

**ANKARA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**B₄C KATKILANDIRILMIŞ MgB₂ SÜPERİLETKENİNİN FİZİKSEL
ÖZELLİKLERİ**

Solmaz KHANKESHIZADEH

FİZİK ANABİLİM DALI

**ANKARA
2012**

Her Hakkı Saklıdır

TEZ ONAYI

Solmaz KHANKESHIZADEH tarafından hazırlanan “**B₄C Katkılandırılmış MgB₂ Süperiletkeninin Fiziksel Özellikleri**” adlı tez çalışması **14-08-2012** tarihinde aşağıdaki jüri tarafındanoy birliği ile Ankara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Fizik Anabilim Dalı**’nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Danışman : Prof. Dr. Ali GENCER

Jüri Üyeleri :

Başkan: Prof. Dr. Ali GENCER

Ankara Üniversitesi, Fen Fakültesi Fizik Bölümü

Üye: Prof. Dr. İman ASKERBEYLİ

Ankara Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi Bilgisayar Mühendisliği Bölümü

Üye: Prof. Dr. Ali YAMAN

Ankara Üniversitesi, Fen Fakültesi Fizik Bölümü

Yukarıdaki sonucu onaylarım

Prof. Dr. Özer KOLSARICI

Enstitü Müdürü

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

B₄C katkılandırılmış MgB₂ süperiletkeninin fiziksel özellikleri

Solmaz KHANKESHIZADEH

Ankara Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. AliGENCER

Bu tezin temel amacı bulk şeklindeki MgB₂'nin elektromanyetik davranışları üzerine B₄C'nin etkisini araştırmaktır. Bulk MgB₂ örnekleri, stokiometrik, elemental toz karıştırma olarak hazırlanmıştır ve bir saat süresince 850°C'de ısıtılma tabii tutulmuştur. Başlangıç tozu olarak, MgB_{2-5x}(B₄C)_x (x=0,0.04,0.1,0.2,0.4) formülüne göre B₄C, Mg ve B tozları kullanılmıştır.

Faz yapısını ve mikro yapıdaki değişimleri belirlemek için x-ışının kırınım deseninden (XRD) yararlanılmıştır. x=0.4 örneği dışındaki tüm örnekler için XRD sonuçlarına göre, MgB₂ baskın faz olarak görülmüştür. Ayrıca, tüm numunelerde küçük MgO piki bulunmuştur.

Sıcaklığa karşı manyetik moment grafiğine göre MgB₂ numunesinde geçiş sıcaklığı 38 K civarındadır ve bu geçiş sıcaklığı x=0'dan x=0.04'e artan katkılarla sistematik olarak azalmaktadır. Numuneler yüksek sıcaklıklarda sentezlendiğinde, B₄C'deki artan karbon katkısı ile örgü büzölmeleri kritik sıcaklığın azalmasında oldukça etkilidir.

x=0.04 katkılı numunenin kritik akım yoğunluğu (J_c) saf MgB₂ ile kıyaslandığında daha yüksek manyetik alan altında büyümektedir ve 3T manyetik alan altında 15K'de yaklaşık $1.5 \times 10^5 \text{ A/cm}^2$ değerinde olmaktadır. Kramer çizimlerinden, B₄C katkısı MgB₂ tablet numunelerde perçinleme kuvvetinin büyümesine sebep olduğu görülmektedir.

Ağustos 2012, 68 sayfa

Anahtar Kelimeler: Süperiletkenlik, MgB₂, B₄C katkılanması.

ABSTRACT

Master Thesis

Physical properties of B₄C doped MgB₂ superconductor

Solmaz KHANKESHIZADEH

Ankara University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Physics

Supervisor: Prof.Dr. Ali GENCER

The primary aim of this thesis was to investigate the effects of B₄C doping material on the electromagnetic behaviour of MgB₂ in bulk form. Bulk MgB₂ samples were prepared by stoichiometric, elemental powder mixing and compaction followed by heat-treatment at 850°C for one hour. In the precursor sample we have been taken Mg, B along with B₄C according to the formulae MgB_{2-5x}(B₄C)_x (x=0,0.04,0.1,0.2,0.4).

XRD was employed to confirm phase formation and microstructural variations. According to XRD results in all the samples except the sample with x=0.4, MgB₂ appears as dominant phase. Also, in all samples there is a presence of small MgO peak.

The magnetic moment versus temperature indicated that the transition temperature of MgB₂ sample was around 38 K and transition temperature is decreasing systematically with the increase in doping from x=0 to x=0.04. We can also conclude that there is drastic effect of lattice contraction on T_c suppressing by carbon doping through B₄C.

It has been noticed that the critical current density J_c of x=0.04 doped sample is enhanced under higher magnetic fields in comparison to pure MgB₂ and it is about $1.5 \times 10^5 \text{ A/cm}^2$ at 15K measurement temperature under 3T magnetic field. From Kramer's plot, it is concluded that B₄C doping results in enhancement of the pinning strength in MgB₂ bulk samples.

August 2012, 68 pages

Key Words: Superconductivity, MgB₂, B₄C doping.

TEŞEKKÜR

Yüksek Lisans tez çalışmam süresince çalışmalarımı yönlendiren, ilgisini ve desteğini hiçbir zaman esirgemeyen değerli hocam Sayın Prof. Dr. Ali GENCER'e (Ankara Üniversitesi, Fen Fakültesi, Fizik Bölümü) en içten saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel ölçümler konusundaki katkılarından dolayı İnönü Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü öğretim üyesi Sayın Prof. Dr. M. Eyüphan YAKINCI'ya ve ekibine teşekkür ederim.

Çalışmalarım sırasında deneyimlerini benimle paylaşan ve her konuda bana yardımcı olan Doç. Dr. Suchitra CHAUHAN ve Özlem ÇİÇEK'e teşekkür ederim.

Çalışma arkadaşlarım olan Dr. Meral G. BABAOĞLU, Hasan AĞIL, Dr. Serap Safran ve Ercan ERTEKİN'e verdikleri destek ve gösterdikleri yardımlardan dolayı teşekkür ederim.

Tezimin hazırlamasında bana her konuda yardımcı olan, İlghar ORUJALIPOOR'a içten teşekkür ederim. Aynı zamanda yüksek lisans eğitimim süresince maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Solmaz KHANKESHIZADEH

Ankara, Ağustos 2012

İÇİNDEKİLER

ÖZET	i
ABSTRACT	ii
TEŞEKKÜR	iii
SİMGELER DİZİNİ	vi
ŞEKİLLER DİZİNİ	viii
ÇİZELGELER DİZİNİ	x
1. GİRİŞ	1
2. MgB ₂ SÜPERİLETKENİ	8
2.1 Giriş	8
2.2 MgB ₂ 'nin Kristal Yapısı	8
2.3 MgB ₂ 'deki Süperiletkenlik Mekanizması	9
2.3.1 İzotop etkisi	9
2.4 Süperiletkenlik Özellikleri	10
2.4.1 Kritik sıcaklık (T _c)	10
2.4.2 Kritik akım yoğunluğu (J _c)	11
2.4.2.1 MgB ₂ 'nin akım taşıyabilme özelliğini etkileyen faktörler	12
2.4.2.2 Akı perçinleme	12
2.4.3 Kritik alanlar, anizotropi	13
2.4.4 Uyum uzunluğu ve sızma derinliği	15
2.4.5 Özet	16
2.5 MgB ₂ 'ye Yapılan Katkılamalar	16
2.5.1 MgB ₂ örgüsündeki magnezyum ile yer değiştiren katkı maddeleri	17
2.5.2 Nano ve organik C- tabanlı katkılama	18
2.5.3 İkili reaksiyon modeli	20
2.5.4 Üzerlerinde çalışılan diğer katkı maddeleri	21
3. MATERYAL VE YÖNTEM	22
3.1 Örneklerin Hazırlanması	22
3.2 X Işınları Toz Kırınım (XRD) Analizi	24
3.3 Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri (M-T, M-H)	25
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	29
4.1 XRD Analizleri	29

4.2 Örgü Parametrelerinin Hesaplanması	34
4.3 M-T Ölçümleri	35
4.4 M-H Ölçümleri	36
4.5 Kritik Akım Yoğunluğunun Belirlenmesi	40
4.6 Perçinleme Kuvveti	42
5. SONUÇLAR VE TARTIŞMA	47
KAYNAKLAR	50
EK1 MgB₂ Süperiletkenin Karakteristik Özellikleri	66
ÖZGEÇMİŞ	67

SİMGELER DİZİNİ

B	Manyetik indüksiyon
ψ	Dalga fonksiyonu
H	Manyetik Alan
H _c	Kritik Manyetik Alan
H _{c1}	Alt Kritik Manyetik Alan
H _{c2}	Üst Kritik Manyetik Alan
M	Mıknatıslanma
I _c	Kritik Akım
λ	Manyetik Alanın Sızma Derinliği
ξ	Uyum Uzunluğu
μ	Manyetik Geçirgenlik
μ_0	Boşluğun Manyetik Geçirgenliği
J _{dp}	Süperiletkenliğinin Ortadan Kalktığı Akım
a, c	Örgü Parametreleri
Φ_0	Manyetik Akı Kuantumu
F _p	Perçinleme kuvveti
H _c	Kritik manyetik alan
J _c	Kritik akım yoğunluğu
T _c	Kritik sıcaklık

$T_c(0)$	Sıfır direncin ortaya çıktığı sıcaklık
V	Hacim
α	İzotop etkisi katsayısı
Δ	Enerji aralığı
ΔT	Faz geçişinin gerçekleştiği sıcaklık aralığı
κ	Ginzburg-Landau parametresi
Λ	London sızma derinliği
ξ	Uyum uzunluğu

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1	Onnes tarafından ölçülen saf Hg'de direncin sıcaklığa bağlı değişimi	1
Şekil 1.2	Farklı süperiletken guruplarının süperiletkenlik geçiş sıcaklığının (T_c) buldukları yılın bir fonksiyonu olarak çizimi	2
Şekil 1.3	Meissner etkisinin şematik gösterimi a. Normal durum b. süperiletken durum	3
Şekil 1.4	a. I.Tip, b. II.Tip süperiletkenler için kritik manyetik alanın sıcaklığa bağlı değişiminin şematik gösterimi	5
Şekil 2.1	MgB ₂ 'nin kristal yapısı	9
Şekil 2.2	MgB ₂ tek kristali için farklı teknikler'ile belirlenen iki yönde alan için üst kritik alanın sıcaklığa bağlı değişimi	14
Şekil 2.3	kirli iki aralıklı MgB ₂ süperiletkeni için B_{c2} 'nin sıcaklık bağıllığı	15
Şekil 3.1	850°C'de 1 saat sinterleme işlemine tabi tutulan örneklerin şematik grafiği	23
Şekil 3.2	Numunelerin öğütme sırasında kullanılan Ball-Milling cihazı	23
Şekil 3.3	Numunelerin presleme işleminde kullanılan Specac marka pres ve 1.3 cm çaplı kalıp seti	24
Şekil 3.4	Numunelerin ısıtma işlemi sırasında kullanılan paslanmaz çelik tüp ve fırın	24
Şekil 3.5	Rigaku RadB-DMAX-II,X-ışını cihazı	25
Şekil 3.6	Quantum Design PPMS cihazı	27
Şekil 4.1	MgB _(2-5x) (B ₄ C) _x (x = 0, 0.04, 0.1, 0.2 ve 0.4) kompozisyonuna sahip örnekler için elde edilen toz kırınım sonuçları	30
Şekil 4.2	MgB ₂ fazına ait a ve c örgü parametrelerinin MgB _{2-5x} (B ₄ C) _x 'deki x değerine göre değişimi	35

Şekil 4.3	Numunelerin 10Oe değerindeki manyetik alan altında normalize edilmiş manyetizasyon-sıcaklık (M/H-T) grafikleri	36
Şekil 4.4	Tüm numunelere ait 5K'de manyetizasyonun alana bağlı değişimi	38
Şekil 4.5	Tüm numunelere ait 10K'de manyetizasyonun alana bağlı değişimi	38
Şekil 4.6	Tüm numunelere ait 15K'de manyetizasyonun alana bağlı değişimi	39
Şekil 4.7	10K'de ve 15K' de C4 numunesine ait manyetizasyonun alana bağlı değişimi	39
Şekil 4.8	Numunelerin 5K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi	41
Şekil 4.9	Numunelerin 10K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi	41
Şekil 4.10	Numunelerin 15K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi	42
Şekil 4.11	5K'deki perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı	43
Şekil 4.12	10K'deki perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı	44
Şekil 4.13	15K'deki perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı	44
Şekil 4.14	C0, C04, C01 ve C2 numuneleri için 15K'de Kramer çizimininden elde edilen grafik	45

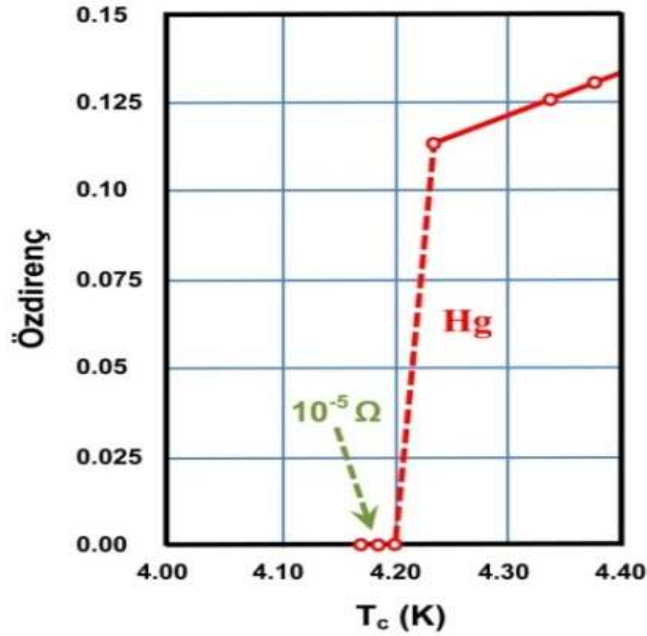
ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 3.1	Numunelerin hazırlama koşulu	22
Çizelge 4.1	$MgB_{2-5x}(B_4C)_x$ formülüne göre hazırlanan numunelerdeki kullanılan B, Mg ve C'nin stokiometrik oranları	30
Çizelge 4.2	C0 numunesine ait belirlediğimiz piklerin oluştuğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri	31
Çizelge 4.3	C04 numunesine ait belirlediğimiz piklerin oluştuğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri	31
Çizelge 4.4	C1 numunesine ait belirlediğimiz piklerin oluştuğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri	32
Çizelge 4.5	C2 numunesine ait belirlediğimiz piklerin oluştuğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri	32
Çizelge 4.6	C4 numunesine ait belirlediğimiz piklerin oluştuğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri	33
Çizelge 4.7	$MgB_{2-5x}(B_4C)_x$ kompozisyonu için hesaplanan <i>a</i> ve <i>c</i> örgü parametreleri	35
Çizelge 4.8	5K'de numunelere ait hesaplanan Kramer çizimi eğim değerleri	45
Çizelge 4.9	10K'de numunelere ait hesaplanan Kramer çizimi eğim değerleri	46
Çizelge 4.10	15K'de numunelere ait hesaplanan Kramer çizimi eğim değerleri	46

1. GİRİŞ

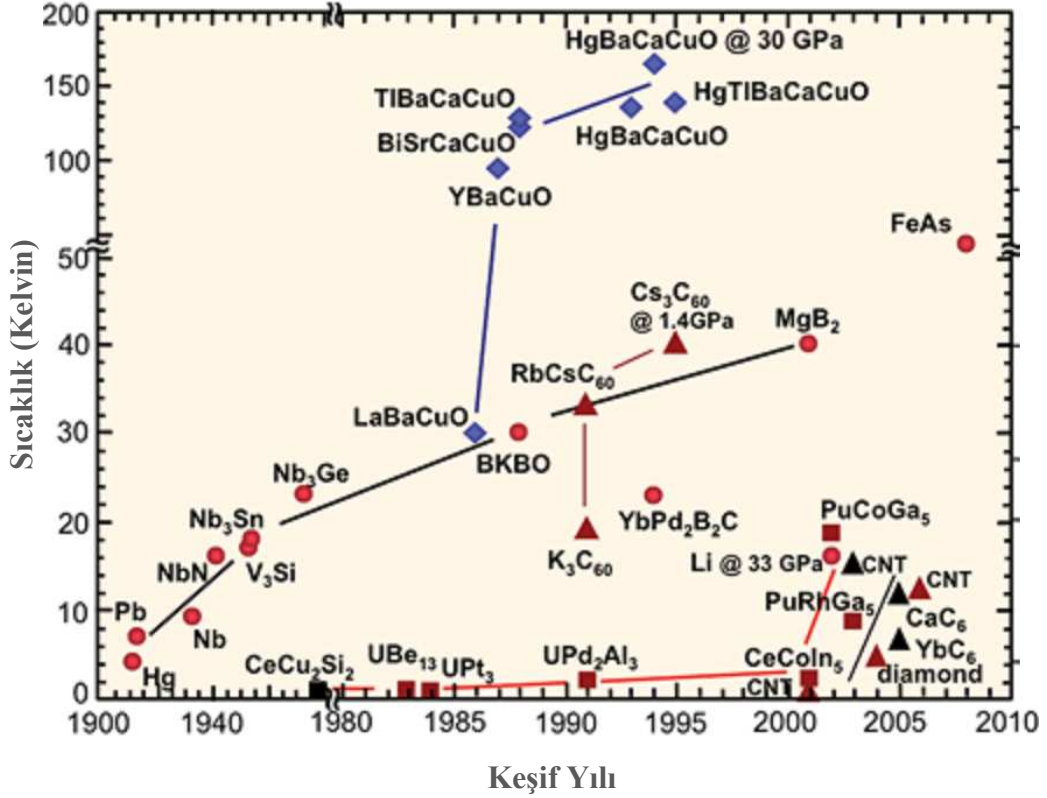
Süperiletkenliğin etkisi, yaklaşık 100 yıl önce (1911’de) Hollandalı fizikçi H. Kamerlingh Onnes tarafından keşfedilmiştir (Kamerlingh Onnes 1911). Onnes, düşük sıcaklıklardaki saf malzemelerin özdirenci üzerine çalışmıştır. Çalışmasının temel özellikleri gereği, yüksek ölçüde saflık gösteren bir malzemeye ihtiyaç duymuştur. Bu malzemelerden bir tanesi, süperiletkenlik özelliğinin ilk kez gözlemlendiği metal olan civa idi. Kamerlingh Onnes’in süperiletkenliği keşfinden üç yıl önce oluşturduğu ve bu keşfin olasılığını doğrulayan bir teknik olan "sıvılaştırılmış helyum" ile sıcaklık 1K civarına ulaştırılmıştır. Bu tarihten itibaren, fizik dünyasında, süperiletkenlik adı ile birlikte, yeni bir çağ başlamıştır ve günümüzde hala yoğun madde fiziği alanı için en ilginç ve karmaşık konulardan biri olan bu olgu üzerine sayısız teorik ve deneysel çalışma yürütülmektedir.

Süperiletken malzemelerinin en çarpıcı özelliklerinden birisi, bu malzemelerin çok düşük sıcaklıklarda özdirençlerinin ölçülemeyecek kadar küçük değerler göstermesidir. Şekil 1.1’de civanın özdirencinin sıcaklık bağımlılığı gösterilmektedir (Kamerlingh Onnes 1911).



Şekil 1.1 Onnes tarafından ölçülen saf Hg’de direncin sıcaklığa bağlı değişimi (Kamerlingh Onnes 1911)

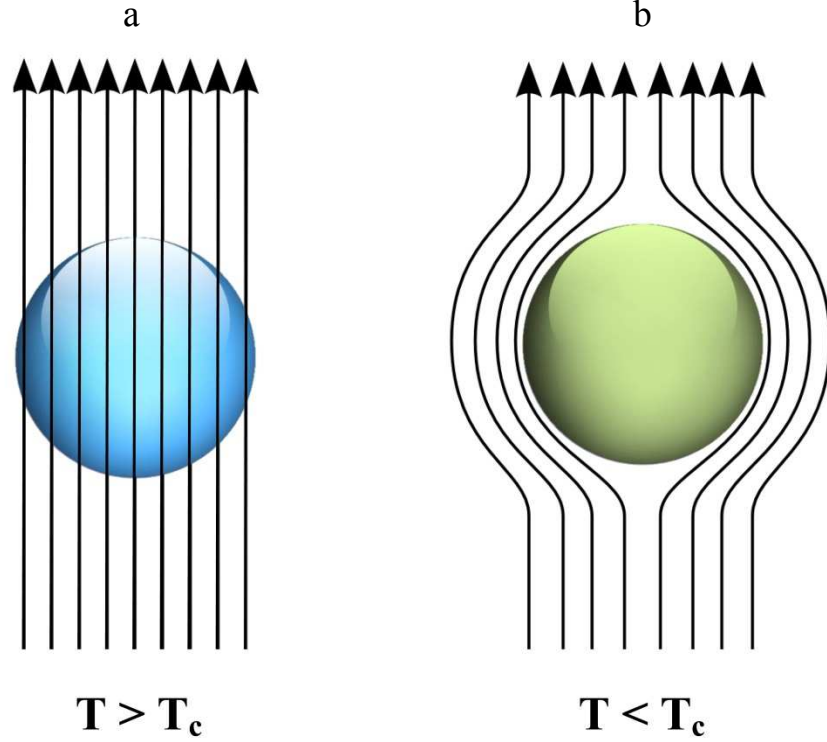
İçlerinde süperiletkenlik gözlenen diğer birçok metalde ve alaşımda olduğu gibi, belli bir sıcaklığın (4.15K) altına inildiğinde civanın öz direnci de büyük oranda azalmaktadır (şekil 1.2). Her malzemenin kendine özgü olan bu sıcaklık değeri kritik sıcaklık (T_c) olarak adlandırılır.



Şekil 1.2 Farklı süperiletken gruplarının süperiletkenlik geçiş sıcaklığının (T_c) buldukları yılın bir fonksiyonu olarak çizimi (http://en.wikipedia.org/wiki/File:Sc_history.gif, 2011)

1933 yılında, Walter Meissner ve Robert Ochsenfeld süperiletkenliğin ikinci temel özelliğini keşfetmişlerdir (Meissner ve Ochsenfeld 1933). Süperiletken durumundaki malzemenin hacminden manyetik alanı aniden ve tamamıyla dışarladığını gözlemlemişlerdir. Deneplerinde, eğer bir süperiletken malzeme normal durumda ise (T_c 'nin üzerindeyken ve öz dirence sahip iken), uygulanan bir manyetik alanın malzemeye nüfuz edeceğini (şekil 1.3.a) tespit etmişlerdir. Ancak, malzemenin sıcaklığı T_c 'nin altına indirildiğinde yani madde süperiletken duruma geçirildiğinde ise uygulanan manyetik alan malzemedan dışlanmıştır (şekil 1.3.b).

Bunun sebebi, süperiletken yüzey üzerinde oluşan akım dalgalarıdır. Bu akımlar, uygulanan ve süperiletkene nüfuz ettirilen manyetik alanların tamamen ortadan kaldırılacağı bir şekilde süperiletkenin içinde ve dışında bir alan oluşturur. Bu, günümüzde "Meissner etkisi" olarak bilinir. Meissner etkisi, okadar güçlüdür ki bu etki sayesinde bir mıknatıs bir süperiletken üzerinde tam olarak havaya kaldırılabilir.



Şekil 1.3 Meissner etkisinin şematik gösterimi a. Normal durum b. süperiletken durum

Deneysel sonuçlar, süperiletkene uygulanan bir kritik manyetik alan (B_c) tarafından süperiletkenliliğin yok edilebileceğini göstermiştir.

Deneysel olarak $B_c(T)=B_c(0)(1-(T/T_c)^2)$ sonucu elde edilmiştir (Tinkham 1996).

Meissner etkisinin teorik açıklaması, 1935'te Fritz ve Heinz London kardeşler tarafından öne sürülmüştür. Onlar Maxwell denklemlerini kullanarak bir dizi elektrodinamik denklem (London denklemleri) geliştirmişlerdir. London denklemlerine

göre, dışardan uygulanan manyetik akının, bir süperiletkene sızabileceği bir “sızma derinliği” bulunmuştur.

Süperiletken özelliklerinin makroskobik açıklaması 1950 yılında Ginzburg ve Landau tarafından öne sürülmüştür. Onlar, Landau'nun daha önce geliştirdiği ikinci derece faz geçiş teorisini baz alarak kritik sıcaklık yakınlarında bir süperiletkenin serbest enerjisi F 'nin “kompleks düzen parametresi” ψ cinsinden ele alınabileceğini düşünmüşlerdir.

