

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

VANADYUM KATKILI MgB_2 SÜPERİLETKEN SİSTEMİNİN YAPISAL VE MANYETİK ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ETKİSİ

Derya Kaya

İnönü Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı
58+viii sayfa

2006

Danışman: Doç. Dr. H. İbrahim Adıgüzel

Bu çalışmada MgB_2 sistemine $(MgB_2)_{2-x}V_x$ formunda vanadyum katkılanarak hazırlanan bileşiklerin yapısal ve manyetik özellikleri incelenmiştir.

Örnekler katıhal reaksiyon yöntemiyle argon atmosferinde hazırlanmıştır. Örneklerin yapısal karakterizasyonu XRD ve SEM ölçümleri kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Manyetik özellikleri ise M-T ve M-H ölçümleri ile belirlenmiştir.

XRD sonuçları, vanadyumun yapı içerisinde MgB_2 'ye bağlanmadığını, bulk yapı içerisinde ya vanadyum olarak ya da VB veya $V_{1.54}B_{50}$ şeklinde safsızlık fazı olarak kaldığını göstermiştir.

Örneklerin SEM ölçümleri, MgB_2 'nin tanecikli yapısının elde edildiğini göstermiştir. Yapıda belirli bir yönelim gözlenmemiş fakat taneciklerin sıkı bağlı olduğu ve porozitenin düşük seviyede olduğu belirlenmiştir. M-H ölçümleri ise vanadyum katkı oranının artmasıyla gram başına diamanyetik sinyalde azalma göstermiştir. En yüksek J_c değeri $8 \cdot 10^5$ A/cm² olarak bulunmuştur.

M-T ölçümlerinde ise örneklerin kritik sıcaklığı 40K olarak belirlenmiştir. Ayrıca, $x=0.4$ ve $x=0.7$ vanadyum katkılı örneklerin M-T ölçümlerinde pozitif manyetizasyon yani paramanyetik katkı gözlenmiştir.

Anahtar kelimeler: Süperiletkenlik, MgB_2 , kritik akım yoğunluğu, paramanyetizma, diamanyetizma.

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

EFFECT OF VANADIUM DOPE TO STRUCTURAL AND MAGNETIC PROPERTIES OF MgB_2 SUPERCONDUCTOR SYSTEM

Derya Kaya

Inonu University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Physics
58+viii Pages

2006

Supervisor: Assoc.Prof. Dr. H. İbrahim Adıgüzel

In this study, structural and magnetic properties of compounds which prepared by doping Vanadium in form of $(\text{MgB}_2)_{2-x}\text{V}_x$ to MgB_2 system were investigated.

Samples were prepared with solid state reaction method in the argon atmosphere. Structural characterization of samples was carried out by XRD and SEM measurements. Magnetic properties were determined by M-H and M-T measurements.

XRD results showed that vanadium could not bind to MgB_2 , but remained in bulk structure as vanadium or as impurity phases in the form of VB or $\text{V}_{1.54}\text{B}_{50}$.

SEM measurement of samples showed that granular structure of MgB_2 . The definite align in the crystal structure was not observed but it was determined as granules which were tightly bonded and porosity was at low level. In M-H measurements indicated diamagnetic signal per grams which was decreased with the increasing ratio of vanadium dope. The highest J_c in all the samples was determined $8 \cdot 10^5 \text{ A/cm}^2$ in our samples.

Critical temperature of samples were determined at 40K in the M-T measurements. Also positive magnetization means paramagnetic contribution was observed in M-T measurements at $x=0.4$ and $x=0.7$ in the vanadium doped samples.

Key Words: Superconductivity, MgB_2 superconductor, critical current density, paramagnetism, diamagnetism.

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışması, İnönü Üniversitesi Rektörlüğü Bilimsel Araştırma Projeleri Yönetim Birimi 2005-64 no'lu proje kapsamında yapılmış ve projelerin maddi imkanları kullanılmıştır.

Tez çalışmam sırasında yaptığım deneyler, deneysel sonuçların yorumlanması ve tez yazım aşamasında yardım, destek ve önerilerini esirgemedi beni yönlendiren danışman hocam Sayın **Doç. Dr. H. İbrahim Adıgüzel**'e;

Manyetik ölçümlerin alınmasında yardımcı olan Bölüm Başkanımız Sayın **Prof. Dr. Selçuk Atalay**'a ;

Çalışmalarım sırasında bilgi ve deneyimlerini paylaşan **Arş. Grv. Dr. M. Ali Aksan**'a

Manyetik ölçümlerin alınmasında yardımcı olan **Murat Güneş**'e;

SEM analizlerinde yardımcı olan Sayın **Uzman Murat Özabacı**'ya ;

X-ışını ölçümlerinde yardımcı olan Sayın **Serdar Altun**'a

Her zaman olduğu gibi yüksek lisans çalışmalarım süresince de maddi manevi desteğini esirgemeyen aileme **TEŞEKKÜR** ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	ii
TEŞEKKÜR.....	iii
İÇİNDEKİLER.....	iv
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	vi
TABLolar DİZİNİ.....	vii
SİMGELER.....	viii
1. GİRİŞ.....	1
2. GENEL BİLGİLER.....	2
2.1. Süperiletkenlik.....	2
2.2. Süperiletkenliğin Tarihçesi.....	3
2.3. I. Ve II. Tip Süperiletkenler.....	5
2.4. Süperiletkenlerin Bazı Fiziksel Özellikleri.....	6
2.4.1. Kalıcı (D.C) Akımlar.....	6
2.4.2. Koherens Uzunluğu.....	6
2.4.3. Tünelleme ve Josephon Olayı.....	7
2.4.4. Meissner Etkisi.....	9
2.4.5. Sızma Derinliği.....	10
2.4.6. Kritik Sıcaklık ve Kritik Manyetik Alan.....	11
2.4.7. Kritik Akım Yoğunluğu.....	13
2.5. Teorik Gelişmeler.....	14
2.5.1. London Teorisi.....	14
2.5.2. Ginzburg Landau Teorisi.....	16
2.5.3. BCS Teorisi.....	16
2.6. Süperiletken Örnek Hazırlama Yöntemleri.....	19
2.6.1. Katıhal Reaksiyon Yöntemi.....	19
2.6.2. Sol-gel Yöntemi.....	20
2.6.3. Cam Seramik Yöntemi.....	20
2.6.4. İnce Film Hazırlama Yöntemleri.....	21
2.6.5. Kalın Film Hazırlama Yöntemleri.....	21
2.6.6. Powder In Tube Yöntemi.....	22
3. MgB₂'NİN KRİSTAL YAPISI VE SÜPERİLETKEN SİSTEMİ.....	22
3.1. MgB ₂ Süperiletken bileşiğinin Kristal Yapısı.....	22
3.2. MgB ₂ 'de İzotop Etkisi.....	23
3.3. MgB ₂ 'de Koherens (Uyum) Uzunluğu.....	24
4. MgB₂'ye YAPILAN KATKILAMALAR VE ETKİLERİ.....	27
5. DENEYSEL YÖNTEMLER.....	36
5.1. Örneklerin Hazırlanması.....	36
5.2. X Işınları Toz Kırınım Ölçümleri.....	36
5.3. Manyetizasyon Ölçümleri (M-H, M-T).....	37
5.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri.....	37
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞILMASI.....	38
6.1. (MgB ₂) _{2-x} V _x (0 ≤ x ≤ 1) Formunda Hazırlanan Örneklerin X Işınları Kırınım Sonuçları.....	38
6.2. SEM Ölçüm Sonuçları.....	42
6.3. (MgB ₂) _{2-x} V _x (0.1 ≤ x ≤ 1) Formunda Hazırlanan Örneklerin M-H Eğrileri ve J _c Değerleri.....	44

