

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI

**KARBON KATKILI VE KATKISIZ NANO BOR İLE ÜRETİLMİŞ MgB_2
SÜPERİLETKENLERİNİN MANYETİK KALDIRMA KUVVETİ
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

İmren DEMİR

**EKİM 2014
TRABZON**

**KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

FİZİK ANABİLİM DALI

**KARBON KATKILI VE KATKISIZ NANO BOR İLE ÜRETİLMİŞ MgB₂
SÜPERİLETKENLERİNİN MANYETİK KALDIRMA KUVVETİ
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Fizikçi İmren DEMİR

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

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 22.09.2014
Tezin Savunma Tarihi : 16.10.2014**

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Ekrem YANMAZ

Trabzon 2014

Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalında

İmren DEMİR tarafından hazırlanan

**KARBON KATKILI VE KATKISIZ NANO BOR İLE ÜRETİLMİŞ MgB₂
SÜPERİLETKENLERİNİN MANYETİK KALDIRMA KUVVETİ
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**başlıklı bu çalışma, Enstitü Yönetim Kurulunun 23 / 09 / 2014 gün ve 1571 sayılı
kararıyla oluşturulan jüri tarafından yapılan sınavda**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
olarak kabul edilmiştir.**

Jüri Üyeleri

Başkan : Prof. Dr. Ekrem YANMAZ

Üye : Doç. Dr. Bülent ÖZTÜRK

Üye : Yrd. Doç. Dr. Burcu SAVAŞKAN

Prof. Dr. Sadettin KORKMAZ

Enstitü Müdürü

ÖNSÖZ

Yüksek lisans tez çalışmam boyunca dürüst ve yardımsever kişiliğini, gerekse araştırmacı ve yenilikçi düşüncelerini örnek aldığım, bilimsel alanda yapmış olduğumuz araştırmalar sırasında bir hocadan çok, baba hissiyatı içerisinde çalıştığım desteğini hiçbir zaman esirgemedi her konuda yardımcı olan danışman hocam Sayın Prof. Dr. Ekrem YANMAZ' a canı gönülden teşekkür ederim.

Yapmış olduğum çalışmalarımın her aşamasında, gerek tezimi yazma aşamasında olsun beni yalnız bırakmayıp yardımını esirgemeyen arkadaşım Yüksek Fizikçi Volkan KAPUCU' ya teşekkür ederim. Görüş ve önerilerine ihtiyaç duyduğum her anda desteğini esirgemeyerek yol gösterici yardımlarını sunan saygıdeğer hocalarım; Sayın Yrd. Doç. Dr. Burcu SAVAŞKAN, Sayın Yrd. Doç. Dr. Ezgi TAYLAN KOPARAN ve Sayın Arş. Gör. Bakiye ÇAKIR' a teşekkür ederim.

Manevi destekleri ile bana her an yardımcı olan Trabzon'daki öğrencilik hayatım boyunca iyi günde, kötü günde yanımda olan çok sevgili teyzem Hatice SAĞLAM ve arkadaşım Arş. Gör. Merve CİNAN' a teşekkürü bir borç bilirim.

Maddi ve manevi destekleri ile beni hiç yalnız bırakmayıp, her zaman arkamda olup, bu günlere gelmemde en büyük emeği olan babam Arslan DEMİR, annem Fatma DEMİR ve kardeşlerim; Nesrin DEMİR, Neşe DEMİR ve Neslihan DEMİR' e teşekkür ederim.

İmren DEMİR
Trabzon 2014

TEZ BEYANNAMESİ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “ KARBON KATKILI VE KATKISIZ NANO BOR İLE ÜRETİLMİŞ MgB₂ SÜPERİLETKENLERİNİN MANYETİK KALDIRMA KUVVETİ ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ ” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Ekrem YANMAZ’ ın sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 22/09/2014

İmren DEMİR

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ.....	III
TEZ BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VIII
SUMMARY	IX
ŞEKİLLER DİZİNİ	X
TABLolar DİZİNİ.....	XII
SEMBOLLER DİZİNİ	XIII
1. GENEL BİLGİLER.....	1
1.1. Giriş	1
1.2. Süperiletkenlik Parametreleri	4
1.2.1. Kritik Geçiş Sıcaklığı (T_c) ve ΔT	4
1.2.2. Kritik Akım ve Kritik Akım Yoğunluğu	5
1.2.3. Kritik Manyetik Alan.....	7
1.2.4. Meissner Etkisi	8
1.3. Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri	8
1.3.1. I ve II. Tip Süperiletkenler	9
1.3.1.1. II. Tip Süperiletkenlerde Karışık Hal (Mixed State)	10
1.3.1.2. I ve II. Tip Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri.....	11
1.4. Süperiletkenlerde Manyetik Kuvvet.....	13
1.4.1. Alansız Soğutma (ZFC).....	15
1.4.1.1. I. Tip Süperiletkenlerde Alansız Soğutma Rejiminde Manyetik Kaldırma Kuvveti	15
1.4.1.2. II. Tip Süperiletkenlerde Alansız Soğutma Rejiminde Manyetik Kaldırma Kuvveti	16
1.4.2. Alanlı Soğutma (FC)	17
1.4.2.1. I. Tip Süperiletkenlerde Alanlı Soğutma Rejiminde Manyetik Kaldırma Kuvveti	17
1.4.2.2. II. Tip Süperiletkenlerde Alanlı Soğutma Rejiminde Manyetik Kaldırma Kuvveti	17
1.5. MgB_2 Süperiletkeni.....	18
1.5.1. MgB_2 ' nin Kristal Yapısı	18

1.5.2.	MgB ₂ ' nin Geçiş Sıcaklığı, T _c	19
1.5.3.	MgB ₂ Süperiletkeninin Endüstriyel Uygulamalar İçin Avantajları	20
1.5.4..	MgB ₂ Süperiletkenin Kullanım Alanları	21
1.5.5.	MgB ₂ Süperiletkeni İçin Araştırma ve Geliştirmede Son Durum	22
1.5.5.1.	MgB ₂ İçin Performansa Yönelik Geliştirmeler	22
1.5.5.1.1.	Tanecikler Arası Bağlantının Geliştirilmesi	22
1.5.5.1.2.	Yoğunluk Arttırıcı Geliştirmeler	23
1.5.5.1.3.	Kimyasal Katkılama	24
1.5.5.1.3.1.	Karbon Katkısı.....	24
1.5.5.1.3.2.	Nano SiC Katkısı	25
1.5.5.1.3.3.	Si ve Silisyumluların Katkılanması	25
1.5.5.1.3.4.	Metal Element Katkılanması	25
1.5.5.1.3.5.	Oksitler ve Diğer Bileşiklerin Katkılanması	26
1.6.	Tez Çalışmasının Amacı.....	26
2.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	29
2.1.	MgB ₂ Külçe Örneklerinin Hazırlanması	29
2.2.	Yapılan Ölçümler	30
2.2.1.	Yapısal Ölçümler	30
2.2.1.1.	XRD Ölçümleri.....	30
2.2.2.	Elektriksel Ölçümler.....	30
2.2.2.1.	Farklı Manyetik Alanlarda Sıcaklığa Bağlı Direnç Ölçümü (R-T)	30
2.2.3.	Kaldırma Kuvveti Ölçümleri	30
3.	BULGULAR VE TARTIŞMA	33
3.1.	Yapısal Analizler	33
3.1.1.	XRD Analizi	33
3.2.	Elektriksel Analizler	34
3.2.1.	Farklı Manyetik Alanlarda Sıcaklığa Bağlı Direnç Analizleri (R-T)	34
3.3.	Manyetik Kaldırma Kuvveti Analizleri	36
3.3.1.	ZFC (Alansız Soğutma) Analizleri	36
3.3.1.1.	Nano B' lu MgB ₂ Örneği İçin ZFC Analizleri.....	36
3.3.1.2.	C Katkılı Nano B' lu MgB ₂ Örneği İçin ZFC Analizleri	40
3.3.1.3.	Nano B' lu ve C Katkılı Nano B' lu MgB ₂ Örneğinin ZFC Rejiminde Kıyaslanması	43

3.3.2.	FC (Alanlı Soğutma) Analizleri	44
3.3.2.1.	Nano B' lu MgB ₂ Örneği İçin FC Analizleri	45
3.3.2.2.	C Katkılı Nano B' lu MgB ₂ Örneği İçin FC Analizleri	48
3.3.2.3.	Nano B' lu ve C Katkılı Nano B' lu MgB ₂ Örneğinin FC Rejiminde Kıyaslanması	51
4.	SONUÇLAR.....	53
5.	ÖNERİLER	55
6.	KAYNAKÇALAR	56
ÖZGEÇMİŞ		

Yüksek Lisans Tezi

ÖZET

KARBON KATKILI VE KATKISIZ NANO BOR İLE ÜRETİLMİŞ MgB_2
SÜPERİLETKENLERİNİN MANYETİK KALDIRMA KUVVETİ ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ

İmren DEMİR

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Ekrem YANMAZ
2014, 61 Sayfa

C katkılı ve katkısız nano B'lu MgB_2 süperiletkenleri; magnezyum (%99.8), nano bor (>%95) ve karbon katkılı nano bor (>98) tozlarından "Sıcak Pres" ve "Katıhal Tepkime metodu" ile hazırlandı. Örneklerin yapısal özellikleri X-ışını kırınımı (XRD) ile analiz edildi. Elektriksel (R-T) ölçümleri, "Dört Kontak Metodu" kullanılarak kapalı devre cryostatta gerçekleştirildi. Kritik sıcaklık değerleri, R-T grafiklerinden belirlendi. Örneklerin manyetik kaldırma kuvveti ölçümleri TÜBİTAK tarafından sağlanan destekle Şükrü Çelik tarafından dizayn edilen "Manyetik Kaldırma Kuvveti Ölçüm Sistemi (MLFSM)" kullanılarak gerçekleştirildi.

Sonuç olarak C katkılı ve katkısız nano B'lu örneklerin manyetik kaldırma kuvveti yeteneğinin mevcut olduğu görüldü. Bunlara ek olarak bu kaldırma kuvvetinin C katkılı örnekler için çoğunlukla çekici formda, ve katkısız örneklerin kuvvet tipinin itici formda olduğu belirlendi. Bu durum; C katkılı veya katkısız nano B kullanılarak isteğe bağlı olarak itici kuvvetin baskın olduğu bir örnek üretileceği gibi, çekici olan bir başka örnek üretme imkânı vermektedir.

Anahtar Kelimeler: MgB_2 , Manyetik Kaldırma Kuvveti, Sıcak Pres

Master Thesis

SUMMARY

INVESTIGATION OF MAGNETIC LEVITATION FORCE PROPERTIES OF MgB₂
SUPERCONDUCTORS WHICH ARE PREPARED BY CARBON DOPED AND
UNDOPED NANO BORON

Imren DEMİR

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

Supervisor: Prof. Dr. Ekrem YANMAZ
2014, 61 Pages

C-doped and undoped nano boron MgB₂ superconductors were prepared by "Hot Press" plus "Solid State Reaction Method" from magnesium (%99.8), nano boron (>%98) and carbon doped nano boron (%98) powders. Structural analyses of all samples were characterized by X-ray diffraction (XRD). Electrical (R-T) measurements were carried out by a close cycle cryostat using "Four Probe Method". The values of critical temperature were determined by R-T measurements. The magnetic levitation force measurements of the samples were carried out by using the "Magnetic Levitation Force Measurement System (MLFMS)", designed by Sukru Celik and financially supported by TUBITAK.

As a result, C-doped nano boron or undoped samples indicated the presence of the magnetic levitation force. In addition, C-doped samples showed mostly repulsive force unless the undoped samples determined to be attractive force. This condition; one can fabricate superconductor material which show repulsive or attractive character using the C-doped or undoped nano boron powders.

Key Words: MgB₂, Magnetic Levitation Force, Hot Press

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.1.	1911' de H.Kamerling Onnes tarafından civada elde edilen süperiletken duruma geçişin görüldüğü ilk deneysel veri	1
Şekil 1.2.	İdeal bir süperiletkenin direnç- sıcaklık eğrisi ve $\Delta T'$ nin tanımı	5
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	7
Şekil 1.5.	Meissner etkisinin şematik gösterimi a) Normal durum, b) süperiletken durum.....	8
Şeki 1.6.	Hc alanında (SM) Meissner durumundan aniden değişen I. tip ve II. Tip süperiletkenlerin tipik davranışları	9
Şekil 1.7.	Normal merkezleri ve etrafında dolanan süperakım girdaplarını gösteren karışık hal. Dikey çizgiler merkezlerin içinden geçen akıyı gösterir.	11
Şekil 1.8.	a) I. tip süperiletkenlerde, ortalama manyetik akı yoğunluğunun b) II. tip süperiletkenlerde, ortalama manyetik akı yoğunluğunun uygulanan manyetik alana bağlılığı.....	12
Şekil 1.9.	a) İdeal II. tip süperiletkenin manyetizasyonu b) II. tip gerçek süperiletkenin manyetizasyonu	12
Şekil 1.10.	Ayna görüntüsü (Mirror Image)	15
Şekil 1.11.	II. tip süperiletkende alan geçişi.....	16
Şekil 1.12.	a) MgB_2' nin kristal yapısı b) MgB_2' nin yapısal analizinden elde edilen kristal yapısı	18
Şekil 1.13.	Amorf ve kristal B ile üretilen MgB_2' nin kritik akım yoğunluğu	23
Şekil 2.1.	Örnek tutucu	31
Şekil 2.2.	Cryostat ve donanımlar	32
Şekil 3.1.	MgB_2 örneklerinin XRD modeli a) C katkılı Nano B' lu, b) Nano B' lu	34
Şekil 3.2.	Nano B' lu MgB_2 için farklı manyetik alanlarda sıcaklığın fonksiyonu olarak normalize direnç	35
Şekil 3.3.	C katkılı Nano B' lu MgB_2 için farklı manyetik alanlarda sıcaklığın fonksiyonu olarak normalize direnç.....	36
Şekil 3.4.	ZFC rejiminde Nano B' lu MgB_2 örneğinin 20 K' deki kuvvet değişimi	37
Şekil 3.5.	ZFC rejiminde Nano B' lu MgB_2 örneğinin 24 K' deki kuvvet değişimi	39
Şekil 3.6.	ZFC rejiminde Nano B' lu MgB_2 örneğinin 28 K' deki kuvvet değişimi	39

Şekil 3.7.	ZFC rejiminde Nano B' lu MgB_2 örneğinin 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet değişimi	40
Şekil 3.8.	ZFC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneğinin 20 K' deki kuvvet değişimi	41
Şekil 3.9.	ZFC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneğinin 24 K' deki kuvvet değişimi	41
Şekil 3.10.	ZFC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneğinin 28 K' deki kuvvet değişimi	42
Şekil 3.11.	ZFC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneğinin 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet değişimi	43
Şekil 3.12.	ZFC rejiminde Nano B' lu ve C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneği için sıcaklığa bağlı kuvvet maksimumları	44
Şekil 3.13.	FC rejiminde Nano B' lu MgB_2 örneğinin 20 K' deki kuvvet değişimi	45
Şekil 3.14.	FC rejiminde Nano B' lu MgB_2 örneğinin 24 K' deki kuvvet değişimi	46
Şekil 3.15.	FC rejiminde Nano B' lu MgB_2 örneğinin 28 K' deki kuvvet değişimi	47
Şekil 3.16.	FC rejiminde Nano B' lu MgB_2 örneğinin 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet değişimi.....	47
Şekil 3.17.	FC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneğinin 20 K' deki kuvvet değişimi	49
Şekil 3.18.	FC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneğinin 24 K' deki kuvvet değişimi	49
Şekil 3.19.	FC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneğinin 28 K' deki kuvvet değişimi	50
Şekil 3.20.	FC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneğinin 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet değişimi	51
Şekil 3.21.	FC rejiminde Nano B' lu ve C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneği için sıcaklığa bağlı kuvvet maksimumları	52

TABLULAR DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 1.1. Süperiletkenlik gösteren elementlerin bazıları ve geçiş sıcaklıkları	5
Tablo 1.2. MgB ₂ 'deki bağ uzunluk değerleri	18
Tablo 1.3. Şimdiye kadar incelenmiş olan diğer bazı bor alaşımlarının sergilediği T _c değerleri ve kritik geçiş sıcaklığı değerleri	19
Tablo 1.4. J _c üzerine değişik katkı maddelerinin özeti	26
Tablo 3.1. ZFC rejiminde Nano B' lu ve C katkılı Nano B' lu MgB ₂ örneği için sıcaklığa bağlı kuvvet maksimumları	44
Tablo 3.2. FC rejiminde Nano B' lu ve C katkılı Nano B' lu MgB ₂ örneği için sıcaklığa bağlı kuvvet maksimumları	52

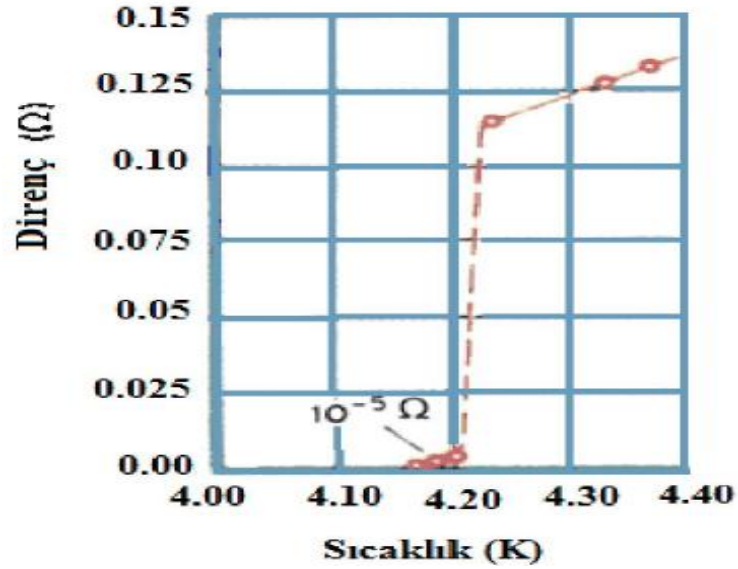
SEMBOLLER DİZİNİ

B_{irr}	: Tersinmez alan
F	: Kuvvet
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
m	: Manyetik moment
M	: Manyetizasyon
T_c	: Kritik sıcaklık
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

Süperiletkenlik 1908' de helyumun kaynama sıcaklığı (4,2 K) altına soğutulup sıvılaştırılması ile hızlanan araştırmalar sırasında, Hollandalı fizikçi Heike Kamerling Onnes tarafından 1911' de keşfedilmiştir [1]. Şekil 1.1' de gösterildiği gibi, Civa' nın direncinin 4.2K' in altında aniden sıfıra düştüğü bulunmuş ve Kamerling Onnes bu keşfiyle 1913' te Nobel ödülünü almıştır.



Şekil 1.1. 1911' de H.Kamerling Onnes tarafından civada elde edilen süperiletken duruma geçişin görüldüğü ilk deneysel veri [2].

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 dışarıladığını buldu [1]. Süperiletkenin kritik sıcaklığın altında manyetik alanı dışarılaması olayı Meissner Etkisi olarak ifade edildi ve London kardeşler, Fritz ve Heinz, tarafından denkleştirildi. Bu denklemle 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.

Daha sonra Abrikosov göstermiştir ki; Ginzburg-Landau teorisinde süperiletkenlerin I. tip ve II. tip olmak üzere iki kategoriye ayrıldığını öngörmektedir [3]. Abrikosov ve Ginzburg bu çalışmalarlarıyla Nobel Ödülünü kazandı.

1962' da 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. Karşılaşılan bu sonuç yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin ortaya çıkışını müjdeliyordu.

Bir yıl sonra Wu ve arkadaşları 92 K' lik $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ bileşiğini keşfettiler. Bu keşifle birlikte azotun kaynama sıcaklığı olan 77 K geçilmiş oldu ve süperiletkenlik çalışmalarında helyumun yerini azot aldı.

Takip eden yıllarda sırasıyla 110 K ve 125 K geçiş sıcaklığına sahip $Bi_2Sr_2Ca_2Cu_3O_{10}$ (BSCCO) ve $Tl_2Ba_2Ca_2Cu_3O_{10}$ (TBCCO) sistemlerinde süperiletkenlik keşfedildi [4,5]. Bugüne kadar keşfedilmiş en yüksek kritik geçiş sıcaklığına sahip malzeme (133K) Hg-Ba-Cu-O (HBCCO)' dur [6-8].

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].

2001 yılında, bu kritik sıcaklıktaki artış serisinden farklı bir durum oluşturan bileşik ilgi çekti: MgB_2 . Keşfi 1950' lere dayansa da süperiletkenlik özelliği yakın zamanda bulunmuştur [11]. Bakır-oksit bazlı süperiletkenlerin gösterdiği yüksek geçiş sıcaklığı nedeniyle metalik süperiletkenlere karşı azalan ilgi MgB_2 bileşiği ile yeniden canlanmıştır.