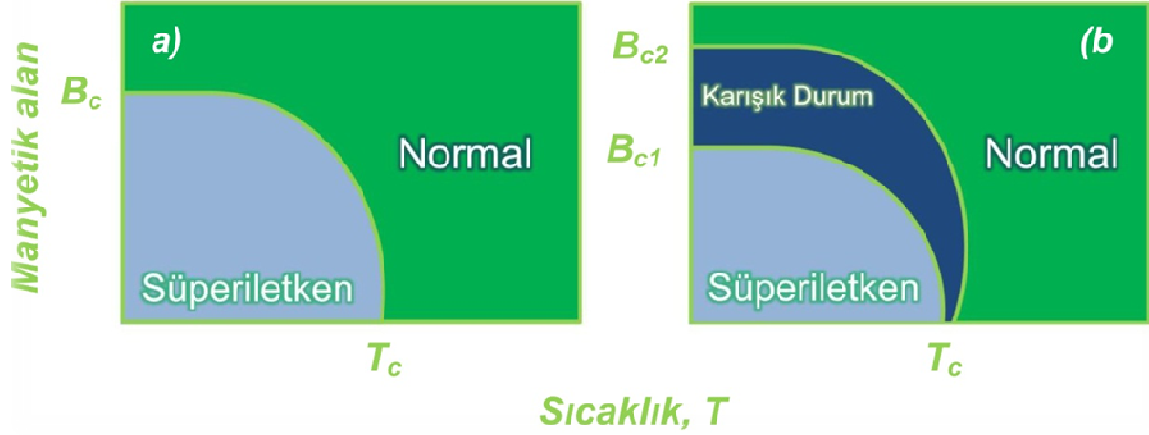
Ψ burada bir sistemin ne derece süperiletken fazda olduğunu gösterir. Bu teorinin önemli parametrelerinden biri, λ 'nin sızma derinliğine ve ξ 'in Ginzburg-Landau eşuyum uzunluğuna denk geldiği $\kappa = \lambda/\xi$ Ginzburg-Landau parametresi idi.

Öte yandan, süperiletkenliğin mikroskobik açıklaması, yıllarca sonra (1957'de) üç Amerikan fizikçi J. Bardeen, L. Cooper ve R. Schrieffer tarafından önerilmiştir. Bu fizikçilerin (BCS teorisi olarak bilinen) teorilerine göre (Bardeen vd. 1957), süperiletkenlik, kristal örgünün çevre iyonlar (elastik dalgalar) ile elektronlar arasındaki etkileşimden ortaya çıkmaktadır. Kristal örgü içinde hareket eden bir elektron, arkasında iyon merkezlerinin yerini etkileyen bir deformasyon bulutu bırakır. Bu bozulma, yaklaşan diğer elektronların "Cooper çifti" olarak adlandırılan bir elektron çifti oluşturmasını sağlayan etkili pozitif yük yaratır. Cooper çiftleri kristal örgüde etrafa dağılmaksızın hareket eder.

1957 yılında A. A. Abrikosov tarafından yürütülen uygulanan manyetik alan altındaki süperiletken özelliklerinin teorik analizi, kritik manyetik alan sayesinde, süperiletkenlerin iki tip olarak sınıflandırılabilceği sonucuna varmıştır (Abrikosov 1957). I.tip süperiletkenlerde, belli bir kritik alandan (B_c) daha yüksek bir dış manyetik alan süperiletken durumunu ortadan kaldırır (Şekil 1.4.a). Öte yandan, II.tip süperiletkenler iki kritik alana sahiptir: alt (B_{c1}) ve üst(B_{c2}) kritik alanlar.

Eğer uygulamalı alan $B < B_{c1}$ ise, malzeme, temel olarak I. tip süperiletkenlerle eşdeğer olan, Meissner durumundadır. Dış alanın iki kritik değer arasında, $B_{c1} < B < B_{c2}$,

bulunduğu zaman, malzeme karışık durumdadır ve B_{c2} üzerinde ise, II.tip malzemelerin süperiletkenliği Şekil 1.4.b’de gösterildiği gibi tamamen yok olur.



Şekil 1.4 a. I.Tip, b. II.Tip süperiletkenler için kritik manyetik alanın sıcaklığa bağlı değişiminin şematik gösterimi

Karışık durumda, bir dış manyetik akı, ince filamanlar, manyetik girdaplar şeklinde süperiletken malzemeye kısmen nüfuz eder. Girdabın merkezi normal durumdadır, ancak malzemenin diğer kısmı hala süperiletken durumdadır. Bir akı kuantumu $\Phi_0 = 2.07 \times 10^{-15} \text{ Tm}^2$ olmak üzere, her girdap farklı miktarda manyetik akı taşır. Bir girdap, yarıçapı eşyuyum uzunluğu (ξ) olan normal bir merkeze sahiptir ve girdabın manyetik alanı, London sızma derinliğinin (λ) karakteristik uzaklığında yok olur. Süperiletkenler, Ginzburg-Landau parametresi $\kappa = \lambda/\xi$ eşitliğini tanımlayacak şekilde birinci ve ikinci tip malzemeler olarak sınıflandırılabilir. birinci tip süperiletkenlerin hepsi için, $\kappa < \sqrt{2}$ 'den küçük ve II. tip malzemeler için, $\kappa > \sqrt{2}$ 'den büyük olmalıdır.

Süperiletkenliğin bir diğer önemli özelliği kritik akımdır, I_c . Süperiletken malzemelerin taşıyabileceği belli bir maksimum akım vardır bundan fazla bir akıma maruz kalan malzemelerde süperiletkenlik durumu ortadan kalkar. Uygulanan akım I_c 'yi aşarsa, sıcaklık süperiletkenin geçiş sıcaklığının altında bile olsa, süperiletken normal durumuna geri döner. II.tip süperiletkenlerde, $I > I_c$ ise, girdaplar malzemenin içinde hareket etmeye başlar.

Bu durum direnç oluşmasına ve bu yüzden de kayıp yaşanmasına sebep olur. I_c 'nin, süperiletkenin kritik akım yoğunluğuna denk geldiği yerlerde, ortalama sabitleme gücü $\vec{F}_p = \vec{J}_c \times \vec{B}_a$ eşitliği ile tanımlanabilir.

Teorik çalışmanın yanı sıra, süperiletkenleri uygulamada kullanmak için yoğun şekilde araştırmalar da yapılmıştır. 1986 yılında yüksek sıcaklık süperiletkenlik G. Bednorz ve A. Müller tarafından (Bednorz ve Muller 1986) keşfedilene kadar süperiletkenler hakkında yürütülen araştırmalarda yeterli ilerleme sağlanamamıştır. Sıvı azot sıcaklığı üzerindeki sıcaklıklarda süperiletkenliğe geçiş gösteren malzeme sınıflarında süperiletkenliğin keşfiyle birlikte, bu malzemelerin uygulamaya dair kullanımlarına ilişkin beklentiler önem kazanmıştır. Yüksek T_c süperiletkenlerin BCS teorisi ile açıklanamadığı ve bu durumun modern katı-hal fiziği için çözümü olmayan bir sorun olarak kalmaya devam ettiği not edilmelidir.

2001 yılında, J. Akimitsu tarafından 39 K'de MgB_2 'de süperiletkenlik keşfedilmiştir (Muller vd. 2001). Bu keşif süperiletkenlik alanına gösterilen ilgileri yeniden arttıran beklenmedik ve heyecan verici bir buluştur. MgB_2 süperiletkeni, geçmişte rapor edilen süperiletkenlerden daha yüksek T_c 'ye sahiptir. Dahası, geniş eşuyum uzunluğu, düşük anizotropi ve zayıf bağların olmayışı gibi özelliklerin yanı sıra MgB_2 süperiletkeninin yüksek T_c , I_c ve B_{c2} değerleri bu malzemeyi uygulama alanı için çekici kılmaktadır.

Süperiletken malzemelerin yeni çeşitleri olarak, 50K'den daha yüksek T_c değerine sahip $SmFeAsOF$ (Chen vd. 2008) ve 254 K T_c değerine sahip $(Tl_4Ba)Ba_2Ca_2Cu_7O_{13+}$ süperiletkenler keşfedilmiştir.

Süperiletkenler, önemli ölçüde ağırlıklarını azaltıp verimliliklerini arttırmalarından ötürü motorlarda ve jeneratörlerde (Bretz 2004); bir güç aktarım ağında kullanılmak üzere kaçak akım sınırlayıcılarda (Lubkin 1996, Braccini 2007); tıpta, Manyetik Rezonans Görüntüleme (MRI) (Braccini 2007) sistemleri); günlük bilimsel araştırmalarda (Manyetik Özellikler Ölçüm Sistemi (MPMS) ve Fiziksel Özellikler Ölçüm Sistemi (PPMS)); Josephson etkisini ve olağanüstü güçsüz (5×10^{-18} T) manyetik alanları tespit edebilen süperiletken Kuantum girişim aygıtlarında (SQUID); nükleer füzyon

reaktörlerde (Uluslararası Termonükleer Deneysel Reaktör (ITER)) ve daha birçok alanda kullanılmaktadır.

2. MgB₂ SÜPERİLETKENİ

2.1 Giriş

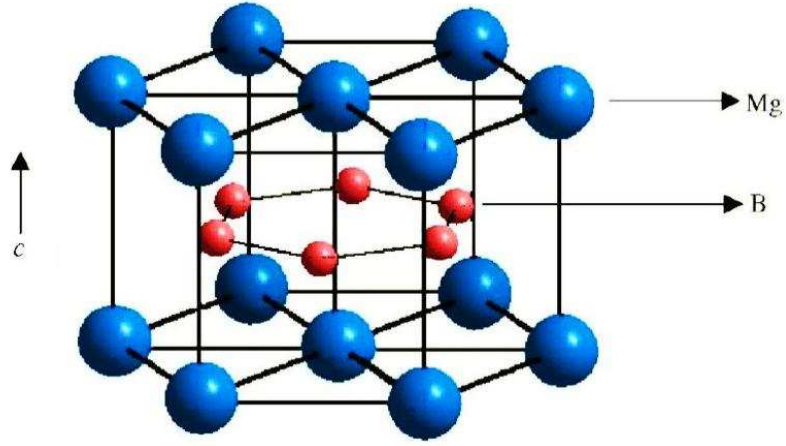
Bileşik olarak, magnezyum diborür (MgB₂) 1953'ten beri kullanılmaktadır (Jones ve Marsh 1954). 2001 yılında bu ikili bileşikte süperiletkenliğin tesadüfi keşfi dünya çapında gerçekleştirilen teorik ve deneysel araştırmalarda büyük bir ilgi artışına neden olmuştur. Bu keşfin devamında söz konusu süperiletkenle ilgili yürütülen yoğun çalışmalar sırasında bu malzemenin birçok şaşırtıcı özelliği ortaya çıkarılmıştır.

MgB₂' nin kritik sıcaklığı (T_c), geleneksel Berdeen-Cooper-Schrieffer (BCS) ikili bileşikler arasında en yüksek değerdir. Uzun bir süre boyunca, (Şekil 1.2'de Nb₃Ge'de gözlemlenen) 23K, süperiletkenler sınıfında en üst değer idi. Yüksek T_c'li süperiletkenlere benzer olarak, MgB₂, anizotropik süperiletken özelliklerin ortaya çıkmasını sağlayan tabakalı bir yapıya sahiptir (Lima vd. 2001). İlginç bir şekilde, MgB₂, teoride 1959'da tahmin edilen (Suhl vd. 1959), ancak kesin olarak ilk kez bu bileşikte gözlemlenen iki aralıklı süperiletkenliğe sahiptir.

Malzeme ve tel/şerit üretiminin nispeten ucuz maliyeti, umut vaat eden elektromanyetik özellikleri ve (modern soğutucular ile kolayca ulaşılan) 20K'deki bir çalışma sıcaklığı MgB₂'yi uygulamalar için cazip bir malzeme haline getirmektedir (Iwasa vd. 2006).

2.2 MgB₂'nin Kristal Yapısı

MgB₂' nin kristal yapısı şekil 2.1'de gösterilmektedir. Bu bileşik, diborürler (p6/mmm) arasında bildik bir uzay grubu ile birlikte altıgen bir kristal yapıya sahiptir (Buzea ve Yamashita 2001). Magnezyum diborür, magnezyum katmanları tarafından ayrılan arı kovanı şeklinde bor katmanlarından oluşmaktadır. Her Mg atomu B atomları altıgenlerinin merkezinde yer alır.



Şekil 2.1 MgB₂'nin kristal yapısı

Altıgen birim hücre, düzlemde $a = 3.086\text{Å}$ ve düzlem dışında ise $c = 3.524\text{Å}$ örgü parametrelerine sahiptir (Xin 2008). Birim hücrede, atom pozisyonları Mg için $(0, 0, 0)$ ve B atomları için $(1/3, 2/3, 1/2)$ ile $(2/3, 1/3, 1/2)$ şeklindedir (Jones ve Marsh 1954, Tzeli ve Mavridis 2005). Düzlem üzerindeki B-B uzaklığı, yüzeyler arası B-B uzaklığının neredeyse yarısı kadardır. Bu durum, MgB₂ bileşiği için anizotropik elektromanyetik özelliklerin ortaya çıkmasına sebep olur (Ivanovskii 2003).

2.3 MgB₂'deki Süperiletkenlik Mekanizması

2.3.1 İzotop etkisi

Kritik sıcaklık, genel olarak, süperiletkenin artan izotop kütlesiyle birlikte düşüş gösterir (Tinkham 1996). İzotop etkisi üssü (α) M'nin atom kütlesi olduğu yerde $\alpha = d\ln T_c / d\ln M$, çok elementli bir süperiletken için ise $\alpha = \sum \alpha_i = \sum d\ln T_c / d\ln M_i$ eşitliği ile tanımlanır (Franck 1994, Kishore 1999). Bud'ko ve arkadaşları (Bud'ko vd. 2001) MgB₂'de ortaya çıkan süperiletkenlik halinde B izotoplarının etkisini ölçmüş ve bu bileşik içinde ¹¹B yerine ¹⁰B getirildiğinde T_c 'nin 1 K kadar arttığını gözlemlemiştir. $\alpha_B = 0.26$ eşitliğinin bor izotop üssünü hesaplamışlardır. Hinks ve arkadaşları tarafından yürütülen çalışmada (Hinks vd. 2001), $\alpha_B = 0.3$ hesaplamışlardır. Üssünün T_c 'sinin, $\alpha_{Mg} = 0.02$ Mg izotop üssünün ortaya çıkmasıyla sonuçlanan ²⁴Mg'i ²⁶Mg ile değiştirmeden dolayı 0.1 K arttığını göstermişlerdir.

İzotop etkisi üzerine yürütülen çalışmanın sonuçları, baskın B fononlarının genel eşleşmeye katkıları ile birlikte fonon aracılıklı bir BCS süperiletkenlik mekanizması ortaya koymuştur. MgB_2 'deki BCS mekanizması, fotoemisyon spektroskopisi (Takahashi vd. 2001), tarama tünelleme mikroskopisi (Karapetrov vd. 2001) ve nötron dağılım ölçümleri (Osborn vd. 2001) tarafından deneysel olarak doğrulanmıştır.

2.4 Süperiletkenlik Özellikleri

Herhangi bir süperiletkenin özellikleri sahip olduğu kritik değerler ile anlatılır: (i) kritik sıcaklık, T_c ; (ii) kritik akım, I_c (ya da kritik akım yoğunluğu, J_c) ve (iii) üst kritik alan, B_{c2} . Bu kritik parametrelerde MgB_2 'nin yapısal ve mikro-yapısal özelliklerini yanı sıra çoklu aralıkların etkileri aşağıda özetlenmiştir.

2.4.1 Kritik sıcaklık (T_c)

Akimitsu ve arkadaşları tarafından ilk kez rapor edilen MgB_2 geçiş sıcaklığı 39 K'dir. Daha sonraki çalışmalar, MgB_2 süperiletkeninin T_c 'si üzerinde bir basınç etkisinin olduğunu göstermiştir. Elektron-fonon eşleşmesinin azalmasından dolayı (diğer BCS süperiletkenlerinde de olduğu gibi) basınç altında T_c azalmıştır (Skelton 1979). T_c , hem tek hem çok kristalli MgB_2 için -1.00 ile -2.00 K GPa^{-1} arasında değerlerde değişmiş ve azalmıştır (Deemyad vd. 2003).

T_c basınçla gözle görülür ölçüde azalsa da, MgB_2 süperiletken halde kalır ve 40 GPa 'lık basınca kadar yapısında bir değişiklik gözlenmez (Bordet vd. 2001). Basınç altında T_c 'de gözlemlenen düşüş fonon frekansındaki artışa ve fonon ve yük taşıyıcı arasındaki eşleşmede yaşanan azalmaya bağlanmıştır (Loa ve Syassen 2001, Singh 2006, Ma vd. 2007, Vinod vd. 2007). MgB_2 hakkında elde edilen kapsamlı bilgiler, T_c 'nin, zayıf kristalleşme (Kim vd. 2007, Kumakura vd. 2007) örgüdeki şekil değiştirme (Serquis vd. 2003, Kim vd. 2007), katkılama, homojensizlik ya da MgB_2 bileşiğinin kristal örgü parametreleri içindeki değişikliklere yol açan herhangi bir sebebin yanı sıra nötron ışınlanmanın sonucunda da düştüğünü göstermiştir.

MgB₂ bileşiğinin T_c'sini arttırmak için denenen yollar (örn.; katkılama üzerinden denenen yollar) şu ana kadar hayal kırıcı sonuçlar vermiştir. Ancak, diğer borür malzemeler üzerine birçok çalışma, daha yüksek T_c'ye sahip yeni malzemeler bulmak amacıyla yürütülmektedir (Buzea ve Yamashita 2001).

2.4.2 Kritik akım yoğunluğu (J_c)

Kritik akım (I_c), bir süperiletkenin taşıyabileceği maksimum akım miktarının ölçüsüdür. Uygulanan akım I_c değerini geçerse, Abrikosov manyetik girdapları Lorentz kuvveti etkisinin altında dönmeye başlar, ki bu da uygulamalı akım ile girdap çizgileri arasında etkileşim yaşanmasına sebep olur. Girdapların hareketi, süperiletken içinde elektrik alanı (örn; enerji dağılması) oluşturur. Bu, süperiletkenliği olumsuz etkiler.

Kritik akım değeri süperiletkenin büyüklüğüne bağlıdır. Bu yüzden, farklı süperiletkenlere dair uygun koşul özelliklerinin belirtilmesi amacıyla, bağlı bir parametre olan kritik akım yoğunluğu (J_c) için bir büyüklük birimi kullanılır. J_c, süperiletkenin her bir kesit alan için gösterilen kritik akım olarak tanımlanır:

$$J_c = I_c/A. \quad (2.1)$$

Süperiletkenlerde akım taşıma kapasitesinin belli bir sınırı vardır. Bu sınır, Cooper çiftlerinin eşleşme enerjisinin aşıldığı ve süperiletkenliğinin ortadan kalktığı akım miktarıdır. Bu sınır, eşlemeyi ortadan kaldıran akım yoğunluğu (J_{dp}) olarak adlandırılır ve süperiletken malzemenin elektronik yapısı tarafından tanımlanır. Bu, Ginzburg-Landau eşitliğine dayanır (Tinkham 1996):

$$J_{dp} = \Phi_0/[3/\sqrt{3}\pi\mu_0 \lambda^2(T) \xi(T)]. \quad (2.2)$$

MgB₂ için J_{dp}'nin hesaplanması 8.7×10¹² A/m² teorik değerini vermektedir. Çok kristalli tablet MgB₂ numuneleri için en yüksek J_c (0 T, 4.2 K) 10¹⁰ A/m², MgB₂ şeritleri için ise J_c(0T, 20K) = 5×10⁹ A/m² olarak gösterilmiştir (Matsumoto vd. 2002).

Aynı zamanda, saf MgB₂'de, J_c, bu bileşikteki zayıf bağlar sebebiyle, uygulamalı manyetik alan tarafından hızla ortadan kaldırılır.

2.4.2.1 MgB₂'nin akım taşıyabilme özelliğini etkileyen faktörler

MgB₂ süperiletkeninin önemli bir özelliği, bu malzemenin süperiletken taneciklerinin büyük önem taşıdığı (Mannhart vd. 1998) yüksek T_c süperiletkeninin aksine zayıf bağ davranışı göstermediğini kanıtlayan Larbalestier ve diğerleri (Larbalestier vd. 2001) tarafından sunulmuştur.

Ancak, daha sonra, MgB₂'nin, bu süperiletkenin akım taşıyabilme yeterliliğinde azalmaya sebep olan diğer yapısal engellere sahip olduğu tespit edilmiştir. Collings ve diğerlerinin konuyla ilgili değerlendirmesinde (Collings vd. 2008), bu engeller MgB₂'nin dışsal özellikleri olarak gösterilmiştir ve bu özellikler, gözenekliliği ve tanecik(grain) bağlantısını içerir. Ayrıca, MgO, nano-Mg(B,O)₂ çökeltileri, ya da amorf haldeki BO_x katmanları (Klie vd. 2002, Liao vd. 2003, Jiang vd. 2006) içeren MgB₂ tanecikleri arasında dağılmış olan maddelerden dolayı tane sınırlarının şeffaflığı (dış kristal şeffaflığı) azalabilir. Katkılı (doping işlemi uygulanmış) numunelerdeki ek maddeler tane sınırının şeffaflığını daha da azaltabilir.

2.4.2.2 Akı perçinleme

Uygulamalı manyetik alanlardaki (B_a), J_c(B_a), kritik akım yoğunluğu davranışı, akı perçinleme fonksiyonu, F_p ile tanımlanabilir. F_p başlangıç perçinleme kuvvetlerinin toplanması ile verilir, f_p: F_p = Σf_{pi} (Campbell ve Evetts 1972, Dew-Hughes 1974, Collings 1986). Bu toplama işlemi, h= B_a/B_{C2} ise perçinleme kuvvetlerinin şu şekilde ifade edilmesini sağlar:

$$F_p = B_{c2}f(h) \quad (2.3)$$

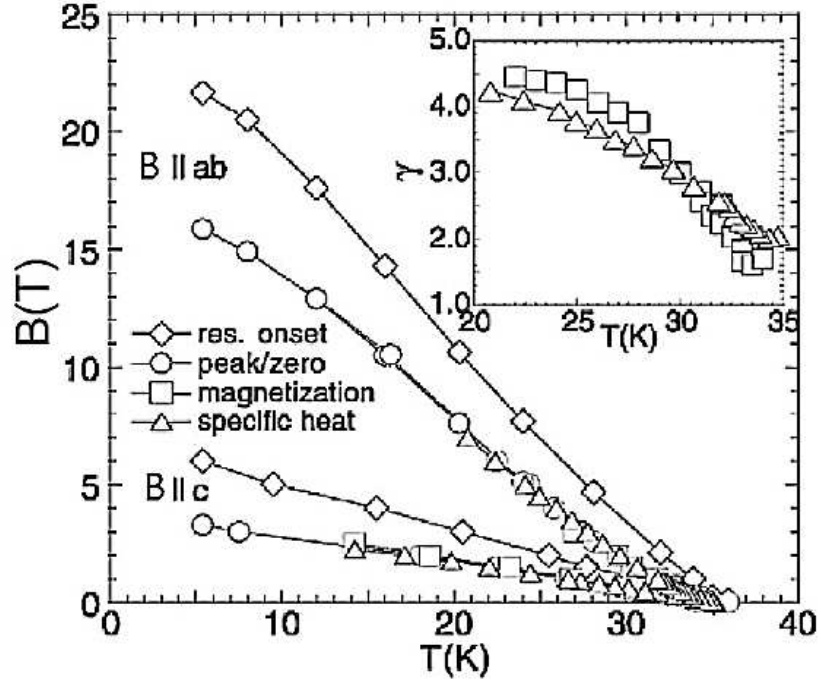
MgB₂'de, F_p gerçek tersinmezlik alanında (B_{irr}) yok olduğu için, Denklem (2.3)'teki B_{c2} nin yerini B_{irr} (Collings vd. 2008) alabilir. Kendi maksimum (F_{pmax}) değeriyle normalleştirilmiş hacim sabitleme kuvveti p ve q parametreler ile uyduğu durumda, bir fonksiyon ile tanımlanabilir: $f(h) \sim h^p(1-h)^q$. Dew- Hughes tarafından öne sürüldüğü gibi (Dew-Hughes 1974), farklı çeşitlerdeki perçinlemeler bu parametreler ile açıklanabilir. q=2 ise normal perçinleme (yani süperiletkenlik özellikleri olmayan perçinleme), p=0 olan ise hacim perçinleme (volume pinning) ; p= ½ ise yüzey perçinleme ve p=1 ise noktası perçinleme olarak sınıflandırılır (Dew-Hughes 1974).