6.4. $(\text{MgB}_2)_{2-x}\text{V}_x$ ($0.1 \leq x \leq 1$) Formunda Hazırlanan Örneklerin M-T Eğrileri.....	49
7. SONUÇ	53
8. KAYNAKLAR	55
ÖZGEÇMİŞ	59

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. Bir süperiletken için öz direncin sıcaklığa karşı grafiği.....	3
Şekil 2.2. a) I. Tip süperiletkenlerin manyetik alan eğrisi, b) II. Tip süperiletkenlerin manyetik alan eğrisi.....	6
Şekil 2.3. (a) Josephson eklemi, (b) Josephson ekleminin I-V eğrisi.....	8
Şekil 2.4. Meissner Etkisi a) Normal Durum b) Süperiletken Durum.....	10
Şekil 2.5. Bir süperiletken numunenin direncinin sıcaklıkla değişimi.....	12
Şekil 2.6. Örgü bozulmasından ortaya çıkan çekici etkileşmenin şematik gösterimi.....	17
Şekil 2.7. (a) Bir süperiletken için basitleştirilmiş enerji band yapısı. (b) Normal bir iletkenin enerji band yapısı.....	19
Şekil 3.1 MgB ₂ 'nin basit hekzagonal kristal yapısının farklı iki gösterimi.....	23
Şekil 3.2. Mg ve B'nin izotop etkisi.....	24
Şekil 5.1 650°C'de 24 saat tavlama işlemine tabi tutulan örneklerin tavlama-sıcaklık profilleri.....	36
Şekil 6.1. (MgB ₂) _{2-x} V _x (0.1≤x≤1) Formunda Hazırlanan Bulk Örneklerin XRD Kırınım Desenlerinin Üç Boyutta Gösterimi.....	39
Şekil 6.2. (MgB ₂) _{2-x} V _x (0.1≤x≤1) Formunda Hazırlanan Bulk Örneklerin XRD Kırınım Desenlerinin İki Boyutta Gösterimi.....	40
Şekil 6.3. MgB ₂ ve x=1 Vanadyum Katkılı Örneklerine Ait XRD Kırınım Desenleri.....	41
Şekil 6.4. (MgB ₂) _{2-x} V _x (0.1≤x≤1) Formunda Hazırlanan Örneklerin Yüzey Morfolojileri (a) x=0.1, (b) x=0.2, (c) x=0.3, (d) x=0.4, (e) x=0.5, (f) x=0.6, (g) x=0.7, (h) x=0.8, (i) x=0.9, (j) x=1.....	43
Şekil 6.5. (MgB ₂) _{1.9} V _{0.1} Örneğinin M-H Eğrisi.....	44
Şekil 6.6. (MgB ₂) _{1.8} V _{0.2} Örneğinin M-H Eğrisi	45
Şekil 6.7. (MgB ₂) _{1.7} V _{0.3} Örneğinin M-H Eğrisi	45
Şekil 6.8. (MgB ₂) _{1.6} V _{0.4} Örneğinin M-H Eğrisi.....	46
Şekil 6.9. (MgB ₂) _{1.3} V _{0.7} Örneğinin M-H Eğrisi	46
Şekil 6.10. Artan Katkılama Miktarlarına (x) Karşı Çizilen Kritik Akım Yoğunluğu Değerleri.....	47
Şekil 6.11. x=0.3 Vanadyum Katkılı Örnek için 10-20-30K'da Hesaplanan J _c Değerleri.....	48
Şekil 6.12. (MgB ₂) _{1.9} V _{0.1} Örneğinin M-T Eğrisi	50
Şekil 6.13. (MgB ₂) _{1.8} V _{0.2} Örneğinin M-T Eğrisi	50
Şekil 6.14. (MgB ₂) _{1.7} V _{0.3} Örneğinin M-T Eğrisi.....	51
Şekil 6.15. (MgB ₂) _{1.6} V _{0.4} Örneğinin M-T Eğrisi	51
Şekil 6.16. (MgB ₂) _{1.3} V _{0.7} Örneğinin M-T Eğrisi	52

TABLÖLAR DİZİNİ

Tablo 2.1. Bazı Süperiletkenlerin Kritik Sıcaklıkları ve T=0K’de Ölçülen Kritik Manyetik Alanları.....	13
Tablo 3.1. Değişik formlarda hazırlanmış MgB ₂ numuneleri için a-b düzlemi ve c ekseninde boyunca koherens uzunlukları.....	25
Tablo 3.2. MgB ₂ ’ye ait süperiletkenlik parametreleri.....	26
Tablo 6.1. Saf MgB ₂ ’nin Hesaplanan Kristalografik Parametreleri.....	38

SİMGELER

M	Manyetizasyon
H_c	Kritik Manyetik Alan
T_c	Kritik Sıcaklık
J_c	Kritik Akım Yoğunluğu
J	Akım Yoğunluğu
ξ	Koherens (uyum) Uzunluğu
λ	Sızma Derinliği
E_g	Enerji Aralığı
n_s	Süperelektron Sayısı
κ	Ginzburg- Landau Parametresi
α	İzotop Etkisi Katsayısı
ρ	Özdirenç

1. GİRİŞ

MgB₂ bileşiği, 1950’li yılların başından beri bilinen fakat 2001 yılında Akimitsu ve grubu tarafından keşfedilmiş yaklaşık 40K kritik sıcaklığa ve basit hekzagonal yapıya sahip süperiletken bir maddedir [1]. Bu yeni süperiletkenin keşfi bilim dünyasında yankılar uyandırmış, çalışmalar yoğun bir şekilde bu malzemenin süperiletken özelliklerini araştırma ve geliştirmeye yönelmiştir.

BCS teorisi çerçevesinde yüksek frekanslı fonon modlarının düşük kütleli elementlerde geçiş sıcaklığını geliştirmeye yol açtığı ve en yüksek süperiletkenlik sıcaklığının yüksek basınç altında hidrojen gibi basit elementlerde olabileceği düşünülmüştür. 1986 yılında Li’un elektriksel direncinin araştırılmasında, elektriksel direncin 7K civarında aniden sıfıra düştüğü görülmüş ve bunun mümkün bir süperiletkenlik sıcaklığı olabileceği düşünülmüştür. Sonuç olarak, MgB₂’de süperiletkenliğin keşfi hafif elementleri içeren bileşiklerin kritik sıcaklığının daha yüksek olduğunu teyit etmiştir. Çünkü; metalik B katmanlarının MgB₂’nin süperiletkenliğinde kritik bir rol oynadığına inanılmaktadır [2].

MgB₂’nin süperiletkenliğinin keşfiyle süperiletkenlik alanındaki çalışmalar (özellikle oksit olmayan bileşikler ve boron bileşikleriyle ilgili çalışmalar) yeniden canlanmıştır. MgB₂’deki bu yüksek kritik sıcaklık değeri basit bileşiklerde daha yüksek kritik sıcaklık elde edilebileceği umidini vermiştir.

MgB₂’nin süperiletkenlik özelliğinin duyulması birçok yeni süperiletkenin keşfinde etkili olmuştur. (TaB₂ T_c=9.5K [3], BeB_{2.75} T_c=0.7K [4], MgCNi₃ T_c=8K [5] gibi)

MgB₂ ile yapılan izotop etkisi ölçümleri süperiletkenliğin BCS tipi olduğunu göstermiştir. Elektronlar arasındaki etkileşimi atom titreşimlerinin oluşturduğu, çoğunlukla ¹¹B şeklinde bulunan bor atomlarının ¹⁰B ile değiştirildiğinde kritik sıcaklığın 39K’den 40K’e yükseldiğinin gözlenmesiyle anlaşılmıştır. Bu kadar yüksek kritik sıcaklığın bir nedeninin de Bor atomlarının düşük kütlesi olduğu sonucuna da varılmıştır.