MgB_2 39 K' lik kritik sıcaklığının yanı sıra basit kristal yapısı, yüksek akım yoğunluğu (J_c), geniş eş uyum uzunluğu (ξ), tanecik yapılarının birbiriyle olan güçlü bağı ve tanecik sınırlarının geçirgenliği, düşük yoğunluk, düşük maliyet vb. gibi özellikleri nedeniyle teknolojik uygulamalarda önemli bir yer almaktadır. MgB_2 ' nin süperiletken özelliğinin keşfedilmesine kadar birçok elektronik cihazda niyobyum bazlı süperiletkenler

kullanılıyordu. Ancak sahip olduğu özellikleri nedeniyle teknolojide kullanılan malzemelerin MgB_2 bileşimine doğru kaydığı görülmüştür.

Süperiletken malzemelerin kritik sıcaklığının, suyun donma noktasının 135 derece daha altı olduğu düşünülürse, henüz süperiletkenleri teknolojide yaygın olarak kullanmak için erken olduğunu görebiliriz. Buna rağmen bu malzemelerin o kadar cazip özellikleri var ki, bunları kullanabilmek için özel soğutucular kullanılmaktan kaçınılmıyor. Süperiletkenlik pek çok alanda kullanılabilir ve ülkemizin hazinesi olan Bor' un da içinde bulunabileceğı bir teknolojidir. Gelecekte enerji sorununu çözmek için nükleer füzyon güç santrallerinde de (ITER) kullanımı gerçekleşecektir. Ayrıca süperiletkenlerin hava ve su kirliliğinin temizlenmesinde de manyetik filtre olarak kullanımı mümkündür. Süperiletken teknolojisinin yardımı ile enerji şebekelerindeki hatalı akım nedeniyle gerçekleşen kesintiler minimuma indirilebilecektir. Görüldüğü üzere süperiletkenlik hem teknolojik hem de insanlık açısından son derece önemlidir.

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 J_c değeri, bu malzemelerin seramik karakteri ile tanecik yapısı ve genellikle tane sınırlarında görülen zayıf bağ probleminden dolayı düşüktür [12]. Yüksek sıcaklık süperiletkeninde 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 akı çivileme merkezleri oluşturularak akı çizgilerinin bu merkezlerde hareketsiz kalmaları sağlanmaktadır. Kararlı kaldırma için, akı sabit kalmalıdır. Aksi takdirde mıknatıs kaldırma yüksekliğini yavaşça kaybeder.

Süperiletkenlerin endüstriyel uygulamaların tamamı süperiletken ile kalıcı mıknatıs arasındaki etkileşime dayanır. Bir süperiletken ile mıknatıs 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 [13,14]. Süperiletken ve mıknatıs boyutu arttıkça süperiletken örnekte tuzaklanan manyetik alan şiddetinin ve dolayısıyla kaldırma kuvvetinin de arttığı belirtilmiştir [15].

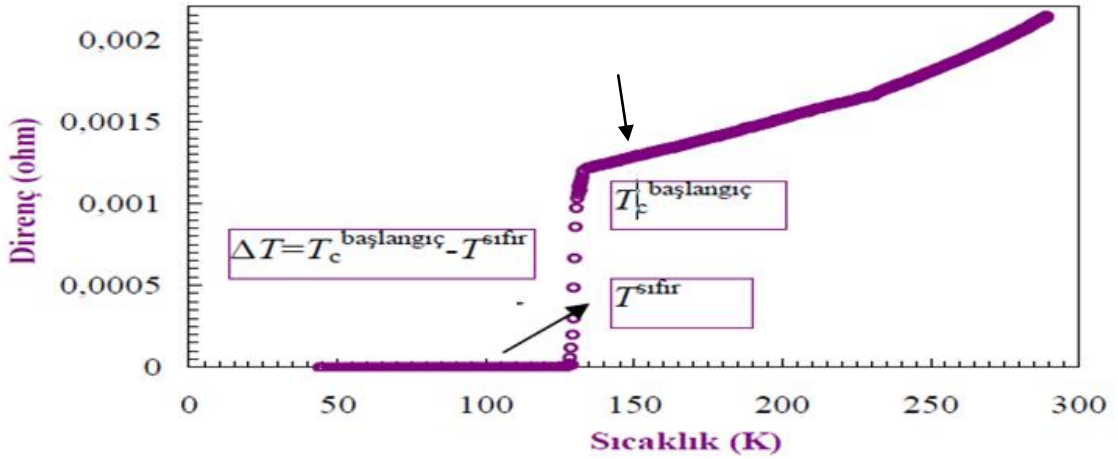
1.2. Süperiletkenlik Parametreleri

Süperiletkenlik genel tanımıyla bugün çok daha kolay anlaşılmalıdır. Ancak pek çok parametreyi açıklayan kavramlar ve teorik yaklaşımlar süperiletkenlik mekanizmasının oldukça kapsamlı ve karmaşık olduğunu göstermektedir. Ancak 1900-2000 yılları arasında geçen bir asırda 7 kez Nobel ödülü alan ender çalışma konularından biri süperiletkenliktir ve bunun da önemi tüm bilim camiası tarafından bilinmektedir. Genel anlamda süperiletkenlik ile ilgili önemli ve temel tanımlar/kavramlar bulunmaktadır. Aşağıdaki alt başlıklarda bu kavramlar tanımlanmaktadır.

1.2.1. Kritik Geçiş Sıcaklığı (T_c)

Kritik sıcaklık (T_c) bir süperiletken materyalde normal durumdan süperiletken duruma (faza) geçişin başladığı sıcaklık olarak tanımlanır, yani bir materyalin direncini aniden kaybetmeye başladığı geçiş sıcaklığıdır. Süperiletken malzemenin, saflığı ve tek faz olması ile yakından ilgilidir ve malzemenin süperiletkenliğinin bir derecesi olarak da tanımlanabilmektedir. Öyle ki; bu faz geçişinin keskinliği ($\Delta T \approx 1-2 \text{ K}$) o malzemenin saf, tek fazlı ve homojen bir kristal yapıya sahip olduğunu söyler. Eğer malzeme geniş bir geçiş sıcaklığına sahip ise ($\Delta T > 2 \text{ K}$) bu durumda da saf olmayan veya yapısal kusurları fazla olan ve birden fazla faza sahip olan bir süperiletken malzeme olduğu kabul edilir. Şekil-1.2' de belirtildiği gibi $\Delta T = T_c^{\text{başlangıç}} - T_c^{\text{sıfır}}$ olarak tanımlanmaktadır [16].

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 [17].



Şekil 1.2. İdeal bir süperiletkenin direnç- sıcaklık eğrisi ve ΔT ' nin tanımı

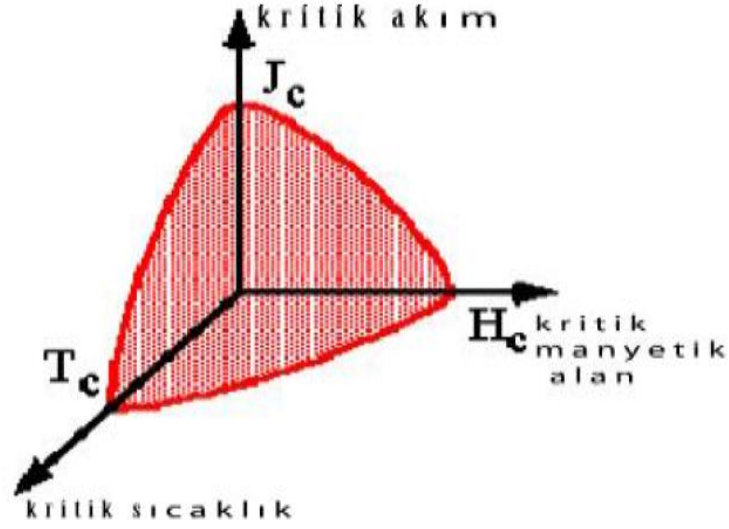
Tablo 1.1. Süperiletkenlik gösteren elementlerin bazıları ve geçiş sıcaklıkları

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 yoğunluğu, bir süperiletken malzemenin taşıyabileceği maksimum akım taşıma kapasitesidir [18].

Şekil 1.3 kritik akım yoğunluğunun manyetik alan ve sıcaklıkla değişimini gösteren kritik faz diyagramını göstermektedir. Kritik akım yoğunluğu değeri, geçiş sıcaklığında ($T=T_c$) artmaya başlar ve $T=0$ sıcaklığında maksimum değerine ulaşır. Örneğin herhangi bir noktadaki toplam akım yoğunluğu J' nin büyüklüğü J_c değerini aşarsa süperiletkenlik bozulur [19].



Şekil 1.3. Kritik yüzey faz diyagramı

Bir süperiletken malzeme için kritik akım yoğunluğu iki şekilde belirlenebilir. Birincisi, farklı alanlarda ölçülen M-H eğrilerinden yola çıkarak manyetizasyon değeri ve Bean formülasyonu kullanılarak yarı teoriksel bir formda hesaplanabilir ve buna manyetizasyona bağlı kritik akım yoğunluğu adı verilir ve J_c ile gösterilir. Bean formülasyonu ince film veya boyutları belirli olan malzemeler için aşağıdaki şekilde verilmektedir [19];

$$J_c = \frac{20 \Delta M}{a \left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \quad (1.1)$$

Denklem (1.1) Bean formülü olarak adlandırılır. Denklemlerde kullanılan a ve b ; dikdörtgen örneğin boyutlarıdır. $M+$ 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

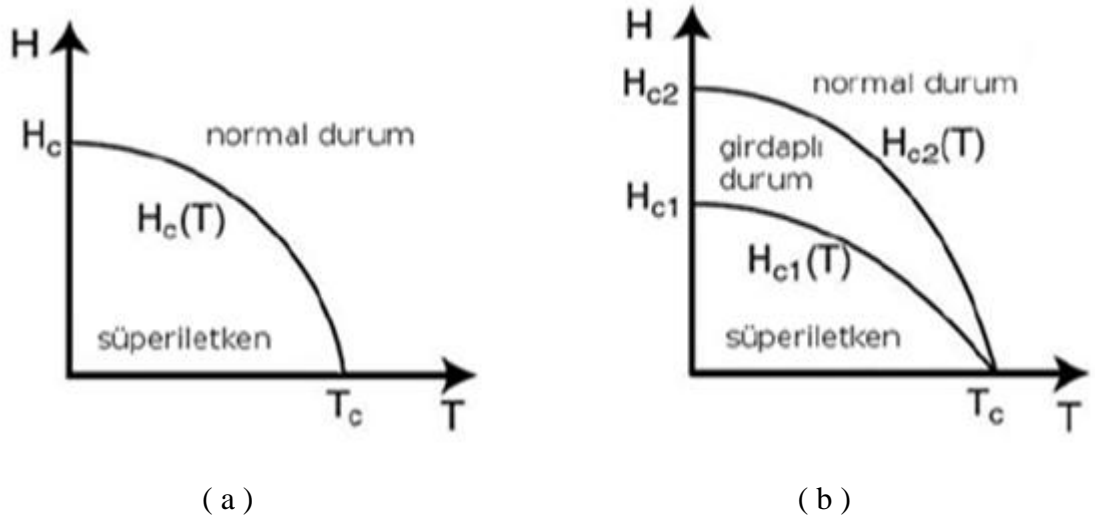
Bir H manyetik alanında bulunan süperiletkenin T_c kritik sıcaklığı manyetik alan arttıkça azalmaktadır. Manyetik alan kritik bir H_c değerini aştığında, süperiletkenlik ortadan kalkar ve söz konusu olan madde normal bir iletken gibi davranır. Süperiletken durumdan normal duruma geçişin başladığı zamanda uygulanmış olan manyetik alan değeri, “Kritik Manyetik Alan (H_c)” olarak adlandırılır. Eğer süperiletken bir örneğe yeterince kuvvetli bir manyetik alan (H_c) uygulanırsa, kritik sıcaklığın altındaki ($T < T_c$) sıcaklıklarda da örnek normal direnç özelliği gösterir.

Kritik manyetik alanın sıcaklıkla yaklaşık olarak;

$$H_c(T) = H_c(0) \left[1 - \left(\frac{T}{T_c} \right)^2 \right] \quad (1.2)$$

şeklinde değiştiği bulunmuştur [20].

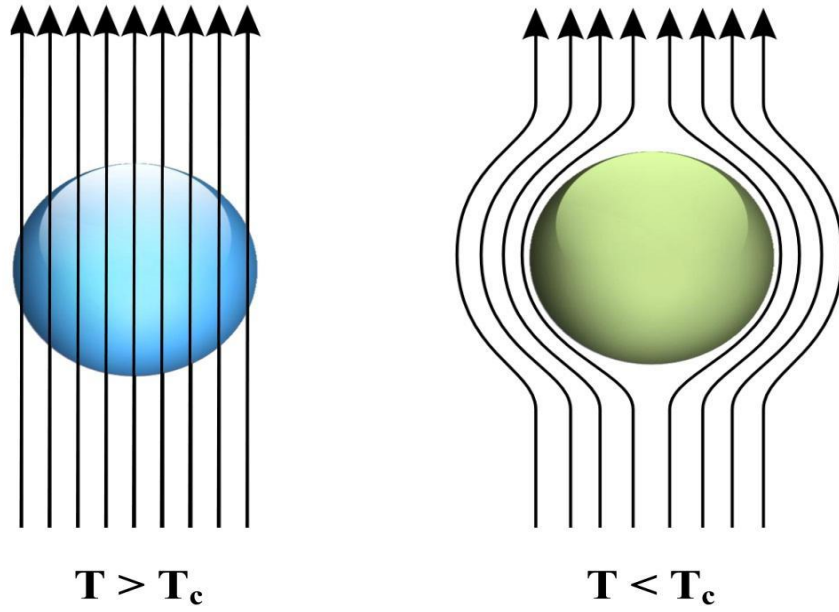
Denklem (1.2)'de bulunan $H_c(T)$, T sıcaklığındaki kritik manyetik alan değeri $H_c(0)$, malzemenin süperiletkenliğinin ortadan kaldırılması için gereken maksimum manyetik alandır ve 0 K'deki manyetik alan şiddetini gösterir [17]. Süperiletken malzemeye uygulanan manyetik alan, $H_c(0)$ değerini aşarsa, 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:



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

Süperiletkenliğin bir diğer önemli özelliği ise uygulanan manyetik alanın dışarlanmasıdır ($B = 0$). Bu özelliğe kusursuz diamanyetizma özelliği denir [21]. Bu özellik 1933 yılında Meissner ve Ochsenfeld tarafından bulunmuştur. Fiziksel olay, perdeleyici akımların numunenin yüzeyinde ince bir tabakada akmaları ve dış alanı tamamen iptal etmeleridir [22,23], Şekil 1.5 (b). Bununla birlikte süperiletken bir malzemeye kritik manyetik alan değerinden daha yüksek bir alan uygulanırsa da süperiletkenlik bozulur ve Meissner Etkisi' de ortadan kalkar.



(a) (b)
Şekil 1.5. Meissner etkisinin şematik gösterimi a) Normal durum, b) süperiletken durum [24].

1.3. Süperiletkenlerin Manyetik Özellikleri

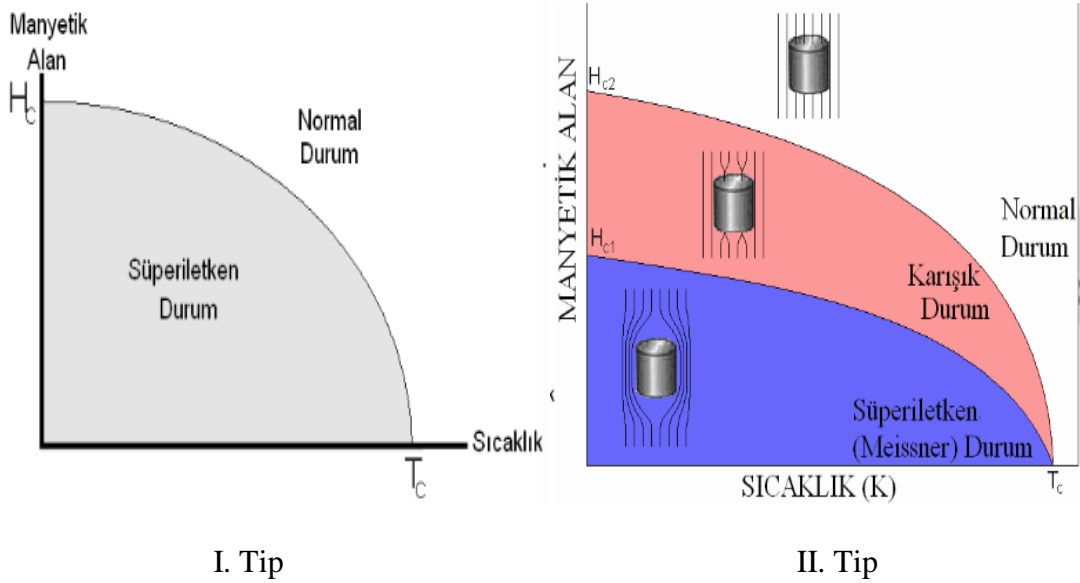
Manyetik alan altındaki davranışları ile ayırt edilebilen iki tip süperiletkenlik vardır. Bu iki tip süperiletken I. tip süperiletkenler ve II. tip süperiletkenler adı altında sınıflandırılırlar. I. tip süperiletkenler sınıfı doğrudan metalik kimyasal elementler olurken, II. tip süperiletkenler, metal 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

Süperiletken malzemeler uygulanan manyetik alandaki davranışlarına göre iki sınıfa ayrılırlar (şekil 1.7.). Saf metaller genellikle I. Tip süperiletken özellik gösterirken, alaşımlar ve geçiş metalleri II. Tip süperiletken özellik gösterirler. I. Tip ve II. Tip metalik süperiletkenlerdeki süperiletkenlik mekanizmasında farklılık yoktur. Her ikisi de sıfır manyetik alanda süperiletken-normal geçişinde benzer özelliklere sahiptir. Fakat Meissner etkisi tamamen farklıdır.

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 [21].



Şekil 1.6. H_c alanında Meissner durumundan aniden değişen I. tip ve II. Tip süperiletkenlerin tipik davranışları [21].

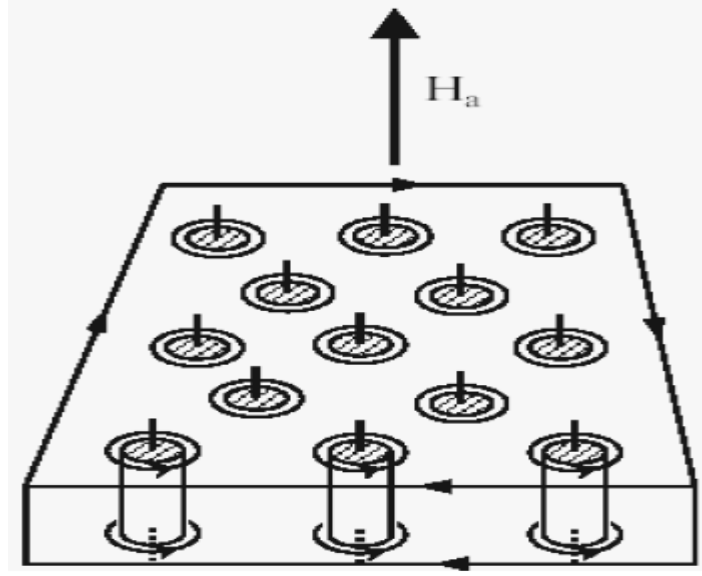
II. tip süperiletkenlerin en önemli özellikleri iki tane kritik manyetik alana sahip olmalarıdır. II. tip süperiletkenler, düşük kritik alan H_{c1} değerinin altında Meissner etkisi gösterirken $H_{c1} < H < H_{c2}$ arasında ki alanlarda, yeni bir durum olan "Karışık Durum" ' da

bulunurlar. Bu durumda da $\rho=0$ dir.. 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.

1.3.1.1. II. Tip Süperiletkenlerde Karışık Hal

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 1.7). 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 1.7' de görüldüğü gibi düzenli bir periyodik hegzagonal (altıgen) düzene sokarlar.



Şekil 1.7. 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

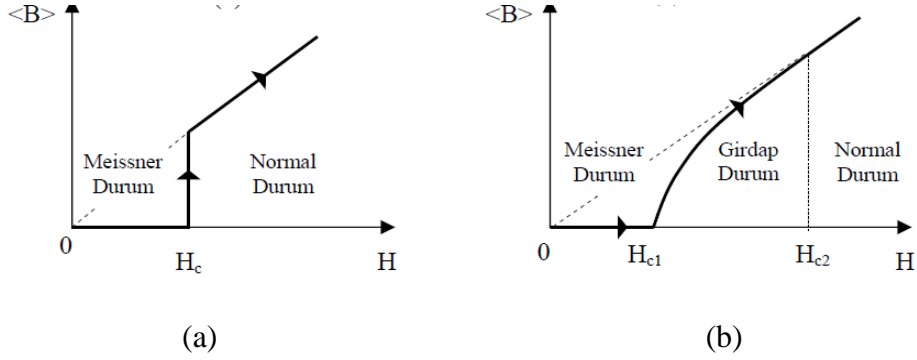
I. tip süperiletkenlerde, uygulanan dış alan $H < H_c(T)$ durumunda, yüzeydeki λ nüfuz derinliği hariç örnek içindeki tüm noktalarda manyetik akı dışlanır.

$$\langle \mathbf{B} \rangle = \mu_0 (\mathbf{H} + \langle \mathbf{M} \rangle) \quad (1.3)$$

I. tip süperiletkenlerde $H < H_c(T)$ durumunda tüm örnek üzerindeki ortalama manyetik akı yoğunluğu $\langle \mathbf{B} \rangle = 0$ olacağından (Meissner Olayı), denklem (1.3) yardımıyla, manyetizasyon için $\langle \mathbf{M} \rangle = -\mathbf{H}$ ifadesi bulunur. Uygulanan manyetik alan $H > H_c(T)$ eşitsizliğini sağladığında ($\langle \mathbf{M} \rangle = 0$) ise örnek artık normal haldedir. Ani bir manyetik akı girişi oluşmaktadır (Şekil 1.8).