İnce filmler halinde ve MgB₂ hacmindeki perçinleme kuvvetinin niteliği üzerine yoğun araştırmalar, bu malzemedeki perçinleme kuvvetinin genel olarak tane (grain) sınırları (Larbalestier vd. 2001, Jin vd. 2003, Kitaguchi vd. 2004, Kitaguchi ve Doi 2005, Sosiati vd. 2005, Chen vd. 2006) ile aynı zamanda tanecik içi nano- safsızlıklarda (yani MgO, Mg(B₂O₃)₂) (Serquis vd. 2002, Liao vd. 2003, Kovac vd. 2004) ve nanoölçek kristal bozulmaları üzerinde (Dou vd. 2003) oluştuğunu doğrulamıştır.

2.4.3 Kritik alanlar, anizotropi

Bir II. tip süperiletken olan MgB₂'nin iki kritik alanı söz konusudur: B_{c1} ve B_{c2}. MgB₂'nin kristal yapısı anizotropiktir (şekil 2.1) ki bu yapı da, süperiletkenlik özelliklerinin kristal örgününün ab düzlemindeki ve c-yönüne paralel istikamette anizotropisine neden olur. ab- yüzeyine paralel olan alt (üst) kritik alan B_{c1,ab} (B_{c2,ab}) olarak tanımlanmıştır ve c-yönüne paralel olan ise B_{c1,c} (B_{c2,c}) olarak tanımlanmıştır. Ardından, anizotropi parametreleri, γ alt kritik alan için $\gamma_{Bc1} = B_{c1,ab}/B_{c1,c}$ olarak ve üst kritik alan için $\gamma_{Bc2} = B_{c2,ab}/B_{c2,c}$ olarak tanımlanmıştır.

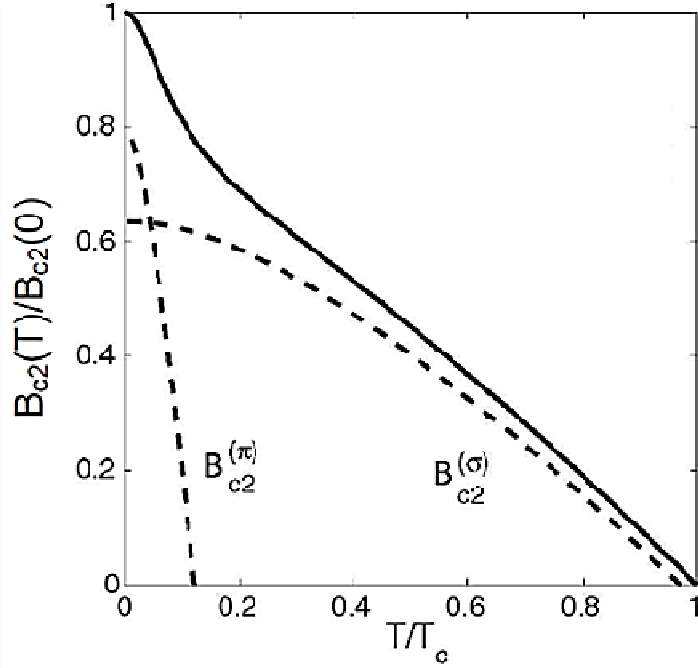
0 K'deki çok kristalli numuneler için tahmin edilen B_{c1} değerleri, 25 mT'dan 48 mT'ye değişiklik gösterir (Buzea ve Yamashita 2001); B_{c1}, c'nin 0K'deki tek kristalliler için saptanan değer = 27.2 mT ve B_{c1,ab} için de = 38.4 mT'dir (M vd. 2001). Düşük sıcaklıklarda belirtilen γ_{Bc1} ise 1 ile 2 arasındadır (Caplin vd. 2003, Lyard vd. 2004). Tek kristaller üzerinde uygulanan değişik tekniklerden edinilen B_{c2,ab}, B_{c2,c}, ve γ_{Bc2} değerlerinin sıcaklık bağılıkları şekil 2.2'de gösterilmiştir.



Şekil 2.2 MgB₂ tek kristali için farklı teknikler'ile belirlenen iki yönde alan için üst kritik alanın sıcaklığa bağlı değişimi (Welp vd. 2003)

Bu B_{c2} değerleri ($B_{c2,ab} = 18$ T ve $B_{c2,c} = 3.5$ T) Gurevich ve diğerlerinin, safsızlıklarla kontamine olan MgB₂ ince filmlerinde elde ettikleri $B_{c2,ab}=50$ T eşitliğine kıyasla nispeten düşüktür. Şekil 2.2 resim ekinde de görüldüğü gibi, γ_{Bc2} değeri 20 K'de (her bir kristal için) yaklaşık 4.2'dir ve artan sıcaklık ile beraber yaklaşık 1.5'e düşer. 5-6 değerindeki γ_{Bc2} değerleri çok kristalli numuneler (Angst vd. 2002, Karpinski vd. 2003, Lee vd. 2003) için 0K'de saptanır.

MgB₂ numunesi için B_{c2} 'nin sıcaklık bağıllığı Şekil 2.3'te (Gurevich 2007) gösterilmiştir. Şaşırtıcı olarak, kirli limitte (dirty limit) tek aralıklı süperiletken için geçerli olan ölçek eşitliği ($B_{c2}(0) = 0.69T_c (dB_{c2}/dT) T_c$) (Werthamer vd. 1966) tatmin edici doğrulukta sonuçlar vermemiştir. İncelenen $B_{c2}(T)$ davranışının kaynağı, MgB₂ süperiletkenindeki çoklu aralıkların niteliğinden dolayıdır.



Şekil 2.3 kirli iki aralıklı MgB₂ süperiletkeni için B_{c2}'nin sıcaklık bağılılığı (Gurevich 2007).

B_{c2}(T) performansının bir açıklaması, kirli limit, zayıf bağ, çok bantlı BCS modelini uygulayan ve manyetik olmayan safsızlıklar tarafından saçılan şerit içlerini ve şeritler arasını hesaba katan Gurevich tarafından verilmiştir (Gurevich 2007). B_{c2}(T)'nin, hangi şeridin (σ ya da π) daha kirli olduğuna ve hangisinin değerinin daha yüksek olduğuna bağlı olduğunu göstermiştir. Bu sebeple, eğer π şeridi daha kirliyse (dirty), düşük sıcaklıkta daha yüksek B_{c2}'ye sahip olacaktır ve toplam B_{c2}(T) şekil 2.3'te şematik olarak gösterildiği gibi düşük sıcaklıkta ters bir davranış gösterecektir. Düşük alanlarda artan B_{c2}(T) deneysel kanıtı, (C- katkılama vasıtasıyla) tanıtılmış düzensizlik ile birlikte ince MgB₂ filmleri üzerine çalışan Braccini ve diğerleri (Braccini vd. 2005) tarafından gösterilmiştir. Önemli olarak da, Gurevich (Gurevich 2007) modelinde, safsızlık dağılımını ayarlayarak üst kritik bölgenin daha da gelişebilmesi olanağını sağlamıştır.

2.4.4 Uyum uzunluğu ve sızma derinliği

MgB₂'nin eşuyum uzunluğu (ξ) ve sızma derinliği (λ) aşağıdaki eşitlikleri kullanan, deneysel olarak incelenmiş B_{c2} ve B_{c1} değerlerini kullanarak belirlenmiştir:

$$B_{C1} = \frac{2\pi^2 \hbar^2 v_F}{3e} \frac{1}{\lambda} \quad (2.4)$$

Ve

$$B_{C2} = \frac{\Phi_0}{2\pi\xi^2} \quad (2.5)$$

Burada $\Phi_0 = h/2e = 2.07 \times 10^{-15} \text{ Tm}^2$ eşitliğinin manyetik akı kuantumu olarak tanımlanır.

Literatürde MgB_2 için belirtilen λ değerleri, ortalama 140 nm değerinde olmakla birlikte (Buzea ve Yamashita 2001, Canfield vd. 2003, Carrington ve Manzano 2003), 85 nm'den 203 nm'ye kadar değişiklik gösterir.

2.4.5 Özet

Saf MgB_2 süperiletkeninin kritik özelliklerini özetlerken, (i) kritik akım yoğunluğunun, uygulamalı manyetik alan kapsamında hızlı bir şekilde azalmaya uğradığını belirtmek önemlidir. Bu durum, malzemedeki zayıf bağların ve (ii) üst kritik alanın saf (katkısız) numuneler için yeterince yüksek olmadığına ($\sim 18 \text{ T}$) işaret eder.

Bu malzemenin pratik uygulaması için arayışlar ile birlikte, saf MgB_2 ürününün kritik sıcaklığında önemli bir azalma olmaksızın söz konusu kritik özelliklerin geliştirilmesi gerekmektedir. MgB_2 iletkeninin özelliklerini pratik uygulamaya yönlendirmek için, kimyasal katkılama metodu kullanılabilir.

2.5 MgB_2 'ye Yapılan Katkılamalar

Kimyasal doping yapma işlemi süperiletkenlik özelliklerini geliştirmek için kapsamlı şekilde yapılan bir çalışmadır. Bu sayede de MgB_2 'nin son 50 yıldır müknessi uygulamaları piyasasında yer alan düşük sıcaklık süperiletkenlerinin (NbTi , Nb_3Sn) yerine geçme potansiyelini arttırmaktadır. İncelenen katkı maddelerinin kısa bir analizi aşağıda özetlenmiştir. Aralarından bazıları, sadece birkaç element, yani Al, Mn, Li, ve

C, MgB₂ kristal örgüsünde Mg ya da B yerlerine geçtiği gözlenmiştir. Son zamanlarda, Dou ve diğerleri (Dou vd. 2007) MgB₂'deki süperiletkenlik özelliklerinin geliştirilmesi için tüm katkı maddelerini sınıflandırmaya yardım eden SiC katkılama işlemi için ikili (dual) bir reaksiyon mekanizması ortaya atmıştır.

2.5.1 MgB₂ örgüsündeki magnezyum ile yer değiştiren katkı maddeleri

İncelenmiş pek çok katkılama maddesi arasından yalnızca üç tanesinin MgB₂ kristal örgüsü içindeki Mg'nin yerine geçtiği gözlenmiştir. Bunların MgB₂'nin fiziksel özellikleri üzerine etkileri aşağıda özetlenmiştir.

- **Al-katkılanması** Mg'nin yerine geçer ve MgB₂'deki boşlukların sayısını azaltır. T_c'deki düşüş belirgindir: Mg_{1-x}Al_xB₂'de x=0.4 olması süperiletkenliğin kaybı ile sonuçlanmıştır (Slusky vd. 2001). Al katkı maddesi düzeyinin 0'dan 0.09'a artması, π-bant değerinde az miktarda bir artışa neden olmuştur, bu durum da Mg_{1-x}Al_xB₂'de dağılmış zayıf iç şerit ile açıklanmıştır (Gonnelli vd. 2007, Kortus 2007, Samuely vd. 2007). Ancak, bu etki çok zayıftır ve B_{c2}'de artış gözlenmemiştir (Angst vd. 2005). Ayrıca, Al katkısının yaklaşık x=0.3'e kadar artırılması, σ ve π-bantlarında azalmaya neden olmuştur (Kortus 2007).
- **Li-katkılanması:** Li'nin Mg'nin yerine geçmesi ile, MgB₂'de boşluklar açması ve T_c'yi yükseltmesi beklenmesine rağmen, ilginç bir şekilde Li-katkılı numunelerde T_c değerinde az miktarda bir düşme ve MgB₂ kristal örgüsünde bozulma gözlenmiştir (Karpiski vd. 2007). Mg_{1-x}(AlLi)_xB₂ bileşiğinin Al-katkılı MgB₂ ile karşılaştırdığımız analiz sonucunda, süperiletkenliğin temel olarak Al yer değiştirmesiyle etkilendiği ortaya çıkmıştır (Monni vd. 2006). AlLi co- katkılı MgB₂'nin, teorik incelemesi, Al'nin hem σ hem de π şeritleri üzerinde katkıda bulunduğunu ancak Li'nin yalnızca π şeridi üzerinde boşluklar yarattığını göstermiştir (Monni vd. 2006). T_c, σ şeridi ile belirlendiğinden dolayı, AlLi dopinginin tüm etkisi, T_c azalmasına neden olmuştur.

- **Mn-katkılaması** Yukarıda bahsettiğim malzeme gibi Mn'de Mg'ile yer değiştirir. Bu malzeme Al'a kıyasla T_c 'yi çok daha hızlı bir şekilde azaltır: Mn'nin yalnızca %2'si MgB_2 'deki süperiletkenliği tamamen yok edebilir (Rogacki vd. 2006).

2.5.2 Nano ve organik C- tabanlı katkılama

C-tabanlı katkılamanın, MgB_2 'nin süperiletkenlik özelliklerinde önemli gelişimlere yol açtığı deneysel olarak kanıtlanmıştır.

C-tabanlı doping, C'nin MgB_2 kristal örgüsündeki B alanlarına geçmesi ile sonuçlanmıştır. Ayrıca, C elektron verir ve MgB_2 'deki boşlukların sayısını azaltır. Artan C-katkılı içerikle birlikte MgB_2 tek kristali için, σ şeridinde bir düşüş ve π şeridinde yassılaşıma gözlenmiştir (Gonnelli vd. 2005, Tsuda vd. 2005, Szabo vd. 2007).

Genel olarak, C-tabanlı katkılama a örgü parametresinde daralma (büzülme) ile sonuçlanmış ve c örgü parametresine etki bulunmamıştır. Örgü parametresindeki bu değişim (Δa) C-katkılı numunelerin T_c 'sini kontrol altında tutmuştur.

MgB_2 örgüsüne C yer değişimi ve safsızlık fazlarının oluşumu (her katkı maddesi için farklı) ile, nano-ölçekli kristal örgünün yoğun ağı C-katkılı numunelerin formlarını bozmaktadır. Ayrıca, bir dizi nano-ölçekli safsızlık, ısı uygulaması esnasında oluşmaktadır bazı TEM çalışmalarında gözlemlendiği gibi, SiC-katkısı için Mg_2Si , BO_x , $Si_xB_yO_z$ (Dou vd. 2002, Dou vd. 2003, Hata 2006), ya da C- katkılaması için Mg_2C_3 , MgB_2C (Ma vd. 2006, Yeoh vd. 2006).

II.tip süperiletkenlerde, girdap çizgilerin 2ξ boyutunda normal bir merkez çapa sahip olduğu iyi bilinen bir gerçektir. ξ MgB_2 'de 5 nm'dir ve bu sebeple, 10 nm civarındaki safsızlıklar ve bozulmalar perçinleme merkezleri için idealdir. Pek çok çalışma, C-tabanlı katkılama, perçinlemeyi böylelikle de $MgB_{2-x}C_x$ numunelerinin akım taşıma

kapasitesini geliştirdiğini göstermiştir (Pogrebnyakov vd. 2004, Ueda vd. 2004, Yeoh vd. 2006, Dou vd. 2007, Flukiger vd. 2007).

C-tabanlı katkılama B_{c2} değerlerinin çok etkili bir şekilde artması ile sonuçlanır. Bu numunelerde şeritler içi dağılım, elektron ortalama serbest yol kısaltılması ile artış gösterir (Gurevich 2003). şekil 2.3'te gösterildiği gibi, dşuk sıcaklıkta B_{c2} 'de gözlemlenen artış, daha kirli olan π şeridine dayandırılabilir.

- **Nano-C katkılama:** % 5 C-katkılı MgB_2 şerit için, J_c , 5 K'de 10T'de 1.85×10^8 A/m²'ye ve 14T'de 2.8×10^7 A/m²'ye ulaşmıştır. 14 T'de 4.2 K değerinin rekor seviyesinin, başlangıç tozlarının bilye öğütülmesinin ardından Fe-kaplı MgB_2 teli için $J_c = 108$ A/m² olduğu rapor edilmiştir (Herrmann vd. 2007).
- **CNT-katkılama:** Tek duvarlı CNT-katkılı MgB_2 teli için, en yüksek 4.2K ve 14T'de $J_c = 108$ A/m² ve 12T'de 3×10^7 A/m² olarak (Kim vd. 2006) rapor edilmiştir. 0K'de yaklaşık 40T'lik B_{c2} değeri, çift duvarlı CNT-katkılı MgB_2 için rapor edilmiştir (Serquis vd. 2007); 20K'de $B_{irr} = 9T$ olarak (Dou vd. 2006) rapor edilmiştir.
- **Nano B_4C -katkılama:** 9T'da 4.2K'de, J_c değeri (Lezza vd. 2006) 108 A/m² rapor edilmiştir. B_4C katkı maddesi için, sinterleme sıcaklığı 900°C'den 800°C'ye düşürülebilir ki bu sıcaklık da daha çok tanecik sınırını sabitlemek için ve dolayısıyla da $J_c(B_a)$ 'nin arttırılması için tercih edilebilir.
- **Nano-SiC-katkılama:** T_c 'de az miktarda bir azalma ile (yaklaşık 2K) $J_c(B_a)$, $B_{c2}(T)$ ve B_{irr} 'in önemli bir şekilde artmasına neden olan ilk nano boyutlu bir katkı malzemesidir (Dou vd. 2002). 4.2K B_{c2} değeri Si-katkılı MgB_2 telleri için 33 T olarak rapor edilmiştir (Bhatia vd. 2005) ve 600 C'de sinterlenmiş tablet numuneleri için de 40K değeri rapor edilmiştir (Matsumoto vd. 2006).

- **Organik C-tabanlı katkılama:** Son yıllarda çok çeşitli organik materyaller katkı maddesi olarak incelenmiştir (Zhou vd. 2007, Shcherbakova vd. 2008), malik asit (Kim vd. 1989), polycarbosilane (Xu vd. 2006, Shcherbakova vd. 2007, Shcherbakova vd. 2010), tartarik asit (Hossain vd. 2007), bunların tümü MgB₂ elektromanyetik özelliklerinin gelişimini göstermiştir. 5K'de 36T'lik bir B_{c2}(T) değeri, şeker katkılı bulk örneği için yaklaşık olarak değerlendirilmiştir (Shcherbakova vd. 2008). Nano-Sic katkılama için daha iyi performans sergileyen yüksek bir akım taşıma kabiliyeti (5K (manyetik) 8T'de J_c = 3×10⁸ A/m²) polycarbosilane-katkılı tablet MgB₂ numunesinde gözlenmiştir (Shcherbakova vd. 2007, Shcherbakova vd. 2010).

Organik katkılama avantajları şöyledir:

- (i) düşük sıcaklıkta organik materyallerin dağılması ve MgB₂ oluşumundan önce yüksek seviyede reaktif olan amorf C'nin salınımı.
- (ii) sıvı ortamda B parçacıkları ile organik katkı maddelerinin ön karışımı sonucu olarak MgB₂ yapısı içerisindeki organik katkılamaların homojen dağılımı (Kim vd. 1989, Zhou vd. 2007, Shcherbakova vd. 2010).

2.5.3 İkili reaksiyon modeli

2007'de Dou ve diğerleri (Dou vd. 2007) MgB₂ için (diğer C-tabanlı katkılamalarla kıyasla) SiC maddesinin eşsiz olduğunu açıklayan ikili reaksiyon modeli ortaya atmıştır. Ayrıca, bu model MgB₂ süperiletkenlik özelliklerinin gelişimine ilişkin katkılamaların sınıflandırılmasına olanak tanımıştır. Dou ve diğerlerine göre (Dou vd. 2007), yüksek seviyede reaktif olan C, Mg₂Si'yi oluşturan ve düşük sıcaklıkta (~ 600 °C) C salınımı gerçekleştiren Si ve Mg'nin reaksiyonu nedeniyle SiC ile katkılanan Mg+2B sisteminde görünmektedir. Bu oluşan C aynı sıcaklıkta oluşan (≥ 600 °C) ve girdap sabitlemesine (vortex pinning) ve safsızlığın dağılımının artmasına neden olan MgB₂ örgüsü ile kolayca bütünleşir. Buna ek olarak, çok iyi dağılmış ince parçacıklar (Mg₂Si, BO_x, Si_xB_yO_z, BC) ve aşırı nano boyuttaki C bunları iyi perçinleme merkezler haline getiren MgB₂'nin uyum uzunluğu ile eşleşerek MgB₂ yapısına bütünleşebilir.

Bu modelin önemli bir sonucu, tüm katkı maddelerinin MgB_2 süperiletkenlik özelliklerine olan yararlı etkileri açısından dört grupta sınıflandırılabilir (Dou vd. 2007).

İlk grup yeni oluşan reaktifin C'nin MgB_2 oluşum sıcaklığında B alanı ile bütünleştiği SiC ve karbohidratlardır; ikinci grup nano-C, CNT ler ve B_4C gibi materyallerdir, bunlar MgB_2 oluşumu için gerekli olandan daha yüksek bir sıcaklıkta C sağlar; üçüncü grup Si ve bir dizi silisidir, bunlar ise C yer değiştirmesi oluşturmaksızın MgB_2 'nin oluşum sıcaklığında Mg ile reaksiyona girebilirler; dördüncü grup, BN ve MgO gibi bileşikler içerir ve bunlarda çok yüksek sinterleme sıcaklığına kadar herhangi bir reaksiyon ya da yer değiştirme oluşmamasından dolayı MgB_2 süperiletkenlik özelliklerinin gelişimi üzerine çok az pozitif bir etkisi vardır hatta bu etki negatif bile sayılabilir.

2.5.4 Üzerlerinde çalışılan diğer katkı maddeleri

MgB_2 'nin mikro yapısında, dolayısıyla elektromanyetik özelliklerde, birçok katkı maddesinin (pratik bakış açısından) önemli bir etkisi vardır. Bu maddeler aşağıda özetlenmiştir.

MgB_2 kristal örgüye girmeyen, $ZrSi_2$ ve WSi yanı sıra (Zhao vd. 2001), Ti (Finnemore vd. 2003, Prikhna vd. 2003, Haigh vd. 2005), Zr (Horhager vd. 2006) ve Ta (Prikhna vd. 2002, Prikhna vd. 2003) tanecik sınırlarındaki oksijen emilimine sebep olur (Ti, Ta, Zr), tanecik bağlılığını artırır, boşlukları azaltır ve bağlanmayı ve J_c 'yi artırır. Dy_2O_3 (Chen vd. 2006) ve Zr katkılama (Feng vd. 2002) tanecik boyutunun küçülmesine sebep olmaktadır; Fe_2O_3 katkılama malzemelerinin (Snezhko vd. 2005) kendileri etkili perçinleme merkezleri olarak hareket eder. Bütün bu maddeler MgB_2 'deki bağların güçlenmesine katkı sağlar. Ancak, C-tabanlı katkılama ile kıyaslandıklarında MgB_2 süperiletkenlik özelliklerinin artmasında daha az etkilidirler.

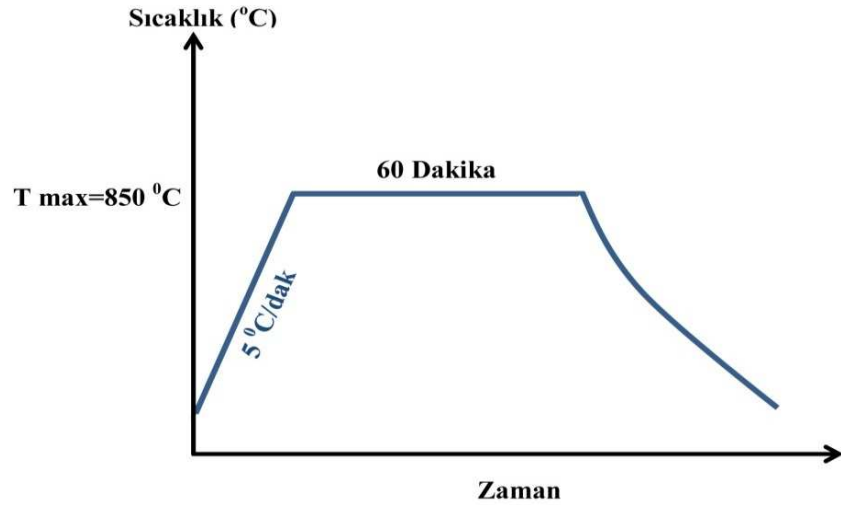
3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1 Örneklerin Hazırlanması

Bu çalışmada örnekler üniversitemizin katıhal fiziği laboratuvarında katıhal reaksiyon yöntemi kullanılarak hazırlandı. Başlangıç maddesi olarak %99.8 saflıkta Mg ve %95-%97 saflıkta amorf B ve %99 B₄C tozları kullanıldı. MgB_{2-5x}(B₄C)_x formunda x=0, 0.04, 0.1, 0.2, 0.4 olacak şekilde, gerekli molar hesaplar yapıldıktan sonra her bir x değeri için 3g kompozisyon hazırlandı. Uygun stokiyometrik oranlarda karıştırılarak homojen bir karışım elde etmek için 5 saat 150rpm hızla ball milling cihazında öğütüldü. Öğütülen tozlardan her birinden 0.2g alınarak 10 Mpa basınç altında 13mm çapında peletler haline getirildi. Preslenen tablet, önce glove box ortamında paslanmaz özel numune tüpü içine yerleştirildi ve tüp fırına yerleştirildi. Sinterleme süresince fırın içerisine konulan malzemelerimiz, Ar atmosferinde 5°C/dakika hızla 850°C'ye kadar ısıtılıp, bu sıcaklıkta 60 dakika bekletildikten sonra fırın içinde soğutulup, numuneler fırından çıkarıldı. Örneklere ait tavlama sıcaklık profili Sekil 3.1'de verilmistir. Numunelerin hazırlama koşulu özet olarak çizelge 3.1'de gösterilmiştir.