Seramik süperiletkenleri uygulamada kullanmanın en önemli zorluğu kırılgan yapıya sahip olmalarıdır. Eğer MgB₂’nin yüksek kritik sıcaklığa sahip diğer üyeleri bulunabilirse seramik süperiletkenlere karşı büyük avantaj sağlayabilirler. Birçok grup halen MgB₂’nin henüz fark edilmemiş özelliklerini ve bu aileden sayılabilecek diğer süperiletkenleri bulmaya çalışmaktadır.

MgB₂ yüksek taşıyıcı yoğunluğu, basit kristal yapısı, düşük anizotropi değeri, tanecik sınırlarının birbirleri ile güçlü bir şekilde bağlı olmaları, yüksek manyetizasyon

özelliği, ucuz olması nedeniyle gelecek vaad eden bir malzeme olup güncelliğini korumaktadır [2].

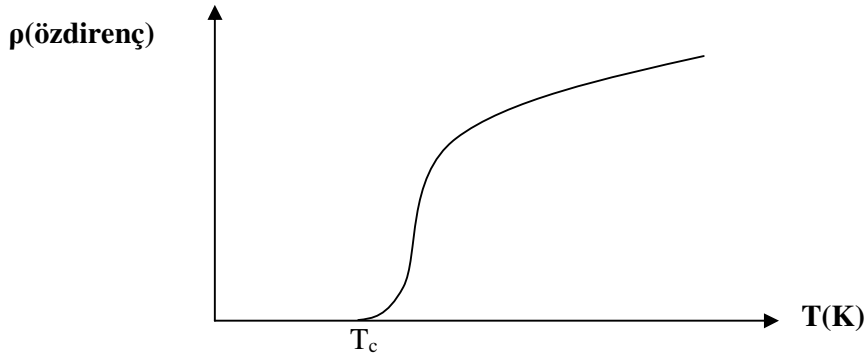
Bu çalışmada $(\text{MgB}_2)_{2-x}\text{V}_x$ ($x = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7, 0.8, 0.9, 1$) bileşikleri katıhal reaksiyon yöntemiyle hazırlanarak, Vanadyum katkılmasının MgB_2 süperiletken sistemi üzerindeki etkileri; XRD, SEM, M-H, M-T ölçümleri ile incelenmiştir.

2. GENEL BİLGİLER

2.1. SÜPERİLETKENLİK

1911 yılında Hollandalı fizikçi Kamerlingh Onnes bazı metallerin hiç beklenmedik bir davranış gösterdiklerini keşfetti. Bu maddeler kritik sıcaklık (T_c) denilen ve her madde için farklı bir değere sahip olan bu sıcaklığa kadar normal davrandıkları halde, T_c 'nin altında özdirençleri aniden sıfır olmaktadır. Özdirencin sıfır olduğu bu durumda o maddenin süperiletken fazda olduğu söylenir (şekil 2.1).

Bir metale voltaj farkı uygulandığında iletim elektronları yapı içerisinde hareket etmeye başlar. Bu hareket sırasında, iletim elektronları örgü ile etkileşerek var olan enerjilerinin bir kısmını kaybederler. İletim elektronları örgü atomları ile ne kadar az çarpışma yaparsa, çarpışmalar arasında kazanacağı hız da o kadar büyük olur. O halde, daha az çarpışma yapan elektronlar daha büyük bir akım oluştururlar; yani, metalik yapının özdirenci daha az olur. Bununla birlikte yapı içerisinde yapıdan kaynaklanan kusurlarda mevcut ise, iletim elektronlarının karşılaştığı direnç daha da fazla olur. Eğer metalik yapı kritik sıcaklığın altına kadar soğutulursa, iletim elektronlarının karşılaştığı direnç ortadan kalkar ve elektronlar yapı içerisinde örgü ile hiçbir etkileşmeye girmeden rahatlıkla hareket ederler. Böylece metalik yapının direnci kritik sıcaklığın altında aniden sıfıra düşer. Kritik sıcaklığın altında bu maddeye süperiletken denir.



Şekil 2.1. Bir süperiletken için öz direncin sıcaklığa karşı grafiği. Öz direnç $T \leq T_c$ sıcaklığında sıfır olmaktadır.

2.2. SÜPERİLETKENLİĞİN TARİHÇESİ

Düşük sıcaklık fiziğinin tarihi, 1908 yılında Hollandalı fizikçi Heike Kamerlingh Onnes'in 4.2K'de helyumu sıvılaştırmasıyla başlamıştır. Üç yıl sonra 1911'de, Onnes ve arkadaşları metallerin düşük sıcaklık dirençlerini incelerken süperiletkenlik olayını keşfetmişlerdir. İlk olarak platini incelemişler, platinin 0K'e uzanan öz direncinin örneğin saflığına bağlı olduğunu bulmuşlardır. Daha sonra damıtma yoluyla elde edilen çok saf sıvıyı incelemeye karar vermişler ve cıvanın direncinin 4.15K'de çok keskin bir şekilde düşerek ölçülemeyecek kadar küçük değerlere ulaştığını gözlemlemişlerdir. Onnes bu yeni olayı, süperiletkenlik olarak adlandırmıştır [7].

Süperiletkenlerin manyetik özelliklerinin anlaşılması, elektriksel özelliklerinin anlaşılması kadar güç ve ilgi çekicidir. W. H. Meissner ve R. Ochsenfold 1933 yılında süperiletkenlerin manyetik özelliklerini incelemişler ve manyetik alanda soğutulan bir süperiletkenin, kritik sıcaklığın altına inildiğinde, manyetik akıyı dışarıladığını bulmuşlardır [6]. Ayrıca bu malzemelerin, kritik manyetik alanlarından $B_c(T)$ daha büyük manyetik alanlarda süperiletkenlik özelliklerini kaybettikleri bulunmuştur. Süperiletkenlikle ilgili bir teori, Frity ve H. London tarafından 1935 yılında geliştirilmiştir. Ancak süperiletkenliğin asıl doğası ve kökeni, J. Bordeen, L. N. Cooper ve J. Schrieffer tarafından ilk defa 1957'de açıklanmıştır. BCS teorisi olarak bilinen bu teorinin ana teması, iki elektron arasında "Cooper çiftleri" olarak bilinen bağlı bir halin oluşmasıdır [8]. B. D.

Josephson 1962 yılında, 2nm kalınlığında yalıtkan bir engel ile ayrılmış iki süperiletken arasında bu elektron çiftleri tarafından taşınan tünelleme akımının oluşacağını öngörmüştür. Josephson'un öngörüsü kısa bir süre sonra ispatlanmıştır. Bugün pek çok cihazın fiziksel olarak anlaşılması Josephson olayına dayanmaktadır [9].

1986 yılının başlarında J. Georg Bednorz ve Karl Alex Müller, $\text{La}_{2-x}\text{Ba}_x\text{CuO}_4$ sisteminde $x=0.15$ için yaklaşık 35K olan kritik sıcaklık değerini buldular [10]. Bu keşif diğer malzemeler üzerindeki çalışmaları hızlandırdı ve 1987 yılında 92K'de T_c değerine sahip $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ ($\delta=0.1$) süperiletken bileşiği bulundu [11]. 1988'de $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_2\text{O}_{8+\delta}$ ($x \leq 1$) ile T_c değeri 110K'e yükseldi [12]. 1988 yılında keşfedilen $\text{Tl}_2\text{Ba}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$ bileşiğinin T_c değeri 125K di [13]. Yüksek sıcaklık süperiletkenlerin keşfine kadar, süperiletken malzemelerin kullanılması pahalı bir malzeme olan sıvı helyumu ya da çok patlayıcı sıvı hidrojen banyosunu gerektiriyordu. T_c 'si 77K'den büyük olan süperiletkenler ise, doğada çok bulunan ve oldukça ucuz olan sıvı azota ihtiyaç göstermektedir.

Görülebileceği gibi, yeni yüksek T_c 'li malzemelerin hepsi, şu veya bu şekilde bakır oksitlerdir. Bu yapıdaki süperiletken bileşikler perovskit olarak adlandırılan kristal yapılar cinsinden sınıflandırılabilir.