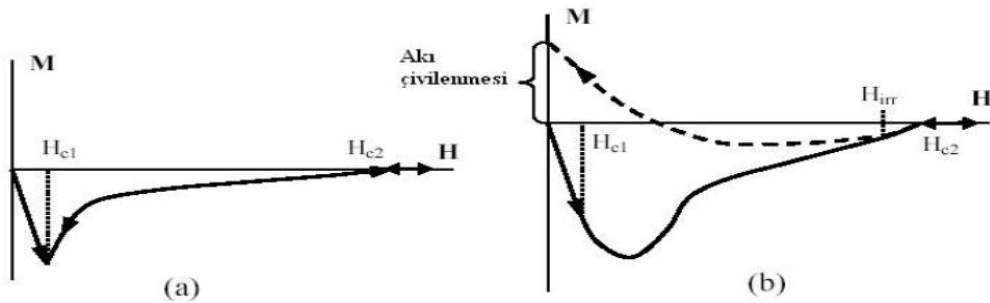
II. Süperiletken malzemelerde akı çizgileri hareketi; boşluklar, dislokasyonlar, tane sınırları ve normal bölgeler gibi değişik kusur tipleri vasıtasıyla engellenir, Akı çizgilerinin çivilendiği veya sabitlendiği bölgelere çivileme merkezleri adı verilir. Kusurlardan girdabı hareket ettirmek için çivilemeyi sökecek malzemeyi karakterize eden birim hacim başına pinning kuvveti; F_p elde edilmelidir. Bu kuvvet, malzemede çivileme merkezleri olarak görev yapan dislokasyonlar, gözenekler, tane sınırları, safsızlıklar vb. gibi çeşitli kusur

yoğunluklarıyla orantılıdır. Böyle malzemelere, ideal olmayan veya tersinmez II. tip süperiletkenler adı verilir. Tersinmezliğin oluşmasının nedeni, karışık durumda süperiletkenden geçen normal göbeklerin malzemedeki kusurlara çivilenmesi ve bu yüzden serbestçe hareket edememeleridir.



Şekil 1.8. a) I. tip süperiletkenlerde, ortalama manyetik akı yoğunluğunun uygulanan manyetik alana bağlılığı 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 tersinir 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 1.9. a) İdeal II. tip süperiletkenin manyetizasyonu b) II. tip gerçek süperiletkenin manyetizasyonu

Şekil 1.9 (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 $B=\mu_0H$ 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. Süperiletkenlerde 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 [25]. Külçe süperiletkenlerin kendilerine özgü karakteristikleri arasında, manyetik alanı tuzaklayabilme kapasitesi yakın gelecekte daha etkili taşıyıcı veya yenilikçi kaldırma sistemlerinin yapımına olanak sağlayacaktır [26]. Bu uygulamaların tamamı, süperiletkenler ve kalıcı mıknatıslar arasında oluşan etkileşime dayanır. Bu etkileşim sonucunda ortaya çıkan kuvvet "Manyetik Kaldırma Kuvveti " ' 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. Manyetik kaldırma kuvveti süperiletkende oluşan manyetik momentle (m) doğru orantılı olup bir boyutta bu kuvvet;

$$\mathbf{F} = \mathbf{m} \cdot \left(\frac{d\mathbf{H}}{dz} \right) \quad (1.4)$$

$$\mathbf{m} = \mathbf{M} \cdot \mathbf{V} \quad \text{ve} \quad \mathbf{M} = \mathbf{A} \cdot \mathbf{J}_c \mathbf{r} \quad (1.5)$$

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 daha iyi sonuçlar elde etmek için kaldırma kuvvetinin yüksek olması gerekir. Ve bu da r , J_c ve dH/dz değerlerinin yüksek değerlere sahip olması ile mümkündür [27]. 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 artırılabilir [28]. İyi bilinmektedir ki mıknatıs ve süperiletken arasındaki manyetik kaldırma kuvveti süperiletken örnekteki kritik akım hacmiyle doğru orantılıdır. Literatürde Yanmaz vd. "Kapalı Devre Kriyostat Sistemi" 'ni kullanarak MgB_2 ' nin manyetik kaldırma kuvvetini birçok çalışmayla incelemiştir [29-32]. Kararlı kaldırma için, akı sabit kalmalıdır, aksi takdirde mıknatıs kaldırma yüksekliğini yavaşça kaybeder.

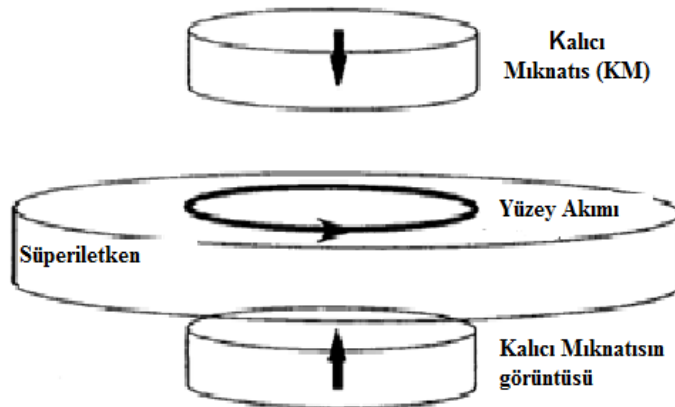
Bir süperiletken ile mıknatıs arasındaki etkileşme kuvveti, manyetik alan ile süperiletken içinde indüklenen akım arasındaki etkileşmeden kaynaklanır. Bu kuvvet, süperiletkenin kritik akım yoğunluğu ve mıknatısın manyetizasyonu gibi iç özelliklere bağlı olmakla birlikte aynı zamanda mıknatıs ve süperiletkenin boyutlarına ve bunların birbirlerine göre konumlarına da bağlıdır [13,14,33]. Süperiletken boyutlarında, yüzey alanı manyetik kaldırma kuvveti üzerinde kalınlıktan daha etkilidir. Manyetik kaldırma kuvvetini etkileyen diğer bir etkende soğutma şartlarıdır [34]. Kaldırma kuvvetini etkileyen diğer bir etkende süperiletken örneğin sıcaklığıdır. Süperiletken örneğin sıcaklığı geçiş sıcaklığından başlayarak azaltıldıkça manyetik kaldırma kuvveti değerlerinin arttığı gözlenmiştir [35]. 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 manyetik kaldırma kuvvetini daha detaylı incelemek gerekir.

1.4.1. Alansız Soğutma (ZFC)

Kritik sıcaklık altına soğutma işleminin, dış manyetik alan olmadan yapılması durumuna "Alansız Soğutma (ZFC)" denmektedir.

1.4.1.1. I. Tip Süperiletkenlerde Alansız Soğutma Rejiminde Manyetik Kaldırma Kuvveti

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 akı çizgileri yoktur. Mıknatis 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 mıknatis süperiletken örneğin hemen üzerinde boşlukta dengede kalır. 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 1.10' te görülen "ayna görüntüsü " denen bir modelle açıklanabilir.

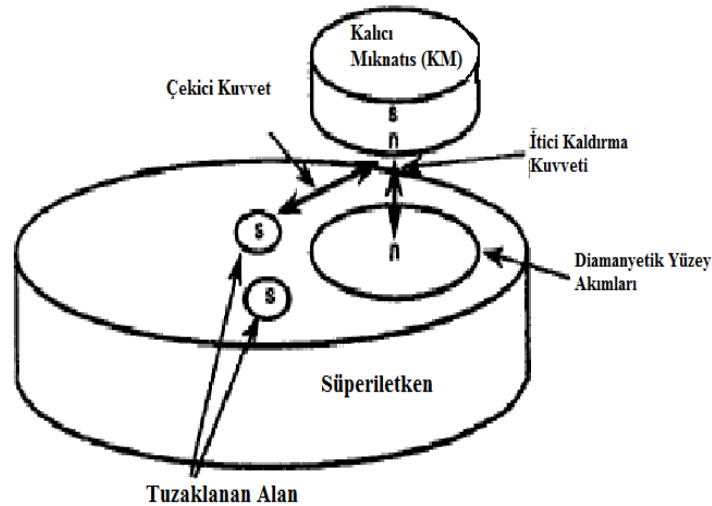


Şekil 1.10. Ayna görüntüsü

Şekilde görüldüğü gibi süperiletkenle mıknatıs arasındaki kuvvet, iki zıt kutuplu mıknatıs arasındaki kuvvet gibi düşünülebilir. Mıknatıs bir süperiletkene yaklaştırıldığında ayna görüntüsünü oluşturacaktır. Yapılan çalışmalar sonucunda Yang ve arkadaşları, daha büyük kaldırma kuvvetinin (veya itici kuvvet) ZFC durumunda olduğunu göstermiştir [36,37]. Çünkü, I. tip süperiletkenlerde alan geçişine izin veren normal bölgeler olmadığından, meissner durumuyla oluşan ters yüzey akımı iki soğutma durumunda da iticiliğin etkin olmasını sağlamaktadır.

1.4.1.2. II. Tip Süperiletkenlerde Alansız Soğutma Rejiminde Manyetik Kaldırma Kuvveti

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 1.11' de 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, itici kuvvet değerlerinin ZFC durumunda daha büyük olduğunu göstermiştir [36,37].



Şekil 1.11. II. tip süperiletkende alan geçişi

1.4.2. Alanlı Soğutma (FC)

Kritik sıcaklık altında yapılan soğutma işlemi, dış manyetik alan var iken yapılırsa bu soğutma işlemi "Alanlı Soğutma (FC)" adını alır.

1.4.2.1. I. Tip Süperiletkenlerde Alanlı Soğutma Rejiminde Manyetik Kaldırma Kuvveti

Bu durum I. tip süperiletkenlerde alanlı veya alansız soğutmaya göre değişmemektedir. Çünkü alan geçişine izin veren 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.

1.4.2.2. II. Tip Süperiletkenlerde Alanlı Soğutma Rejiminde Manyetik Kaldırma Kuvveti

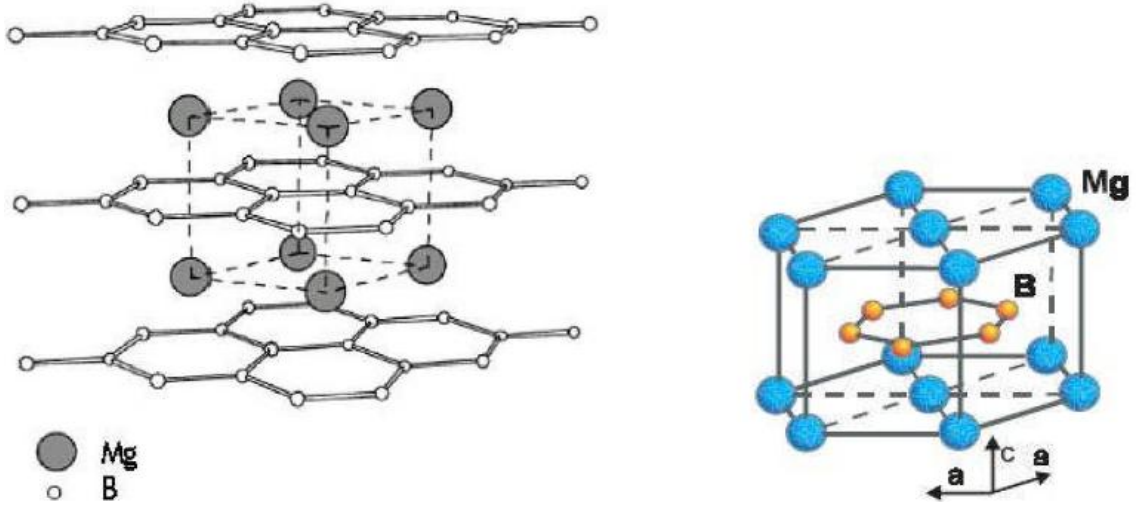
Alan geçişi sırasında, süperiletken soğutulduğunda çekici kuvvetin baskın olduğu aynı yönlü akım tuzaklanmış olacaktır. Süperiletken perdeleyici akımlar, daha az baskın şekilde oluşacaktır. Anlaşılacağı gibi, manyetik akıların çivilenmesi de kuvvet için önemlidir. Mıknatıs süperiletkene yaklaştırıldığında çivileme alanın bu bölgede tuzaklanmasını sağlamış olur (Şekil 1.11).

Yang ve arkadaşları, daha büyük kaldırma kuvvetinin (veya itici kuvvet) ZFC durumunda, daha fazla çekici kuvvetin ise FC durumu ile sağlanacağını belirtmişlerdir [36,37].

1.5. MgB₂ Süperiletkeni

1.5.1. MgB₂' nin Kristal Yapısı

MgB₂ basit hegzagonal kristal yapıdadır [38]. Oda sıcaklığında kristal örgü parametreleri $a = b = 3,0851 \text{ \AA}$, $c = 3,524 \text{ \AA}$ olarak bulunmuştur [39, 40]. Şekil 1.12 Mg yapının köşelerinde, alt ve üst yüzey merkezinde bulunur, B ise yapının hacim merkezinde düzlemsel bir yapıya sahiptir. Bağ uzunluğu değerleri Tablo 1.2' de belirtildiği gibi, Mg-B bağı için 0,25017 nm, Mg-Mg bağı için 0,3086 nm ve B-B bağı için 0,17790 nm olarak bulunmuştur [41,42]. Mg-B düzlemleri arasındaki mesafe, B düzlemi içindeki B-B mesafesinden daha uzundur. Dolayısıyla metalik B tabakaları MgB₂ süperiletkenin de önemli rol oynar.



Şekil 1.12. MgB₂' nin yapısal analizinden elde edilen kristal yapıları [23].

Tablo 1.2. MgB₂' deki bağ uzunluk değerleri [42].

Atomlar arası Mesafe (nm)		
Mg – Mg	B –B	Mg -B
0,3086	0,17790	0,25017

1.5.2. MgB₂' nin Geçiş Sıcaklığı, T_c

Düşük kütleli elementler yüksek fonon frekansı üretirler, bu durumda elementler arasında en yüksek geçiş sıcaklıklarına sahip olanlar, genelde hafif elementler veya hafif element içeren yapılar olmasındır. MgB₂'nin elektriksel özellikleri incelendiğinde hem alaşım veya saf metallere, hem de diğer B bileşimli alaşımlarından çok daha yüksek T_c değerine sahiptir. Geçiş sıcaklığı T_c, MgB₂ alaşımında ~ 40 K' dir. Hafif B atomlarının yüksek titreşim frekansı da bu alaşım için yüksek bir T_c değeri ortaya çıkarmaktadır ve MgB₂'de süperiletkenlik temel olarak B' un iki boyutlu düzleminin metalik yapısından kaynaklanmaktadır.

Bu malzemenin bağ yapısı incelendiğinde güçlü B-B kovalent bağı yapılan ısı işlemler sonucunda aynen kalırken, Mg' un iyonize olduğu ve bunun iki elektronun da B tarafından yönetilen iletim bandını sardığı varsayılmaktadır.

Yüksek sıcaklık süperiletkenleri'nin uygulanan alan artışıyla, sadece T_{c, sıfır} değeri değişirken, T_{c, başlangıç} değeri sabit kalmaktadır. Bu süperiletken taneleri arasındaki zayıf bağlantının bir reaksiyonudur. Fakat, MgB₂' de büyük koharens uzunluğundan dolayı zayıf bağlantı etkisi yok denecek kadar azdır. Bundan dolayı T_{c, sıfır} değeri ve T_{c, başlangıç} değeri birlikte değişmektedir. Bu durumda ΔT değerini sabit tutmakta ve özelliğin kötüleşmesini engellemektedir. Ayrıca bu birlikte gidiş geçiş keskinliğini bozmamaktadır.

Tablo 1.3. Şimdiye kadar incelenmiş olan diğer bazı bor alaşımlarının sergilediği T_c değerleri

Materyal	T _c (K)	Materyal	T _c (K)	Materyal	T _c (K)
MgB ₂	40	YPd ₂ B ₂ C	14,5	YPt ₂ B ₂ C	10
YPd ₂ B ₂ C	23	LuRh ₄ B ₄	11,76	YRu ₄ B ₂ C	9,99
LuNi ₂ B ₂ C	16,1	YRh ₄ B ₄	11,34	TmRh ₄ B ₄	9,89
YNi ₂ B ₂ C	15,6	TmNi ₂ B ₂ C	11	YRu ₂ B ₂ C	9,7

1.5.3. MgB₂ Süperiletkeninin Endüstriyel Uygulamalar İçin Avantajları

Süperiletkenlerin teknolojiye yaygın olarak kullanımını kısıtlayan en önemli problem sıvı helyum olarak görülmektedir. Sıvı helyumu üretmek hem zor, hem pahalı hem de saklama sıkıntıları yaratmaktadır. Dahası doğadaki helyum kaynaklarının sınırlı ve tükeniyor olması, kullandıktan sonra geri dönüşümündeki süreksizlikler ve uygunsuzluklar önemli problemler olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu da LTS malzemelerin teknolojiye kullanımını ciddi şekilde sınırlamaktadır. Bu problemler yüksek sıcaklık süperiletken malzemelerin keşfedilmesi ve daha sonrada geliştirilmesi sonucunda kısmen de olsa ortadan kalmaya başlamıştır. Çünkü bu malzemeler sıvı azot sıcaklığı olan 77 K' nin üzerindeki sıcaklıklarda rahatlıkla çalışabilmekte ve sıvı azotu üretmek de hem daha kolay hem de çok daha ucuz olmaktadır. Ancak yüksek sıcaklık süperiletkenlerin keşfinden sonra geçen 20 yıllık süre içerisinde çok önemli uğraşlar verilmesine rağmen; malzemelerin fiyatı düşürülemediği için bu da yaygın kullanımını ciddi şekilde sınırlamaktadır.

Bu açıdan bakıldığında 2001 yılında keşfedilen MgB₂ süperiletkenliğini daha fazla önem kazanmıştır. Çünkü bu malzemelerin üretimi daha ucuz, kristal yapısı basit ve dolayısıyla fiziksel özellikleri neredeyse tam olarak tespit edilmiş, kolay üretilebilir ve işlenebilir ayrıca nispeten yüksek geçiş sıcaklığına sahiptir ($T_c \sim 40$ K). Bir diğer önemli özelliği' de en azından 10-20 K arasında sürekli soğutulmadan süperiletkenlik özelliğini saklayabilmesidir. Özellikle magnet uygulamaları için MgB₂ süperiletkenlerin avantajları aşağıdaki şekilde özetlenebilmektedir [43]:

- 20 K gibi sıcaklıklarda düşük veya orta büyüklükteki magnet uygulamaları için yeterli ve kabul edilebilir sonuçlara ulaşılabilmektedir.
- Nb-Ti malzemelere göre daha kolay kablo fabrikasyonu yapılabilmektedir.
- Hem Mg hem de B diğer süperiletken malzemeler ile karşılaştırıldıklarında düşük maliyetli materyallerdir ve Mg'un de B'un da herhangi bir toksik problemi bulunmamaktadır.

- MgB_2 malzemesi Nb-Ti'un üçte biri kadar yoğunluğa sahiptir. Dolayısıyla aynı ağırlıkta iki malzemeyi karşılaştırdığımızda MgB_2 ' den daha uzun kablo yapımı mümkün olabilmektedir.
- Yüksek sıcaklık süperiletken magnetlere göre daha çabuk manyetize olabilmektedir.
- Nb-Ti ve Nb_3Sn süperiletkenlerine göre daha yüksek T_c değerine sahip oldukları için daha geniş termal aktivite alanına sahiptir.
- Özellikle büyük koherens uzunluğu ile birlikte düşük anizotropi değerine sahip olmaları yüksek sıcaklık süperiletken malzemeler ile bile MgB_2 ' yi yarışır duruma sokmaktadır.
- MgB_2 ' nin yüksek sıcaklıklı süperiletkenlere kıyasla en öne çıkan avantajı, polikristal formunda üç kat büyük olan J_c sergilemeleridir.

Bu özelliklerinden dolayı MgB_2 günümüzde üzerinde en yoğun araştırmaların yapıldığı süperiletken malzemelerin başında gelmektedir.

1.5.4. MgB_2 Süperiletkenin Kullanım Alanları

Günümüzde bilim insanları farklı uygulamalar için enerjiyi üretebilmek, saklayabilmek, bir başka forma dönüştürebilmek veya mümkün olduğunca az kayıpla enerji transferi sağlayabilmek için yoğun bir şekilde yeni metotlar/malzemeler üzerinde çalışmaktalar. Bunun için mümkün olan çözümler içerisinde en önemli yeri tutanlardan biri de süperiletkenliktir. Bu bağlamda ülkemiz içinde ayrı bir önem arz eden MgB_2 bazı önemli uygulamalarda başarılı bir şekilde denenmiş olup mevcutta süperiletkenlik teknolojileri marketinde şimdiden yerini almış bulunmaktadır.