Çizelge 3.1 Numunelerin hazırlama koşulu

MgB _{2-5x} (B ₄ C) _x 'deki x değeri	Numunelerin kısaltılmış isimleri	Numunelerin hazırlama koşulu
0	C0	10 Mpa basınçta preslendikten sonra 850°C'ye kadar ısıtılan fırında 1 saat bekletilip daha sonra fırın ortamında soğutuldu.
0.04	C04	
0.1	C1	
0.2	C2	
0.4	C4	

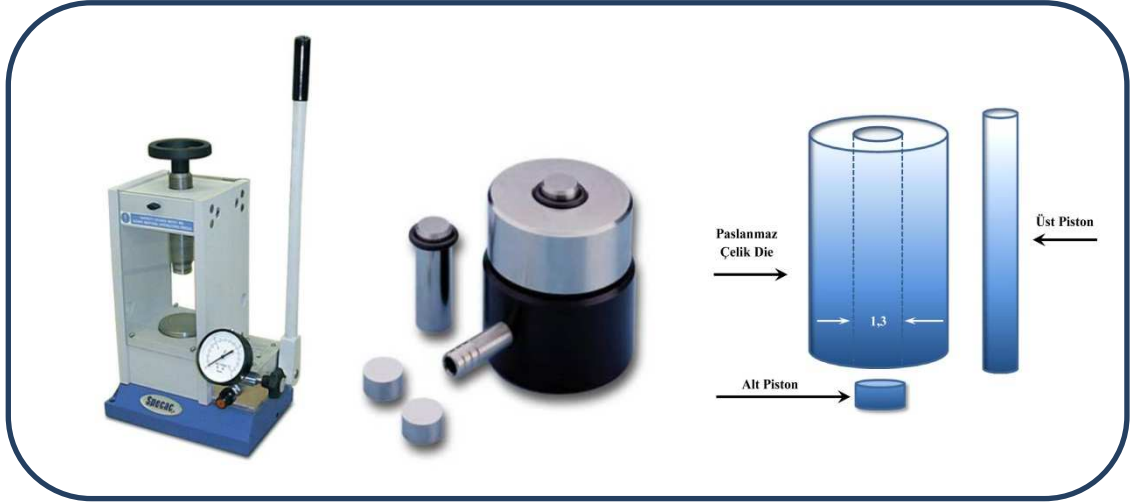


Şekil 3.1 850 °C’de 1 saat sinterleme işlemine tabi tutulan örneklerin şematik grafiği

Deney esnasında kullanılan cihazların görüntüsü şekil 3.2- 3.4’te sunulmuştur.



Şekil 3.2 Numunelerin öğütme sırasında kullanılan Ball-Milling cihazı



Şekil 3.3 Numunelerin presleme işleminde kullanılan Specac marka pres ve 1.3 cm çaplı kalıp seti



Şekil 3.4 Numunelerin ısıtılma sırasında kullanılan paslanmaz çelik tüp ve fırın

3.2 X Işınları Toz Kırınım (XRD) Analizi

Kristal malzemelerdeki değişik kristal yapıları (fazlar) veya kristal yapıparametrelerini tespit etmek için X-ışını kırınımı yöntemi kullanılır. Bu yöntemin temeli Bragg yansımalarına $2d \sin\theta = n\lambda$ dayanır. Gönderilen X-ışını örnek üzerinden kırılır ve bir dedektör yardımıyla algılanan ışın bilgisayara aktarılarak yansıma şiddetine karşılık 2θ değerinde grafiğe geçilir.

Katıhal reaksiyon yöntemi ile hazırlanmış olan numunelerin yapısal karakterizasyonu İnönü Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezi (İBTAM)

Laboratuarı'nda bulunan Rigaku RadB-DMAX-II (toz örnekler için) ile $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1.5414 \text{ \AA}$) radyasyonu kullanılarak $2\theta = 5-80^\circ$ aralığında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.5 Rigaku RadB-DMAX-II, X-ışını cihazı

3.3 Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümü (M-T, M-H)

Manyetizasyon ölçümlerinde “Quntum Design PPMS” sistemi kullanılmıştır. Laboratuarda mevcut olan modüller direnç ölçüm modülü ile titreşim örnekleme manyetometre (VSM) modülü olup, deney sisteminin genel görüntüsü ise şekil 3.6’da verilmektedir. Fiziksel ölçüm sistemi (PPMS); manyetik alan akım kaynağı, sıvı azot ceketli helyum tankı ve tüm bu bileşenleri hassas bir şekilde kontrol edebilen Quantum Design Model 6000 ana kontrolcüsünden meydana gelmektedir. Ana kontrolcü, sıcaklık kontrolcüsü ile manyetik alan kontrolcüsü içermekte olup, bilgisayar tarafından CAN (açık network protokolü) data iletişim kartı yardımıyla tamamen kontrol edilebilmektedir. PPMS ve VSM sistemleri, Quantum Design’in tak-çıkâr özelliğe sahip gelecek nesil elektronik CAN mimariyi kullanarak tasarladığı ilk ölçüm sistemidir. Şekil 3.6 Quntum Design PPMS sistemiPPMS sistemine monte edilebilen Model P525 VSM ölçüm sistemi manyetizasyon ölçmekte olup; hızlı, hassas ve tamamen DC manyetometre kontrolüyle çalışmaktadır. Örneğin lineer titreşimi, VSM lineer motor hareketi tarafından sağlanmaktadır.

Titreşim 42 frekansı 40 Hz olup, titreşim hareketi yapılmadan önce örneğin başlangıç konumu (touchcentering) sistem tarafından otomatik olarak veya kullanıcı tarafından belirlenir. VSM algılama bobininin hassasiyeti manyetik alanın büyüklüğüyle etkilenmemektedir.

Titreşim örnekleme manyetometre sistemindeki (VSM) manyetizasyon ölçümünde temel prensip, örneğin algılama bobini yakınında bobinin aksel yönünde titreştirilmesi sırasında eş zamanlı olarak algılama bobininde etki ile voltaj oluşturulması ve bu voltajın sistem tarafından ölçülmesidir. VSM algılama bobini, standart PPMS örnek yerleştirme çubuğu kullanılarak PPMS örnek odasına yerleştirilir.

Algılama bobiniyle birleşik, bağılısilyasyon genliği 1-3 mm ve frekansı 40 Hz olan gradiyometre kullanıldığında, sistem 1 Hz veri hızında 10^{-6} emu'dan daha az değişimleri algılayabilmektedir. Manyetizasyon ölçümü için örnek, sinüsel titreşim yapan örnek çubuğunun ucuna takılır. Titreşim merkezi tayini, gradiyometre algılama bobinin dikey ortasında isteğe bağlı olarak otomatik veya elle oluşturulabilir. Doğru merkezleme ve titreşim genliği, optic lineer kod çözücü kullanan VSM motor modülü (parçası) ile kontrol edilir. Algılama bobininde indüktif voltaj yükseltildikten sonra, frekans ve faz kilitlemeli yükselteç tarafından VSM algılama modülünde ölçülür. Eş zamanlı algılama için VSM algılama bobini, referansa göre konum çözücü sinyali kullanır. Bu çözücü sinyal ise VSM liner motor hareketini sağlayan modülden gelen ham sinyali dönüştüren VSM motor modülünden elde edilir. VSM algılama modülü, çözücüden ve algılama bobininden gelen yükseltilmiş voltajdan faz içi veya belirli fazlardaki sinyali algılar. Bu sinyallerin ortalaması alınır ve CAN arayüzeyi aracılığıyla bilgisayardaki programa komut karşılığı olarak gönderilir.

Manyetizasyon ölçümleri İnönü Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezi (İBTAM) Laboratuvarı'nda bulunan quantum design PPMS model 6000 with magnetic controller sisteminde alınmıştır. Ölçüm için tablet halindeki örnekler düzenli bir geometride kesilip, hassas terazi ile tartılmış, daha sonra ölçüm aşamasına geçilmiştir.

M-H ölçümleri -9 ile 9T alan değerleri arasında 5, 10, 15K değerlerinde üç farklı sabit sıcaklık için yapılmıştır. Ölçümler 9T'dan başlayarak eşit aralıklarla, -9T değerine ve daha sonra yine başlangıç değerine dönülerek alınmıştır.

Böylece, manyetizasyonun değişimi alanın bir fonksiyonu olarak elde edilmiştir. M-T ölçümleri ise, 0.001T değerinde manyetik alan altında alınmış ve manyetizasyonun değişimi sıcaklığın bir fonksiyonu olarak elde edilmiştir.



Şekil 3.6 Quantum design PPMS cihazı

Numunelerin kritik akım yoğunlukları, J_c , ölçülen manyetik histeresiz eğrisini kullanarak ve $J_c \sim \Delta M$ varsayarak hesaplandı. Burada ΔM histeresiz eğrisinin genişliğidir. Dc mıknatıslanma eğrisinden manyetik J_c 'yi hesaplanması kritik durum modeline dayanmaktadır (Bean 1964).

Manyetik J_c aşağıdaki ilişkileri kullanılarak hesaplanmıştır (Chen, Goldfarb 1986):

i) Çubuk şeklinde örnekler için:

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

Burada a ve b numunenin manyetik alana dik olan kısmının boyutlarıdır ($a < b$).

ii) Silindirik bir numune için (uygulanan manyetik alana paralel):

$$J_c = 30 \frac{\Delta M}{d} \quad (3.2)$$

Burada d silindirin çapı olarak alınır.

iii) Silindirik bir numune için (uygulanan manyetik alana dik):

$$J_c = 30\pi \frac{\Delta M}{4d} \quad (3.3)$$

Denklemlerde (3.1)-(3.3) J_c için (A/m^2), ΔM için (emu/m^3) ve a, b, d için ise (m) birimleri kullanılmıştır. Magnezyum diborürün J_c 'si malzemenin boyutuna bağlı olduğundan, manyetik ölçümler için numuneler yaklaşık olarak $1 \times 2 \times 4$ mm boyutlarında kesildi.

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1 XRD Analizleri

Başlangıç tozunda $MgB_{2-5x}(B_4C)_x$ formülüne göre B_4C ile Mg ve B'yi kullandık. Burada x değerini arttırdığımızda ham boron miktarının Mg'ye kıyasla azaldığı gözlemlenir, aynı zamanda B_4C 'nin ayrışımından sonra ortaya çıkan bor, x'in artışı ile birlikte artmaktadır. Borun ortalama miktarı, x'in artışı ile birlikte Mg'ye kıyasla azalmaktadır. Bu da daha yüksek x değerleri ile hazırlanmış örneklerindeki etkin Mg fazları ile birlikte reaksiyona girmemiş Mg'yi gözlemlememizin sebebidir. C1,C2 örneklerinde hiç reaksiyona girmemiş Mg gözlemlemiyoruz ama Mg eksikliğinden dolayı oluşan MgB_{12} gibi pikler görünüyor.

C4 hariç diğer numunelerde MgB_2 baskın faz olarak görülmektedir. Tüm örneklerde MgO az da olsa vardır ve C4 numunesinde MgO baskın fazlardan biri olarak görülmektedir.

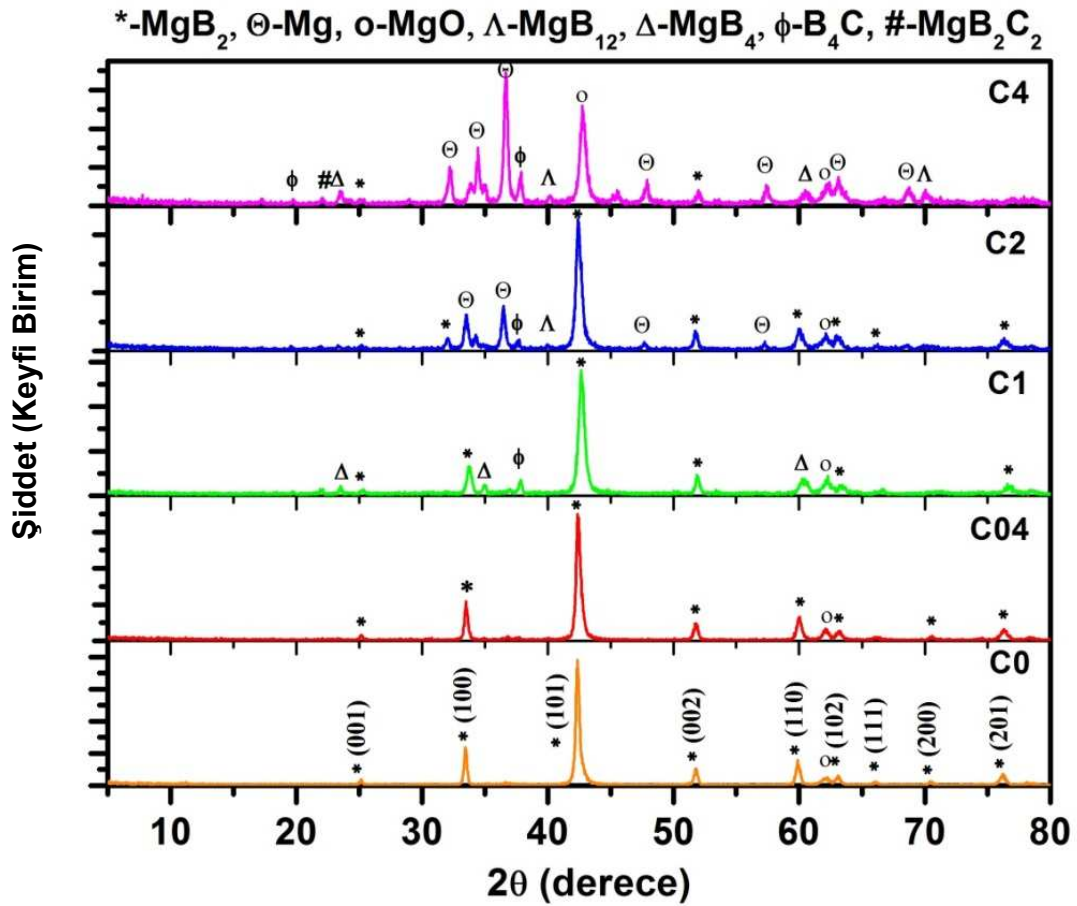
C04 numunesinde B_4C 'ye ait herhangi bir pike rastlamadık ve B_4C 'den gelen karbon fazlarına ait bir pik de görünmemiştir. Aynı zamanda B_4C 'den gelen Bor, Mg ile MgB_2 şeklinde reaksiyona girdiği gözlemlenmiştir. Beklendiği gibi x değerinin az daha artırılması, yani C1 numunesinde, Mg etkin fazlarının ortaya çıkmasına yol açmaktadır. x değeri daha da arttırıldığında, yani C2 ve C4 numunelerinde, çizelge 4.1'e göre borun eksikliğinden dolayı reaksiyona girmemiş Mg pikleri ortaya çıkmıştır.

Diğer yandan başlangıç tozundaki B_4C miktarı arttıkça, C4 numunesinde B_4C fazına ait piklerin şiddeti de yükselmektedir. Bu numunede çok küçük MgB_2 pikleri ortaya çıkmıştır. Buna ek olarak MgB_2C_2 piki Mg pikleri ile beraber görülmüştür. Bu da bu numunede hem T_c 'nin hemde J_c 'nin azalmış olduğunu göstermektedir. Böylece yüksek B_4C katkısı bu sentezleme koşulları altında MgB_2 'nin süperiletkenlik özelliklerinin düşürülmesine yol açmıştır.

Çizelge 4.1 $MgB_{2-5x}(B_4C)_x$ formülüne göre hazırlanan numunelerdeki kullanılan B , Mg ve C'nin stokiometrik oranları

x	Mg	B	B	C	B _{toplam}
0	1	2	0	0	2
0.04	1	1.8	0.16	0.01	1.96
0.1	1	1.5	0.4	0.1	1.9
0.2	1	1	0.8	0.2	1.8
0.4	1	0	1.6	0.4	1.6

$MgB_{(2-5x)}(B_4C)_x$ ($x = 0, 0.04, 0.1, 0.2$ ve 0.4) kompozisyonuna sahip örnekler için elde edilen toz kırınım sonuçları şekil 4.1'de gösterilmektedir.



Şekil 4.1 $MgB_{(2-5x)}(B_4C)_x$ ($x = 0, 0.04, 0.1, 0.2$ ve 0.4) kompozisyonuna sahip örnekler için elde edilen toz kırınım sonuçları

Çizelge 4.2-4.6 da $MgB_{(2-5x)}(B_4C)_x$ ($x = 0, 0.04, 0.1, 0.2$ ve 0.4) şeklinde hazırlanan numuneler için belirlediğimiz piklerin oluştuğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri verilmektedir.

Çizelge 4.2 C0 numunesine ait belirlediğimiz piklerin oluştuğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri

C0			
2θ (derece)	d (Angstrom)	Şiddet (keyfi birim)	faz
25.169	3.538	4.950	MgB ₂
33.443	2.680	30.406	MgB ₂
42.397	2.132	99.314	MgB ₂
51.738	1.766	13.279	MgB ₂
59.883	1.544	20.504	MgB ₂
62.199	1.492	6.422	MgO
63.100	1.473	7.827	MgB ₂
66.060	1.414	3.177	MgB ₂
70.436	1.336	3.344	MgB ₂
76.210	1.249	9.031	MgB ₂

Çizelge 4.3 C04 numunesine ait belirlediğimiz piklerin oluştuğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri

C04			
2θ (derece)	d (Angstrom)	Şiddet (keyfi birim)	faz
25.169	3.538	4.521	MgB ₂
33.480	2.676	30.918	MgB ₂
42.397	2.132	99.603	MgB ₂
51.793	1.765	13.430	MgB ₂
60.067	1.540	18.616	MgB ₂
62.089	1.495	9.142	MgO
63.155	1.472	7.446	MgB ₂
66.373	1.408	2.658	B ₄ C
70.584	1.334	3.557	MgB ₂
76.265	1.248	8.909	MgB ₂

Çizelge 4.4 C1 numunesine ait belirlediğimiz piklerin oluştuğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri

C1			
2θ (derece)	d (Angstrom)	Şiddet (keyfi birim)	faz
23.533	3.780	8.013	MgB ₄
25.335	3.515	4.949	MgB ₂
33.701	2.659	23.366	MgB ₂
34.951	2.567	8.887	MgB ₄
37.837	2.377	12.693	B ₄ C
42.655	2.119	99.796	MgB ₂
51.855	1.763	16.800	MgB ₂
60.324	1.534	12.087	MgB ₄
62.273	1.491	15.790	MgO
63.468	1.465	8.652	MgB ₂
76.559	1.244	9.561	MgB ₂

Çizelge 4.5 C2 numunesine ait belirlediğimiz piklerin oluştuğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri

C2			
2θ (derece)	d (Angstrom)	Şiddet (keyfi birim)	faz
25.220	3.530	4.380	MgB ₂
33.480	2.676	27.559	MgB ₂
34.271	2.616	11.920	Mg
36.477	2.463	33.840	Mg
37.746	2.383	8.491	B ₄ C
40,056	2.251	4,818	MgB ₁₂
42.416	2.131	99.820	MgB ₂
47.693	1.906	6.664	Mg
51.738	1.766	15.093	MgB ₂
57.272	1.608	6.953	Mg
60.030	1.541	16.534	MgB ₂
62.126	1.494	13.234	MgO
62.990	1.475	11.727	MgB ₂
66.240	1,411	3.504	MgB ₂
68.600	1,367	4.161	Mg
76.330	1.247	9.548	MgB ₂

Çizelge 4.6 C4 numunesine ait belirlediğimiz piklerin olduğu 2θ dereceleri, şiddetleri ve hesapladığımız d değerleri

C4			
2θ (derece)	d (Angstrom)	Şiddet (keyfi birim)	faz
19.709	4.504	5.117	B ₄ C
22.062	4.028	5.941	MgB ₂ C ₂
23.478	3.788	11.062	MgB ₄
25,185	1.811	4.541	MgB ₂
32.193	2.780	29.203	Mg
34.473	2.601	43.427	Mg
36.661	2.450	99.875	Mg
37.893	2.373	25.536	B ₄ C
40.173	2.244	7.678	MgB ₁₂
42.747	2.114	74.810	MgO
47.895	1.898	19.563	Mg
51.977	1.759	11.661	MgB ₂
57.382	1.605	15.707	Mg
60.453	1.531	11.724	MgB ₄
62.383	1.488	17.760	MgO
63.100	1.473	21.490	Mg
68.760	1.365	13.682	Mg
70.032	1.343	11.977	MgB ₁₂

Elde edilen pikler arasında C0, C04 ve C1 örnekleri için en şiddetli iki pik (100) ve (101) düzlemlerine ait MgB₂ pikleridir. C0 numunesi için bir MgO piki dışında XRD sonucu literatür ile tam olarak uyum içerisinde ve tek fazlı bir yapılanmada olduğunu göstermektedir. Özellikle MgB₂ sisteminin karakteristik pikleri olarak kabul edilen $2\theta = 33.4, 42.4, 51.8, 63.1$ ve $76,13$ 'deki pikler tam olarak elde edildiği için kullanılan çıkış maddesinin saflığına tam olarak emin olunmuştur. Tüm katkılı numunelerde şiddetleri zayıf olsa da reaksiyona girmemiş B₄C pikler gözlenmektedir. Sadece C04 örneğinde MgO ve B₄C fazlarının oluşumu etkili perçinleme merkezleri olarak davrandığını ve kritik akım yoğunluğunu arttırdığını söyleyebiliriz. Mg'deki her türlü kayıp hatta MgO oluşumuna bağlı olarak da MgB₄ oluşumuna neden olur. MgB₄ fazının oluşumu genellikle MgB₂'nin tane sınırlarında meydana gelir, kristal yapısı ve örgü sabitleri MgB₂ ile büyük ölçüde farklı olduğundan MgB₂ taneleri arasında zayıf bir bağlantıya neden olur (Zhao 2002). Görüldüğü gibi doping miktarı arttıkça süperiletken olmayan fazların sayısı artmaktadır (Vajpayee vd. 2011) ve yüksek katkılı numunelerde reaksiyona girmeyen Mg pikleri de vardır. Grafiklerde görüldüğü gibi (110) düzlemine

ait MgB_2 piklerinde B_4C katkısı arttıkça yüksek derecelere kayma vardır buradan da a örgü parametresinde büzülme olduğunu söyleyebiliriz (Yeoh vd. 2007).

4.2 Örgü Parametrelerinin Hesaplanması

$MgB_{(2-5x)}(B_4C)_x$ ($x = 0, 0.04, 0.1, 0.2$) kompozisyonuna sahip örneklerin katkı miktarı ile a örgü parametresi ve c örgü parametreleri arasındaki değişim şekil 4.2'de gösterilmiştir. Tüm numunelere ait örgü parametreleri $5^\circ-80^\circ$ aralığındaki MgB_2 'ye ait XRD toz kırınım desenlerinden yola çıkarak ve daha sonra powderX (Wu 1989) programını kullanılarak hesaplanmıştır.