1993 yılında ise Hg-Ba-Ca-Cu-O sisteminde, 164K'de şimdiye dek bilinen en yüksek kritik sıcaklık değerine sahip süperiletken elde edilmiştir [14].

2001 yılında ise Japon araştırmacılar Akimitsu ve grubunun 39K'de MgB_2 sisteminde süperiletkenliği keşfetmeleriyle, bu malzeme bilim dünyasında ilgi odağı olmuştur [1]. 39K sıcaklık, seramik süperiletkenlerin T_c 'sinin epey altında olmakla beraber MgB_2 fabrikasyonundaki sürekli gelişmeler bu malzemenin endüstriyel uygulamalarda kullanılmasının önünü açmıştır. Ucuz ve kolay bulunabilir bir malzeme olmasıyla da araştırmalarda tercih edilen MgB_2 ile ilgili çalışmalar günümüzde de hala devam etmektedir.

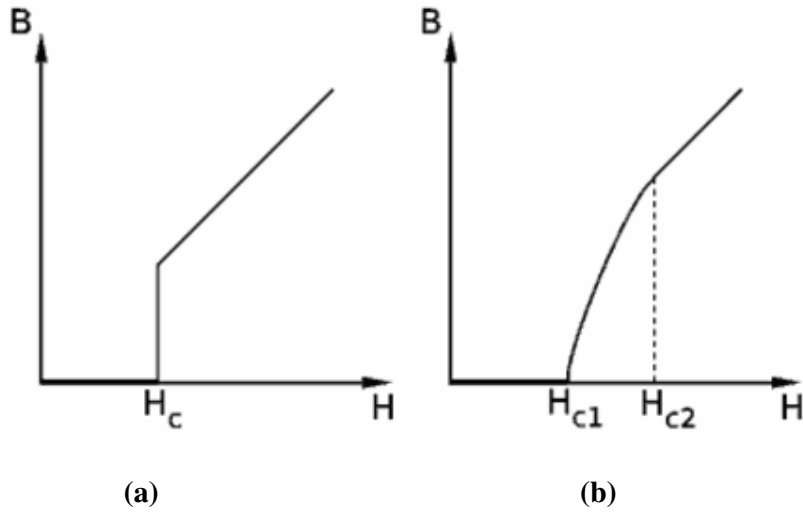
2.3. I. TİP ve II. TİP SÜPERİLETKENLER

Nb dışındaki tüm elementlerin saf örnekleri ve BCS modeline uyan malzemeler I. tip süperiletken davranışı gösterirler. I. tip süperiletkenler kritik sıcaklığın (T_c) altında yani süperiletken fazda, bir kritik manyetik alan (H_c) değerine kadar manyetik alanı dışlarlar. Bu durumda I. tip süperiletkenlerde yüzey akımları mevcut olup, mükemmel bir diamanyet

gibi davranırlar. Kritik manyetik alan değerin üzerinde ise manyetik alan tamamen örnek içerisine girer ve süperiletkenlik ortadan kalkar.(Şekil 2.3.a)

II. tip süperiletkenler geçiş metalleri ve alaşımların oluşturduğu gruptur ve II.tip süperiletkenler I. tip süperiletkenlere oranla mekanik olarak daha sağlam bir yapıya sahiptir. H_{c1} ve H_{c2} olarak adlandırılan iki kritik manyetik alan değerine sahip olan II. Tip süperiletkenler, birinci kritik alan değeri H_{c1} 'e kadar manyetik alanı tamamen dışlarlar. H_{c1} ve ikinci kritik alan değeri H_{c2} arasında ise manyetik alan kısmen örnek içerisine girer. Ancak madde süperiletken özelliğini korur. H_{c2} 'nin üzerinde ise manyetik akı madde içerisine tamamen nüfuz eder ve madde süperiletkenlik özelliğini kaybeder.(Şekil 2.3.b)

I. ve II. Tip süperiletken arasındaki fark, $\kappa = \lambda/\xi$ oranına bağlıdır. Burada λ süperiletkenin sızma derinliği, ξ ise süperiletkenlikten sorumlu Cooper çiftlerini oluşturan elektronların bağlı kalabildikleri uzunluğu göstermektedir. I. tip süperiletkenler için, $\kappa < 1/\sqrt{2}$, II. Tip süperiletkenler içinse $\kappa > 1/\sqrt{2}$ dir [13].



Şekil 2.2. a) I. Tip süperiletkenlerin manyetik alan eğrisi, **b)** II. Tip süperiletkenlerin manyetik alan eğrisi.

2.4. SÜPERİLETKENLERİN BAZI FİZİKSEL ÖZELLİKLERİ

2.4.1. Kalıcı (DC) Akımlar

Bir süperiletkenin dc direnci kritik sıcaklığın altında sıfırdır. Dolayısıyla bu maddelerde bir kere başlatılan akım, herhangi bir voltaj uygulanmasına gerek kalmadan geçmeye devam edecektir. Bu, ohm kanunu ve $R=0$ olmasının bir sonucudur. Bazen aşırı akım olarak da adlandırılan bu kalıcı akımların, herhangi bir kayba uğramadan birkaç yıl sürdüğü görülmüştür.

2.4.2. Koherens (uyum) Uzunluğu

Süperiletkenlikle ilgili önemli bir parametre de koherens(uyum) uzunluğu olarak bilinen ξ 'dir. Koherens uzunluğu, üzerinde süperiletkenliğin yaratılabildiği veya yok edilebildiği en küçük boyut olarak düşünülebilir. Başka bir şekilde de, koherens uzunluğuna, üzerinde Cooper çiftindeki elektronların birlikte kalabildikleri uzunlukta diyebiliriz. BCS teorisinde koherens uzunluğu, Cooper çiftindeki iki elektronun birbirleri ile bağlı olarak kaldığı mesafe ile doğrudan ilgilidir.

Koherens uzunluğu, sızma derinliğinden büyükse madde I. Tip bir süperiletkendir. Pek çok metalik süperiletken bu sınıfa girmektedir. Diğer taraftan λ/ξ oranındaki bir artış, II. Tip süperiletkenliği öne çıkarır. Ayrıntılı analizler, koherens uzunluğu ve sızma derinliğinin, normal bir metalin elektronlarının ortalama serbest yoluna bağlı olduğunu göstermiştir. Bir metaldeki ortalama serbest yol, metale safsızlıklar katılarak kısaltılabilir. Metale safsızlıklar eklendikçe, sızma derinliği artar, koherens uzunluğu azalır. Bu şekilde, bir metale başka bir metal ekleyerek, metalin I. Tipten II. Tipe değişimi sağlanabilir. Sözelimi saf kurşun I. Tip bir süperiletkendir. Fakat buna ağırlık olarak % 2 indiyum eklenmesiyle, T_c 'de önemli bir değişiklik olmadan II. Tip süperiletkene dönüşür [15].