MgB_2 süperiletkeni ile ilgili oldukça önemli sayılan bazı uygulamalar örneğin, tel, şerit, bobin, manyetik rezonans görüntüleme sistemleri (MRI), güç taşıma kabloları, hatalı akım sınırlayıcıları, dönüştürücüler, güçlü magnetler ve motorlar yapılmaya başlanmıştır. Hem ülkemiz açısından hem de ulusal önemli bazı projelerin bulunması açısından MgB_2 ' nin bu harita içerisinde daha fazla yer tutması uygun görülmüştür [43].

1.5.5. MgB₂ Süperiletkeni İçin Araştırma ve Geliştirmede Son Durum

MgB₂' nin keşfinden günümüze kadar bu malzemenin süperiletkenlik özelliklerini geliştirebilmek için bazı önemli üretim teknikleri geliştirilmeye çalışılmıştır. Özellikle endüstriden paydaş bulan bazı araştırma grupları MgB₂ için önemli çalışmalar yapmaktadır.

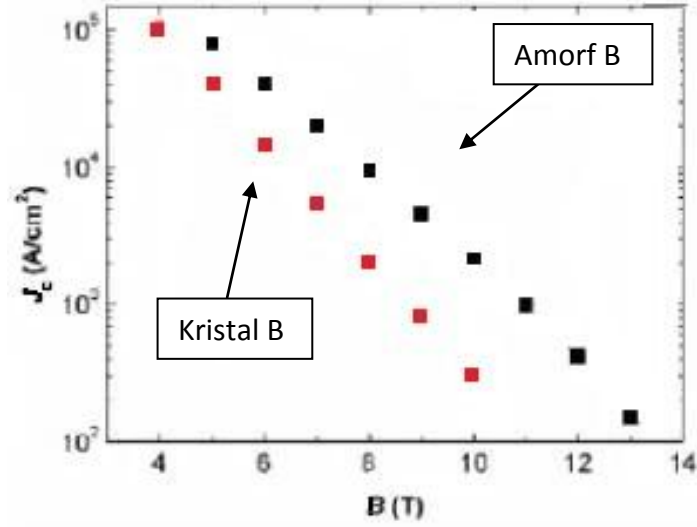
1.5.5.1. MgB₂ İçin Performansa Yönelik Geliştirmeler

1.5.5.1.1. Tanecikler Arası Bağlantının Geliştirilmesi

MgB₂ taneleri arasındaki bağlantı J_c ' yi etkileyen önemli bir faktördür [44-46]. Kristalleşme sırasında tanecikler arasındaki bağlantı çok büyük bir öneme sahiptir ve bunun iyileştirilmesi için anahtar faktörlerden biride başlangıç toz kimyasal malzemesinin kalitesidir. Özellikle büyük boyutlu safsızlıklar örneğin oksitli safsızlık fazları yapı içerisindeki akım yollarının bloklanması (tıkanmasında) önemli roller oynarlar. Bu oksitli fazların temel kaynağı genel olarak bor' un sentezlenmesi sırasında kullanılan metoda bağlı olmaktadır. Bunun en güzel örneği % 99.99 saflıkta amorf bor ile hazırlanan MgB₂' nin J_c değerinin % 95-97 saflıktaki amorf bor ile yapılan MgB₂ malzemesinin J_c değerinden 3 kata kadar daha fazla olabilmesidir (Şekil 1.13). Bundan dolayı MgB₂' nin akı çivilemesini geliştirmek için [47], başta tanecik büyüklüğünün küçültülmesi, proton ışımasıyla kusur verilmesi [48], nano-parçacık eklenmesi ve elementsel ekleme veya doping gibi uygulamalar kullanılmaktadır.

Üretilen toz kimyasal malzemenin özelliklerini iyileştirmek için yapılacak olan nano toz katkılar oldukça önemlidir. Özellikle manyetik alan altında J_c performansları ve H_{c2} değerleri üzerinde olumlu etkiler yaptığı deneysel çalışmalar sonucunda ortaya çıkarılmıştır. Ancak; nano parçacıklardan oluşan katkı materyallerinin MgB₂ ile birleşmeleri pratikte bazı zorlukları beraberinde getirmektedir. Kritik akım yoğunluğunu azaltan tane sınırlarındaki kusur ve kirliliklerin varlığıyla hassas şekilde ilişkilidir [49-51]. Temiz tane sınırlarının süper akımlar için engel olmadığı bilinmektedir [52,53]. Örneğin, katkı materyalleri sadece normal durum direncini artırmakla kalmayıp aynı zamanda tanecik sınırlarını da birbirlerinden ayırmaktalar bu da ister istemez süperiletken akım taşınmasının gerçekleştiği aktif kesitlerin azalması/küçülmesi anlamına gelmektedir. Bu

durum karşımıza yapı içerisinde bazı akım yollarının bloklanmasını ve buna bağlı olarak düşük alanlarda J_c üzerinde negatif etkiyi ve yüksek alanlarda da etkin çivilenme merkezlerinin faydalarını ortadan kaldıracak yönde olduğu durumu ortaya çıkarmaktadır. Ayrıca çok az miktarda nano parçacıkların ana yapı içerisinde topaklaşmadan homojen olarak dağıtılması oldukça zor bir iş olarak görülmektedir.



Şekil 1.13. Amorf ve kristal B ile üretilen MgB₂' nin kritik akım yoğunluğu

1.5.5.1.2. Yoğunluk Arttırıcı Geliştirmeler

Kimyasal olarak tozlar göz önüne alındığında paketlenme hacim yoğunluğu üretim yöntemimize bağlı olarak, ideal değer değerinin çok altında kalmaktadır. Dolayısıyla sadece bu durum göz önüne alındığında sıkı paketleme J_c arttırabilir ki bu durum soğuk yüksek basınç yoğunlaştırma metodu ile çözülebilmektedir. Bunun için yeni stratejiler mesela; iki-basamaklı prosesler ve etkin sinterleme basamaklarının geliştirilmesi ile J_c değerinin yükseltilebileceği düşünülebilir [54].

1.5.5.1.3. Kimyasal Katkılama

Nano boyutta karbon katkılamasının ortaya çıkardığı çok daha iyi performansın altında yatan ana sebebi anlamak için ortaya konulan çaba bizi geniş bir sıcaklık ve manyetik alan bandında araştırmaya sevk edecektir. Dolayısıyla performansın özellikle karbon içerikli malzeme veya diğer uygun nano elementel katkılamalar ile araştırmaların devam etmesi gerekmektedir.

Çalışmalar sonucunda MgB_2 tellerin $J_c(H)$, H_{irr} ve H_{c2} değerlerinin önemli ölçüde iyileştirilmeleri nano SiC, karbon nano tüp ve karbohidrat katkılamaları ile sağlanabilmiştir. Örneğin nano SiC katkılı MgB_2 süperiletkende en yüksek H_{c2} değeri 43 T' ya çıkarılmıştır. Benzer şekilde nano parçacık ilave edilmiş tellerde manyetik alan altında J_c değeri 10 kata kadar artırılabilir. MgB_2 deki bu önemli gelişmeler birçok grup tarafından teyit edilmiş ve uygulamaya da geçirilmiştir [43].

1.5.5.1.3.1. Karbon Katkısı

T_c üzerinde C katkısının etkisi ve C çözünürlüğündeki sonuçlar; kullanılan ön malzemeler, hazırlama teknikleri ve ilerleme durumuna bağlı olarak bir çok şekilde rapor edilmiştir [55]. C katkısının akı çivileme özellikleri üzerine etkisi oldukça önemlidir. Birçok grup, nano SiC, nano C ve nano karbon tüplerle katkılanmış MgB_2 ' de J_c ve H_{irr} ' deki büyük ölçekli artışı belirtmiştir [56-58]. C' nin B' nin yerini tamamen alması, yüksek sıcaklıklardaki J_c gelişimi için hiç istenmeyen T_c ' nin büyük ölçekli düşüşüne neden olmaktadır. C' un yer alış miktarını sınırlandıran üretim şekilleri ve etkin çivileme merkezi gibi etki eden nano katkılarla çalışmalar yapılmıştır. Farklı C içeren malzemeler arasında, karbon nano tüpler özel geometrilerinden dolayı daha etkin çivileme merkezi özellikleri sunmaktadır. C' un B' un yerini alışı manyetik alandaki J_c ' nu artırırken, T_c değerini azaltmaktadır. T_c değerinin azalması, katkı miktarının artması, sinterleme sıcaklığı ve süresinin artmasıyla artmaktadır. Ayrıca, bu yer alma iç saçılmaları arttırarak, H_{c2} ' nin gelişmesine neden olur [59].

1.5.5.1.3.2. Nano SiC Katkısı

Nano boyutta SiC katkısıyla J_c oldukça fazla gelişirken, T_c değeri SiC katkı miktarı B' un % 30' larına yaklaştığında biraz düşmektedir [60]. J_c için en iyi değerler 20 K' de MgB_2 tel ve külçelerinde elde edilmiştir [56,59]. Katkısız örneklere kıyasla % 10 SiC katkılı örnek için, J_c 5 K' de 8 T için 32, 20 K' de 5 T için 42 kat artmıştır.

Bu katkıda da saçılmayı arttıran C, B' nin yerini alması gözükmemektedir. T_c diğer katkılara kıyasla az düştüğünden, J_c gelişimi daha çok olur [61]. SiC katkısıyla üretilen nano boyutlu katkı kirlilikleri belirli alan bölgelerindeki akı çivilemelerini arttıran kuvvetli çivileme merkezleri gibi birikir. Oluşan bu çivileme merkezleri, boyutları 10 nm altında olan yüksek dağınlıkta $MgSi_2$, BC, BO_x ve $SiBO_x$ ' ları içermektedir.

1.5.5.1.3.3. Si ve Silisyumluların Katkılanması

WSi_2 , $ZrSi_2$, $MgSi_2$ ' yi içeren silisililer ve Si katkısının J_c üzerinde etkileri çalışılmıştır. SiO_2 hariç tüm bu katkıların J_c arttırdığını bulmuştur [62]. Bunlar çivileme merkezleri gibi davranmaktadırlar. Bununla beraber; SiC' e kıyasla bu artış oldukça azdır [55]. Si, Al ve Li' un düşük alanda J_c ' nu attırırken Hrr' da etkisi olmadığını bulunmuştur [63]. Nano SiC (<100 nm) ve SiC katkısının J_c - H üzerinde etkisi çalışıldığında, nano boyutun arttırıcı etkisi varken, SiC' in negatif etki ettiği gözlemlenmiştir. Si' un B ve Mg pozisyonunda yer almadığı ve safsızlıklarla etkileşerek çivileme merkezi gibi davrandığı belirtilmektedir.

1.5.5.1.3.4. Metal Element Katkılanması

Mo, Cu, Ag ve Y' un örgüde yer almadığı ve negatif etkiye sahiptir [64]. Fe MgB_2 için önemli olan B ile etkileştiğinden etkin çivileme merkezi gibi davranmaktadır [65]. Nano boyutta Fe' in külçe ve ince film MgB_2 ' de hem T_c hem J_c ' nu azalttığı gözlemlenmiştir [66].

Ti ve Zr katkısı J_c ' nu 4 K' de arttırmıştır [67]. Bununla birlikte 20 K üzerinde J_c artışı açıkça gözlenmemektedir. Ti ' nin B ile etkileşmiş hali olan TiB ve TiB_2 kullanılarak, Mg ile etkileşen bileşiklerin oluşturduğu MgB_2 , kendi alanında ve 5 K' de J_c değeri

$5 \times 10^6 \text{ A/cm}^2$ değerini vermiştir [68]. Nano Ti katkısında J_c ' nin gelişmediği grlmüştir [69].

Al' un Mg' un yerini alması birçok grup tarafından çalışılmıştır. % 1-2,5 gibi düşük oranlarda Al katkılanmasıyla az miktarda T_c düşüşü olurken, % 1 katkı için 5 K, 5 T' da J_c atmıştır [70].

1.5.5.1.3.5. Oksitler ve Diğer Bileşiklerin Katkılanması

Nano parçacıklı Y_2O_3 ile katkıda, YB_4 gibi ortaya çıkan bileşiklerin etkisinden dolayı 4,2 K' de H_{irr} ' da ($H_{irr} = 11,5 \text{ T}$) büyük ölçüde iyileşme gözlemlendi [71]. 20 K' de ise bu gelişme daha az olmuştur. Hem Al_2O_3 hem ZeO_2 katkısı katıhal reaksiyon yönteminde T_c ve J_c için zararlı olarak bulundu [72,73].

1.6. Tez Çalışmasının Amacı

Dünyada ve ülkemizde yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin keşfinden beri, süperiletkenlerin teknolojik uygulanabilirliği yüksek olan; J_c ve süperiletken manyetik kaldırma kuvveti gibi özelliklerinin iyileştirilmesine yönelik çalışmalar hızlı bir şekilde devam etmektedir. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinde zayıf bağların indüklenmesinden kaynaklanan bozulma ciddi bir sorun oluştururken, birçok çalışma göstermiştir ki; MgB_2 tane sınırlarında zayıf bağ elektromanyetik davranışı veya hızlı akı sürüklenmesi olayını sergilememektedir [46]. MgB_2 süperiletkenin yüksek sıcaklık süperiletkenlerle karşılaştırıldığında en önemli avantajı, külçe polikristal MgB_2 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 MgB_2 ' nin manyetik kaldırma kuvvetinin sıcaklık, yapısal farklılıklar ve akı çivileme özellikleri ile değişimi nadiren çalışılmıştır [46]. 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 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 merkezleri oluşturmak amacı ile literatürde birçok çalışmada, MgB_2 içerisine çok sayıda element ve bileşik katkılanmıştır. Kusurların girişi, tane sınırları ve safsızlıkların MgB_2 'de etkili akı çivileme merkezi gibi davranması J_c ' nin artışı ile sonuçlanır [48]. 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.

Çalışmamızda C-katkılı nano B' un ve nano B' un MgB_2 üretiminde kullanımıyla yapısal özellikler (XRD), elektriksel özellikler (R-T) ve manyetik kaldırma kuvveti özelliklerinin gelişimi incelenmiştir. C katkılı nano B kullanılmasıyla, C direkt olarak B ile karıştırılmaya çalışılmadığından, C' un MgB_2 oluşumunda daha iyi dağılması sağlanmış olacaktır. C' un B' un yerini almasının J_c ' yi geliştirdiği bilinmektedir [59]. Nano boyutlu B'

un normal boyutlu B' a kıyasla taneler arası teması ve iletkenliği artırarak J_c değerini iyileştirdiği bilinmektedir [48]. Bundan dolayı nano B ve C katkılı nano B MgB_2 oluşumu için tercih edilerek daha etkin kuvvet değerleri elde edilmek istenmiştir.

Sıcak pres uygulamasının, MgB_2 ' deki amacı, iyi taneler arası temasa sahip, yüksek kaliteli ve ideale daha yakın yoğunluğa sahip örnekler üretmek için kullanılmaktadır. Farklı araştırmacılar presleme veya sinterlemenin tek başına yapılmasının iyi taneler arası temasa sahip MgB_2 örnekleri üretmekte etkili olmadığını farkettiler. Bu gözlemler, MgB_2 ' deki tane sınırları akım akışına kuvvetli engeller çıkarmadığından önemlidir [52,74]. Zayıf iletkenlik süperiletkenlik özelliklerini çok etkileyeceğinden, sıcak pres kullanılarak ideale yakın yoğunlukla ilgili geliştirme elde edilmek istenmiştir [50,54,59]

Sonuç olarak C katkılı nano B ile nano B' dan üretilmiş MgB_2 ' ler kıyaslanılarak C' un kuvvet üzerine etkisinin araştırılması ve sıcak pres ile daha kötü sonuçlar alınmasının engellenmesi amaçlanmıştır.

Ayrıca MgB_2 ' nin sıcak pres yöntemiyle üretilmesi, manyetik kaldırma kuvveti, sıcaklık, yapısal farklılıklar ve pinning (akı çivileme) özellikleri ile değişimi nadiren çalışılmıştır [48]. 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

Örneklerde; Türkiye Pavezyum şirketinden temin edilen, nano bor tozu (> % 95) ve C katkılanmış nano B tozu ile Mg (%99,8) kullanıldı. Üretim yöntemi olarak "Sıcak Pres" ve bu işlemi takip eden "Katıhal Reaksiyon Metodu" kullanıldı.



MgB₂' nin oluşumunda kimyasal formül (2.1) denkleminde görüldüğü gibidir. Bir mol MgB₂ bileşiğinin oluşması için gerekli Mg ve B stokiyometrik oranlarına göre kütleleri,

$$24,305 + (2 \times 10,81) = 45,93 \quad (2.2)$$

şeklinde dir. 2 gram MgB₂'yi ayrı ayrı nano B ve C katkılı nano B tozlarıyla elde etmek için,

$$\frac{2}{45,93} \times 24,305 = 1,058 \text{ gr Mg tozu} \quad (2.3)$$

$$\frac{2}{45,93} \times (2 \times 10,81) = 0,941 \text{ gr nano B veya C katkılı nano B tozu} \quad (2.4)$$

gerekmektedir.

Hem nano B hem C katkılı nano B tozlarıyla oluşturulacak numuneler için, belirtilen stokiyometrik oranlara uygun tartılan tozlar, 30 dakika Ar atmosferindeki yüksek enerji öğütme sisteminde karıştırıldı. Karıştırılan tozlar, etrafı ısıtıcı rezistansla çevrilmiş 15 mm çaplı presleme kalıbına aktarılarak 40 ton/cm² basınç altında preslendi. Bu esnada rezistanstan kalıba 10 A akım uygulandı. Kalıbın iç sıcaklığı 275 ° C' ye ulaşmış 1 saat geçene kadar "Sıcak Pres" işlemi uygulandı. Sonra uygulanan akım kesildi ve kalıp 40 ton/cm² basınç uygulanmaya devam ederken oda sıcaklığına soğutuldu.

"Sıcak Pres" işlemi bittikten sonra, oluşan katı örnekler 12 bar Ar atmosferi uygulanarak kapatılan paslanmaz çelik tüpe yerleştirildi. Tüp 850 ° C' deki fırına 60 dakika için yerleştirildi ve sonrasında tüp soğutucularıyla oda sıcaklığına soğutuldu.

2.2.Yapılan Ölçümler

2.2.1. Yapısal Ölçümler

2.2.1.1. XRD Ölçümleri

MgB₂ külçe örneklerinin x-ışınları kırınım desenleri Rigaku D/Max-III difraktometresinde Tüm ölçümler, oda sıcaklığında, $10^{\circ} \leq 2\theta \leq 70^{\circ}$ aralığında, 3 °/dk tarama hızında 0,02 ° ' lik adımlarla yapıldı.

2.2.2. Elektriksel Ölçümler

2.2.2.1. Farklı Manyetik Alanlarda Sıcaklığa Bağlı Direnç Ölçümü (R-T)

Bu çalışmada, Direncin sıcaklığın fonksiyonu olarak (R-T) ölçümü, alansız soğutma (ZFC) işlemi rejiminde farklı manyetik alan değerleri (0, 0,25, 0,50 ve 0,75 T) için "Dört Kontak Metodu" kullanılarak "Kapalı Devre Cryostat" 'ta yapıldı. R-T eğrilerinden örneklerin kritik sıcaklık değerlerine karar verildi.

2.2.3. Kaldırma Kuvveti Ölçümleri

Düşük sıcaklıklardaki manyetik kuvvet ölçümleri, TÜBİTAK tarafından desteklenen 110T622 nolu proje ile dizayn edilen, 2013/13638 patent numaralı "Manyetik Kaldırma Kuvveti Ölçüm Sistemi (MLFMS)" kullanılarak Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi Katıhal Araştırma Laboratuvarı' nda gerçekleştirildi.

Sistem; paslanmaz çelik vakum çemberi, kapalı devre cryostat, yüksek vakum pompa sistemi (rotary ve turbo moleküler pompa), hassas üç boyutlu hareket eksenini, üç eksenli yük hücresi, elektronik parçalar ve yazılımları içermektedir.