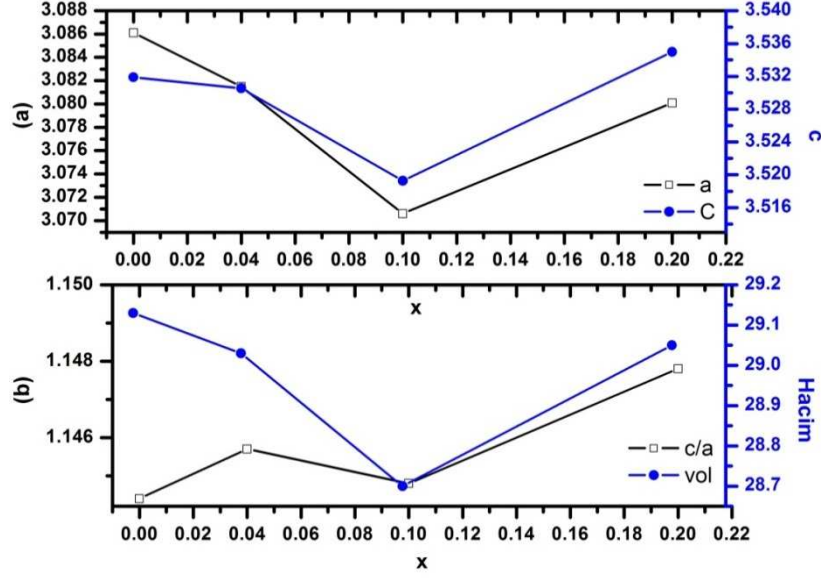
Karbonun, Bor yerine geçmesi a ekseninin kısılmasına yol açtığı çok iyi bilinmektedir ve bunun sonucunda T_c 'de bir azalma olduğu rapor edilmiştir. Katkı miktarındaki artış ile T_c 'de sistematik şekilde azalma olduğu gözlemlenmiştir. x 'in artışı ile birlikte a daki değişim c 'ye göre daha belirgindir. 0 'dan 0.1 'e kadar katkı miktarı arttıkça a ekseninde sistematik olarak bir azalma meydana geliyor ve bu da literatürde bulunan sonuçlarla uyum göstermektedir (Yamamoto vd. 2004).

C2 numunesinde şekil 4.2.a'da görüldüğü gibi a ve c eksenleri yeniden uzamaktadır. Şekil 4.2.a'dan ve şekil 4.2.b'den açıktır ki $x=0.1$ 'e kadar a eksenindeki azalma c eksenindeki azalmaya göre daha dik ya da daha hızlıdır.

C4 numunesi için sadece iki düşük şiddete sahip pik (c eksenine yönelmiş) görebiliyoruz, buna bağlı olarak numunede c eksenine doğrultusunda yönelmiş MgB_2 'nin kristalin formunun oluştuğunu söyleyebiliriz. Bu da numunede gözlemlenen düşük J_c ile uyum içerisindedir. Yükselmiş kristalleşme derecesi yüksek alanlar altında olan H_{c2} , H_{irr} ve T_c 'nin azalmasına katkıda bulunduğu inanılmaktadır. Bu numuneye için hesapladığımız örgü parametreleri çizelge 4.7'de gösterilmektedir.

Aynı zamanda numuneler yüksek sıcaklıkta sentezlenince B_4C 'den elde edilen C 'nin doping ile birlikte örgüdeki küçülmenin T_c 'nin azalmasına neden olduğu sonucuna

varılmıştır. Bu sonuç Yamamoto ve diğerlerinin elde ettiği sonuçla uyumludur (Yamamoto vd. 2004).



Şekil 4.2 MgB₂ fazına ait *a* ve *c* örgü parametrelerinin MgB_{2-5x}(B₄C)_x'deki *x* değerine göre değişimi

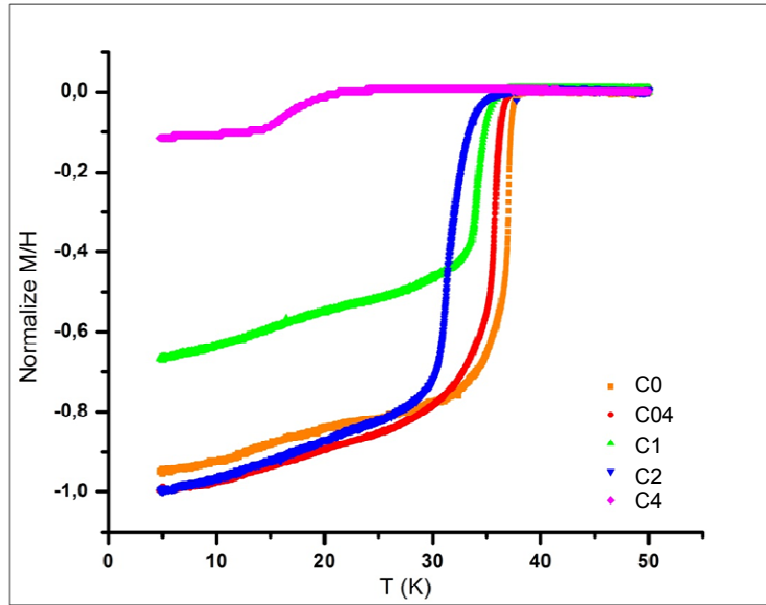
Çizelge 4.7 MgB_{2-5x}(B₄C)_x kompozisyonu için hesaplanan *a* ve *c* örgü parametreleri

Numune Adı	' <i>a</i> ' (Å)	' <i>c</i> ' (Å)	<i>c/a</i>	Hacim	<i>T_c</i>
C0	3.086	3.532	1.1444	29.13	38.4
C04	3.081	3.530	1.1457	29.03	38.1
C1	3.070	3.519	1.1448	28.70	37.3
C2	3.080	3.535	1.1478	29.05	37.0
C4	3.095	3.521	1.1375	29.21	25.5

4.3 M-T Ölçümleri

MgB_{2-5x}(B₄C)_x (x=0,0.04,0.1,0.2 ve 0.4) katkılı numunelerin normalize edilmiş manyetizasyon-sıcaklık (M/H-T) grafikleri 10 Oe değerindeki manyetik alan altında şekil 4.3'te gösterilmektedir. M/H-T eğrilerinde manyetik momentin hızlı değişmeye başladığı andaki sıcaklık değeri örneğin süperiletkenliğe geçiş sıcaklığına *T_c* karşılık gelir. Tüm numuneler için bu değer çizelge 4.7'de gösterilmiştir. C04, C1 ve C2 numunelerinin *T_c* değerleri hazırlanan saf numune ile karşılaştırıldığında çok az bir düşüş olduğunu görmekteyiz. Kritik sıcaklığın artan B₄C katkı seviyesi ile sistematik

olarak azalmakta olduğu açıktır. Bor ve karbon seviyelerinin iyon sayıları farklı olduğu için, T_c 'nin azalmasının elektron katkısı ile σ bandının doldurulması etkisinden meydana geldiği düşünölmektedir (Yetter vd. 1982). Bilindiği gibi süperiletken durumda malzemeler diamanyetik bir etkiye sahiptirler. Dolayısıyla kritik sıcaklık değerinin altındaki sıcaklıklarda manyetizasyon değerinin düşmesi oluşun diamanyetik etkinin bir sonucudur. Burada 38.4K'in üzerindeki sıcaklıklarda manyetizasyon değerinin sabit ve sıfır olduğu görölmektedir, yani diamanyetik etki yoktur. Ancak sistemin süperiletken faza geçtiği andan itibaren manyetizasyon değeri düşmeye başlamıştır.



Şekil 4.3 Numunelerin 10 Oe değerindeki manyetik alan altında normalize edilmiş manyetizasyon-sıcaklık (M/H-T) grafikleri

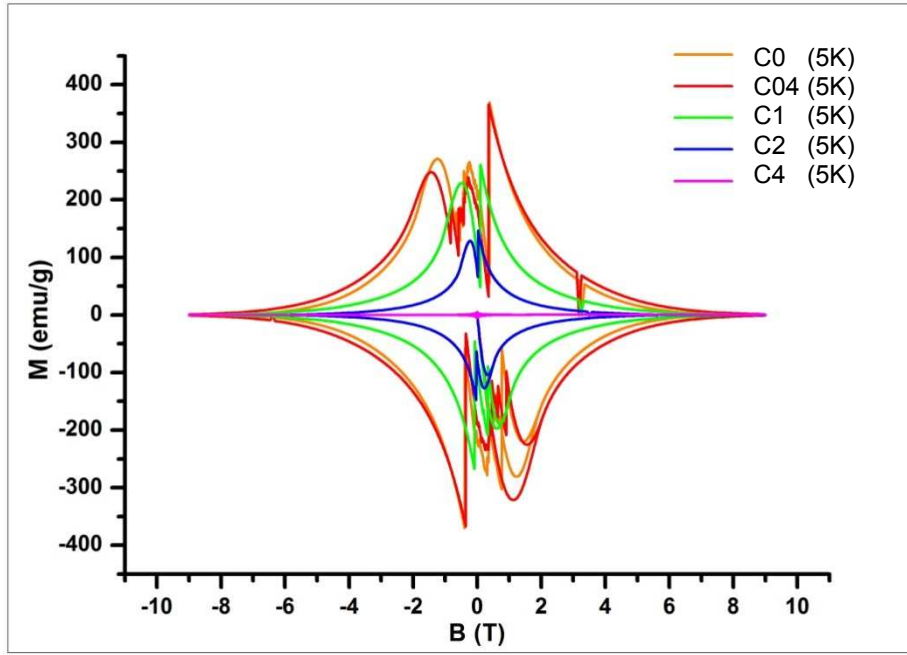
4.4 M-H Ölçümleri

Şekil 4.4–4.7'de $MgB_{2-5x}(B_4C)_x$ ($x=0,0.04,0.1,0.2$ ve 0.4) katkılı numunelerin M-H grafikleri gösterilmiştir. Ölçümler -9 ile $9T$ alan aralığında $5K$, $10K$ ve $15K$ 'de üç farklı sıcaklık değerinde yapılmıştır. Hazırladığımız C0 numunesi için $5K$ 'de M-H ilmeklerini kapandığı yer yaklaşık $7T$, C04 numunesi için bu değer yaklaşık $8T$, C1 için ise bu değer $6T$ ve C2 için M-H eğrisinin sıfır olduğu değer $5T$ dir. Buna göre C04 numunesine ait tersinmezlik alanında bir iyileşme olduğunu söyleyebiliriz. Tersinmezlik

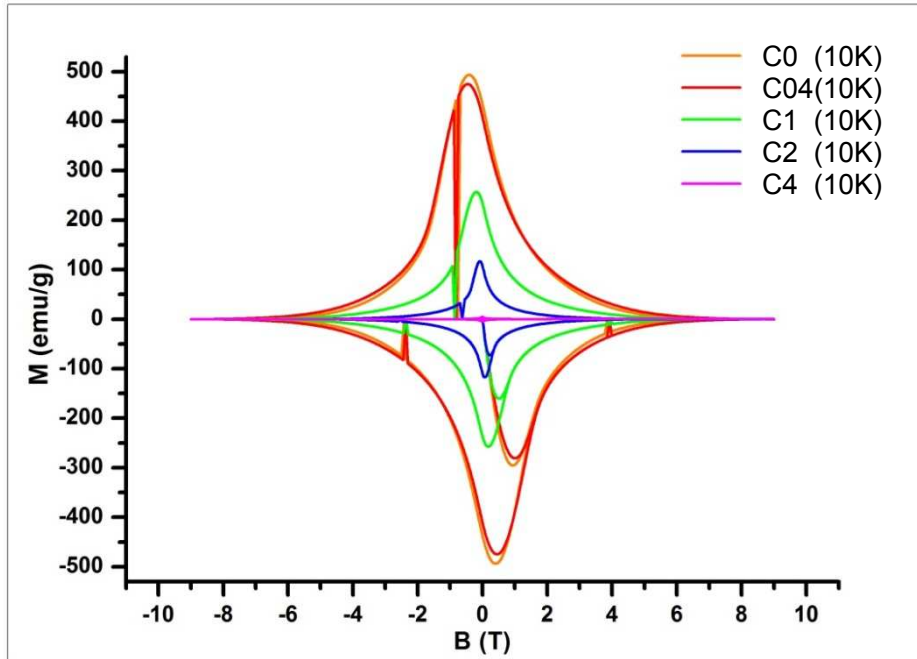
alanları (H_{irr}) manyetik histeresiz eğrisinin neredeyse kapalı duruma geldikleri alandan türetilir (Dou vd. 2004).

Saf MgB_2 'nin $M-H$ eğrisi incelendiğinde alan değeri arttırıldığında manyetizasyon değerinde üstel şekilde bir azalma oluşmaktadır. Alan değeri azaltılırken de manyetizasyon değerinin aynı şekilde artış sergilediği görülebilmektedir. Manyetizasyonun uç değerlerinde oluşan azalma sistemin kritik akım yoğunluğunun azaldığının da bir göstergesidir. Bu etki katkılama oranına bağlı olarak $M-H$ eğrileri içerisinde kalan alanın küçülmesine bağlı olarak da tahmin edilebilir. Çünkü histeresis eğrisi içerisinde kalan alanın büyük olması o sistem için kritik akım yoğunluğunu belirleyen bir parametre olan tuzaklama özelliklerinin iyi olduğu anlamına gelmektedir. Örneklerin $M-H$ ilmekleri incelendiğinde 10K'de ölçülen manyetizasyon eğri genişliğinin 15K'e göre daha büyük olduğu görülmektedir. Ölçüm sıcaklığı azaldıkça manyetizasyon eğrisinin genişliğinin artması, örnek içerisinde süperiletken taneler arasındaki temasın iyileştiğini gösterir. Manyetizasyon eğrilerinin genişliği ile örnek içerisindeki akı perçinleme merkezi sayısının orantılı olduğu birçok çalışmada rapor edilmiştir (Feng 1998).

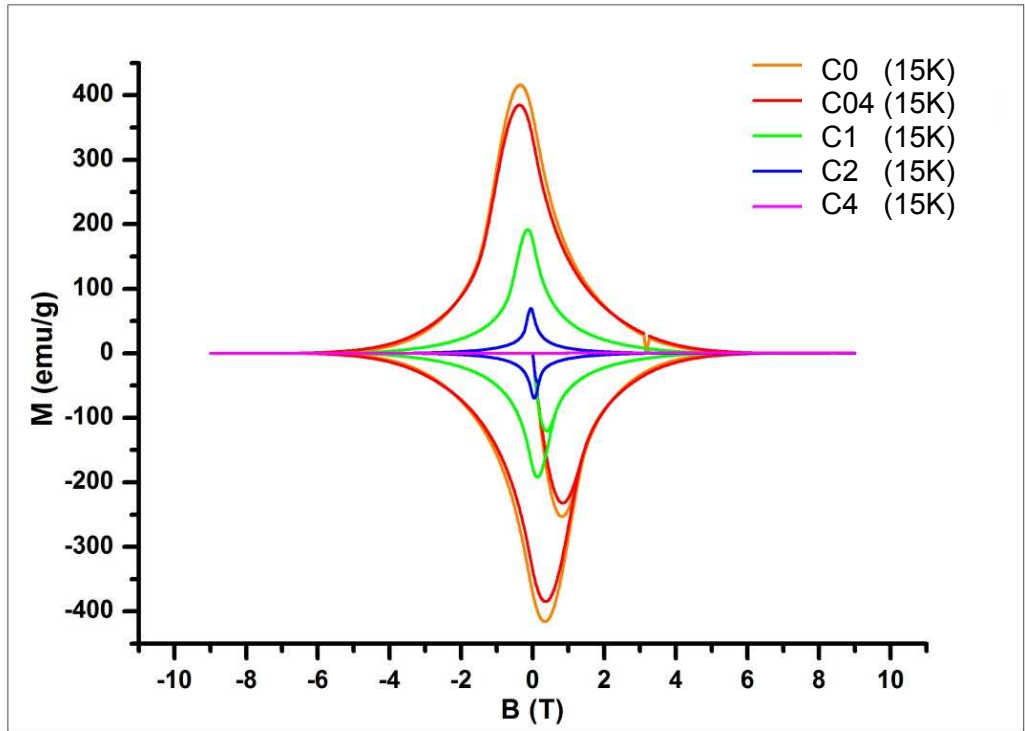
Örneklere ait $M-H$ eğrilerinin belirli bir manyetik alan değerine kadar ΔM değeri artmakta ve belli bir tepe değerinden sonra uygulanan manyetik alan arttıkça ΔM değeri azalmaktadır. Bunun nedeni, taneli yapıya sahip örneğin içindeki taneler arası etkileşimin zayıf olması ve düşük manyetik alanın ise bu etkileşimi bir dereceye kadar arttırdığıdır. Manyetik alan değeri belli bir değerden daha yüksek olduğunda ise taneler arası etkileşim ortadan kalkmakta ve artan manyetik alanla manyetizasyon tekrar azalmaktadır. Şekil 4.4'te C4 numunesine ait $M-H$ grafikleri gösterilmektedir. Bu grafikte görüldüğü gibi $M-H$ eğrilerinin genişliği daha küçüktür ve bu da H_{irr} ve J_c 'nin küçük olduğunu söyleyebiliriz. Akı perçinlemesi olayının süperiletkenlerin uygulamaları için büyük bir problem olduğu iyi bilinmektedir (Kimishima vd. 2007). Termal atmalar ölçümler sırasında meydana gelmektedir ve kritik akım yoğunluğunun azalmasına sebep olmaktadır ve çığ süreci olarak akışın içeri girmesine izin vermektedir. Bizim örneklerimizde, akı sıçramaları şekil 4.4'te görüldüğü gibi 5K değerindeki sıcaklıklarda gözlemlenmektedir.



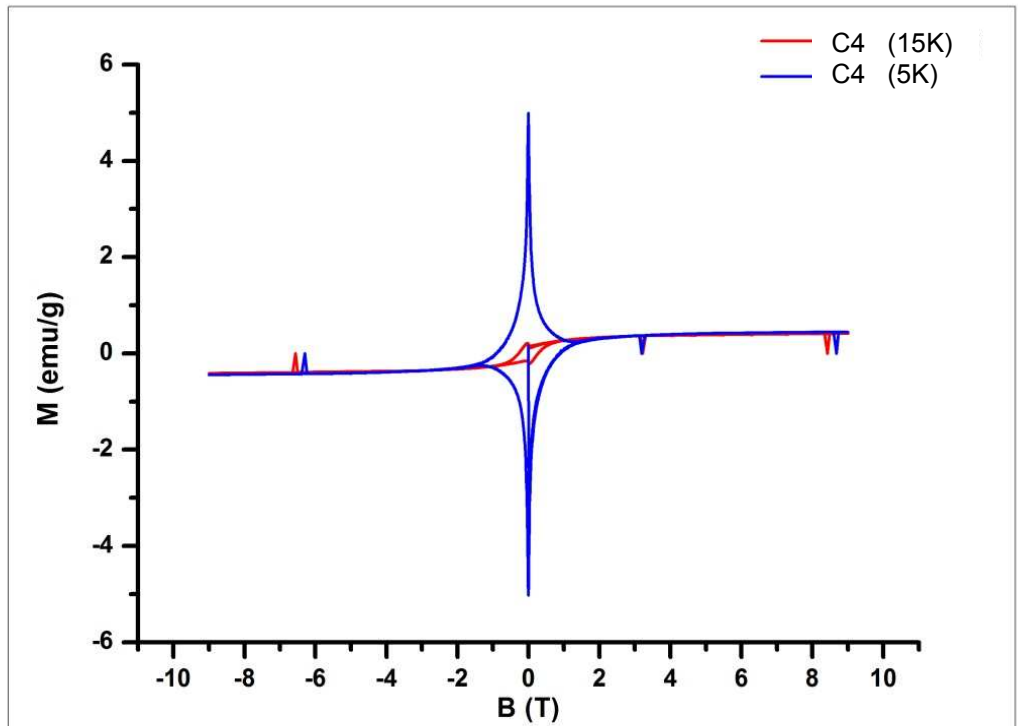
Şekil 4.4 Tüm numunelere ait 5K'de manyetizasyonun alana bağlı değişimi



Şekil 4.5 Tüm numunelere ait 10K'de manyetizasyonun alana bağlı değişimi



Şekil 4.6 Tüm numunelere ait 15K'de manyetizasyonun alana bağlı değişimi



Şekil 4.7 10K'de ve 15K'de C4 numunesine ait manyetizasyonun alana bağlı değişimi

4.5 Kritik Akım Yoğunluğunun Belirlenmesi

$MgB_{2-5x}(B_4C)_x$ ($x=0,0.04,0.1,0.2$ ve 0.4) katkılı numunelerin kritik akım yoğunlukları J_c , manyetizasyon ölçümlerinden hesaplandı. Bunun için M-H eğrisinde manyetik alan artırılırken ve azaltılırken örneğin sahip olduğu pozitif ve negatif manyetizasyon değerleri alındı.

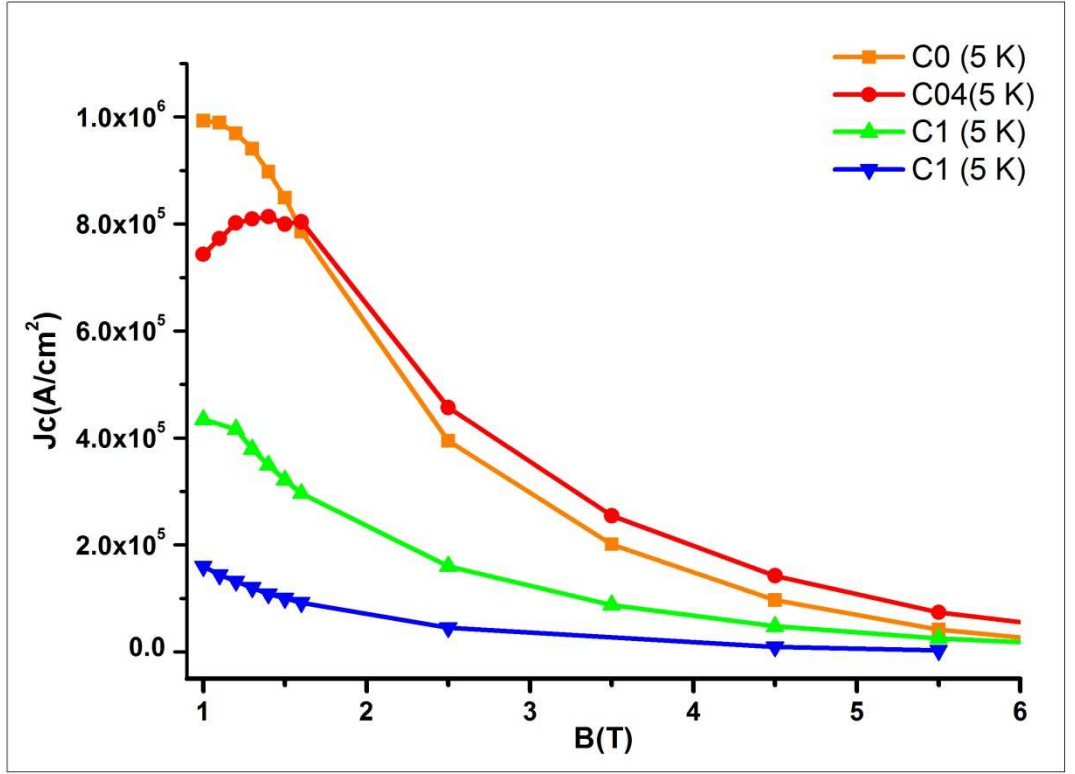
Manyetizasyon ölçüm şekillerinden, örneklerin kritik akım yoğunluğu (3.1) ifadesiyle verilen genişletilmiş “Bean modelinden” yararlanılarak hesaplandı (Campbell ve Evetts 1972).

Şekil 4.8-4.10 sırasıyla örneklerin 5K, 10K ve 15K sıcaklıklarında kritik akım yoğunluğunun manyetik alana göre değişimini göstermektedirler.