2.4.3. Tünelleme ve Josephson Olayı

1961 yılında B. Josephson, tek parçacık tünellemesine ek olarak, Cooper çiftlerinin de tünellenebileceği fikrini ortaya atmıştır. Josephson, çiftlerin hiçbir dirençle karşılaşmadan tünellenerek bir dc akım oluşturacağını öngörmüştür. Üstelik bu akım hiçbir gerilim uygulanmadan da oluşmaktadır. Josephson ayrıca, ekleme bir dc gerilim

uygulandığında, ikinci bir olay olarak bir ac akım (alternatif akım) ortaya çıkacağını öngörmüştür. Çift tünellemesi, tek parçacık tünellemesine göre daha az bir olasılığa sahiptir ve dolayısıyla çift tünellemesi, tek parçacık tünellemesi tarafından bastırılmalıdır. Ancak çiftlerin faz uyumu dikkate alındığında, uygun şartlar altında çift tünellenmesi olasılığı, tek parçacık tünelleme olasılığına eşit olabilir. Aslında, süperiletkenler arasındaki yalıtkan 1nm gibi yeterince ince olduğunda, Josephson tünellenmesinin gözlenmesi, tek parçacık tünellenmesinin gözlenmesi kadar kolay olmaktadır. Bu tünelleme sıfır gerilimde dc akım, gerilim uygulandığında ise ac akım vermekte ve sırası ile DC ve AC Josephson olayı olarak adlandırılmaktadır [15, 16].

i) DC Josephson Olayı

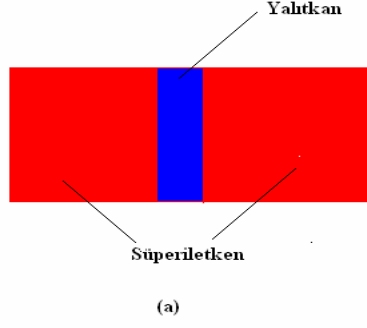
Şekil 2.3.a’da görüldüğü gibi 1-2nm kalınlığında ince bir oksit tabaka ile ayrılan iki süperiletkenden oluşan yapı Josephson eklemi olarak bilinir. Bir süperiletkende çiftler;

$$\psi = \psi_0 e^{i\phi} \quad (2.1)$$

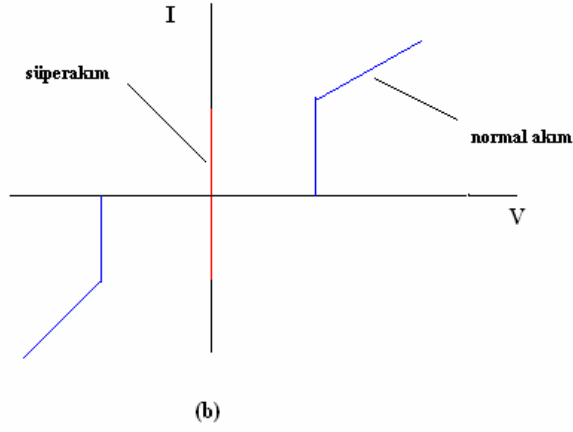
dalga fonksiyonu ile temsil edilebilir. Burada ϕ her çift için aynı olan fazı göstermektedir. Bir eklemdeki süperiletkenlerden birinin fazı ϕ_1 , diğeri ϕ_2 olmak üzere Josephson, sıfır gerilim altında eklemde,

$$I_s = I_m \sin (\phi_2 - \phi_1) = I_m \sin \delta \quad (2.2)$$

ile verilen bir aşırı akım geçtiğini gözlemiştir. Burada I_m sıfır gerilim altında eklemde geçen maksimum akımı göstermektedir. I_m ’nin değeri, süperiletkenlerin temas yüzeylerinin alanına bağlıdır ve oksit tabakasının kalınlığı ile üstel olarak azalır [9, 17]. Bir Josephson eklemi için gerekli akım-voltaj grafiği Şekil 2.3.b’de görülmektedir.



Şekil 2.3 (a) Josephson eklemi [17].



Şekil 2.3 (b) Josephson ekleminin I-V eğrisi

ii) AC Josephson Olayı

Bir Josephson eklemine voltaj uygulandığında çok dikkat çekici bir olay ortaya çıkar. Bu dc voltaj,

$$I = I_m \sin(\delta - 2\pi f t) \quad (2.3)$$

ile verilen bir ac akım üretir. Burada δ sabit olup $t=0$ daki faz, f de Josephson akımının

$$f = 2eV/h \quad (2.4)$$

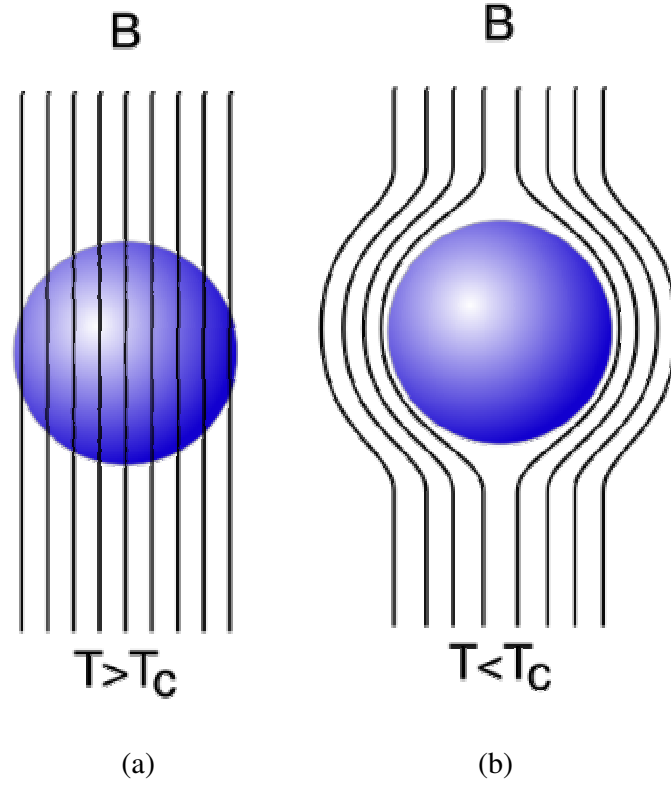
ile verilen frekansdır.

AC Josephson Olayı değişik yollarla gösterilebilir. Yöntemlerden biri; dc gerilim farkı uygulamak ve eklem tarafından üretilen elektromanyetik ışımayı algılamaktır. Başka bir yöntem de Josephson frekansı f , dış frekans f' 'nin tam katlarına eşit olduğunda, f' 'ye karşılık gelen voltaj değerleri için I-V grafiklerinde basamaklar meydana gelir. Eklem iki tarafı da farklı kuantum durumunda bulunduğundan eklem enerji soğurarak ya da yayarak iki durum arasında geçiş yapan bir alan gibi davranır. Sonuç olarak bir Cooper çifti eklemi geçtiğinde, frekansı $f=2eV/h$ olan bir foton yayılır veya soğurulur [9, 17].

2.4.4. Meissner Etkisi

1933'ten önce, süperiletkenlik mükemmel iletkenliğin bir görünümü olarak kabul ediliyordu. Mükemmel bir iletken manyetik alan var iken kritik sıcaklığın altına kadar soğutulursa, alan söndürüldükten sonra bile iletkenin içinde manyetik alan tuzaklanır. Mükemmel bir iletken içinde denge termodinamiği uygulanamaz. Çünkü; maddenin manyetik alandaki son hali, önce alan uygulanıp sonra soğutulduğuna mı, yoksa kritik sıcaklığın altına kadar soğutulup daha sonra alan uygulanmasına mı bağlıdır. Maddenin son hali işlemlerin yapılış sırasına bağlı olduğundan, alan T_c 'nin altına soğutulduktan sonra uygulanırsa, alanın süperiletken dışarılanması gerekir. Diğer taraftan önce uygulanıp, sonra T_c 'nin altına soğutulursa, alanın süperiletken dışarılanmaması gerekir.

1930'larda süperiletkenlerin manyetik özelliklerinin anlaşılması için yapılan deneyler farklı sonuçlar vermiştir. 1933 yılında Meissner ve Ochsenfeld, zayıf bir manyetik alanda bir metal süperiletken olduğunda, madde içinde her noktada $\mathbf{B}=0$ olacak şekilde alanın dışarılandığını keşfettiler [6]. Böylece alan, ister kritik sıcaklığın altına soğutulmadan önce, ister soğutulduktan sonra uygulanmış olsun, aynı $\mathbf{B}=0$ durumuna erişildiği bulunmuş oldu. Bu etki küre şeklindeki bir madde için Şekil 2.4'de gösterilmiştir. Sıcaklık T_c 'den büyük iken, alan Şekil 2.4.a'da görüldüğü gibi maddeye nüfuz etmektedir. Bununla beraber, sıcaklık T_c 'nin altına düşürüldüğünde, alan çizgileri Şekil 2.4.b'de ki gibi süperiletken uzaklaştırılmaktadır.



