., Doping Effect of Pr_6O_{11} on Superconductivity and Flux Pinning of MgB_2 Bulk, Phys. Status Solidi 204 (2007) 1555-1560.
91. Vinod, K. and Syamaprasad, U., Studies on Development of MgB_2 Superconductor with Improved in-Field Critical Current Density, Advanced Materials Research, 117 (2010) 63-68
92. Kim, J. H., Dou, S. X., Hossain, M. S. A., Xu, X., Wang, J. L., Shi, D. Q., Nakane, T. ve Kumakura, H., Systematic Study of a $\text{MgB}_2+\text{C}_4\text{H}_6\text{O}_5$ Superconductor Prepared by the Chemical Solution Route , Supercond. Sci. Technol., 20 (2007) 715-719.
93. Kim, J. H., Zhou, S., Hossain, M.S.A., Pan, A.V. ve Dou, S.X., Carbohydrate doping to Enhance Electromagnetic Properties of MgB_2 Superconductors, Applied Physics Letters, 89 (2006) 142505.
94. Varghese, N., Vinod, K., Rahul, S., Anees, P., Devadas, K. M., Thomas, S., Shipra, Sundaresan, A., Roy, S.B. ve Syamaprasad, U., Effect of Carbon Substitution on the Superconducting Properties of Nanocarbon-, Nanodiamond- and Nano-SiC-Doped MgB_2 , J. Am. Ceram. Soc., (2011) 1133-1137.
95. Kortus, J., Mazin I.I, Belashchenko, K.D., Antropov, V.P. ve Boyer, L.L, Superconductivity of Metallic Boron in MgB_2 , Phys. Rev. Lett., 86 (2001). 4656.
96. Vajpayee, A., Awana, V. P. S., Bhalla, G. L., Bhoje, P. A., Nigam, A. K. ve Kishan, H, Superconducting Properties of Adipic-Acid-Doped Bulk MgB_2 Superconductor, Supercond. Sci. Technol., 22 (2009) 015016.
97. URL-2, <http://www.specmaterials.com> , 7 Nisan 2014.
98. Johansen, T.H., Baziljevich, M., Shantsev, D.V., Goa, P.E., Galperin, Y.M., Kang, W.N., Kim, H.J., Choi, E.M., Kim, M.S. ve Lee, S.I., Dendritic Magnetic Instability in Superconducting MgB_2 Films, Europhys. Lett., 59, 4 (2002) 599–605.
99. Yanmaz, E., Savaşkan, B., Başoğlu, M., Taylan Koparan, E., Dilley, N.R. ve Grovenor, C.R.M., Complete Flux Jumping in Nano-Structured MgB_2 Superconductors Prepared by Mechanical Alloying, Journal of Alloys and Compounds, 480 (2009) 203–207.
100. Xi, X. X., MgB_2 Thin Films, Supercond. Sci. Technol., 22, 043001 (2009)1-15.
101. Larbalestier, D.C., Gurevich, A., Feldmann, D.M. ve Polyanskii, A., High- T_c Superconducting Materials for Electric Power Applications, Nature, 414 (2001) 368-377.

102. Bugoslavsky, Y., Perkins, G.K., Qi, X., Cohen, L.F. ve Caplin, A.D., Vortex Dynamics in Superconducting MgB₂ and Prospects for Applications, Nature, 410 (2001) 563-565.
103. Li, H. L., Ruan, K. Q., Li, S. Y., Yu, Y., Wang, C. Y. ve Cao, L. Z., Upper Critical Field and the Effect of Li Doping on the Activation Energy in MgB₂, Physica C, 386 (2003) 560-564.
104. Chen, D.X. ve Goldfarb, R.B., Kim Model for Magnetization of Type-II Superconductors. J. Appl. Phys., 66 (1989) 2499.
105. Paranthaman, M., Thompson, J. R. ve Chriten, D. K., Effect of Carbon-Doping in Bulk Superconducting MgB₂ Samples, Phys. C, 355 (2001) 1-5.
106. Zhao, Y., Lonescu, M., Horvat, J., Li, A.H. and Dou, S.X., Si Addition in in-situ Annealed MgB₂ Thin Films by Pulsed Laser Deposition, Supercond. Sci. Technol., 17 (2004) 1247–1252.
107. Ozturk, K., Celik, S. ve Cansız, A., Determination of levitation force and pinning properties of (Sm123)_{1-x}(Yb211)_x bulk superconductor depending on Yb211 doping ratio, Phys. Status Solidi A, 206 (2009) 2569-2575.
108. Zeisberger, M., Gawalek, W. ve Giunchi, G., Magnetic Levitation Using Magnesium Diboride, Journal Of Applied Physics, 98 (2005) 023905.
109. Celik, S. ve Oztürk, K., Semiempirical Equation of the Levitation-Force Density for (Sm123)_{1-x}(Yb211)_x Superconducting Samples, Phys. Status Solidi A, 206 (2009) 724-730.

ÖZGEÇMİŞ

1986 yılında Trabzon'da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Trabzon'da tamamladı. 2004 yılında öğrenime başladığı Karadeniz Teknik Üniversitesi Fizik bölümünden 2010 yılında mezun oldu. 2011-2012 bahar döneminde Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen bilimleri Enstitüsünde yüksek lisans eğitimine başladı.