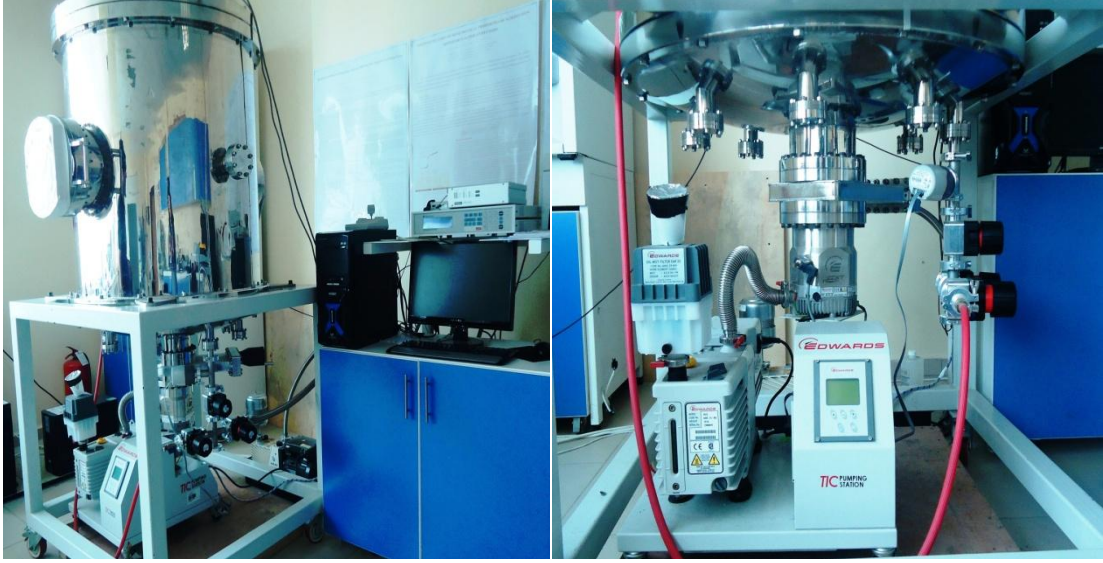
Kuvvet ölçümü için, 15 mm çaplı ve 3 mm kalınlıklı örnekler örnek tutucuya (Şekil 2.1) yerleştirilerek, MLFMS' nde üst kesimde bulunan yuvasına yerleştirilmiştir. Alan sağlayıcı olarak kullanılan mıknatıs ve süperiletken örnek arasındaki mesafe ZFC veya FC rejimine göre belli mesafe sisteme bağlı PC 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 sistem 20 K' e soğutulmuştur. Soğuma işlemi sırasında soğutma durumuna göre veriler sisteme bağlı Şekil 2.2' deki ekipmanlar ve PC aracılığıyla ayarlanmış ve buna göre ölçümler alınmıştır. ZFC ve FC rejiminde ölçümler kalıcı mıknatıs ve süperiletken arasındaki mesafe 1,5 mm' den 50 mm' ye değişirken 20, 24 ve 28 K sıcaklıklarında ölçümler alınmıştır.



Şekil 2.1. Örnek tutucu

MgB_2 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. MgB_2 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.



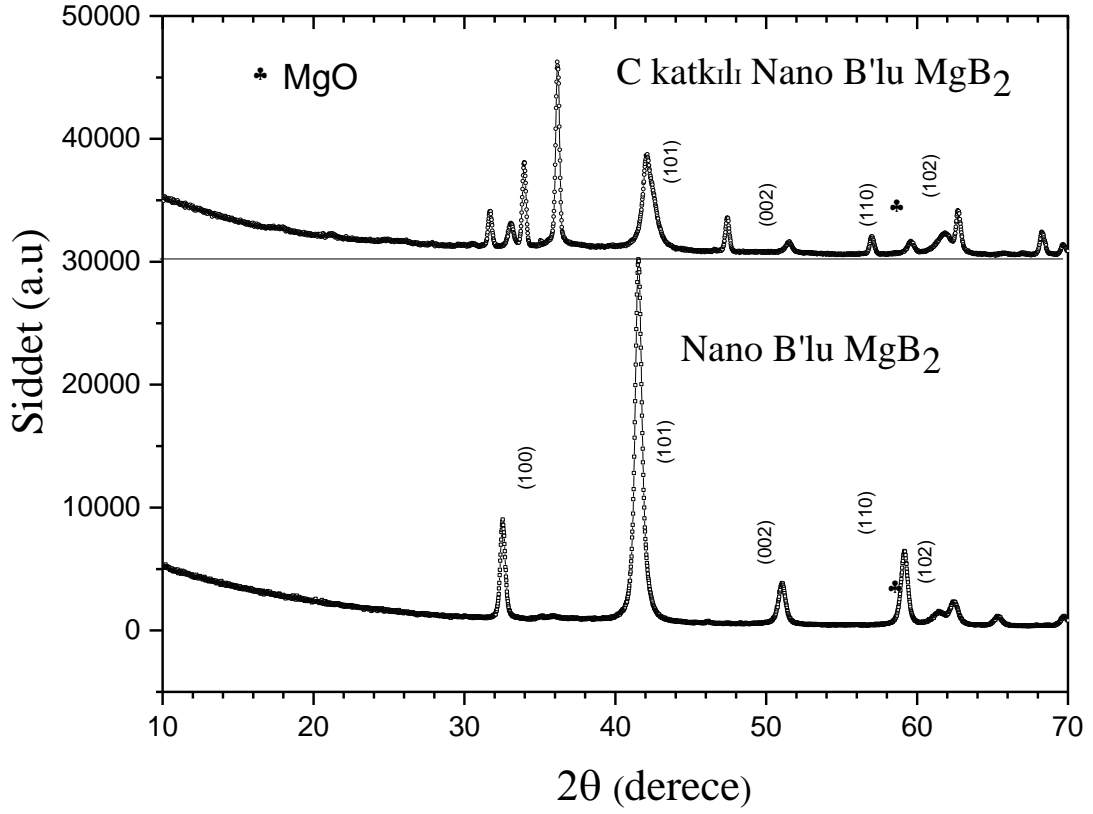
Şekil 2.2. Cryostat ve donanımları

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Yapısal Analizler

3.1.1. XRD Analizi

Nano B ve C katkılı nano B tozlarından üretilen MgB_2 örneklerinin XRD grafikleri Şekil 3.1' de verilmiştir. Şekil 3.1 (a) ' da açıkça görüldüğü gibi, C katkılı nano B' lu örnek MgB_2 ' ye ait $2\theta = 42^\circ$ ' den MgO kirlilik pikine kaymış ana piki ve bir çok bilinmeyen pik görülmüştür [75]. Bunlar MgO, MgB_4 ve MgB_6 ' e ait pikler olabilir. MgB_2 ' ye ait olan (102) pikinin yanında $2\theta = 62^\circ$ civarında MgO piki gözlemlenmiştir. MgO bütün sentezleme işlemlerinde görülen en yaygın safsızlıktır ve oksijeni MgB_2 ' nin herhangi bir sentezinden hariç tutmak imkânsızdır [76]. Şekil 3.1 (b)' de Nano B katkılı örneğe ait pikler gözükmemektedir. MgB_2 ' e ait $2\theta = 32^\circ$ civarındaki (100) piki, $2\theta = 42^\circ$ civarındaki (101) MgB_2 ana piki, $2\theta = 50^\circ$ civarlarındaki (002) piki, (102) pikiyle MgO pikini içermektedir. Ana pikteki daralmaya Karbon' un Bor' un yerini alarak örgü bozukluklarına ve gerilime neden olması bunun sonucunda MgB_2 ' nin kristalliğinin bozulması ile açıklanabilir [77-80]. C katkısının normal durumlarda bu pikin daralmasını sağlaması gerekirken, XRD sonucunda C katkısının kötüleşmeye neden olduğu görülmüştür. Bunun nedeni C' nin MgB_2 yapısında yer alırken, stokiometriye göre, Mg fazlalığı oluşturması ve kirliliklerin istenmeyen şekilde oluşmasıdır. Ayrıca sinterleme sıcaklığı C birleşmesi için daha düşük seviyede kalmış olabilir. Bu durum safsızlık yansımalarını azaltarak şiddet düşmesine yol açar ve kırınım şiddeti azalır. Yinede piklerin yer değiştirmesi, C' un yapıda yer aldığı göstergesi olsada, istenmeyen kirlilikler ve fazlalık MgO, MgB_4 ve MgB_6 ' nin sistemde kalan fazlalık Mg' un etkisiyle oluşması istenmeyen bir sonuç olmuştur. Nano B' lu MgB_2 örneğinin XRD grafiği incelendiğinde (110) pikinin, C katkılı nano B' lu örnekte (102) pikine doğru kayması C' un yer alışıyla uyumludur [81].

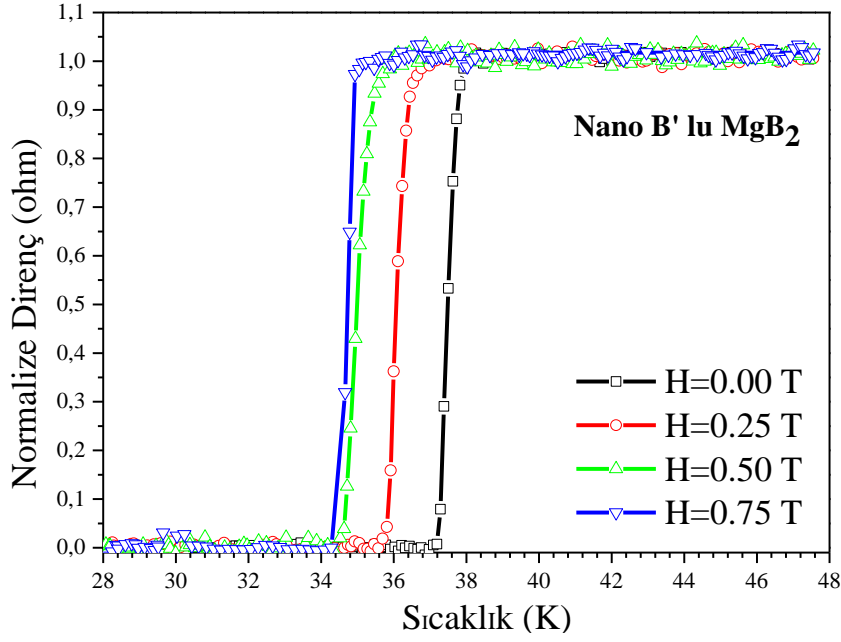


Şekil 3.1. MgB₂ örneklerinin XRD modeli a) C katkılı Nano B' lu, b) Nano B' lu

3.2. Elektriksel Analizler

3.2.1. Farklı Manyetik Alanlarda Sıcaklığa Bağlı Direnç Analizleri (R-T)

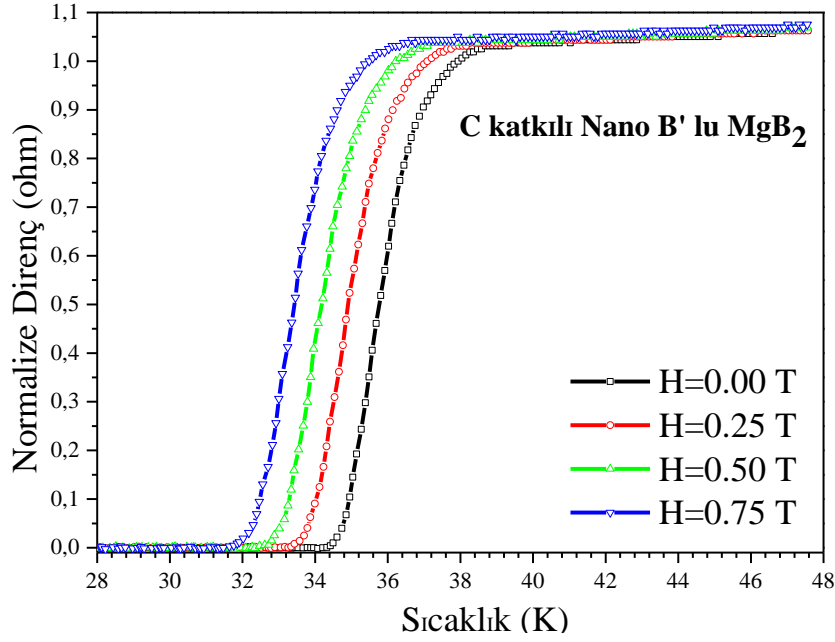
Nano B' lu MgB₂ örneğinin değişik manyetik alan uygulanması altındaki sıcaklığa bağlı direnç davranışları (R-T) Şekil 3.2' deki gibidir. T_c' nin başlangıç ve bitiş değerleri (T_{c, onset} ve T_{c, offset}) manyetik alanın artışıyla azalmaktadır. Sıfır alanda, T_{c, onset} ve T_{c, offset} değerleri sırasıyla 31 ve 28 K' dir. Manyetik alan artışıyla hem T_{c, onset} hem T_{c, offset} azalmış ve kritik sıcaklık 26 K' e düşmüştür. T_{c, onset} ve T_{c, offset} birlikte düşmesi literatürle uyumludur. Nano B' lu MgB₂ çok keskin geçiş göstermiştir. Bu sonuçlar, örneğin kritik akım yoğunluğunun çok yüksek olabileceğine işaret etmektedir.



Şekil 3.2. Nano B' lu MgB₂ için farklı manyetik alanlarda sıcaklığın fonksiyonu olarak normalize direnç

C katkılı nano B' lu MgB₂ örneğinin R-T davranışları Şekil 3.3' te resmedilmiştir. Görüldüğü gibi, T_c değerleri 32 K ' e kadar düşmüştür. Bu nano B' lu örneğe kıyasla daha düşük bir değerdir. Ayrıca, C katkılı nano B' lu MgB₂' nin ΔT_c değeri nano B' lu MgB₂' e kıyasla daha büyüktür. Bu sonuç nano B' lu MgB₂ örneğinin daha iyi süperiletkenlik özelliklerine sahip olduğunu göstermektedir.

Çalışmamızda "Sıcak Pres " işlemi ve "Katıhal Tepkime Yöntemi" ni uyguladık, Sıcak pres işleminde MgB₂' nin oksidasyonu arttığından süperiletken olmayan fazları arttırmıştır. Süperiletken olmayan fazların artışı düşük sıcaklıklarda örneğin J_c performansının artmasında büyük rol oynamaktadır. Çünkü, tüm kusurlar çok düşük sıcaklıklarda çivileme merkezleri gibi davranarak, J_c' yi arttırmaktadır [82]. MgB₂ örneklere safsızlık fazı ve manyetik alan uygulandıkça, MgB₂' nin T_c' i genellikle düşer [83]. Elde edilen sonuç literatürü desteklemektedir.



Şekil 3.3. C katkılı Nano B' lu MgB₂ için farklı manyetik alanlarda sıcaklığın fonksiyonu olarak normalize direnç

3.3. Manyetik Kaldırma Kuvveti Analizleri

3.3.1. ZFC (Alansız Soğutma) Analizleri

Hem nano B hem C katkılı nano B' lu MgB₂ örneği için ayrı ayrı, örnek kalıcı mıknatıstantan 50 mm yukarıdayken 20, 24 ve 28 K' e soğutulmasından sonra, KM' in süperiletkene 1,5 mm mesafeye yükseltilip, tekrar 50 mm' ye indirilmesi sırasında ölçümler alınarak ZFC rejimindeki ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

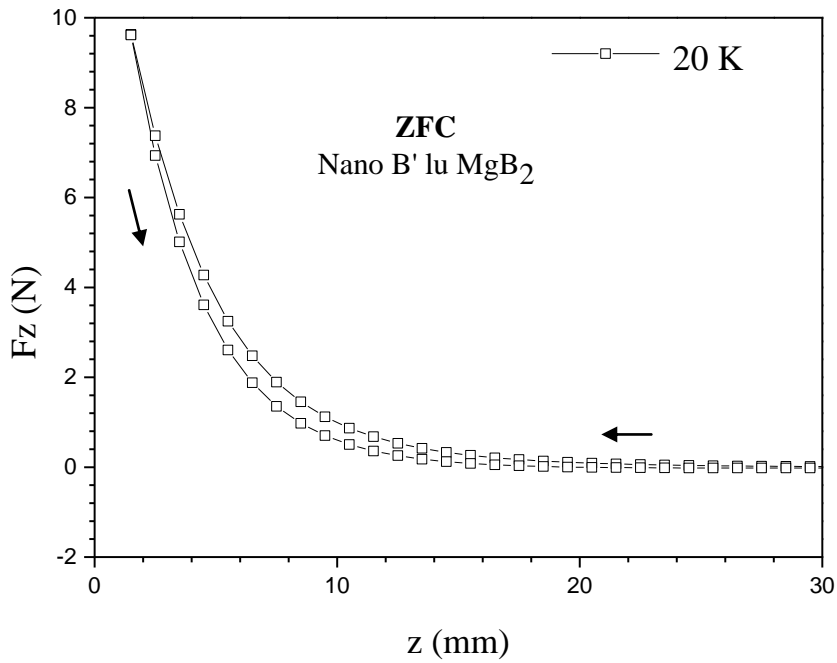
3.3.1.1. Nano B' lu MgB₂ Örneği İçin ZFC Analizleri

Şekil 3.4' te 20 K' deki ZFC rejimindeki davranışı gözükmektedir. Bu sıcaklıkta, KM ve nano B' lu MgB₂ örneği arasındaki uzaklığın azalması sırasında kaldırma kuvveti üstel olarak artmıştır. Ayrıca kaldırma kuvvetinin kalıcı mıknatıs ve örnek arasındaki mesafenin artması ve azalması sırasındaki davranışı histerisiz özellik göstermiştir [48, 84-86]. İyi biliniyor ki, kaldırma kuvveti temelde, örneğin J_c özelliklerine ve kalıcı mıknatısın manyetik alan dağıtım şekline bağlıdır. MgB₂' de J_c performansını etkileyen ana sebep, tane sınırlarındaki akı çivileme kapasitesidir [87]. Tane sınırlarındaki dislokasyon

(çivileme merkezi) miktarı ve dolayısıyla J_c , direkt olarak basit bir bağıntıyla tane boyutuyla (D),

$$J_c \sim \frac{1}{D} \quad (3.1)$$

şeklinde bağlantılıdır [88]. Bu durumda nano boyutlu tanecik kullanmanın, J_c ' yi geliştirmiş olması beklenecek bir durumdur.



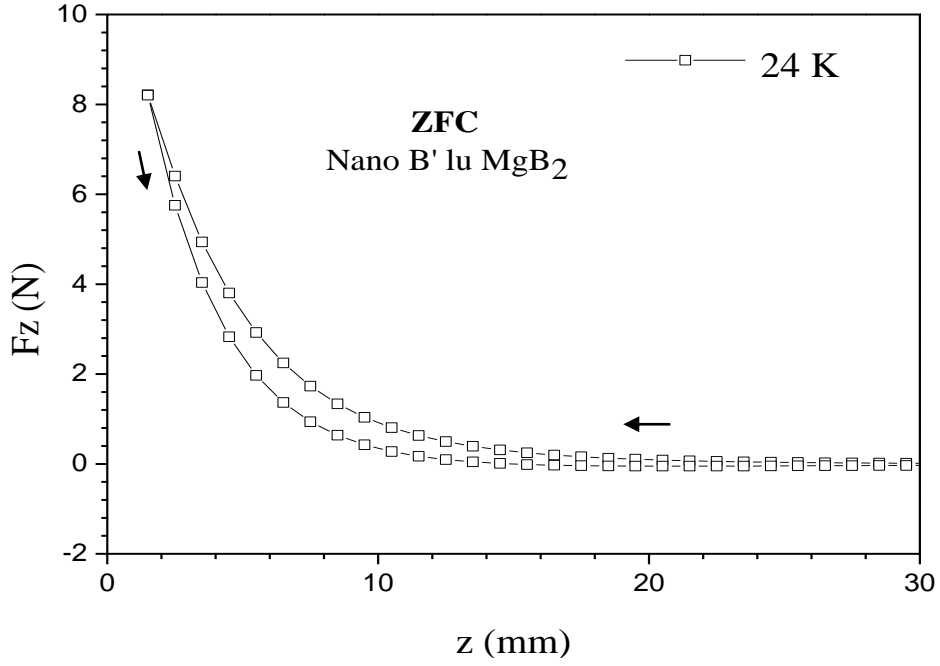
Şekil 3.4. ZFC rejiminde Nano B' lu MgB₂ örneğinin 20 K' deki kuvvet değişimi

Şekil 3.4' te kaldırma kuvvetinin en yüksek değeri, literatürle uyumlu şekilde kalıcı mıknatıs ve örnek arasındaki mesafenin en az olduğu 1,5 mm' de 9,63 N olarak bulunmuştur. Bu sonuç kütlesi 2 gr olan örnekler için oldukça fazladır. Bundan dolayı; Bu yüksek kuvvetin, J_c ' nun yüksekliğinden kaynaklandığı söylenebilir. Bu noktadan yola çıkarak, nano B' lu MgB₂ örneklerinin yüksek kalitede olduğunu söyleyebiliriz. Histerisiz davranışın temel nedeni MgB₂ örneği içinde çivileme merkezlerinin olması ve bunun ideal olmayan II. Tip süperiletkenin tipik özelliği olan histerisiz özelliğine neden olmasıdır. Ayrıca, çivileme merkezlerinin alan tuzaklaması gidiş ve dönüşte aynı kuvvet değerlerinin gözlemlenmemesine neden olur. Dönüşte görüldüğü gibi alan tuzagından dolayı iticilik daha az olacak şekilde histerisiz davranışı gözlemlenmiştir.