Şekil 2.4. Meissner Etkisi a) Normal Durum b) Süperiletken Durum [18]

Bu bakımdan bir süperiletken, $\rho(\text{özdirenç})=0$ 'a karşılık gelen mükemmel bir iletken olmasının ötesinde, aynı zamanda $\mathbf{B}=0$ olan mükemmel bir diamanyetik maddedir. Manyetik alanın süperiletkenden dışarılanması olayı Meissner Olayı olarak bilinmektedir. Süperiletken içinde $\mathbf{B}=0$ olması, bu maddenin direncinin sıfır olması kadar temel bir olgudur. Uygulanan alan $\mathbf{B} > \mathbf{B}_c$ olacak şekilde artırılırsa, süperiletkenlik hali bozulur ve alan örneğe nüfuz eder.

2.4.5. Sızma Derinliği

Süperiletkenlerde oluşan yüzey akımları, manyetik alanların maddenin iç noktalarından dışarılanması sonucunu doğurur. Gerçekte bu akımlar yalnızca örneğin yüzeyindeki çok ince tabakada oluşmazlar. Tersine bu akımlar yüzeyden maddeye nüfuz ederek, sonlu kalınlıkta bir tabakası üzerine dağılırlar. $\mathbf{B}$ alanı, derinliği yaklaşık 100nm olan bu ince tabakalarda, derinlikle;

$$\mathbf{B}(\mathbf{x}) = \mathbf{B}_0 e^{-x/\lambda} \quad (2.5)$$

şeklinde değişir. Yani alan tam yüzeydeki $\mathbf{B}_0$ değerinden, sıfır değerine üstel olarak azalır. Burada dış alanın, örnek yüzeyine paralel olduğu kabul edilmiştir ve x , örnek yüzeyinden olan uzaklığı λ ise sızma derinliğini göstermektedir.

Sızma derinliği, sıcaklıkla ampirik olarak;

$$\lambda(T) = \lambda_0 [1 - (T/T_c)^2]^{-1/2} \quad (2.6)$$

bağıntısına göre değişmektedir [19]. Burada λ_0 , $T=0K$ 'deki sızma derinliğidir. T 'nin T_c 'ye yaklaşması halinde, λ 'nın sonsuz olacağı görülmektedir. Hatta örnek süperiletken halde iken, T , T_c 'ye yaklaştıkça, uygulanan bir alan madde içinde daha derin noktalara nüfuz eder. Sonuçta alanın nüfuz etmesi, örneğin tamamını kapsayarak onun normal hale gelmesini sağlar.

Alanın nüfuz etmesi olayı, özellikle ince film ya da ince toz süperiletkenlerle çalışırken önem kazanır. Örneğin; film kalınlığı λ mertebesinde veya ondan küçükse, uygulanan alan örneğin tamamına kolaylıkla nüfuz eder ve akı dışarılanması tam olmaz.

2.4.6. Kritik Sıcaklık ve Kritik Manyetik Alan

Süperiletkenliğin keşfinden sonra, pek çok metalin direncinin, kendine özgü kritik bir T_c sıcaklığında, sıfıra gittiği gözlenmiştir. Şekil 2.5'den de görülebileceği gibi metalin direncinin sıfıra düşmeye başladığı sıcaklık T_{c1} , direncin tamamen sıfır olduğu sıcaklık T_{c2} olmak üzere, T_{c1} , T_{c2} arasındaki fark ΔT_c olarak adlandırılır ve metale özgü süperiletkenlik özellikleri bu aralıkla tespit edilebilir. ΔT_c aralığı ne kadar küçük olursa, süperiletken maddenin o kadar saf, homojen ve kaliteli olduğu anlaşılır. I. Tip süperiletken olarak bilinen bazı elementlerin kritik sıcaklıkları çizelge 1'de verilmiştir. Çok iyi iletken olan bakır, gümüş ve altın süperiletkenlik göstermezler.

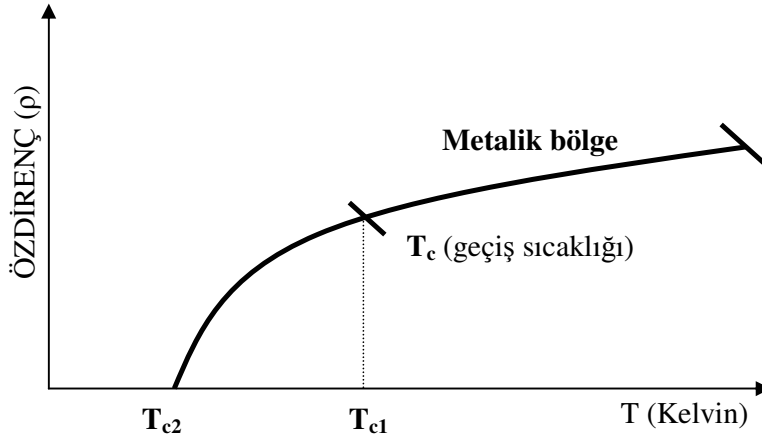
Bir $\mathbf{B}$ manyetik alanında bulunan süperiletkenin T_c kritik sıcaklığı manyetik alan arttıkça azalmaktadır. Manyetik alan kritik bir $\mathbf{B}_c$ değerini aştığında, süperiletkenlik ortadan kalkar ve söz konusu olan madde normal bir iletken gibi davranır. Süperiletken durumdan normal duruma geçişin başladığı zamanda uygulanmış olan manyetik alan değeri, "Kritik Manyetik Alan ($\mathbf{B}_c$)" olarak adlandırılır. Eğer süperiletken bir örneğe

yeterince kuvvetli bir manyetik alan (B_c) uygulanırsa, kritik sıcaklığın altındaki ($T < T_c$) sıcaklıklarda da örnek normal direnç özelliği gösterir.

Kritik manyetik alanın sıcaklıkla yaklaşık olarak;

$$B_c = B_c(0)[1 - (T/T_c)^2] \quad (2.7)$$

şeklinde değiştiği bulunmuştur [15]. Bu eşitlikten görülebileceği gibi, kritik alanın değeri $T=0K$ 'de maksimumdur ve $T=T_c$ sıcaklığında ise sıfır olur. Bu durum beklenen bir sonuçtur. Çünkü; $T=T_c$ sıcaklığında örnek zaten normal durumdadır.



Şekil 2.5. Bir süperiletken örneğin direncinin sıcaklıkla değişimi.

I.tip süperiletkenler için kritik alan değerleri oldukça düşük olup, Tablo 2.1'den de [15] görülebileceği gibi $0.2T_c$ 'nin altındadır. Bu nedenle I. tip süperiletkenler yüksek manyetik alanlı mıknatıs yapımında kullanılamaz.

Tablo 2.1. Bazı Süperiletkenlerin Kritik Sıcaklıkları ve T=0K’de Ölçülen Kritik Manyetik Alanları [15].

Süperiletken	T _c (K)	B _c (0) Tesla
Al	1.196	0.0105
Ga	1.083	0.0058
Hg	4.153	0.041
In	3.408	0.0281
Nb	9.26	0.1991
Pb	7.193	0.0803
Sn	3.722	0.0305
Ta	4.47	0.0829
Ti	0.39	0.010
V	5.30	0.1023
W	0.015	0.000115
Zn	0.85	0.0054

2.4.7. Kritik Akım Yoğunluğu

Süperiletkenliğin keşfiyle, ince tellerden akımın hiç kayba uğramadan geçip geçmeyeceği konusu gündeme gelmiş ancak daha sonraki çalışmalarla bunun mümkün olmadığı görülmüştür. Yapılan çalışmalar, süperiletkenlik durumun maddeye uygulanan manyetik alanın yanı sıra, maddedeki akım yoğunluğunun, kritik akım yoğunluğu (J_c) olarak adlandırılan değeri aştığında da bozulduğunu göstermiştir.