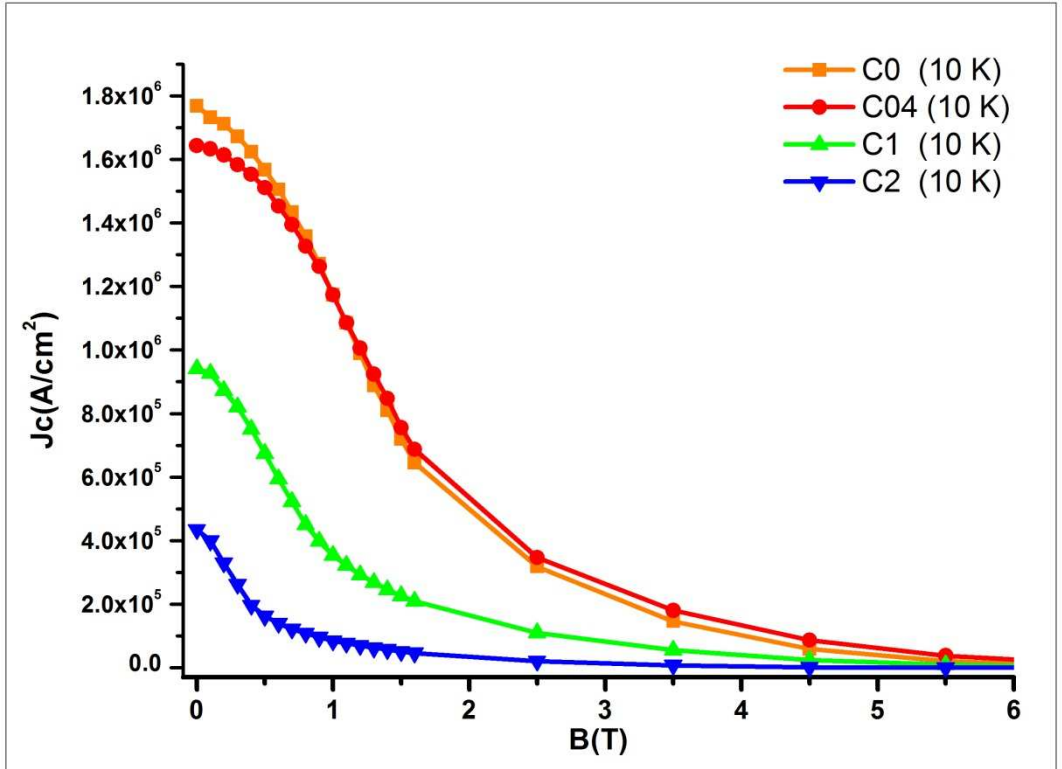
Sadece C04 örneği dışında diğer örneklerde artan katkı miktarı ile kritik akım yoğunluğunun azaldığı belirlendi. Yüksek katkılama miktarı ile oluşan MgB_4 fazının tane içi ve genellikle tane sınırlarında dağılımı transport akımlarda azalmaya neden olur. Bu durum MgB_2 tanelerinin arasındaki etkileşimi azaltarak J_c nin azalmasına neden olabilir (Chen 2005).

Akı perçinleme merkezi sayısının azalması kritik akım yoğunluğunun azalmasına neden olabilir. Katkıladığımız numuneleri incelediğimizde en iyi kritik akım yoğunluğunun C04 numunesine ait olduğunu görmekteyiz. Yani sadece bu numune hazırladığımız saf numuneye göre daha yüksek J_c sergilemektedir.

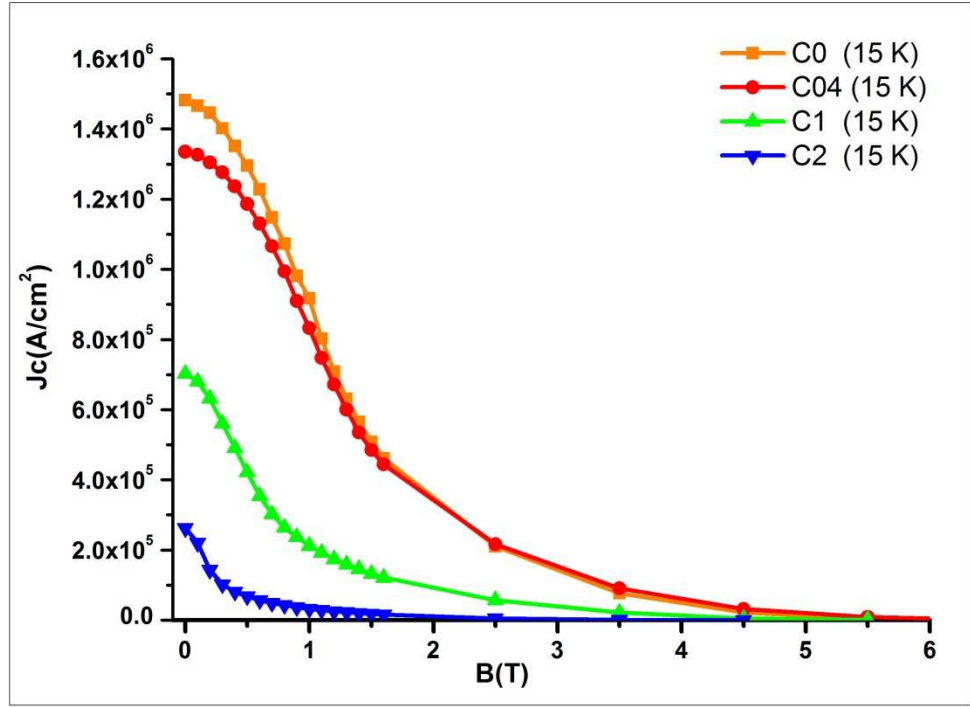
C4 numunesine ait kritik akım yoğunluğu değerleri M-H grafiklerinden de görüldüğü gibi çok düşük değerler olduğundan bu numuneye ait J_c grafikleri tezde kullanılmamaktadır.



Şekil 4.8 Numunelerin 5K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi



Şekil 4.9 Numunelerin 10K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi



Şekil 4.10 Numunelerin 15K’de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi

4.6 Perçinleme Kuvveti

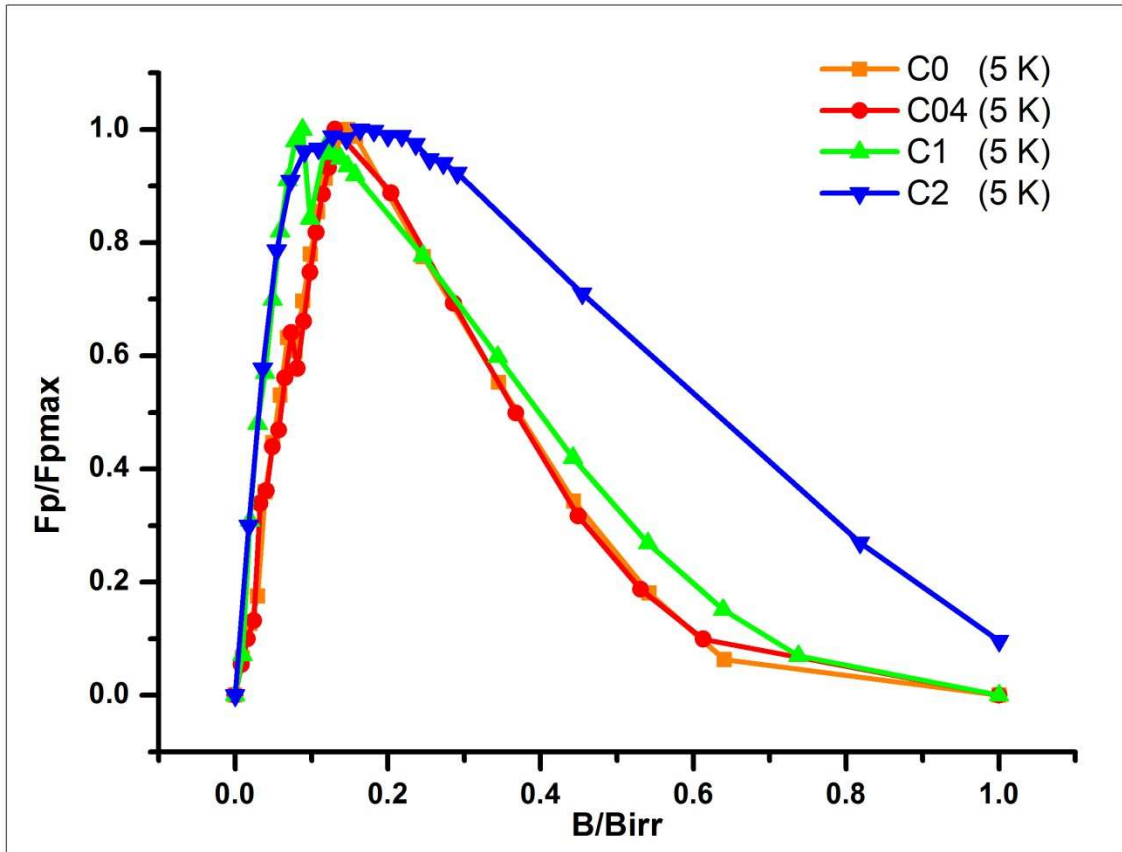
Kuşkusuz MgB₂’nin yüksek kritik akım yoğunluğu ve büyük uyum uzunluğu gibi cazip özellikleri vardır, ama diğer bir yandan bu malzeme düşük üst kritik alanlara (H_{c2}) ve zayıf akı perçinleme kuvvetine sahiptir ki buda yüksek alanlar altında J_c’yi önlemesine sebebiyet vermektedir. Böylece B₄C katkılamasından sonra bunun akı perçinleme kuvveti üzerindeki etkilerini araştırmak gerekiyor.

Perçinlemenin doğası ve farklı B₄C katkısının parçinlemeye etkileri hakkında bilgi edinmek için perçinleme kuvveti hacmi, kritik akım yoğunluğunun manyetik alana göre çizdiğimiz grafiklerden yola çıkarak her numune için hesaplanıp analiz edilmiştir. Perçinleme kuvveti genel $\vec{F}_p = \vec{J}_c \times \vec{B}$ denklemi kullanarak elde edilmiştir. Daha sonra farklı numunelere ait perçinleme kuvvetlerini karşılaştıra bilmek için F_p grafikleri maksimum F_p değerine göre normalize edilmiştir.

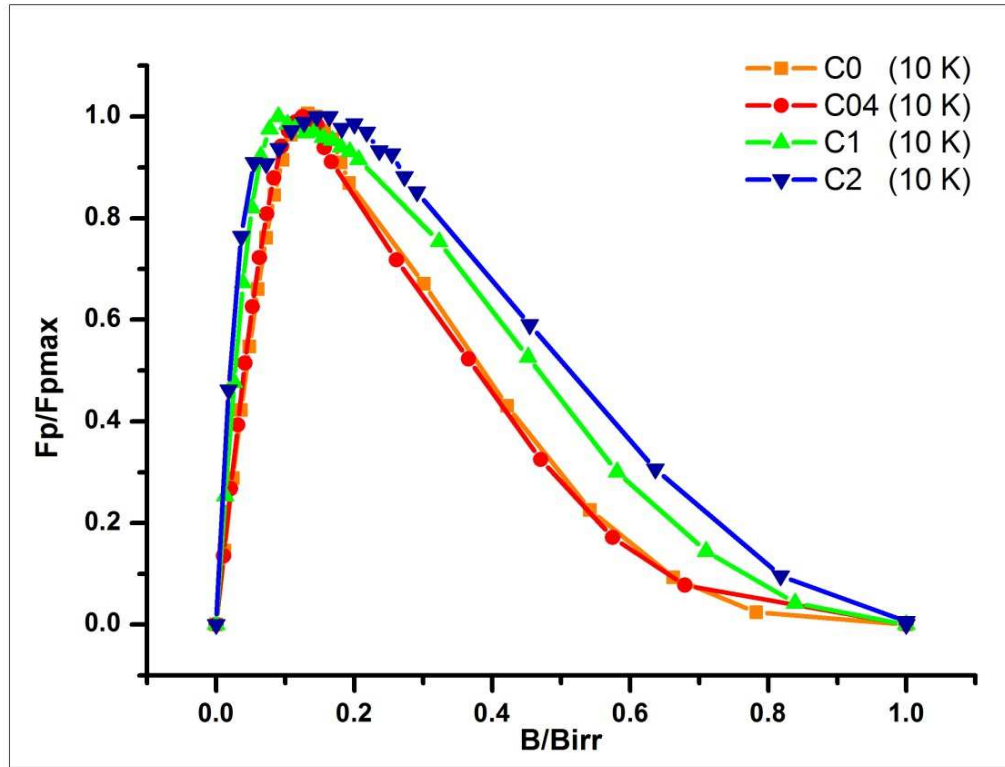
Farklı numunelere ait perçinlenme kuvveti hacminin alan bağımlılığı 5K, 10K ve 15K sabit sıcaklıklarda sırayla Şekil 4.11-4.13’te verilmiştir. Tüm numuneler için perçinleme

grafiklerinin formu yaklaşık aynıdır ve grafiklerde her numuneye ait bir zirve vardır ki bu da muhtemelen tüm numunelerde aynı pinning mekanizmasının etkin olduğuna işaret etmektedir. Grafiklerde perçinleme pikinin $B/B_{irr}=0.2$ de olduğu görülmektedir. Grafikleri fit ettiğimizde bunların F_p/F_{pmax} da $B/B_{irr} \sim 0.2$ olduğunu görebiliyoruz yani tane sınırlarının etkili perçinleme merkezleri olarak davrandığını söyleyebiliriz (Shi vd. 2011).

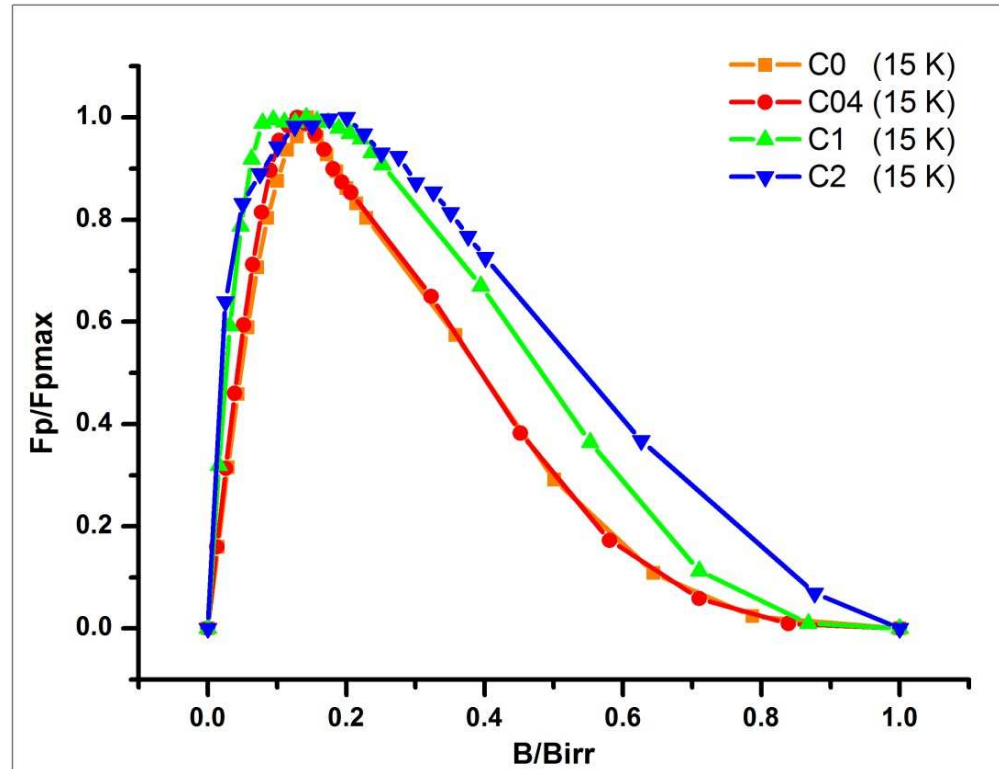
J_c -B eğrilerinde yüksek katkılı numunelerin daha düşük J_c gösterdiğini gördük buda muhtemelen katkı miktarı arttırılınca numunelerde oluşan diğer fazlardan dolayı olabilir. Ayrıca kullandığımız B_4C tozunun tanecik boyutlarının yaklaşık 10 mikron olmasından dolayı perçinleme merkezi olarak davranış sergilememektedirler. Ve bu yüzden B_4C katkısının MgB_2 'deki perçinleme kuvvetini arttırdığını söyleyebiliriz.



Şekil 4.11 5K'deki perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı



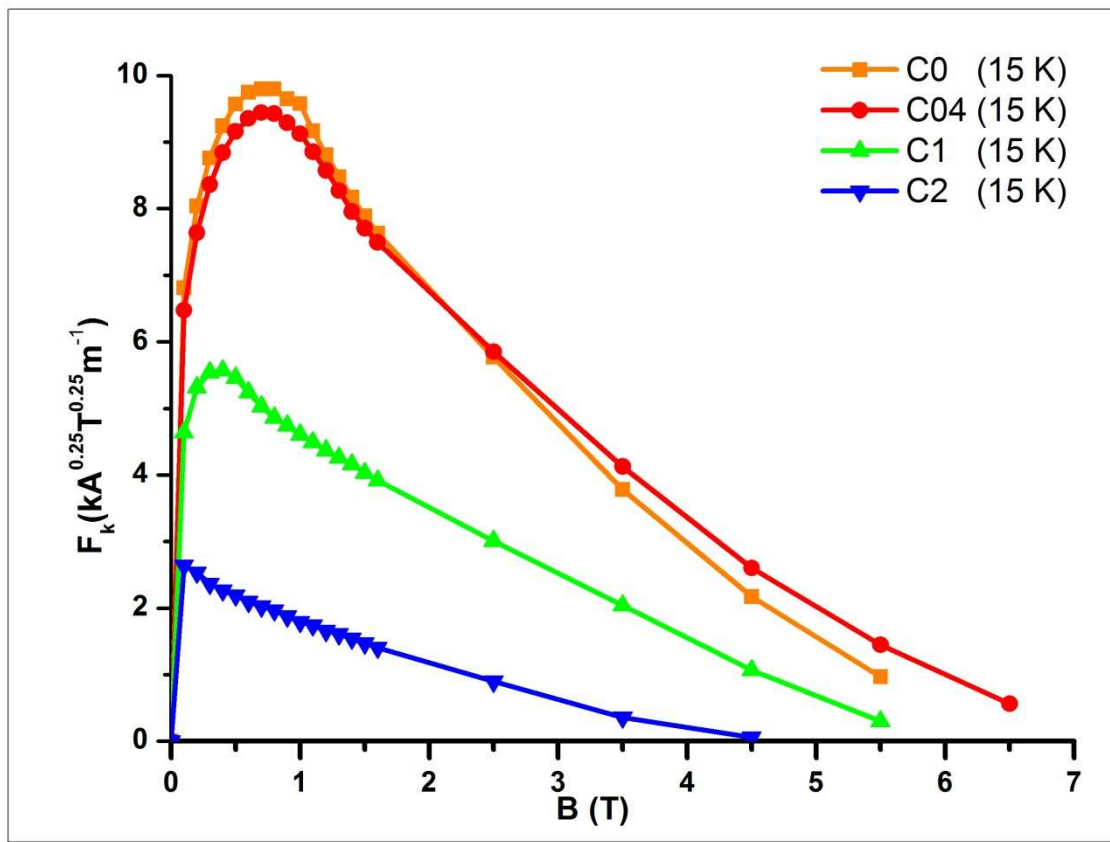
Şekil 4.12 10K'deki perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı



Şekil 4.13 15K'deki perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı

Ayrıca Kramer çizimi 15K’de numuneler için çizilen grafik şekil 4.14’te verilmektedir. Diğer sıcaklıklar için de aynı şekilde bir çizim yapıldı. Aynı zamanda Kramer çizimine ($f_k = J_c^{0.5} H^{0.25} - H$ ’ye göre çizimi) ait eğimlerden MgB₂’nin perçinleme kuvvetinin katkı miktarı arttıkça arttığını söyleyebiliriz.

Kramer çizimi kullanarak grafiklerin eğimine ait değerleri Çizelge 4.8-4.10’da verilmektedir.



Şekil 4.14 C0, C04, C01 ve C2 numuneleri için 15K’de Kramer çiziminin elde edilen grafik

Çizelge 4.8 5K’de numunelere ait hesaplanan Kramer çizimi eğim değerleri

Numune Adı	Eğim
C0	-1.691
C04	-1.347
C1	-0.894
C2	-0.683
C4	-0.332

Çizelge 4.9 10K'de numunelere ait hesaplanan Kramer çizimi eğim değerleri

Numune Adı	Eğim
C0	-1.678
C04	-1.553
C1	-0.954
C2	-0.607

Çizelge 4.10 15K'de numunelere ait hesaplanan Kramer çizimi eğim değerleri

Numune Adı	Eğim
C0	-1.855
C04	-1.498
C1	-0.958
C2	-0.510

5. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu tez çalışmasında $MgB_{2-5x}(B_4C)_x$ ($x=0,0.04,0.1,0.2,0.4$) formülüne göre numuneler katihal reaksiyon yöntemi ve in-situ tekniği ile üretilmiştir. Başlangıç malzemesi olarak B_4C , Mg ve B tozları kullanılmıştır. Bu çalışmada karbon kaynağı olarak kullanılan B_4C başlangıç malzemesinin MgB_2 süperiletkeninin özelliklerine etkisi araştırılmıştır.

Üretilen numunelerin yapısal özellikleri XRD analizi ile manyetik özellikleri ise PPMS sistemi kullanılarak M-H, M-T ölçümleri ile belirlenmiştir. M-H ölçümlerinden yararlanılarak üretilen numunelerin kritik akım yoğunlukları hesaplanmıştır. Yapılan çalışmada ortaya çıkan sonuçları şu şekilde sıralayabiliriz:

XRD sonuçlarına göre MgB_2 ana fazının pikleri oluşmuştur. C4 numunesi dışında diğer numunelerde MgB_2 fazları baskın faz olarak gözlenmiştir ve bu numunelere ait XRD desenlerinde sadece bir MgO pikine rastlanmıştır. Son numunede yani en fazla B_4C katkısı yapılan numunede ise MgO fazı baskın faz olarak gözlemlenmiştir. Ayrıca bu örnekte farklı fazlara da rastlanmıştır.

XRD sonuçlarından yola çıkarak numunelerin örgü parametreleri hesaplanmıştır. x ' in artışı ile birlikte a daki değişim c 'ye göre daha belirgindir. 0'dan 0.1'e kadar katkı miktarı arttıkça a ekseninde sistematik olarak bir azalma meydana geliyor ve buradan örgüde bozulma olduğunu söyleyebiliriz. C4 numunesi için sadece iki düşük şiddete sahip pik (c eksenine yönelmiş) görülmektedir, buna bağlı olarak da numunede c eksenine doğrultusunda yönelmiş MgB_2 'nin kristalin formunu elde ettiğimizi söyleyebiliriz.

B_4C katkılı numuneler için M-T ölçümleri elde edilmiştir. M-T grafikleri incelendiğinde katkılama miktarının artmasıyla süperiletkenliğe geçiş sıcaklıklarında bir azalma olduğu gözlenmiştir. Bu gözlem, sonuçların literatür ile uyum içerisinde olduğunu göstermektedir.

B₄C katkılı numunelerin M-H eğrileri ölçülmüştür. Numunelerin M-H eğrilerinin süperiletkenlerin genel karakteristiği olan diyamanyetik özelliği sergiledikleri gözlenmiştir. Ayrıca x=0.04 numunesine ait tersinmezlik alanında bir iyileşme olduğunu söyleyebiliriz. Tersinmezlik alanları (H_{irr}) manyetik histeresiz eğrisinin neredeyse kapalı duruma geldikleri alandan türetilir.

M-H eğrilerinden Bean formülü (denklem 3.1) kullanılarak hesaplanan numunelere ait kritik akım yoğunluk değerlerine bakıldığında, hazırlanan katkısız numunenin kritik akım yoğunluğu 15 K ve 0 T alan altında 1.3×10^6 A/cm² ve x=0.04 katkılı numune için ise aynı koşullarda 1.5×10^6 olarak bulunmuştur. Buna göre x=0.04 katkılı MgB₂ numunesinin J_c değeri saf numuneye göre daha yüksektir. x=0.04 değerindeki katkılama ile MgB₂'nin kritik akım yoğunlununun arttığı gözlemlenmiştir. Bunun iki sebebi olduğunu söyleyebiliriz:

- Birincisi parçacık büyüklüğünün azalması ile artan tanecik sınırları perçinleme merkezi olarak davranmıştır.
- İkincisi ise B ile yer değiştiren C etkili perçinleme merkezi olarak davranmıştır.

Kritik akım yoğunluk değerleri ve denklem $\vec{F}_p = \vec{J}_c \times \vec{B}$ kullanılarak perçinleme kuvveti örnekler için hesaplanmıştır ve daha sonra normalize edilmiştir. Buna göre B₄C katkısının MgB₂'deki perçinleme kuvvetinin arttırdığını söyleyebiliriz. Aslında bu çalışmada kullanılan B₄C tozunun tane boyutları büyük olduğundan B₄C parçacıkların arayüzleri, güçlü perçinleme merkezleri gibi hareket edemez.

Elde ettiğimiz sonuçları göz önüne alarak sentezleme koşullarını değiştirirsek ya da daha küçük parçacık boyutlarına sahip B₄C kullanırsak katkılama sürecini artırabiliriz ve süperiletken özelliklerini iyileştirebiliriz. Ayrıca sonuçlara baktığımızda düşük B₄C katkılamalarında kritik akım yoğunluğunun iyileştiğini görebiliyoruz ve buna göre

gelecekte yapılan çalışmalarda düşük katkı miktarları yapılarak iyi sonuçlar elde edebileceğimizi söyleyebiliriz.