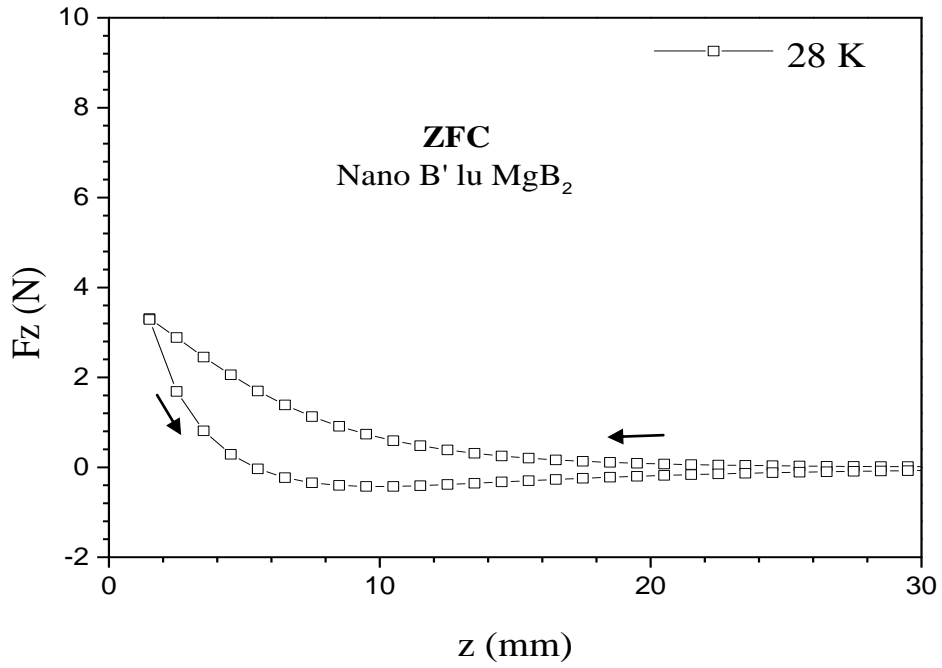
Şekil 3.5' de 24 K' deki ZFC rejimindeki davranışı gözükmektedir. 20 K' deki ölçüme kıyasla histerisiz eğrisinin genişlediği ve kuvvet değerinin en düşük 1,5 mm' deki değerinin 9,63 N' dan 8,21 N' a düştüğü görüldü. Histerisiz eğrileri örneklerin çivileme potansiyelinin gücünü temsil eder, yani dar döngü, daha güçlü çivileme potansiyeline karşılık gelir [48, 84-86]. Sıcaklık arttıkça kaldırma kuvveti azalır, histerisiz alanı artar, bu durum düşük sıcaklıklarda daha yüksek kritik akım yoğunluğunun yani daha düşük girme derinliğinin sonucudur [48,65,85-87]. 20 ve 24 K' deki ölçümlerde süperiletken örnek kalıcı mıknatısa yaklaşırken akı çivileme merkezlerinde alan tuzaklanmış, dönüşeyken itici kuvvet daha az olacak şekilde histerisiz görülmüştür. Bu akı çivileme merkezlerinin, ZFC rejiminde de alanı geçirdiğinin bir göstergesidir. Bundan dolayı II. Tip süperiletkenler itici ve çekici kuvvet uygulamalarında kullanılabilirler. 20 K ve 24 K ölçümü kıyaslandığında, 24 K' de histerisiz genişlemiştir. Bu durum 24 K değerinin alan geçişini engellemede daha zayıf olduğunu ve bunun itici kuvveti bastırıldığını gösterir.

Şekil 3.6' da 28 K' deki ZFC rejimindeki davranışı gözükmektedir. 28 K' de kaldırma kuvveti değerinde aşırı düşüş oluşmuş ve kuvvet - bölgelere düşerek çekici kuvvet özelliği' de numunede gözükmiştir. ZFC rejiminde de etkin çekici kuvvet özelliği beklenmeyen bir durumdur. 28 K değerinin alan geçişini engellemek için yetersiz olduğu ve 20 K - 24 K ölçümlerinde de alan girişi olsa da, 28 K için alan geçişinin aşırı arttığı gözlemlenmiştir. Çünkü; Histerisiz alanı çok artmış ve kuvvet çekici olarak gözükmiştir. Oysa ZFC rejimi, alan girişinin azaltılması için tercih edilmektedir ve literatürde yapılan çalışmalar sonucunda Yang ve arkadaşları, daha büyük kaldırma kuvvetinin (veya itici kuvvet) ZFC rejiminde olduğunu göstermiştir [36,37]. Bu durumdan anlaşılacağı gibi, sıcaklığın düşüşü ZFC' de daha etkin sonuçlar vermektedir.

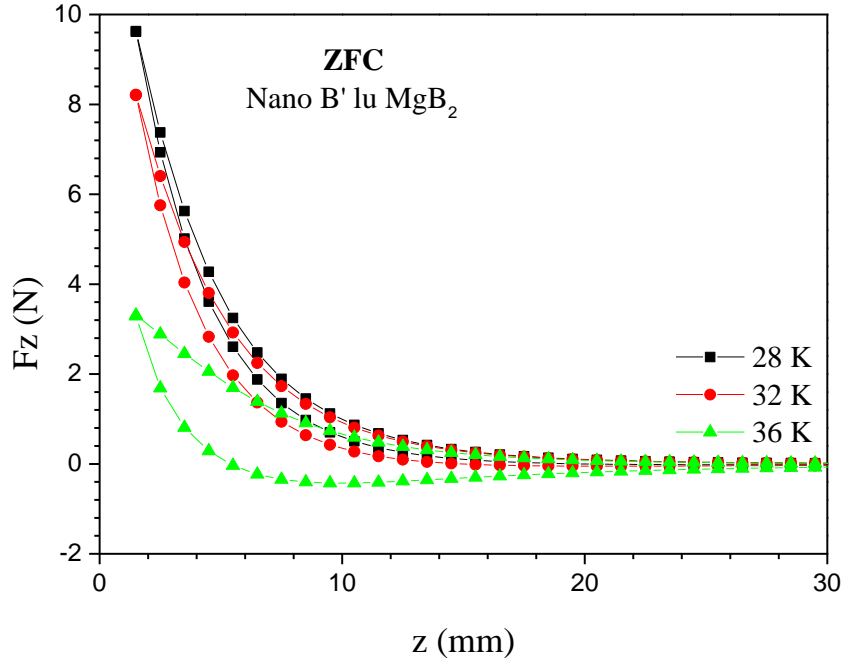
Şekil 3.7' de ZFC rejiminde, 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet grafikleri bir arada verilmiştir. Sıcaklık artışıyla, kuvvet azalırken histerisiz alanının arttığı açıkça görülmektedir.



Şekil 3.5. ZFC rejiminde Nano B' lu MgB₂ örneğinin 24 K' deki kuvvet değişimi



Şekil 3.6. ZFC rejiminde Nano B' lu MgB₂ örneğinin 28 K' deki kuvvet değişimi



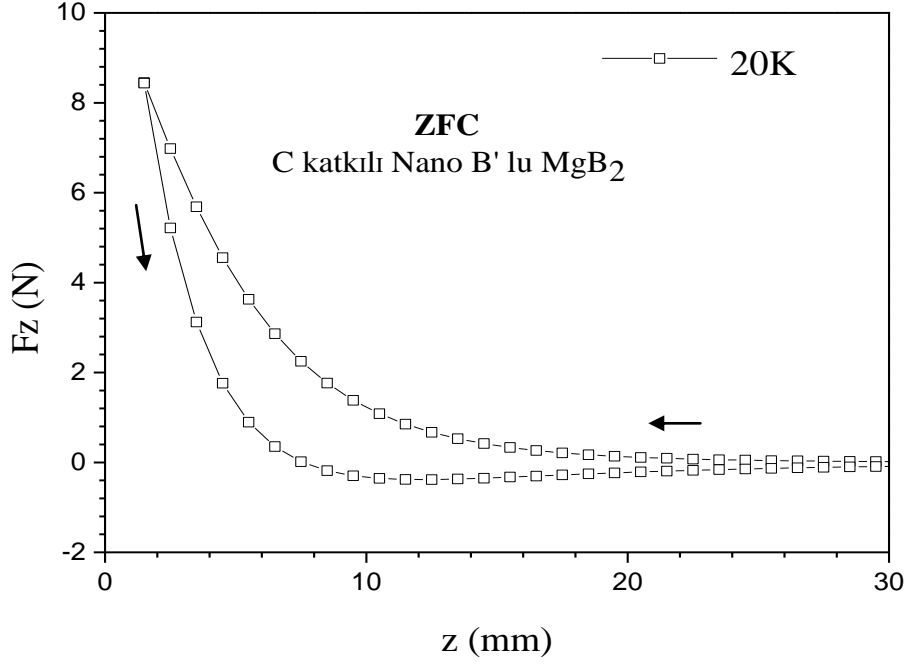
Şekil 3.7. ZFC rejiminde Nano B' lu MgB₂ örneğinin 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet değişimi

3.3.1.2. C Katkılı Nano B' lu MgB₂ Örneği İçin ZFC Analizleri

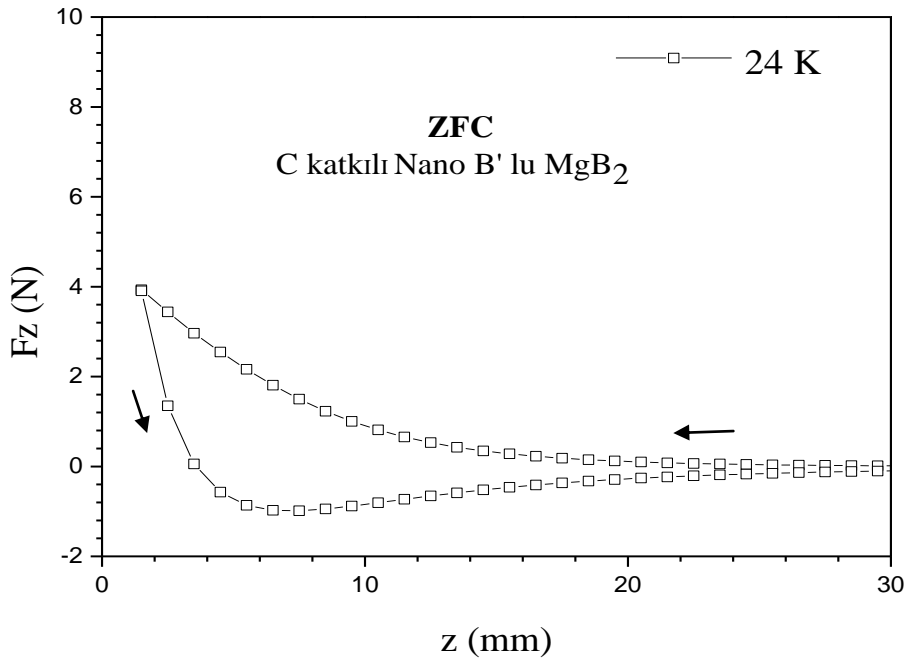
Şekil 3.8' de 20 K' deki ZFC rejimindeki davranışı gözükmektedir. Kuvvetin en yüksek değeri 8,45 N' dur ve bu 2 gr' lık bir MgB₂ örneği için büyük bir değerdir. Kaldırma kuvvetinin kalıcı mıknatıs ve örnek arasındaki mesafenin artması ve azalması sırasındaki davranışı histerisiz özellik göstermiştir [48, 84-86]. İdeal olmayan II. Tip süperiletkenlik davranışı gözlemlenmiş ve histerisiz davranış görülmüştür. Çivileme merkezlerinin alan tuzaklaması gidiş ve dönüşte aynı kuvvet değerlerinin gözlemlenmemesine neden olur. Dönüşte görüldüğü gibi alan tuzakından dolayı iticilik daha az olacak şekilde histerisiz davranışı gözlemlendi. Örnekte - değerli kuvvet değerleri hafif şekilde gözlemlendi, bu etkin olması beklenen akı çivileme merkezlerinin alan geçişini ZFC rejiminde engel çıkaramamasının bir göstergesidir.

Şekil 3.9' da 24 K' deki ZFC rejimindeki davranışı gözükmektedir. 20 K' deki ölçüme kıyasla histerisiz eğrisinin genişlediği ve kuvvet değerinin en düşük 1,5 mm' deki değerinin 8,45 N' dan 3,93 N' a düştüğü görüldü. 20 ve 24 K' deki ölçümlerde süperiletken örnek kalıcı mıknatısa yaklaşırken akı çivileme merkezlerinde alan tuzaklanmış, dönüşteyken itici kuvvet daha az olacak şekilde histerisiz görülmüştür. 20 K' de kuvvet değeri daha yüksek gözlemlenirken, histerisiz alanı literatürle uygun olarak gözlemlenmiştir. - değerli

çekici kuvvet gözlemlenmiştir. Bu durum çivileme merkezlerinin çok etkili olmadığına göstergesidir. Alan girişi ZFC rejiminde istenmeyen durumdur.

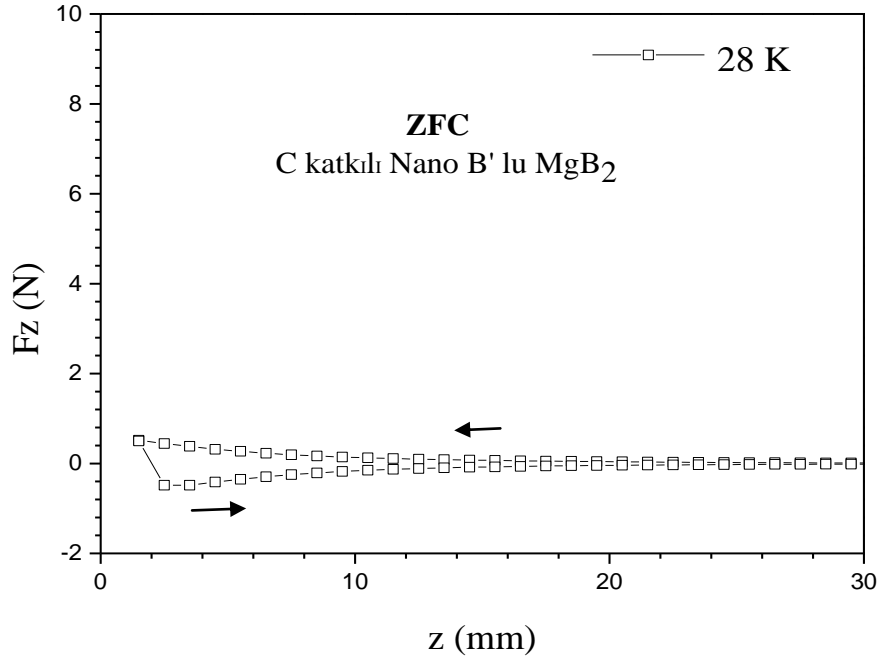


Şekil 3.8. ZFC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB₂ örneğinin 20 K' deki kuvvet değişimi



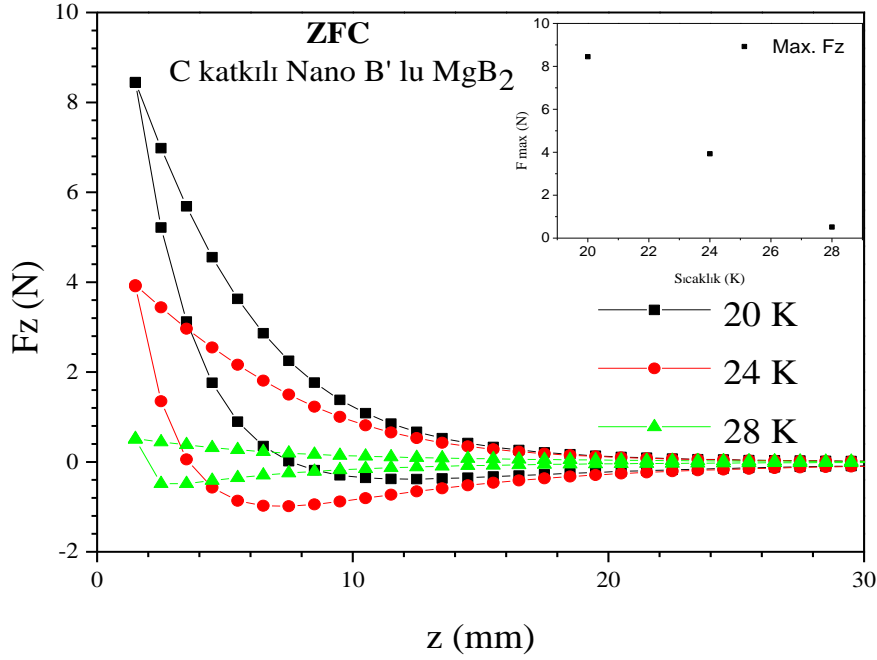
Şekil 3.9. ZFC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB₂ örneğinin 24 K' deki kuvvet değişimi

Şekil 3.10' da 28 K' deki ZFC rejimindeki davranışı gözükmektedir. En düşük kuvvet değeri bu sıcaklıkta gözlemlenmiştir ve kuvvet çok keskin şekilde düşmüştür. 28 K değeri numunelerin kritik sıcaklığına daha yakın değer olduğundan ZFC ve FC rejimi için iyi sonuçlar vermemiştir. Sıcaklık azalışıyla kritik akım yoğunluğunun arttığı ve bununla alakalı olarak sıcaklık artışının kuvveti düşüreceği beklenen bir durumdur.



Şekil 3.10. ZFC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB₂ örneğinin 28 K' deki kuvvet değişimi

Şekil 3.11' de ZFC rejiminde, 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet grafikleri bir arada verilmiş ve iç resimde bu sıcaklıklara göre kuvvet maksimumları gösterilmiştir. Sıcaklık artışıyla, kuvvetin azalırken histerisiz alanının arttığı açıkça görülmektedir.

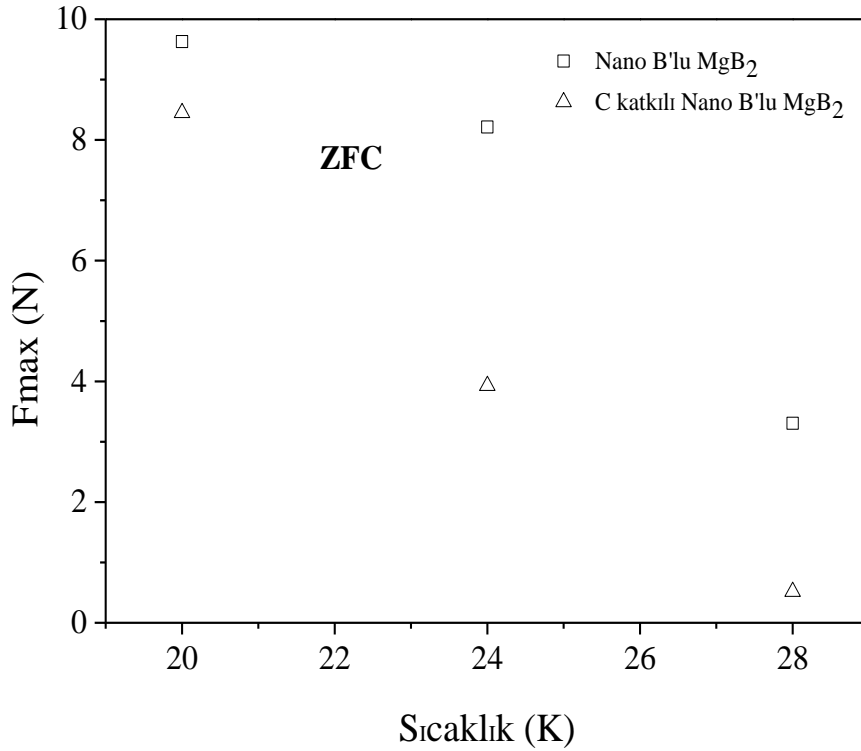


Şekil 3.11. ZFC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneğinin 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet değişimi

3.3.1.3. Nano B' lu ve C Katkılı Nano B' lu MgB_2 Örneğinin ZFC Rejiminde Kıyaslanması

Tüm sıcaklık değerlerinde iki numuneye ait kuvvet maksimumları Şekil 3.12' de verilmiştir. Görüldüğü gibi, tüm sıcaklık değerlerinde nano B' lu MgB_2 örneği daha iyi kuvvet değerleri vermiştir. Her sıcaklıkta kuvvet grafikleri kıyaslanırsa histerisiz alanının C katkılı nano B' lu örnekte daha geniş olduğu görülmüştür. C katkısının J_c ve dolayısıyla kuvvet değerlerini geliştirdiği bilinmektedir [59]. Fakat; C katkılı nano B kullanırken stokiometrik orana göre fazlalık Mg kalması, kuvvet değerinin nano B ile hazırlanan örnekte ZFC rejiminde kuvvetin büyük olmasına neden olmuştur. Bu durum XRD sonuçlarında gözlemlediğimiz kirlilik fazlarının ZFC rejiminde alan geçişine izin verecek şekilde davranmasıyla açıklanabilir. Daha geniş histerisiz alanı, çivileme merkezlerinin alan geçişini engellemekte ZFC rejimi için kötü etki yapmasıyla açıklanabilir. Normalde dar histerisiz alanı, çivileme kuvvetinin iyi oluşunun göstergesidir. Kirlilik fazları C' un çivileme merkezini geliştirici özelliğini ZFC rejiminde bastırmıştır. Ayrıca 850 ° C, C' un yapıda iyi dağılmasını sağlayacak bir sıcaklık olmayabilir. Literatürde 900 ° C üstünde daha iyi yayılımı oluşan C' nin iyi sonuçlar verdiği, fakat bu sıcaklığın oksidasyonu

arttırıcı bir etki yaptığı belirtilmiştir [89,90]. Tablo 3.1' de Şekil 3.12' deki kuvvet maksimumlarının değerleri verilmiştir.