Kritik akım yoğunluğu iki yöntemle ölçülebilir;

1- Özdirenç Metodu: Bu metotta örneğe uygulanan küçük bir voltaj ($1\mu V$) değerinden dolayı meydana gelen akım ölçülerek kritik akım yoğunluğu deneysel olarak hesaplanır.

2- Manyetizasyonun manyetik alana karşı çizilen histeresis eğrisini kullanarak yarı teorik olarak akım yoğunluğunun hesaplanmasıdır. Akım yoğunluğu hesaplanmasında

kullanılan Bean formülü denklem 2.8-2.9’da [20], Müller formülü [21] ise denklem 2.10’da verilmiştir.

$$J_c = \frac{30 \cdot (\Delta M)}{d} A \cdot cm^{-2} \quad (2.8)$$

$$J_c = \frac{20 \cdot (\Delta M)}{a \cdot \left(1 - \frac{a}{3b}\right)} A \cdot cm^{-2} \quad (2.9)$$

$$J_c = \frac{1}{1 + \left(\frac{B_a}{B_0}\right)^{\frac{1}{3}}} A \cdot cm^{-2} \quad (2.10)$$

Burada M_+ pozitif manyetizasyonu, M_- negatif manyetizasyonu temsil etmek üzere ΔM elektromanyetik birim sistemine göre santimetre küp başına birim hacimdeki manyetizasyondur. Denklemlerde kullanılan d ; örneğin santimetre cinsinden büyüklüğü, a ve b ; dikdörtgen örneğin boyutları, B_a ; uygulanan manyetik alan, B_0 ; ilk manyetik alandır.

2.5. Teorik Gelişmeler

2.5.1. London Teorisi

F.London ; Maxwell Denklemlerini başlangıç noktası alıp, ohm kanununu zamana bağlı kabul edip London denklemlerini ileri sürmüştür. Bir süperiletkenin dış bir elektromanyetik alan içindeki davranışını anlamak için iki sıvı modeli olarak isimlendirilen modeli kullanmışlardır.

İki sıvı modeli olarak adlandırılan bu modele göre, süperelektronlar ve normal elektronlar olmak üzere iki tip elektron vardır. Toplam serbest elektron yoğunluğu n ;

$$n = n_s + n_n \quad (2.11)$$

şeklindedir. Burada n_s süperiletken elektron yoğunluğunu, n_n ise normal elektron yoğunluğunu göstermektedir. Sıcaklık sıfırdan T_c 'ye doğru artarken , n_s yoğunluğu n 'den 0 'a doğru azalır. Normal elektronlar bilinen özellikleri ile ilettime katkıda bulunurken süperelektronlar asla saçılmazlar. Süperelektronların entropileri sıfır kabul edildiği için, mükemmel bir düzene sahiptirler.

Sıcaklığa bağlı olarak süperelektronların sayısı;

$$n_s = n [1 - (T/T_c)^4] \quad (2.12)$$

ifadesi ile verilmiştir. $T = T_c$ olduğunda ; normal hale geçiş olduğundan ; $n_s = 0$ olur.

Zayıf elektrik ve manyetik alanların varlığında , n_s 'nin her yerde aynı olduğu kabul edilir. Bu durumda akım, elektrik ve manyetik alan arasındaki ilişki lineerdir ve London Eşitlikleri olarak tanımlanır. Özdirenç yokken, dışarıdan bir E elektrik alanı uygulandığında serbest elektron için hareket denklemi; denklem 2.13'deki gibidir.

$$m. dV_s/dt = -e. E \quad (2.13)$$

Süperelektronlar bir saçılmaya maruz kalmadıklarından dolayı saçılma ile ilgili terimler yoktur ve süperakım yoğunluğu,

$$J_s = n_s. e. V_s \quad (2.14)$$

olarak alınıp eşitliğin zaman göre türevi alındığında,

$$dJ_s/dt = n_s. e. dV_s/dt \quad (2.15)$$

$$dJ_s/dt = (n_s. e^2/m). E \quad (2.16)$$

denklemi elde edilir ve denge durumunda akım yoğunluğu J_s sabit olacağından değişim sıfıra eşit olacak ve madde içinde elektrik alan sıfır olacaktır [22, 16].

2.5.2. Ginzburg Landau Teorisi

Ginzburg –Landau teorisi, London teorisine göre dalga fonksiyonuna daha derin bir anlam vermekle beraber, birçok şart altında (örneğin, akım veya manyetik alan varlığında) süperiletken mikroskobik dalga fonksiyonlarının hesaplanabilmesini sağlamıştır.

London teorisinde değişmez kabul edilen elektronların dalga fonksiyonu Ψ , Ginzburg –Landau teorisine göre manyetik alan altında uzayda değişebilmektedir. Böylece koherens uzunluk kavramından sözedilebilmektedir. Koherens uzunluk ile sızma derinliği arasındaki bağıntı ise aşağıdaki gibi ilişkilendirilmiştir.

$$\kappa = \lambda/\xi \quad (2.17)$$

Burada κ karakteristik uzunluğu göstermektedir. Manyetik alanın $\mathbf{B}_{c1}$ ile gösterilen birinci limiti ile $\mathbf{B}_{c2}$ ile gösterilen ikinci limiti arasında;

$$\mathbf{B}_{c2} = \kappa (2\mathbf{B}_{c1})^{1/2} \quad (2.18)$$

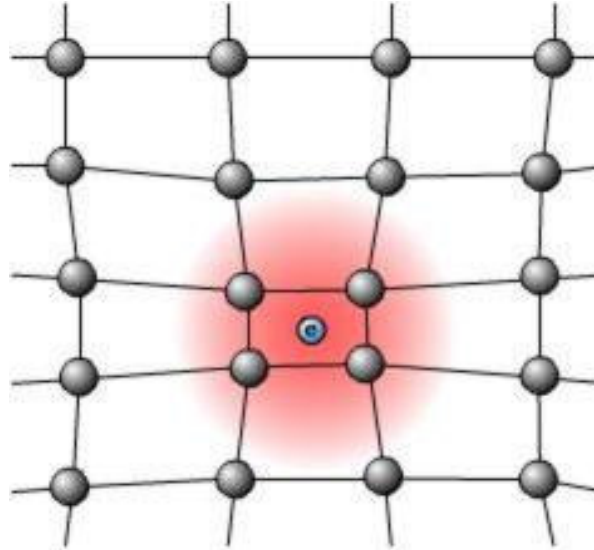
şeklinde bir bağıntı vardır ve malzeme $\kappa < 1/\sqrt{2}$ ise birinci tip süperiletken, $\kappa > 1/\sqrt{2}$ ise ikinci tip süperiletken olarak tanımlanır [22, 16].

2.5.3. BCS TEORİSİ

1957’de Bardeen, Cooper, Schrieffer tarafından ortaya atılan mikroskobik teori, süperiletkenlerin değişik özelliklerinin anlaşılmasında başarılı olmuştur.

Bu teorinin ana teması, aralarında bir tür çekici etkileşme bulunan iki elektronun Cooper çiftleri olarak bilinen bağlı durumlar oluşturmalarıdır. Elektronların benzer yüke sahip olmalarından dolayı birbirlerini itmeleri gerekir, ancak bir örgü noktası civarından geçen elektronun anlık olarak neden olduğu örgü bozuklukları, iki elektron arasında net bir çekici etkileşme elde edilmesine neden olur. Bu noktayı açıklamak için, Şekil 2.6’da [18] elektronun pozitif örgü iyonları arasındaki hareketinden bir an gösterilmiştir. Elektronun iyonlar arasına girmesi o civardaki pozitif iyonların elektrona doğru hareketine neden olur.