KAYNAKLAR

- Abrikosov, A.A. 1957. On magnetic properties of superconductors of the second Group. Soviet Physics JETP. , 9; 1174.
- Aldica, G., Badica, P., Groza, J. R. 2007. Field-Assisted-Sintering of MgB₂ superconductor doped with SiC and B₄C. Journal of Optoelectronics and Advanced Materials, 9, 6; 1742 – 1745.
- Angst, M., Bud'ko, S. L., Wilke, R. H. T., Canfeld, P. C. 2005. The different development of the anisotropic upper critical field in MgB₂ by aluminum and carbon doping. Phys. Rev. B, 71; 144512.
- Angst, M. R., Puzniak, A., Wisniewski, J., Jun, S., Kazakov, M., Karpinski, J., Roos, J., Keller, H. 2002. Temperature and Field Dependence of the Anisotropy of MgB₂. Phys. Rev. Lett., 88; 167004.
- Askerzade, I. 2005. Süperiletkenlik fiziğine giriş. Gazi kitabevi, 150, Türkiye.
- Avdeev, M., Jorgensen, J. D., Ribeiro, R. A., Bud'ko, S. L., Canfield, P. C. 2003. Crystal chemistry of carbon-substituted MgB₂. Physica C, 387; 301.
- Bardeen, J., Cooper, L., Schri, R. 1957. Theory of Superconductivity. Phys.Rev., 108; 1175.
- Bednirz, J. G., Muller, A. Z. 1986. Possible high T_c superconductivity in the Ba-La-Cu-O system. Physik B, 64; 189.
- Bernardini F., Massidda, S. 2006. Anomalous effect of Li-Al codoping in MgB₂. Phys. Rev. B, 74; 014513.
- Bhatia, M., Sumption, M. D., Collings, E. W. 2005. Effect of various additions on upper critical field and irreversibility field of in-situ MgB₂ superconducting bulk material. IEEE Trans. Appl. Supercond., 15; 3204.
- Bordet, P., Mezouar, M., Nunez-Regueiro, M., Monteverde, M., Nunez- Regueiro, M. D., Rogado, N., Regan, K. A., Hayward, M. A., He, T., Loureiro, S. M., Cava, R. J. 2001. Absence of a structural transition up to 40 GPa in MgB₂ and the relevance of magnesium nonstoichiometry. Phys. Rev. B, 64; 172502.

- Braccini, V. A., Gurevich, J. E., Giencke, M. C., Jewell, C. B., Eom, D. C., Larbalestier, A., Pogrebnyakov, Y., Cui, B. T., Liu, Y. F., Hu, J. M., Redwing, Qi Li, Xi, X. X., Singh, R. K., Gandikota, R. J., Kim, B., Wilkens, N., Newman, J., Rowell, B., Moeckly, V., Ferrando, C., Tarantini, D., Marre, M., Putti, C., Ferdeghini, R., Vaglio, Haanappel, E. 2005. High-field superconductivity in alloyed MgB₂ thin films. *Phys. Rev. B*, 71; 012504.
- Braccini, V., Nardelli, D., Penco, R., Grasso, G. 2007. Development of ex situ processed MgB₂ wires and their applications to magnet. *Physica C*, 456; 209.
- Bretz, E. A. 2004. Superconductors on the high seas, *IEEE Spectrum*, 41; 52.
- Bud'ko, S. L., Lapertot, G., Petrovic, C., Cunningham, C. E., Anderson, N., Canfield, P. C. 2001. Boron Isotope Effect in Superconducting MgB₂. *Phys. Rev. Lett.*, 86; 1877.
- Bud'ko, S. L., Petrovic, C., Lapertot, G., Cunningham, C. E., Canfield, P. C., Jung, M. H., Lacerda, A. H. 2001. Magnetoresistivity and H_{c2}(T) in MgB₂. *Phys. Rev. B*, 63; 220503.
- Buzea C., Yamashita, T. 2001. Review of the superconducting properties of MgB₂. *Supercond. Sci. Technol.*, 14; R115-R146.
- Campbell A. M., Evetts, J. E. 1972. *Critical Currents in Superconductors*. Taylor and Francis, London.
- Canfield, P. C., Bud'ko, S. L., Finnemore, D. K. 2003. An overview of the basic physical properties of MgB₂. *Physica C*, 385.
- Canfield, P. C., Finnemore, D. K., Bud'ko, S. L., Ostenson, J. E., Lapertot, G., Cunningham, C. E., Petrovic, C. 2001. Superconductivity in Dense MgB₂ Wires. *Phys. Rev. Lett.*, 86; 2423.
- Caplin, A. D., Bugoslavsky, Y., Cohen, L. F., Cowey, L., Driscoll, J., Moore, J., Perkins, G. K. 2003. Critical fields and critical currents in MgB₂. *Supercond. Sci. Technol.*, 16; 176.
- Carrington A., Manzano, F. 2003. Magnetic penetration depth of MgB₂. *Physica C*, 385; 205.
- Chen, C. Z., Zhou, X., Li, J., Xu, Y., Wang, Gao, Z., Feng, Q. 2004. Phase formation of polycrystalline MgB₂ at low temperature using nanometer Mg powder. *Solid State Commun.*, 131; 275.

- Chen, J., Ferrando, V., Orgiani, P., Pogrebnyakov, A. V., Wilke, R. H. T., Betts, J. B., Mielke, C. H., Redwing, J. M., Xi, X. X., Qi Li. 2006. Enhancement of flux pinning and high-field critical current density in carbon-alloyed MgB₂ thin films. *Phys. Rev. B*, 74; 174511.
- Chen, S. K., Wei, M., MacManus-Driscoll, J. L. 2006. Strong pinning enhancement in MgB₂ using very small Dy₂O₃ additions. *Appl. Phys. Lett.*, 88; 192512.
- Chen, X. H., Wu, T., Wu, G., Liu, R. H., Chen, H., Fang, D. F. 2008. Superconductivity at 43 K in SmFeAsO_{1-x}F_x. *Nature*, 453; 761.
- Chen, X. K., Konstantinovic, M. J., Irwin, J. C., Lawrie, D. D., Franck, J. P. 2001. Evidence for two superconducting gaps in MgB₂. *Phys. Rev. Lett.*, 87; 157002.
- Cheng, C. H., Zhang, H. Y., Zhao, Y., Feng, X. F., Rui, P., Munroe, H. M., Zeng, N., Koshizuka, Murakami, M. 2003. Doping effect of nano-diamond on superconductivity and flux pinning in MgB₂. *Supercond. Sci. Technol.*, 16; 1182.
- Choi, H. J., Roundy, D., Sun, H., Cohen, M. L., Louie, S. G. 2002. The origin of the anomalous superconducting properties of MgB₂. *Nature*, 418; 758.
- Clark, J. (ed.). 2004. *The SQUID Handbook*, Wiley-VCH.
- Collings, E. W. 1986. *Applied Superconductivity Metallurgy and Physics of Titanium Alloys*. 2, New York.
- Collings, E. W., Sumption, M. D., Bhatia, M., Susner, M., Bohnenstiehl, S. D. 2008. Prospects for improving the intrinsic and extrinsic properties of magnesium diboride superconducting strands. *Sci. Technol.*, 21; 103001.
- De Lima, O. F., Ribeiro, R. A., Avila, M. A., Cardoso, C. A., Coelho, A. A. 2001. Anisotropic Superconducting Properties of Aligned MgB₂ Crystallites. *Phys. Rev. Lett.*, 86; 5974.
- De Silva, K. S. B., Xu, X., Gambhir, S., Wang, X. L., Li, W.X., Wallace, G.G., Dou, S.X. 2011. Flux pinning mechanisms in graphene-doped MgB₂ superconductors. *Scripta Materialia*, 65; 634–637.
- Deemyad, S., Tomita, T., Hamlin, J. J., Beckett, B. R., Schilling, J. S., Hinks, D. G., Jorgensen, J. D., Lee, S., Tajima, S. 2003. Dependence of the superconducting transition temperature of single and polycrystalline MgB₂ on hydrostatic pressure *Physica C*, 385; 105.

- DeFouw, J. D., Dunand, D. C. 2003. In situ synthesis of superconducting MgB₂ fibers within a magnesium matrix. *Appl. Phys. Lett.*, 83; 120.
- Dew-Hughes, D. 1974. Flux pinning mechanisms in type II superconductors. *Phil. Mag.*, 30; 293.
- Dilek, T., Koparan, E. Taylan., Başoğlu, M., Yanmaz, E. 2010. The Magnetic and Structural Properties of SiC-Doped MgB₂ Bulks Prepared by the Standard Ceramic Processing. *J Supercond Nov Magn*, 24; 495–497.
- Dou, S. X., Braccini, V. S., Soltanian, R., Klie, Y., Zhu, S. Li, X. L., Wang, Larbalestier, D. 2004. Nanoscale-SiC doping for enhancing J_c and H_{c2} in superconducting MgB₂. *J. Appl. Phys.*, 96; 7549.
- Dou, S. X., Pan, A. V., Zhou, S. M., Ionescu, H. K., Liu, Munroe, P. R. 2002. Substitution-induced pinning in MgB₂ superconductor doped with SiC nanoparticles. *Supercond. Sci. Technol.*, 15; 1587.
- Dou, S. X., Pan, A. V., Zhou, S., Ionescu, M., Wang, X. L., Horvat, J., Liu, H. K., Munroe, P. R. 2003. Superconductivity, critical current density, and flux pinning in MgB_{2-x}(SiC)_{x/2} superconductor after SiC nanoparticle doping. *Appl. Phys.*, 94; 1850.
- Dou, S. X., Shcherbakova, O., Yeoh, W. K., Kim, J. H., Soltanian, S., Wang, X. L., Senatore, C., Flukiger, R., Dhalle, M., Husnjak, O., Babic, E. 2007. Mechanism of Enhancement in Electromagnetic Properties of MgB₂ by Nano SiC Doping. *Phys. Rev. Lett.*, 98; 097002.
- Dou, S. X., Soltanian, S., Horvat, J., Wang, X. L., Zhou, S. H., Ionescu, M., Liu, H. K., Munroe, P., Tomsic, M. 2002. Enhancement of the critical current density and flux pinning of MgB₂ superconductor by nanoparticle SiC doping. *Appl. Phys. Lett.*, 81; 3419.
- Dou, S. X., Yeoh, W. K., Shcherbakova, O., Horvat, J., Kim, J. H., Pan, A. V., Wexler, D., Li, Y., Li, W. X., Ren, Z. M., Munroe, P., Cui, J. Z. 2006. Magnetic field processing to enhance critical current densities of MgB₂ superconductors. *Appl. Phys Lett.*, 89; 202504.
- Ekin, J. W., Braginski, A. I., Panson, A. J., Janocko, M. A., Capone, D. W., Zaluzec, N. J., Flandermeyer, O. F., de Lima, M., Hong, M., Kwo, J., Liou, S.H. 1987. Evidence for weak link and anisotropy limitations on the transport critical current in bulk polycrystalline Y₁Ba₂Cu₃O_x. *J. Appl. Phys.*, 62; 4821.

- Eskildsen, M. R., Kugler, M., Tanaka, S., Jun, J., Kazakov, S., Karpinski, J., Fischer, O. 2002. Vortex Imaging in the π Band of Magnesium Diboride. *Phys. Rev. Lett.*, 89; 187003.
- Feng, Y., Zhao, Y., Pradhan, A. K., Cheng, C. H., Yau, J. K. F., Zhou, L., Koshizuka, N., Murakami, M. 2002. Enhanced flux pinning in Zr-doped MgB_2 bulk superconductors prepared at ambient pressure. *J. Appl. Phys.*, 92; 2614.
- Finnemore, D. K., Straszheim, W. E., Bud'ko, S. L., Canfield, P. C., Anderson, N. E., Suplinskas, R. J. 2003. CVD routes to MgB_2 conductors. *Physica C*, 385; 278.
- Flukiger, R., Lezza, P., Cesaretti, M., Senatore, C., Gladyshevskii, R. 2007. Simultaneous Addition of $\text{B}_4\text{C}+\text{SiC}$ to MgB_2 Wires and Consequences for J_c and B_{irr} . *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, 17; 2846.
- Franck, J.P. 1994. in *Physical properties of high temperature superconductors IV*, Ginsberg (Ed.), World Scientific, 189, Singapore.
- Fujii, H., Togano, K., Kumakura, H. 2002. Enhancement of critical current densities of powder-in-tube processed MgB_2 tapes by using MgH_2 as a precursor powder. *Supercond. Sci. Technol.*, 15; 1571.
- Gungor Babaoğlu, M., Safran, S., Çiçek, Ö., Ağıl, H., Ertekin, E., Shahriar, Md. Hossain., Yanmaz, E., Gencer, A. 2012. Microstructural and superconducting properties of C_6H_6 added bulk MgB_2 superconductor.
- Gandikota, R., Singh, R. K., Kim, J., Wilkens, B., Newman, N., Rowell, J. M., Pogrebnyakov, A. V., Xi, X. X., Redwing, J. M., Xu, S. Y., Li, Q. 2005. Effect of damage by 2 MeV He ions on the normal and superconducting properties of magnesium diboride. *Appl. Phys. Lett.*, 86; 012508.
- Gao, Z., Ma, Y., Zhang, X., Wang, D., Yu, Z., Yang, H., Wen, H., Mossang, E. 2007. Enhancement of the critical current density and the irreversibility field in maleic anhydride doped MgB_2 based tapes. *J. Appl. Phys.*, 102; 013914.
- Ginzburg, V.L., Landau, L.D. *Eksp. Zh.* 1950. i *Teor. Fiz.* 20, 1064. Rus.
- Giubileo, F., Roditchev, D., Sacks, W., Lamy, R., Thanh, D. X., Klein, J., Miraglia, S., Fruchart, D., Marcus, J., Monod, Ph. 2001. Two-Gap State Density in MgB_2 : A True Bulk Property Or A Proximity Effect? *Phys. Rev. Lett.*, 87; 177008.
- Giunchi, G., Ceresara, S., Ripamonti, G., Di Zenobio, A., Rossi, S., Chiarelli, S., Spadoni, M., Wesche, R., Bruzzone, P.L. 2003. High performance new MgB_2 superconducting hollow wires *Supercond. Sci. Technol.*, 16; 285.

- Goldacker, W., Schlachter, S. I., Liu, B., Obst, B., Klimenko, E. 2004. Considerations on critical currents and stability of MgB₂ wires made by different preparation routes. *Physica C*, 401; 80.
- Gonnelli, R. S., Daghero, D., Calzolari, A., Ummarino, G. A., Dellarocca, V., Stepanov, V. A., Kazakov, S. M., Zhigadlo, N., Karpinski, J. 2005. Evidence for single-gap superconductivity in Mg(B_{1-x}C_x)₂ single crystals with x=0.132 from point contact spectroscopy. *Phys. Rev. B*, 71; 060503.
- Gonnelli, R. S., Daghero, D., Ummarino, G. A., Stepanov, V. A., Jun, J., Kazakov, S. M., Karpinski, J. 2002. Direct Evidence for Two-Band Superconductivity in MgB₂ Single Crystals from Directional Point-Contact Spectroscopy in Magnetic Fields. *Phys. Rev. Lett.*, 89; 247004.
- Gonnelli, R. S., Daghero, D., Ummarino, G. A., Tortello, M., Delaude, D., Stepanov, V. A., Karpinski, J. 2007. Point-contact Andreev-reflection spectroscopy in MgB₂: The role of substitutions. *Physica C*, 456; 134.
- Gurevich, A. 2003. Enhancement of the upper critical field by nonmagnetic impurities in dirty two-gap superconductors. *Phys. Rev. B*, 67; 184515.
- Gurevich, A. 2007. Limits of the upper critical field in dirty two-gap superconductors. *Physica C*, 456; 160.
- Habler, W. B., Birajdar, W., Gruner, M., Herrmann, O., Perner, C., Rodig, M., Schubert, B., Holzapfel, Eibl, O., Schultz, L. 2006. MgB₂ bulk and tapes prepared by mechanical alloying: influence of the boron precursor powder. *Supercond. Sci. Technol.*, 19; 512.
- Haigh, S., Kovac, P., Prikhna, T. A., Savchuk, Ya. M., Kilburn, M. R., Salter, C., Hutchison, J., Grovenor, C. 2005. Chemical interactions in Ti doped MgB₂ superconducting bulk samples and wires. *Supercond. Sci. Technol.*, 18; 1190.
- Hata, S., Yoshidome, T., Sosiati, H., Tomokiyo, Y., Kuwano, N., Matsumoto, A., Kitaguchi, H., Kumakura, H. 2006. Microstructures of MgB₂/Fe tapes fabricated by an in situ powder-in-tube method using MgH₂ as a precursor powder. *Supercond. Sci. Technol.*, 19; 161.
- Herrmann, M., Haessler, W., Rodig, C., Gruner, W., Holzapfel, B., Schultz, L. 2007. Touching the properties of NbTi by carbon doped tapes with mechanically alloyed MgB₂. *Appl. Phys. Lett.*, 91; 082507.
- Hinks, D. G., Claus H., Jorgensen, J. D. 2001. The complex nature of superconductivity in MgB₂ as revealed by the reduced total isotope effect. *Nature*, 411; 457.

- Hinks, D. G., Kang, W. N., Choi, Eun-Mi., Kim, H. J., Lee, S. I. 2001. Two-Band Superconductivity in MgB₂. *Phys. Rev. Lett.*, 89; 187002.
- Horhager, N., Eisterer, M., Weber, H., Prikhna, T., Tajima, T., Nesterenko, V. F. 2006. Ti and Zr doped MgB₂ bulk superconductors. *J. Phys. Conf. Ser.*, 43; 500.
- Hossain, M. S. A., Kim, J. H., Wang, X. L., Xu, X., Peleckis, G., Dou, S. X. 2007. Enhancement of flux pinning in a MgB₂ superconductor doped with tartaric acid. *Supercond. Sci. Technol.*, 20; 112.
- Huang, X., Mickelson, W. Regan, B.C., Zettl, A. 2005. Enhancement of the upper critical field of MgB₂ by carbon doping. *Solid State Communications*, 136; 278–282.
- Iavarone, M., Karapetrov, G., Koshelev, A. E., Kwok, W. K., Crabtree, G. W., Ivanovskii, L. 2003. Band structure and properties of superconducting MgB₂ and related compounds. *Phys. Solid State*, 45; 1829.
- Iwasa, Y., Larbalestier, D. C., Okada, M., Penco, R., Sumption, M. D., Xi, X. 2006. A Round Table Discussion on MgB₂, Toward a Wide Market or a Niche Production? A Summary. *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, 16; 1457.
- Jiang, C. H., Hatakeyama, H., Kumakura, H. 2005. Effect of nanometer MgO addition on the in situ PIT processed MgB₂/Fe tapes. *Physica C*, 423; 45.
- Jiang, C. H., Hatakeyama, H., Kumakura, H. 2005. Preparation of MgB₂/Fe tapes with improved J_c property using MgH₂ powder and a short preannealing and intermediate rolling process. *Supercond. Sci. Technol.*, 18; L17.
- Jiang, C. H., Nakane, T., Hatakeyama, H., Kumakura, H. 2005. Enhanced J_c property in nano-SiC doped thin MgB₂/Fe wires by a modified in situ PIT process. *Physica C*, 422; 127.
- Jiang, J., Senkowicz, B. J., Larbalestier, D. C., Hellstrom, E. E. 2006. Influence of boron powder purification on the connectivity of bulk MgB₂. *Supercond. Sci. Technol.*, 19; L33.
- Jin, H., Wen, H.-H., Yang, H.-P., Liu, Z.-Y., Ren, Z.-A., Che, G.-C., Zhao, Z.-X. 2003. Rigid vortices in MgB₂. *Appl. Phys. Lett.*, 83; 2626.
- Jones, M., Marsh, R. 1954. The Preparation and Structure of Magnesium Boride, MgB₂. *Journal of American Chemical Society*, 76; 1434.
- Kamerlingh Onnes, H. 1911. BES Report on Basic Research Needs for Superconductivity. *Comm. Phys. Lab. Univ. Liden* 122; 1226.

- Karapetrov, G., Iavarone, M., Kwok, W. K., Crabtree, G. W., Hinks, D. G. 2001. Scanning tunneling spectroscopy in MgB₂. *Phys. Rev. Lett.*, 86; 4374.
- Karpinski, J. M., Angst, J., Jun, S. M., Kazakov, R., Puzniak, A., Wisniewski, J., Roos, H., Keller, A., Perucchi, L., Degiorgi, M. R., Eskildsen, P., Bordet, L., Vinnikov, Mironov, A. 2003. MgB₂ single crystals: high pressure growth and physical properties. *Supercond. Sci. Technol.*, 16; 221.
- Karpinski, J., Zhigadlo, N. D., Katrych, S. R., Puzniak, K., Rogacki, Gonnelli, R. 2007. Single crystal growth of MgB₂ and thermodynamics of Mg–B–N system at high pressure. *Physica C*, 456; 3.
- Kim, J. H., Dou, S. X., Wang, J. L., Shi, D. Q., Xu, X., Hossain, M. S. A., Yeoh, W. K., Choi, S., Kiyoshi, T. 2007. The effects of sintering temperature on superconductivity in MgB₂/Fe wires. *Supercond. Sci. Technol.*, 20; 448.
- Kim, J. H., Yeoh, W. K., Qin, M. J., Xu, X., Dou, S. X., Munroe, P., Kumakura, H., Nakane, T., Jiang, C. H. 2006. Enhancement of in-field J(c) in MgB₂/Fe wire using single- and multiwalled carbon nanotubes. *Appl. Phys. Lett.*, 89; 122510.
- Kim, J. H., Zhou, S., Hossain, M. S. A., Pan, A. V., Dou, S. X. 2006. Carbohydrate doping to enhance electromagnetic properties of MgB₂ superconductors. *Appl. Phys. Lett.*, 89; 142505.
- Kim, K. H. P., Kang, W. N., Kim, M.-S., Jung, C. U., Kim, H.-J., Choi, E.-M., Park, M.-S., Lee, S.-I. 2001. Origin of the high DC transport critical current density for the MgB₂ superconductor. *cond-mat*, 0103176.
- Kishore, R. 1999. in *Studies of high temperature superconductors*. A. Narlikar (Ed), Nova Scientific Publishers: Commack, NY, 23.
- Kitaguchi, H., Doi, T. 2005. High-temperature and high-field performance of MgB₂ films with J_c of 10⁶ A cm⁻² (4.2 K, 4 T). *Supercond. Sci. Technol.*, 18; 489.
- Kitaguchi, H., Matsumoto, A., Kumakura, H., Doi, T., Yamamoto, A., Saitoh, K., Sotiati, H., Hata, S. 2004. MgB₂ films with very high critical current densities due to strong grain boundary pinning. *Appl. Phys. Lett.*, 85; 2842.
- Klie, R. F., Idrobo, N., Browning, D., Serquis, A., Zhu, Y. T., Liao, X. Z., Mueller, F. M. 2002. Observation of coherent oxide precipitates in poly-crystalline MgB₂. *Appl. Phys. Lett.*, 80; 3970.
- Kortus, J. 2007. Current progress in the theoretical understanding of MgB₂. *Physica C*, 456; 54.

- Kortus, J., Mazin, I. I., Belashchenko, K. D., Antropov, V. P., Boyer, L. L. 2001. Superconductivity of metallic boron in MgB₂. *Phys. Rev. Lett.*, 86; 4656.
- Kovac, P. I., Husek, T., Melisek, J. C., Grivel, W., Pachla, V., Strbik, R., Diduszko, J., Homeyer, Andersen, N. H. 2004. The role of MgO content in ex situ MgB₂ wires. *Supercond. Sci. Technol.*, 17; L41.
- Kumakura, H., Matsumoto, A., Nakane, T., Kitaguchi, H. 2007. Fabrication and properties of powder-in-tube-processed MgB₂ tape conductors. *Physica C*, 456; 196.
- Larbalestier, D. C., Cooley, L. D., Rikel, M. O., Polyanskii, A. A., Jiang, J. S., Patnaik, X. Y., Cai, D. M., Feldmann, A., Gurevich, A. A., Squitieri, M. T., Naus, C. B., Eom, E. E., Hellstrom, R. J., Cava, K. A., Regan, N., Rogado, M. A., Hayward, T., He, J. S., Slusky, P., Khalifah, K., Inumaru, Haas, M. 2001. Strongly linked current flow in poly-crystalline forms of the superconductor MgB₂. *Nature*, 410; 186.
- Lee, H. S., Kim, K. H. P., Choi, J. H., Jung, C. U., Chowdhury, P., Choi, S., Lee, S. I. J. 2003. Transport and Magnetic Properties in MgB₂ Single Crystals. *Low Temp. Phys.*, 131; 1117.
- Lezza, P., Senatore, C., Flukiger, R. 2006. Improved critical current densities in B₄C doped MgB₂ based wires. *Supercond. Sci. Technol.*, 19; 1030.
- Li, W.X., Li, Y. R., Chen, H., Yoeh, W. K., Dou, S. X. 2007. Effect of magnetic field processing on the microstructure of carbon nanotubes doped MgB₂. *Physica C*, 570; 460-462.
- Liao, X. Z., Serquis, Y. T., Zhu, J. Y., Huang, L., Civale, D. E., Peterson, F. M., Mueller, H., Xu, F. 2003. Mg(B₂O₃)₂ precipitation in MgB₂. *J. Appl. Phys.*, 93; 6208.
- Loa, I., Syassen, K. 2001. Calculated elastic and electronic properties of MgB₂ at high pressures. *Solid State Commun.*, 118; 279.
- London, F., London, H. 1935. *Proc. Roy. Soc. A*149, 71. London.
- Lubkin, G. B. 1996. Oscillating Granular Layers Produce Stripes, Squares, Hexagons. *Phys. Today*, 49; 48.
- Lyard, L., Szabo, P., Klein, T. J., Marcus, C., Marcenat, K. H., Kim, B., Kang, W., Lee, H.-S., Lee, S.-I. 2004. Superconductivity in MgB₂. *Phys. Rev. Lett.*, 92; 057001.