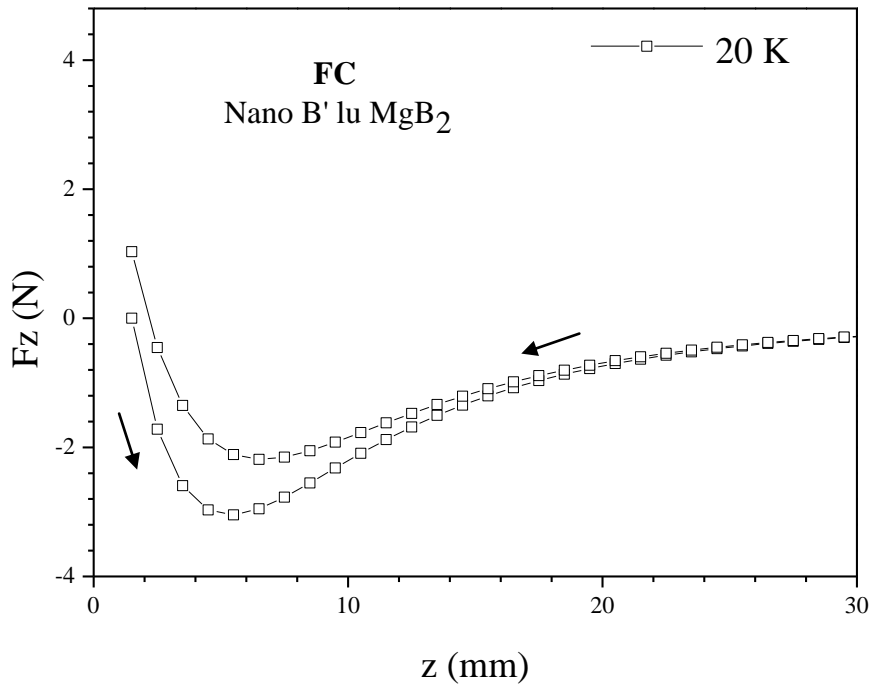
Şekil 3.12. ZFC rejiminde Nano B' lu ve C katkılı Nano B' lu MgB₂ örneği için sıcaklığa bağlı kuvvet maksimumları

3.3.2. FC (Alanlı Soğutma) Analizleri

Hem nano B, hem C katkılı nano B' lu MgB₂ örnekleri için, numune kalıcı mıknatıstan 1,5 mm yukarıdayken 20, 24 ve 28 K' e soğutulmasından sonra, kalıcı mıknatısın süperiletkene 50 mm mesafeye alçaltılıp, tekrar 1,5 mm' ye yükseltilmesi sırasında ölçümler alınarak FC rejimi gerçekleştirilmiştir.

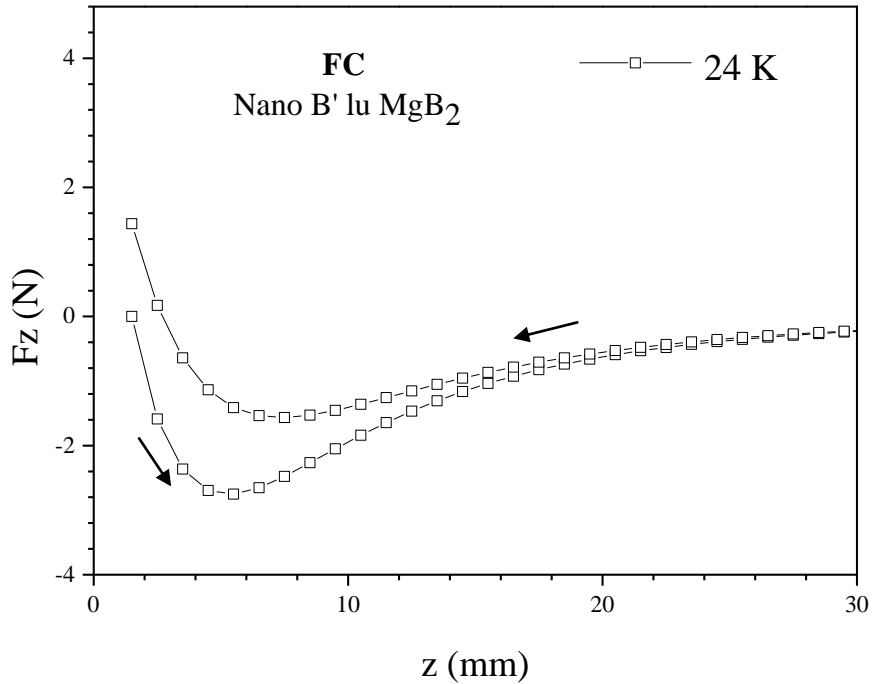
3.3.2.1. Nano B' lu MgB₂ Örneği İçin FC Analizleri

Şekil 3.13' te 20 K' deki FC rejimindeki davranışı gözükmektedir. Kuvvetinin KM ve örnek arasındaki mesafenin artması ve azalması sırasındaki davranışı histerisiz özellik göstermiştir [48, 84-86]. En yüksek çekici kuvvet değeri 3,05 N olarak bulunmuştur. Histerisiz davranışın temel nedeni MgB₂ örneği içinde çivileme merkezlerinin olması ve bunun ideal olamayan II. Tip süperiletkenin tipik özelliği olan histerisiz özelliğine neden olmasıdır. Ayrıca, çivileme merkezlerinin alan tuzaklaması gidiş ve dönüşte aynı kuvvet değerlerinin gözlemlenmemesine neden olur. ZFC ve FC rejiminde histerisiz eğrisinin dar olması çivileme özelliğinin iyi olduğunun göstergesidir. ZFC rejiminde en iyi kuvvet ve en dar histerisiz alanı 20 K için görülmüştür. Sıcak pres uygulaması histerisiz alanlarının tüm sıcaklık değerlerde daralmasını sağlamış olabilir, çünkü histerisiz alanının daralması ideallığe yaklaşmanın bir sonucudur ve sıcak pres numunenin yoğunluğunu ideal duruma yaklaştırmak için kullanılan bir uygulamadır. Oksidasyonların etkisinin kötü sonuçlara neden olabileceği unutulmamalıdır. Fakat; XRD incelendiğinde nano B' lu örnekte çok fazla kirlilik fazı gözükmemiştir. Gözlemlenen MgO pikini görmemek çok zordur.



Şekil 3.13. FC rejiminde Nano B' lu MgB₂ örneğinin 20 K' deki kuvvet değişimi

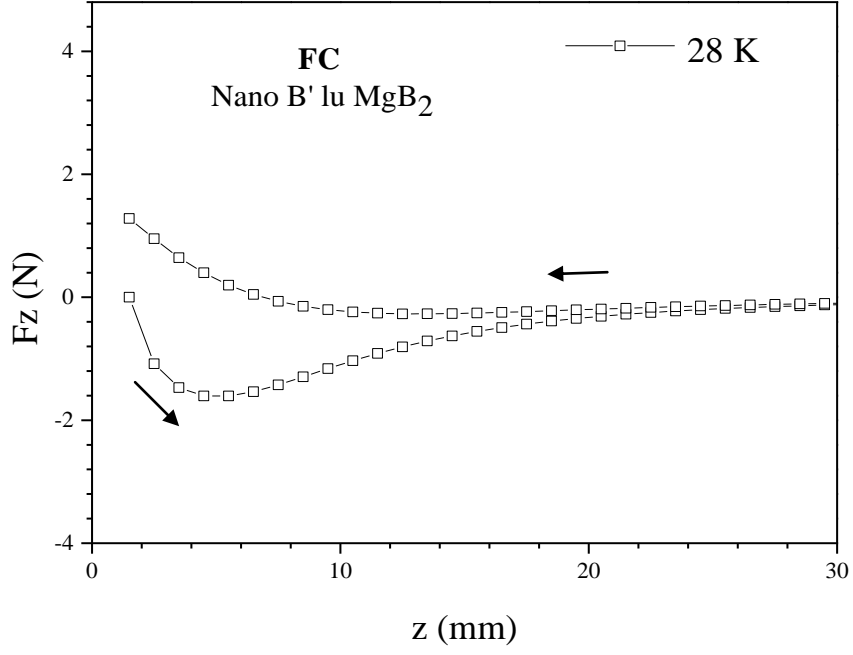
Şekil 3.14' te 24 K' deki FC rejimindeki davranışı gözükmektedir. Çekici kuvvet değeri sıcaklığın 24 K' e çıkmasıyla azalmış ve histerisiz alanı artmıştır. Bu çivileme özelliğinin bu sıcaklıkta biraz daha kötüleştiğine işaret etmektedir. Eğer sıcaklık yükselirse, akı çizgilerinin birbiriyle etkileşmesinden oluşan kuvvet, çivileme kuvvetini daha kolay yenebilecek duruma gelir. Çünkü çivileme titreşimlerin azalmasıyla ilişkilendirilebilir ve bu durumda çivileme kuvveti sıcaklıkla ters orantılıdır. Görüldüğü gibi 20 K' de 3,05 N olan çekici kuvvet 24 K' de 2,75 N' a düşmüştür.



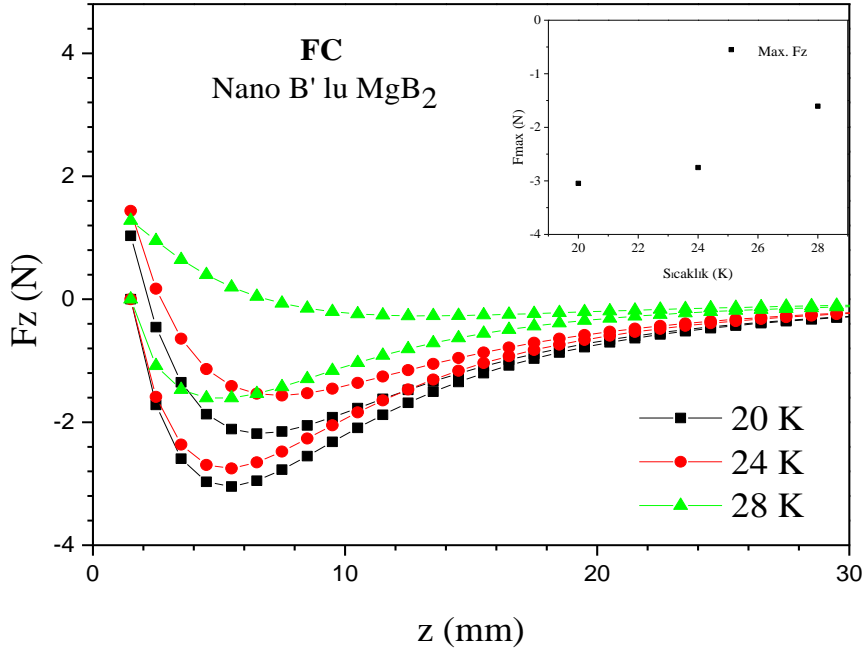
Şekil 3.14. FC rejiminde Nano B' lu MgB₂ örneğinin 24 K' deki kuvvet değişimi

Şekil 3.15' te 28 K' deki FC rejimindeki davranışı gözükmektedir. Çekici kuvvet değeri en düşük seviyede iken, histerisiz alanı en geniş durumdadır. Akı çizgilerinin hareketinin çivileme merkezlerince engellenememesi, normalde alan girişi artacağından çekiciliği artırır gibi düşünülebilir. Fakat; durum bundan farklıdır ve alan girişi arttıkça süperiletken bölge hacmi azalmakta ve kuvvet iyice azalmaktadır. Hem ZFC hem FC rejiminde 28 K' de akı çivileme merkezleri iyi etki yapmamaktadır.

Şekil 3.16' da FC rejiminde, 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet grafikleri bir arada verilmiş ve iç resimde bu sıcaklıklara göre kuvvet maksimumları gösterilmiştir. Sıcaklık artışıyla, kuvvetin azalırken histerisiz alanının arttığı açıkça görülmektedir.



Şekil 3.15. FC rejiminde Nano B' lu MgB₂ örneğinin 28 K' deki kuvvet değişimi

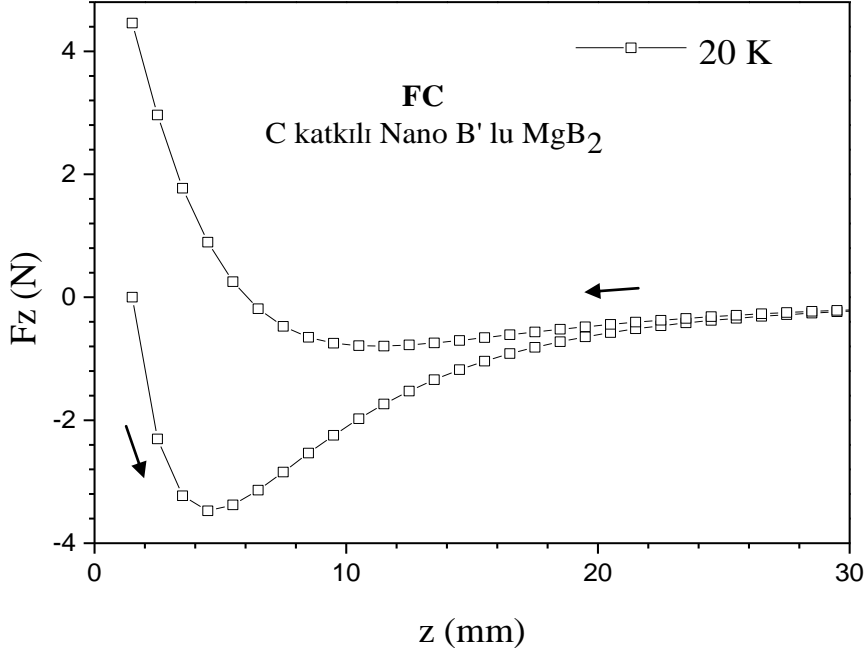


Şekil 3.16. FC rejiminde Nano B' lu MgB₂ örneğinin 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet değişimi

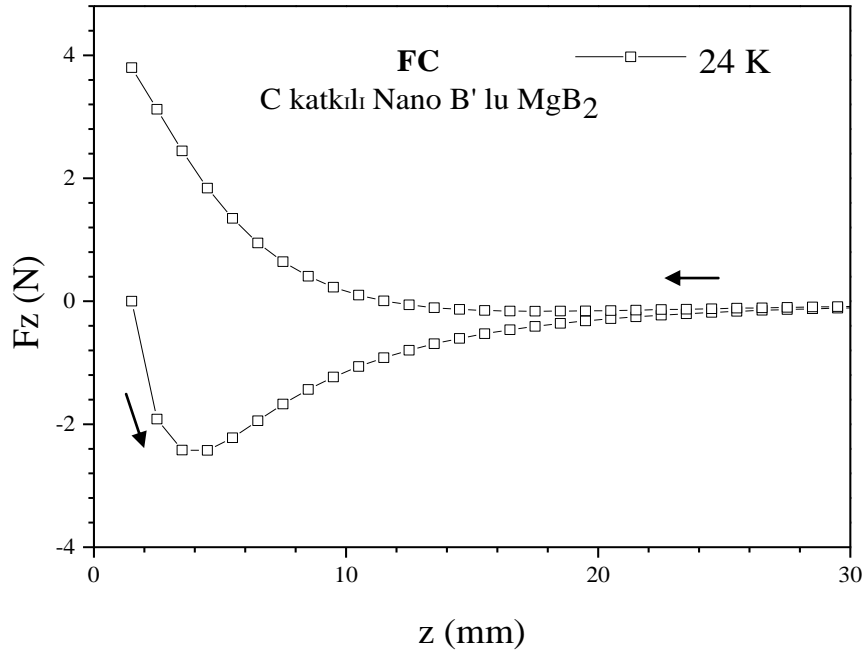
3.3.2.2. C Katkılı Nano B' lu MgB₂ Örneği İçin FC Analizleri

Şekil 3.17' de 20 K' deki FC rejimindeki davranışı gözükmektedir. Kuvvetinin KM ve örnek arasındaki mesafenin artması ve azalması sırasındaki davranışı histerisiz özellik göstermiştir [48, 84-86]. En yüksek çekici kuvvet değeri 3,47 N olarak bulunmuştur. XRD sonuçlarında MgO pikleriyle birlikte birçok bilinmeyen fazın numuneye girdiğini gözlemlemiştir. Bu kirlilikler ZFC rejiminde nano B' lu örneklerle kıyasla, C katkılı nano B' lu örneklerin daha kötü kuvvet değerleri vermesini sağlamıştır. Normal durumda, C' un B örgüsünde yer alıp, örgü gerilimi arttırması ve bunun J_c' nu geliştirerek kaldırma kuvvetini arttırması beklenirken, stokiometriye bağlı üretim yapılırken, yapıda fazlalık Mg kalması kirlilikleri oluşturmuştur. Bu durum nano B' lu MgB₂ örneğine kıyasla C katkılı nano B' lu MgB₂ örneğinde ZFC rejiminde 20 K için, kuvvet değerinin azalması ve histerisiz eğrilerinin genişlemesine neden olmuştur. Buda kirliliklerin C' un beklenen çivileme özelliğini azaltmasının göstergesidir. Kirlilikler ZFC rejiminde alan girişinin daha fazla olmasına neden olmuş ve bu durumda istenmeyen bir duruma sebebiyet vermiştir. Çünkü; ZFC rejiminde itici kuvvet alanın geçişini engelleyen ve sınırlandıran çivileme merkezleriyle sağlanmaktadır. FC rejiminde bu kirliliklerin alan geçişine izin veriş, kaldırma kuvvetini çok fazla etkilemeyebilir. Çünkü, FC rejiminde alan geçişi çivileme etkisine bağlı olarak normaldir. Fakat, kirliliklerin izin vereceği alan geçişi çok fazla olursa bu durumda süperiletken bölgelerin ortadan kalkması söz konusu olur.

Şekil 3.18' de 24 K' deki FC rejimindeki davranışı gözükmektedir. Kuvvet değerinin azalarak, histerisizlik alanı artmıştır. Çekici kuvvet değeri 20 K' de 3,47 N' dan 24 K' de 2,43 N' a düşmüştür. Daha geniş döngünün olması çivilemenin, 20 K' e göre daha kötüleştiğini göstermektedir. 24 K' de kuvvet değişimi incelenirse KM ve C katkılı nano B' lu örneğin arasındaki mesafe azaltılmaya başlandığında çekici kuvvet özelliğinin kaybolduğu gözükmektedir. Bu durum akı çivileme merkezlerinin zayıf olduğuna işaret etmektedir. Süperiletkende tuzaklanan akı çizgileri kurtulmuştur. FC rejiminin etkisi kaybolduğu halde, numune soğuk durumda olduğundan itici kuvvetin baskın olduğu bir dönüş gözlemlenmiştir.



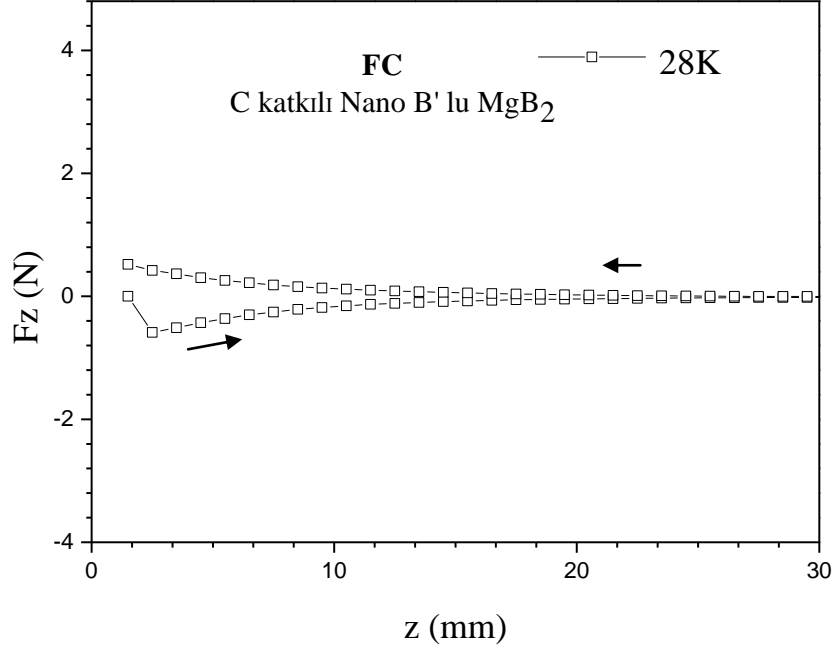
Şekil 3.17. FC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB₂ örneğinin 20 K' deki kuvvet değişimi



Şekil 3.18. FC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB₂ örneğinin 24 K' deki kuvvet değişimi

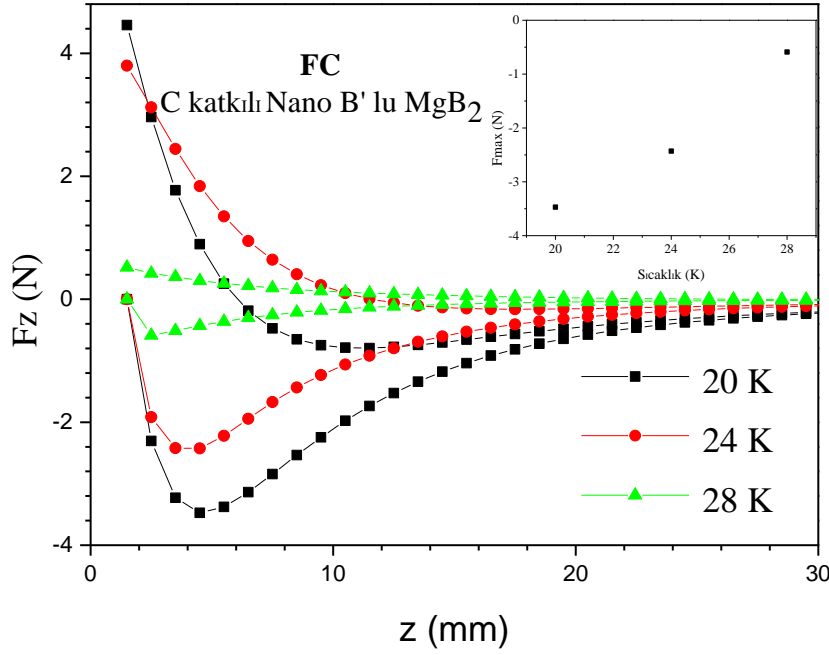
Şekil 3.19' da 28 K' deki FC rejimindeki davranışı gözükmemektedir. Çekici kuvvet değeri çok keskin şekilde 0,59 N' a düşmüştür. Bu sıcaklıkta çivileme özelliği iyice bozulmuştur. Kritik sıcaklığa yakın olan değerler veya sıcaklık artışı ZFC ve FC rejiminde

kuvvet değerlerinin azalmasına neden olurken, sıcaklık artışı histerisiz döngüsünü genişletmektedir.