- Ma, R., Liu, M., Wang, Y. G., Yang, Y. H. 2007. Pressure dependence of superconducting transition temperature of MgB₂ up to 8 Gpa. *Phys. Status Solidi b*, 244; 1082.
- Ma, Y., Zhang, X., Nishijima, G., Watanabe, K., Awaji, S., Bai, X. 2006. Significantly enhanced critical current densities in MgB₂ tapes made by a scaleable nanocarbon addition route. *Appl. Phys. Lett.*, 88; 072502.
- Mannhart, J., Chaudhari, P., Dimos, D., Tsuei, C. C., McGuire, T. R. 1998. Critical Currents in [001] Grains and across Their Tilt Boundaries in YBa₂Cu₃O₇ Films. *Phys. Rev. Lett.*, 61; 2476.
- Masui, T., Lee, S., Yamamoto, A., Uchiyama, H., Tajima, S. 2004. Carbon-substitution effect on superconducting properties in MgB₂ single crystals. *Physica C*; 412–414.
- Matsumoto, A., Kumakura, H., Kitaguchi, H., Senkowicz, B. J., Jewell, M. C., Hellstrom, E. E., Zhu, Y., Voyles, P. M., Larbalestier, D. C. 2006. Evaluation of connectivity, flux pinning, and upper critical field contributions to the critical current density of bulk pure and SiC-alloyed MgB₂. *Appl. Phys. Lett.*, 89; 132508.
- Matsumoto, A. Kumakura, H., Kitaguchi, H., Fujii, H., Togano, K. 2002. The annealing effects of MgB₂ superconducting tapes. *Physica C*, 382; 207.
- Matsumoto, A., Kumakura, H., Kitaguchi, H., Hatakeyama, H. 2003. Effect of SiO₂ and SiC doping on the powder-in-tube processed MgB₂ tapes. *Supercond. Sci. Technol.*, 16; 926.
- Matsushita, T., Kiuchi, M., Yamamoto, A., Shimoyama, J., Kishio, K. 2008. Critical current density and flux pinning in superconducting MgB₂. *Physica C*, 468; 1833–1835.
- Meissner, W., Ochsenfeld, R. 1933. Ein neuer Effekt bei Eintritt der Supraleitfähigkeit. *Naturwissenschaften*, 21; 787.
- Miu, L., Aldica, G., Badica, P., Ivan, I., Miu, D., Jakob, G. 2010. Improvement of the critical current density of spark plasma sintered MgB₂ by C60 addition. *Supercond. Sci. Technol.*, 23; 095002.
- Monni, M., Ferdeghini, C., Putti, M., Manfrinetti, P., Palenzona, A., Afronete, M., Postorino, P., Lavagnini, M., Sacchetti, A., Di Castro, D., Sacchetti, F., Petrillo, C., Orecchini, A. 2006. Role of charge doping and lattice distortions in codoped Mg_{1-x}(AlLi)_xB₂ compounds. *Phys. Rev. B*, 73; 214508.

- Monteverde, M., Regueiro, M. N., Rogado, N., Regan, K. A., Hayward, M. A., He, T., Loureiro, S. M., Cava, R. J. 2001. Pressure Dependence of the Superconducting Transition Temperature of Magnesium Diboride. *Science*, 292; 75.
- Nagamatsu, J., Nakagawa, N., Muranaka, T., Zenitani, Y., Akimitsu, J. 2011. Superconductivity at 39 K in magnesium diboride. *Nature*, 410; 63.
- Osborn, R., Goremychkin, E. A., Kolesnikov, A. I., Hinks, D. G. 2001. Phonon Density of States in MgB₂. *Phys. Rev. Lett.*, 87; 017005.
- Pan, A. V., Zhou, S., Liu, H., Dou, S. X. 2003. Properties of superconducting MgB₂ wires: in situ versus ex situ reaction technique. *Supercond. Sci. Technol.*, 16; 639.
- Park W. K., Greene, L. H. 2006. Construction of a Cantilever-Andreev-Tunneling rig and its applications to superconductors. *Rev. Sci. Instrum.*, 77; 023905.
- Pickett, W. 2002. The origin of the anomalous superconducting properties of MgB₂. *Nature*, 418; 733.
- Pogrebnyakov, A. V., Xi, X. X., Redwing, J. M., Vaithyanathan, V., Schlom, D. G., Soukiassian, A., Mi, S. B., Jia, C. L., Giencke, J. E., Eom, C. B., Chen, J., Hu, Y. F., Cui, Y., Li, Q. 2004. Properties of MgB₂ thin films with carbon doping. *Appl. Phys. Lett.*, 85; 2017.
- Prikhna, T. A., Gawalek, W., Savchuk, Ya. M., Moshchil, V. E., Sergienko, N. V., Surzhenko, A. B., Wendt, M., Dub, S. N., Melnikov, V. S., Schmidt, Ch., Nagorny, P. A. 2003. High-pressure synthesis of a bulk superconductive MgB₂- based material. *Physica C*, 386; 565.
- Prikhna, T. A., Gawalek, W., Surzhenko, A. B., Moshchil, V. E., Sergienko, N. V., Savchuk, Ya. M., Melnikov, V. S., Nagorny, P. A., Habisreuther, T., Dub, S. N., Wendt, M. D., Litzkendorf, J., Dellith, Ch., Schmidt, Krabbes, G., Vlasenko, A. V. 2002. High-pressure synthesis of MgB₂ with and without tantalum additions. *Physica C*, 1543; 372-376.
- Putti, M., Aronte, M., Ferdeghini, C., Manfrinetti, P., Tarantini, C., Lehmann, E. 2006. Observation of the crossover from two-gap to single-gap superconductivity through specific heat measurements in neutron-irradiated MgB₂. *Phys. Rev. Lett.*, 96; 077003.

- Qu, B., Sun, X. D., J-GL11, Xiu, Z. M., Xue, C. P. Phase evolution and microstructure of high J_c SiC doped MgB_2 fabricated by hot pressing. *Supercond. Sci. Technol.*, 22; 075014.
- Rogacki, K., Batlogg, B., Karpinski, J., Zhigadlo, N. D., Schuck, G., Kazakov, S. M., Wagli, P., Puzniak, R., Wisniewski, A., Carbone, F., Brinkman, A., van der Marel, D. 2006. Strong magnetic pair breaking in Mn-substituted MgB_2 single crystals. *Phys. Rev. B*, 73; 174520.
- Rowell, J. M. 2003. The widely variable resistivity of MgB_2 samples. *Supercond. Sci. Technol.*, 16; R17.
- Rowell, J. M., Xu, S. Y., Zeng, X. H., Pogrebnnyakov, A. V., Li, Q., Xi, X. X., Redwig, J. M., Tian, W., Pan, X. 2003. Critical current density and resistivity of MgB_2 films. *Appl. Phys. Lett.*, 83; 102.
- Samuely, P., Szabo, P., Pribulova, Z., Angst, M., Bud'ko, S.L., Canfield, P.C., Klein, T., Lyard, L., Marcus, J., Marcenat, C., Kang, B.W., Kim, H.J., Lee, H.S., Lee, H.K., Lee, S.I. 2007. Aluminum and carbon substitution in MgB_2 . Electron doping and scattering effects. *Physica C*, 460; 84.
- Scanlan, R. M., Malozemo, A. P., Larbalestier, D. C. 2004. Superconducting materials for large scale applications. *IEEE Proc.*, 92; 1639.
- Schmidt, H., Zasadzinski, J. F., Gray, K. E., Hinks, D. G. 2001. Evidence for Two-Band Superconductivity from Break-Junction Tunneling on MgB_2 . *Phys. Rev. Lett.* 88; 127002.
- Serquis, A., Liao, X. Z., Zhu, Y. T., Coulter, J. Y., Huang, J. Y., Willis, J. O., Peterson, D. E., Mueller, F. M., Moreno, N. O., Thompson, J. D., Nesterenko, V. F., Indrakanti, S. S., 2002. Influence of microstructures and crystalline defects on the superconductivity of MgB_2 . *J. Appl. Phys.*, 92; 351.
- Serquis, A., Serrano, G. S., Moreno, M., Civale, L., Maiorov, B., Balakirev, F., Jaime, M. 2007. Correlated enhancement of H_{c2} and J_c in carbon nanotube doped MgB_2 . *Supercond. Sci. Technol.*, 20; L12.
- Shcherbakova, O. V., Pan, A. V., Dou, S. X., Nigam, R., Wexler, D. 2010. Nanocoating of particles for optimal doping and universal enhancement of current-carrying ability in "organic" $MgB_{2-x}C_x$ superconductors. *J. Appl. Phys.*, 107.

- Shcherbakova, O. V., Pan, A. V., Wang, J. L., Shcherbakov, A. V., Dou, S. X., Wexler, D. E., Babic, Jercinovic, M., Husnjak, O. 2008. Sugar as an optimal carbon source for the enhanced performance of MgB₂ superconductors at high magnetic fields. *Supercond. Sci. Technol.*, 21; 015005.
- Shcherbakova, O. V., Pan, A. V., Wexler, D., Dou, S. X. 2007. Superconducting Properties of MgB₂: Polycarbosilane Versus Conventional Nano-SiC Doping. *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, 17; 2790.
- Singh, R. K., Prabhakar, P. 2006. From E_{2g} to other Modes : Effects of Pressure on Electron-Phonon Interaction in MgB₂. *Phys. Rev. Lett.*, 97; 247002.
- Skelton, E. F., Gubser, D. U., Willis, J. O., Hein, R. A., Yu, S. C., Spain, I. L., Waterstrat, R. M., Sweedler, A. R. 1979. Effects of pressure on the structural and superconducting properties of Nb₃As, Nb₃Si, Nb₃Ge, and Nb_{0.82}Ge_{0.18}. *Phys. Rev. B*, 20; 4538.
- Slusky, J. S., Rogado, N., Regan, K. A., Hayward, M. A., Khalifah, P., He, T., Inumaru, K., Loureiro, S. M., Haas, M. K., Zandbergen, H. W., Cava, R. J., 2001. MgB₂ update: superconductivity poised on the edge. *Nature*, 410; 343.
- Snezhko, A., Prozorov, T., Prozorov, R. 2005. Magnetic nanoparticles as efficient bulk pinning centers in type-II superconductors. *Phys. Rev. B*, 71; 024527.
- Sosiati, H., Hata, S., Kuwano, N., Tomokiyo, Y., Kitaguchi, H., Doi, H., Yamamoto, A., Matsumoto, K., Saitoh, H., Kumakura, H. 2005. Relationship between microstructure and J_c property in MgB₂/α-Al₂O₃ film fabricated by insitu electron beam evaporation. *Supercond. Sci. Technol.*, 18; 1275.
- Souma, S., Machida, Y., Sato, T., Takahashi, T., Matsui, H., Wang, S.-C., Ding, H., Kaminski, A., Campuzano, J. C., Sasaki, S., Kadowaki, K. 2002. The origin of multiple superconducting gaps in MgB₂. *Nature*, 423; 65.
- Suhl, H., Matthias, B. T., Walker, L. R. 1959. Bardeen-Cooper-Schrieffer Theory of Superconductivity in the Case of Overlapping Bands. *Phys. Rev. Lett.*, 3; 552.
- Sumption, M. D., Bhatia, M., Dou, S. X., Rindiesch, M., Tomsic, M., Arda, L., Ozdemir, M., Hascicek, Y., Collings, E. W. 2004. Irreversibility field and flux pinning in MgB₂ with and without SiC additions. *Supercond. Sci. Technol.*, 17; 1180.

- Susner, M., Sumption, A., Bhatia, M., Peng, M. X., Tomsic, M. J., Rindeisch, M. A., Collings, E. W. 2007. Influence of Mg/B ratio and SiC doping on microstructure and high field transport J_c in MgB_2 strands. *Physica C*, 456; 180.
- Takahashi, T., Sato, T., Souma, S., Muranaka, T., Akimitsu, J. 2001. High-resolution photoemission study of MgB_2 . *Phys. Rev. Lett.*, 86; 4915.
- Tinkham, M. 1996. *Introduction to superconductivity*, New York, McGraw-Hill.
- Tropeano, M., Ferdeghini, C., Awana, V. P. S. 2011. The effect of synthesis temperature on the superconducting properties of n-SiC added bulk MgB_2 superconductor. *Supercond. Sci. Technol.*, 24; 045013.
- Tsuda, S., Yokoya, T., Kiss, T., Shimojima, T., Shin, S., Togashi, T., Watanabe, S., Zhang, C., Chen, C. T., Lee, S., Uchiyama, H., Tajima, S., Nakai, N., Machida, K. 2005. Carbon-substitution dependent multiple superconducting gap of MgB_2 : A sub-meV resolution photoemission study. *Phys. Rev. B*, 72; 064527.
- Tsuda, S., Yokoya, T., Shin, S. 2007. Recent photoemission studies on MgB_2 and related materials. *Physica C*, 456; 126.
- Tsuda, S., Yokoya, T., Kiss, T., Takano, Y., Togano, K., Kito, H., Ihara, H., Shin, S. 2001. Evidence for a Multiple Superconducting Gap in MgB_2 from High-Resolution Photoemission Spectroscopy. *Phys. Rev. Lett.*, 87; 177006.
- Tsuda, S., Yokoya, T., Takano, Y., Kito, H., Matsushita, A., Yin, F., Itoh, J., Harima, H., Shin, S. 2003. Definitive Experimental Evidence for Two-Band Superconductivity in MgB_2 . *Phys. Rev. Lett.*, 91; 127001.
- Tzeli, D., Mavridis, A. 2005. Theoretical investigation of the iron carbide cation, FeC^+ . *Phys. Chem.*, A 109; 10663.
- Ueda, S., Shimoyama, J., Yamamoto, A., Horii, S., Kishio, K. 2004. Enhanced critical current properties observed in Na_2CO_3 -doped MgB_2 Supercond. *Sci. Technol.* 17; 926.
- Vinod, K., Abhilash Kumar, R. G., Syamaprasad, U. 2007. Prospects for MgB_2 superconductors for magnet application. *Supercond. Sci. Technol.*, 20; R1-R13.
- Vinod, K., Varghese, N., Syamaprasad, U. 2007. Superconductivity of MgB_2 in the BCS framework with emphasis on extrinsic effects on critical temperature *Supercond. Sci. Technol.*, 20; R31-R45.

- Wang, J., Bugoslavsky, Y., Berenov, A., Cowey, L., Caplin, A. D., Cohen, L. F., Mac Manus Driscoll, J. L., Cooley, L. D., Song, X., Larbalestier, D. C. 2002. High critical current density and improved irreversibility field in bulk MgB₂ made by a scaleable, nanoparticle addition route. *Appl. Phys. Lett.*, 81; 2026.
- Welp, U., Rydh, A., Karapetrov, G., Kwok, W. K., Crabtree, G. W., Marcenat, C., Paulius, L. M., Lyard, L., Klein, T., Marcus, J., Blanchard, S., Samuely, P., Szabo, P., Jansen, A. G. M., Kim, K. H. P., Jung, C. U., Lee, H. -S. B., Kang, B., Lee, S. -I. 2003. *Physica C* ,385; 154.
- Werthamer, N. R., Helfand, E., Hohenberg, P. C. 1966. Temperature and Purity Dependence of the Superconducting Critical Field, H_{c2}. III. Electron Spin and Spin-Orbit Effects. *Phys. Rev.* , 147; 295.
- Wilke, R. H. T., Bud'ko, S. L., Canfield, P. C., Finnemore, D. K., Suplinskas, R. J., Hannahs, S. T. 2004. Systematic effects of carbon doping on the superconducting properties of Mg(B_{1-x}C_x)₂. *Phys. Rev. Lett.* , 92; 217003.
- Wilke, R. H. T., Bud'ko, S. L., Canfield, P. C., Farmer, J., Hannahs, S. T. Effects of Neutron Irradiation on Carbon Doped MgB₂ Wire Segments. 2006. *Phys. Rev. B*, 73; 134512.
- Wu, E. POWD. 1989. An Interactive and Data Interpretation and Indexing Program Version 2.2. School of Physical Sciences, Flinders University of South Australia, Bedford Park, Australia.
- Xi, X. X. 2008. Two-band superconductor magnesium diboride. *Rep. Prog. Phys.*, 71; 116501.
- Xun, X., Qin, M. J., Konstantinov, K., dos Santos, D. I., Yeoh, W. K., Kim, J. H., Dou, S. X. 2006. Effect of boron powder purity on superconducting properties of MgB₂ Supercond. *Sci. Technol.* , 19; 466.
- Yamada, H., Hirakawa, M., Kumakura, H., Kitaguchi, H. 2006. Effect of aromatic hydrocarbon addition on in situ powder-in-tube processed MgB₂ tapes. *Superconductor Science and Technology*, 19; 175–177.
- Yamamoto, A., Shimoyama, J., Iwayama, I., Katsura, Y., Horii, S., Kishio, K. 2007. Influence of dopant particle size on the critical current properties and microstructures of MgB₂ bulks doped with TiC and SiC. *Physica C*, 807; 463-465.

- Yamamoto, A., Shimoyama, J.i., Ueda, S., Iwayama, I., Horii, S., Kishio, K. 2004. Effects of B₄C doping on critical current properties of MgB₂ superconductor. *Supercond. Sci. Technol.*, 18; 1323–1328.
- Yeoh, W. K., Kim, J. H., Horvat, J., Xu, X., Qin, M. J., Dou, S. X., Jiang, C. H., Nakane, T., Kumakura, H., Munroe, P. 2006. Control of nano carbon substitution for enhancing the critical current density in MgB₂. *Supercond. Sci. Technol.*, 19; 596.
- Zeng, R., Lu, L., Wang, J. L., Horvat, J., Li, W. X., Shi, D. Q., Dou, S. X., Tomsic, M., Rindeisch, M. 2007. Significant improvement in the critical current density of in situ MgB₂ by excess Mg addition. *Supercond. Sci. Technol.*, 20; L43.
- Zeng, X. H., Pogrebnnyakov, A. V., Zhu, M. H., Jones, J. E., Xi, X. X., Xu, S. Y., Wertz, E., Qi Li, Redwing, J. M., Lettieri, J., Vaithyanathan, V., Schlom, D. G., Liu, Z.-K., Trithaveesak, O., Schubert, J. 2003. Superconducting MgB₂ thin films on silicon carbide substrates by hybrid physical–chemical vapor deposition. *Appl. Phys.*, 82; 2097.
- Zhang, Z., Suo, H., Ma, L., Zhang, T., Liu, M., Zhou, Y. 2011. Critical current density in MgB₂ bulk samples after co-doping with nano-SiC and polyzinc acrylate complexes. *Physica C*, 471; 908–911.
- Zhao, Y., Cheng, C. H., Rui, X. F., Zhang, H., Munroe, P., Zeng, H. M., Koshizuka, N., Murakami, M. 2003. Improved irreversibility behavior and critical current density in MgB₂-diamond nanocomposites. *Appl. Phys.*, 83; 2916.
- Zhao, Y., Feng, Y., Cheng, C. H., Zhou, L., Wu, Y., Machi, T., Fudamoto, Y., Koshizuka, N., Murakami, M. 2001. High critical current density of MgB₂ bulk superconductor doped with Ti and sintered at ambient pressure. *Appl. Phys.*, 79; 1154.
- Zhao, Y., Yang, Y., Cheng, C.H., Zhang, Y. 2007. Doping and effect of nano-diamond and carbon-nanotubes on flux pinning properties of MgB₂. *Physica C*, 165 ; 463-465.
- Zhou, S., Pan, A. V., Wexler, D., Dou, S. X. 2007. Enhanced J_c-B performance in acetone doped MgB₂ tapes. *Adv. Mater.*, 19; 1373.
- Zhou, S., Pan, A. V., Horvat, J., Qin, M. J., Liu, H. K., Dou, S. X. 2004. Effects of precursor powders and sintering processes on the superconducting properties of MgB₂. *Super- cond. Sci. Technol.*, 17; 528.

EK1 MgB₂ Süperiletkenin Karakteristik Özellikleri

Parametre	Değer
Kritik Sıcaklık	$T_c = 39 - 40\text{K}$
Hekzagonal Örgü Parametreleri	$a = 0.3086\text{nm}$
Teorik Yoğunluk	$c = 0.3524\text{nm}$
Basınc Katsayısı	$d=2.55 \text{ g/cm}^3$
Taşıyıcı Yoğunluğu	$n_s = 1.7-2.8 \times 10^{23} \text{ holes/cm}^3$
Izotop Etkisi	$\alpha T = \alpha\beta + \alpha Mg = 0.3 - 0.02$
Özdirenç (40K)	$\rho_m(40\text{K}) = 0.1 - 300\mu\Omega\text{cm}$
Uyum Uzunluğu	$\xi_{ab}(0\text{K}) = 3.7 - 12\text{nm}$ $\xi_c(0\text{K}) = 1.6 - 3.6\text{nm}$
Sızma Derinliği	$\lambda (0\text{K}) = 80 - 180\text{v}\mu$
Enerji Aralığı	$E_{g\sigma} = 7.2\text{mV}$ $E_{g\pi} = 2.3\text{mV}$
Tersinmezlik manyetik Alan	$\mu_0 H_{irr} (\text{Polikristalin}) = 11 - 16\text{T}$
Ust Kritik Alan	$B_{c2} (\text{Polikristalin}) = 14 - 19\text{T}$

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Solmaz KHANKESHIZADEH
Doğum Yeri : IRAN - Tabriz
Doğum Tarihi : 07/02/1987
Medeni Hali : Bekar
Yabancı Dili : Farsca, Türkçe, İngilizce.

Eğitim Durumu (Kurum ve Yıl)

- **Lise** : Mobtakeran , 2009
- **Lisans** : Islamic Azad University of Tabriz, 2009

Yüksek Lisans : Ankara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Fizik Anabilim Dalı
(Eylül 2009- Eylül 2012)

Katıldığı Ulusal ve Uluslar Arası Bilimsel Etkinlikler:

- Dual Beam Workshop1 at Bilkent University UNAM Ankara/Turkey
(6th and 7th of May 2010).
- 2th Nanotechnology Meeting at Ankara University in Ankara/Turkey
(June 2010).
- 17thmeeting of condensed matter Physics at Ankara University in
Ankara/Turkey (October 2010).
- 3th Nanotechnology Meeting at Ankara University in Ankara/Turkey
(June 2011).
- 4th Nanotechnology Meeting at Bilkent University in Ankara/Turkey
(2 April 2011).
- Nanotechnology Meeting at Hacettepe University in Ankara/Turkey
(3-4 May 2011).

- 11th National Energy Symposium at Ankara University in Ankara/Turkey (11 May 2011).
- 7th Nanoscience and Nanotechnology Conference held (Nano TR7) at Sabanci University in Istanbul/Turkey (June 27- July 01, 2011).
- 5th National Superconductivity Symposium (USS5 2011) at Izmir Institute of Technology in Izmir/Turkey (3-6 July, 2011).
- Workshop on Physics and Chemistry of Solids: Theory and Experiment supported by the Bilkent University and ITAP during, Ankara/Turkey (6 – 12 November, 2011).
- International student workshop on condensed matter and materials physics, Antalya, Turkey (27-31 December 2011).
- 3th Spring School and Educational Courses, SSEC-2012 on Superconductivity and Magnetism held, Istanbul/Turkey (24-28 April, 2012).
- III. International Conference on Superconductivity and Magnetism, Istanbul/Turkey (29 April 4 May 2012).
- II. Workshop on Road-Map for Superconductivity in Turkey (RMST-2), Antalya, Turkey (6-16 June, 2012).