Şekil 3.19. FC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB₂ örneğinin 28 K' deki kuvvet değişimi

Şekil 3.20' de FC rejiminde, 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet grafikleri bir arada verilmiş ve iç resimde bu sıcaklıklara göre kuvvet maksimumları gösterilmiştir. Sıcaklık artışıyla, kuvvetin azalırken histerisiz alanının arttığı açıkça görülmektedir.

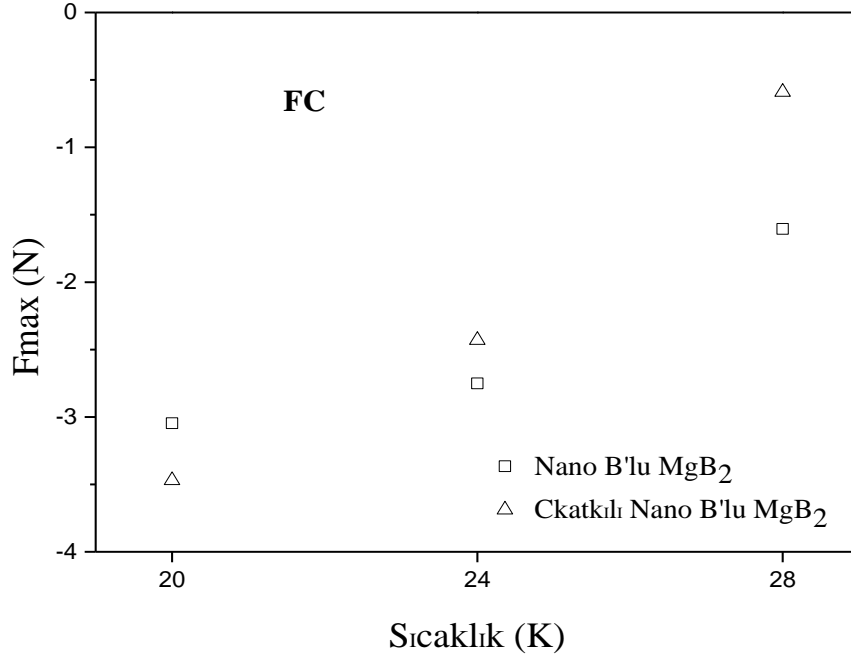


Şekil 3.20. FC rejiminde C katkılı Nano B' lu MgB_2 örneğinin 20, 24 ve 28 K' deki kuvvet değişimi

3.3.2.3. Nano B' lu ve C Katkılı Nano B' lu MgB_2 Örneğinin FC Rejiminde Kıyaslanması

Tüm sıcaklık değerlerinde iki numuneye ait kuvvet maksimumları Şekil 3.21' de verilmiştir. 20 K' de C katkılı nano B' lu MgB_2 örneğinin çekici kuvvet özelliğinin nano B' lu MgB_2 örneğine kıyasla çekici kuvvet değerinin daha fazla olduğu görülmüştür. Fakat; dikkat edilirse histerisiz döngüsü daha geniştir bu durum çivileme özelliğinin etkisinin iyi olmadığını göstermektedir. Dar döngü daha kararlı bir sistem oluşturmakta avantajlıdır. C katkılı nano B' lu örnekte kirlilik fazlarının daha çok olduğu XRD sonuçlarında görülmüştü. FC rejiminde 20 K için C' un etkisinin, kirliliklerden kaynaklı alan geçişiyle desteklendiği ve 50 mm' den geri dönüşte itici kuvvet bölgesine yakın, geniş histerisiz kararsızlığı göstermiştir. 20 K FC rejiminde kirliliklerin aşırı miktarda akım geçirmesini baskılamış olabilir.

24 K ve 28 K' de nano B' lu MgB_2 örneğinin C katkılı nano B' lu örneğe kıyasla daha iyi çekici kuvvet değerlerine ve daha dar histerisiz eğrilere sahip olduğu görülmektedir. Bu sıcaklık değerlerinin, FC rejimi için yeterli çivileme özelliğini oluşturmadığı ve C katkılı B' lu örneğinin kuvvet değerlerinin nano B' lu örneğe göre az olması, kirliliklerin C' un etkisini kötüleştirdiği düşünülebilir. Tablo 3.2' de Şekil 3.21' deki kuvvet maksimumlarının değerleri verilmiştir.



Şekil 3.21. FC rejiminde Nano B' lu ve C katkılı Nano B' lu MgB₂ örneği için sıcaklığa bağlı kuvvet maksimumları

4. SONUÇLAR

Yapılan çalışmada ortaya çıkan sonuçlar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- 1) XRD sonuçlarına bakıldığında nano B ve C katkılı nano B' lu örneklerin desenleri görülmektedir. Nano B' lu MgB_2 ' ye ait ana pikin, C katkılı nano B' lu örneğe göre ince ve daha şiddetli olması, C' un safsızlık yansımalarını azalttığı ve yapı içinde çivileme merkezi gibi davranmadığı sonuçlarını vermiştir.
- 2) R-T sonuçlarından, nano B' lu MgB_2 örneğinin düşük ΔT ve daha keskin geçişinden dolayı süperiletkenlik özelliğinin daha iyi olduğu anlaşılmaktadır.
- 3) ZFC soğutma rejiminde nano B' lu MgB_2 örneğin tüm sıcaklıklarda daha iyi itici kuvvet sergilediği gözlemlendi. Buradan, nano B' un etkin çivileme merkezi gibi davrandığı anlaşıldı..
- 4) FC soğutma rejiminde C katkılı nano B' lu MgB_2 örneğin daha iyi çekici kuvvet değerine sahip olduğu görüldü. Buradan C katkısının çivileme etkisinin iyi olduğu düşünülebilir.

5. ÖNERİLER

C katkılı nano B' un beklenen iyileşmeyi vermemesi, stokiyometride fazlalık Mg ile ilişkilendirilmiştir. Buradan, işlemde C' un B elementindeki stokiyometresi dikkate katılarak, B' a kıyasla fazlalık Mg olması engellenerek daha iyi sonuçlar elde edilmesi denenebilir.

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. Abrikosov, A.A., *Fundamentals of The Theory of Metals*, Oxford, North Holland, 1988.
4. Michel, C., Hervieu, M., Borel, M. M., Gradlin, A., Deslandes, F., Provost, J. ve Raveau, B., Superconductivity in the Bi-Sr-Cu-O System, *Z. Phys. B-Condensed Matter*, 68 (1987) 421-423.
5. Sheng, Z. Z. ve Hermann, A. M., Bulk Superconductivity at 120 K in the Tl- Ba-Ca-Cu-O system, *Nature*, 332 (1988) 138.
6. 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.
7. Gao, L., Xue, Y.Y., Chen, F., Xiong, Q., Meng, R. L., Ramiraz, D., Chu, C. W., Eggert, J. H. ve Mao, H. K., 1994. Superconductivity up to 164 K in $\text{HgBa}_2\text{Ca}_{m-1}\text{Cu}_m\text{O}_{2m+2+\delta}$ ($m=1,2$ ve 3) Under Quasi-Hydrostatic Pressures, *Phys. Rev. B*, 50, 6, 4260-4263.
8. Putilin, S. N., Antipov, E.V., Chmaissem, O. ve Marezio, Superconductivity at 94 K in the $\text{HgBa}_2\text{CuO}_{4+\delta}$, *Nature*, 362 (1933) 226-228.
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. Nagamatsu, J., Nakagawa, N., Muranaka, T., Zenitani, Y. ve Akimitsu, J., Superconductivity at 39 K in Magnesium Diboride, *Nature*, 410 (2001) 63-64.
12. 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.
13. Chan, W.C., The Effect of Sample Geometry on Magnetic Levitation Force for a Disk-Shape YBCO Superconductor, *Physica C*, 390 (2003) 27-30.
14. Ma, K.B., Postrekhin, Y. V. ve Chu, W. K., Superconductor and Magnet Levitation Devices, *Rev.Sci. Instrum*, 74 (2003) 4989-5017.

15. 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.
16. Seeber, B., Handbook of Applied Superconductivity, 1.cilt, Institute of Physics Publishing, Bristol, UK., 1988.
17. Rose-Innes, A.C. ve Rhoderick, Introduction to Superconductivity, Second edition, Pergamon Press Ltd., England, 1980.
18. Poole, Jr. P., Datta, C. T. ve Farach, H., Copper Oxide Superconductors, Wiley-Interscience, 0471623423 (1988).
19. Bean, C. P., Magnetization of Hard Superconductors. Phys. Rev. Lett. , 8 (1962) 250.
20. Kittel C., Katihal fizigine giriş, Bekir Karaoğlu, 6th edition, Güven Kitap Yayın, İstanbul, 1996.
21. Fossheim, K. ve Sudbo, A., Superconductivity Physics and Applications, John Wiley & Sons Ltd. Norway, 2004.
22. Phillips, J.C., Physics of High Tc Superconductors. Academic Press Boston, USA, 1989.
23. Alexandrov, A.S., High Temperature Superconductors and Other Superfluids. Taylor& Francis, London, 1994.
24. Gencer, A., SSEC2010 Spring School and Educational Course Ders Notları, 25-30 Nisan 2010, Antalya,
25. Hull, J. R. ve Murakami, M., Applications of Bulk High-Temperature Superconductors, Proceedings of the IEEE, 92, 10 (2004) 1705-1718.
26. 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.
27. 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.
28. Murakami, M, Melt Processed High-Temperature Superconductors, World Scientific, (1992).
29. Yanmaz, E., Savaşkan, B., Başoğlu, M., Taylan Koparan, E., Dilley, N.R. ve Grovenor, C.R.M., Complete Flux Jumping in Nano-Structured MgB₂ Superconductors Prepared by Mechanical Alloying, Journal of Alloys and Compounds, 480 (2009) 203–207.

30. Savaskan, B., Ozturk, K., Celik, S. ve Yanmaz, E., Improvement of superconducting properties of MgB_2 by changing the argon ambient pressure and sintering conditions, Journal of Physics: Conference Series, 153 (2009) 012023.
31. Dilek, T., Taylan Koparan, E., Basoğlu, M., Yanmaz, E., J. Supercond. Nov. Magn., 24 (2011) 495–497.
32. Babaoğlu, M. G., Safran, S., Cicek, Ö., Ağıl, H., Ertekin, E., Hossain, Md. S. A., Yanmaz, E. ve Gencer, A., Microstructural and superconducting properties of C_6H_6 added bulk MgB_2 superconductor, J. Magn. Mater., 324 (2012) 3455–3459.
33. Sagar, S., Lahiri, K., Shi, D. ve Yang, J.Z., Effect of Sample Geometry on Levitation Force in Seeded-Melt-Grown Single-Domain $YBa_2Cu_3O_x$, IEEE Trans. On Applied Superconductivity, 7 (1997) 2.
34. 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.
35. 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.
36. Moon, F.C., Superconducting Levitation, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2004.
37. 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.
38. Young, D.P., Adams, P.W., Chan, J.Y. ve Fronczak, F.R., Structure and Superconducting Properties of “ BeB_2 ”. Cond-mat. Supr-con, *condmat/*(2001) 0104063.
39. <http://arxiv.org/ftp/cond-mat/papers/0105/0105545.pdf> , 08 Ağustos 2014.
40. Jones, M.E. ve March, R.E., The Preparation and structure of Magnesium Boride, MgB_2 , J. Am. Chem. Soc., 76 (1953) 1434-1436.
41. He, Lun-Hua, Hu, Gui-Qing, Zhang, Pan-Lin ve Yan, Qi-Wei, Chin. Phys. Soc. And IOP Publishing Ltd., 10, 4, 2001.
42. Xu, G.J, Grivel, J.C., Abrahamsen, A.B., Chen, X.P. ve Andersen, N.H., Superconducting properties of Zn and Al double-doped $Mg_{1-x}(Zn_{0,5}Al_{0,5})_x B_2$. Physica C, 403 (2004) 113-118.
43. <http://cesur.ankara.edu.tr/superiletkenlikhakkinda/superiletkenmalzemeler/mgb2superiletkenler/> , 30 Ağustos 2014.

44. 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.
45. Martı́nez, E., Mikheenko, P., Martı́nez,-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.
46. 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.
47. 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.
48. 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.
49. Birajdar, B., Peranio, N. ve Eibl, O., Quantitative Electron Microscopy and Spectroscopy of MgB₂ Wires and Tapes, Supercond. Sci. Technol., 21 (2008) 073001.
50. Rowell, J. M., The Widely Variable Resistivity of MgB₂ Samples, Supercond. Sci. Technol., 16 (2003) 17.
51. 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.
52. 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.
53. 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.
54. <http://cesur.ankara.edu.tr/superiletkenlik-hakkinda/superiletkenmalzemeler/mgb2-superiletkenler/mgb2-icin-performansa-yonelik-iyilestirmeler/>, 30 Ağustos 2014.
55. Ribeiro, R. A., Bud'ko, S., Petrovic, C., ve Canfield, P. C., Effects of Stoichiometry, Purity, Etching and Distilling on Resistance of MgB₂ Pellets and Wire Segments, Physica C, 382 (2002) 194.

56. Dou, S. X., Soltanian, S. ve J. Horvat, J., Enhancement of the Critical Current Density and Flux Pinning of MgB₂ Superconductor by Nanoparticle SiC Doping, Appl. Phys. Lett., 81 (2002) 3419.
57. Soltanian, S., Horvat, J., Wang, X. L., Munroe, P. ve Dou S. X., Effect of Nano-Carbon Particle Doping on the Flux Pinning Properties of MgB₂ Superconductor, Physica C, 390 (2003) 185.
58. Dou, S. X., Yeoh, W. K., Horvat, J. ve Ionescu, M., Effect of Carbon Nanotube Doping on Critical Current Density of MgB₂ Superconductor, Appl. Phys. Lett., 83 (2003) 4996.
59. Dou, S. X., Horvat, J. ve Soltanian S., Transport Critical Current Density in Fe-Sheathed Nano-SiC Doped MgB₂ Wires, IEEE Trans. Appl. Supercond., 13 (2003) 3199.
60. 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.
61. 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.
62. Ma, Y., Kumakura, H. Matsumoto, A., Hatakeyama, H. ve Togano, K., Improvement of Critical Current Density in Fe-Sheathed MgB₂ Tapes by ZrSi, ZrB and WSi Doping, Supercond. Sci. Technol., 16 (2003) 852.
63. Cimberle, M. R., Novak, M., Manfrinetti, P. ve Palenzona, A., Magnetic Characterization of Sintered MgB₂ Samples: Effect of Substitution or ‘Doping’ with Li, Al and Si, Supercond. Sci. Technol., 15 (2002) 43.
64. Jin, S., Mavoori, H., Bower, C. ve van Dover, R. B., High Critical Currents in Iron-Clad Superconducting MgB₂ Wires, Nature, 411 (2001) 563.
65. Dou, S. X., Soltanian, S., Zhao, Y., Getin, E., Chen, Z. ve Horvat, J., Effect of Nano Scale Fe Doping on Superconducting Properties of MgB₂, Cond-mat. Supr-con, condmat/ (2004) 0409408.
66. Prozorov, T., Prozorov, R., Snezhko, A. ve Suslick, K. S., Sonochemical Modification of the Superconducting Properties of MgB₂, Appl. Phys.Lett., 83 (2003) 2019.
67. Zhao, Y., Feng, Y. ve Huang D. X., Doping Effect of Zr and Ti on the Critical Current Density of MgB₂ Bulk Superconductors Prepared under Ambient Pressure, Physica C, 378–381(2002) 122.

68. Finnmorei D. K. ve Straszheim W. E., CVD Routes to MgB₂ Conductors, Physica C, 385 (2003) 278.
69. Zhou, S. H., Liu, H. K., Horvat, J. and Dou, S. X., Effect of Ti Doping on the Superconductivities of MgB₂=Fe Wires, J. Low Temp. Phys., 131 (2003) 687.
70. Berenov, A., Serquis, A. ve Liao X. Z., Enhancement of Critical Current Density in Low Level Al-Doped MgB₂, Cond-mat. Supr-con, condmat/ (2004) 0405567.
71. 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 MgB₂ Made by a Scaleable, Nanoparticle Addition Route, Applied Physics Letters, 81 (2002) 2026-2028.
72. Delfany, M., Wang, X. L., Soltanian, S., Horvat, J., Liu, H. K. ve Dou, S. X., Nano-sized Al₂O Doping Effects on the Critical Current Density of MgB₂ Superconductors, Cerm. Int., 30 (2004) 1581.
73. Chen, S. K., Glowacki, B. A., MacManus-Driscoll, J. L., Vickers, M. E. ve Majoros, M., Influence of In-situ and Ex-situ ZrO Addition on the Properties of MgB₂, Supercond. Sci. Technol., 17 (2004) 243.
74. Larbalestier, D. C, Strongly Linked Current Flow in Polycrystalline Forms of the Superconductor MgB₂, Nature, 410 (2001) 186-189.
75. 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 MgB₂ Superconductor by Nanoparticle SiC Doping, Appl. Phys. Lett., 81 (2002) 3419.
76. McMillan, W. L., Transition Temperature of Strong-Coupled Superconductors, Phys. Rev., 167 (1968) 331.
77. 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 MgB₂ Coated-Conductor Fibers, Appl. Phys. Lett., 87 (2005) 252509.
78. 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 MgB₂+C₄H₆O₅ Superconductor Prepared by the Chemical Solution Route , Supercond. Sci.Technol., 20 (2007) 715-719.
79. Kim, J. H., Zhou, S., Hossain, M.S.A., Pan, A.V. ve Dou, S.X., Carbohydrate doping to Enhance Electromagnetic Properties of MgB₂ Superconductors, Applied Physics Letters, 89 (2006) 142505.
80. 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 MgB₂, J. Am. Ceram. Soc., (2011) 1133-1137.

81. <http://www.specmaterials.com> , 30 Ağustos 2014.
82. 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.
83. Paranthaman, M., Thompson, J. R. ve Chriten, D. K., Effect of Carbon-Doping in Bulk Superconducting MgB₂ Samples, Phys. C, 355 (2001) 1-5.
84. 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.
85. Zeisberger, M., Gawalek, W. ve Giunchi, G., Magnetic Levitation Using Magnesium Diboride, Journal Of Applied Physics, 98 (2005) 023905.
86. 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.
87. Flükiger R., Hossain M. S. A., Senatore C. ve Rindfleisch M., Improved Transport Properties and Connectivity of Insitu MgB₂ Wires Obtained by Cold High Pressure Densification (CHPD), Physica C, 471 (2011) 1119–1123.
88. Dancer, C.E.J, Mikheenko, P., Bevan, A., Abell, J.S., Todd, R.I. ve Grovenor, C.R.M., A Study of the Sintering Behaviour of Magnesium Diboride, Journal of the European Ceramic Society, 29 (2009)1817–1824.
89. 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 MgB₂, Appl. Phys. Lett. , 91 (2007) 082507.
90. Ma, Y., Zhang, X., Nishijima, G., Watanabe, K., Awaji, S. ve Bai, X., Significantly Enhanced Critical Current Densities in MgB₂ Tapes Made by a Scaleable Nanocarbon Addition Route, Appl. Phys. Lett., 88 (2006) 072502.

ÖZGEÇMİŞ

1989 yılında Osmangazi/BURSA' da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Bursa' da tamamladı. 2007 yılında öğrenime başladığı Giresun Üniversitesi, Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik bölümünden 2011 yılında mezun oldu. 2011-2012 güz döneminde Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen bilimleri Enstitüsünde yüksek lisans eğitimine başladı. 2012-2013 güz döneminde Karadeniz Teknik Üniversitesi Fatih Eğitim Fakültesi Pedagojik Formasyon Belgesini aldı ve 2014 yılında almış olduğu belge ile C Sınıfı İş Güvenliği Uzmanı' dır.

SCI Yayınları

- 1) Duz, I., Guner, S. B., Erdem, O., Demir, I., Kapucu, V., Celik, S., Ozturk, K., Hossain, S., Gencer, A. ve Yanmaz, E., Comparison of Levitation Forces of Bulk MgB₂ Superconductors Produced by Nano Boron and Carbon-Doped Nano Boron, J Supercond Nov Magn., (2014) 10948-014-2602-4.