Bu da o bölgedeki pozitif yük konsantrasyonunun az miktarda artması sonucunu doğurur. Pozitif iyon denge durumuna dönme şansı elde edemeden, o civardan geçen başka bir elektron (Cooper çiftinin ikinci elektronu) bozulmaya uğramış pozitif yüklü bölgeye doğru çekilir. Buradaki net etki, pozitif iyon aracılığı ile, iki elektron arasında çekici bir kuvvet ortaya çıkmasıdır. Daha genel olarak Cooper çiftini oluşturan neden, iki elektron arasındaki çekici bir elektron-örgü-elektron etkileşmesidir. Burada kristal örgü, çekici kuvvetin oluşması için aracı görevi yapmaktadır. Kuantumlanmış örgü titreşimlerine fonon adı verildiğinden, bazı bilim adamları bu olaya fonon aracılığı mekanizması adını vermektedirler.



Şekil 2.6. Örgü bozulmasından ortaya çıkan çekici etkileşmenin şematik gösterimi [18].

Bir Cooper çifti eşit fakat zıt moment ve spinlere sahip iki elektrondan oluşmaktadır. Dolayısıyla bir süperiletkende aşırı akım olmaması halinde, Cooper çifti toplam momentumu ve spini sıfır olan bir sistem oluşturur. Cooper çiftleri spinleri sıfır olduğundan bosonlar gibi davranırlar ve hepsi aynı kuantum durumunda bulunabilir. BCS teorisinde taban durum, tüm elektronlar bağlı çiftler oluşturacak şekilde kurulur. Etkin olarak tüm çiftler sıfır momentumlu aynı kuantum durumuna kilitlenmişlerdir.

BCS teorisi, sıfır direnç ve akı dışarılanması gibi belirgin süperiletkenlik özelliklerinin açıklanmasında başarılı olmuştur. Süperiletken halin kararlılığı Cooper

çiftleri arasındaki korelasyona belirgin bir şekilde bağlıdır. Aslında teori, süperiletkenlik davranışını, “makromolekülün”, Şekil 2.7.a’da görülen enerji düzeyleri yardımı ve taban durumu ile uyarılmış durumlar arasındaki enerji aralığının varlığı ile açıklamaktadır. Şekil 2.7.b’de görüldüğü gibi normal iletkenlerde bir enerji aralığı yoktur. Normal iletkenlerde, E_F Fermi enerjisi, serbest elektronların $T=0K$ ’de sahip olabilecekleri en büyük kinetik enerjiyi temsil eder.

Bir süperiletkenin $0K$ ’deki enerji aralığı yaklaşık $10^{-3}eV$ mertebesindedir. Bu yaklaşık $1eV$ olan yarıiletken enerji aralığı ve $5eV$ mertebesindeki metal Fermi enerjisine kıyasla çok küçüktür. Bir süperiletkenin E_g enerji aralığı, Cooper çiftlerinden birinin kırılması için gereken enerji aralığını temsil eder. BCS teorisi, enerji aralığının kritik sıcaklığa $T=0K$ ’de

$$E_g=3.53kT_c \quad (2.19)$$

şeklinde bağlı olduğunu belirtmektedir. Dolayısıyla büyük enerji aralığına sahip olan süperiletkenler, daha yüksek kritik sıcaklığa sahiptirler [23, 24]

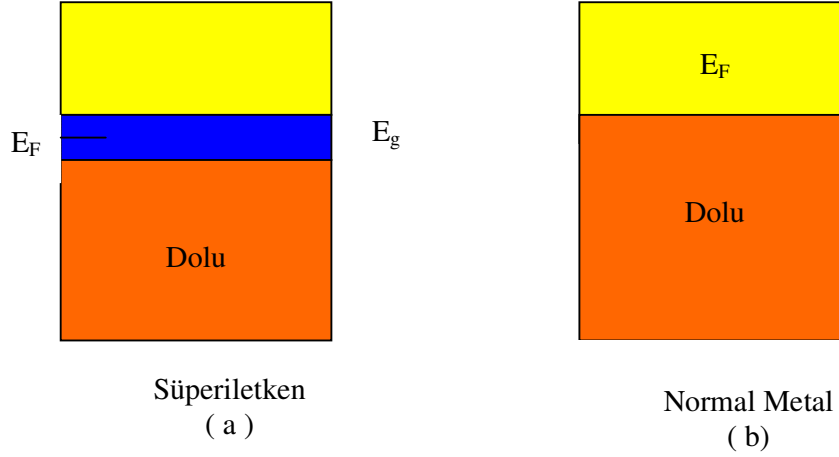
BCS teorisinin sonuçları şöyle özetlenebilmektedir;

- 1- Elektronlar arasındaki çekici etkileşme, taban ve uyarılmış durumlar arasında ve yaklaşık olarak $10^{-2}eV$ değerindedir.
- 2- Teoriye göre, elektron-örgü etkileşimi artarken, yasak enerji aralığı ve kritik sıcaklık artacaktır. BCS teorisine göre kritik sıcaklık,

$$\Delta= 3.52kT_c \quad (2.20)$$

olarak verilmektedir. Bu sonuç da klasik süperiletkenlerde deneysel verilerle uyum içerisindedir.

- 3- Sızma derinliği ve koherens uzunluklar teorisinin sonuçları arasındadır.



Şekil 2.7 (a) Bir süperiletken için basitleştirilmiş enerji band yapısı. (b) Normal bir İletkenin enerji band yapısı enerji aralığına sahip değildir. $T=0K$ 'de E_F fermi enerjisi altındaki durumlar dolu ve üzerindeki durumlar boştur.

2.6. Süperiletken Örnek Hazırlama Yöntemleri

Süperiletkenler, uygulamadaki kullanımlarına göre farklı yöntemlerle hazırlanmaktadır. Bu yöntemler; katıhal reaksiyon yöntemi, sol-gel yöntemi, cam seramik yöntemi, ince ve kalın film hazırlama yöntemleri, powder-in tube metodudur.

2.6.1. Katıhal Reaksiyon Yöntemi

Katıhal reaksiyon yönteminde, istenilen stokiyometrik oranlarda bir araya getirilen saf elementler agat havan ya da “ball milling” kullanılarak uzun bir süre homojen karışım elde edilinceye kadar öğütülür ve $750-900^{\circ}C$ 'de kalsinasyona tabi tutulur. Kalsinasyon işleminden sonra örnek yeniden öğütülerek uygun basınç altında pelet (tablet) haline getirilir ve amaca uygun gaz ortamında $600-900^{\circ}C$ aralığında değişen bir sıcaklıkta belirlenen bir zaman diliminde tavlânır. Bu işlemler homojen ve istenilen yoğunlukta örnek elde edilinceye kadar devam eder.

MgB₂ süperiletkeni hazırlanırken ise, ısıtım işlem sırasında MgB₂'nin buharlaşmasının önüne geçmek için genellikle Tantalyum, Molibden veya Tungsten metalik tüpler ile kapaklı mekanizmalar kullanılmaktadır.

2.6.2. Sol-Gel Yöntemi

Sol-gel tekniği, başlangıç tozlarını elde etmede kullanılan bir yöntemdir. Bu yöntem çok küçük parçacık boyutunun ve homojen yapının elde edilmesi nedeniyle geleneksel katıhal reaksiyon metoduna göre üstündür. Toz hazırlanışı birkaç safhayı kapsar. Başlangıç maddeleri, nitratlar veya asetatlar istenilen stokiometride alınarak 2-10 saat karıştırılır sonra viskoz çözelti elde etmek için 60-120°C'de ısıtım işlemine tabii tutulur ve jel üretmek için oda sıcaklığına kadar yavaşça soğutulur. Daha sonra kalan su, amonyak veya nitrat gruplarını uzaklaştırmak için 250-500°C'de bir süre vakum altında ateşlenir.

Sonuç olarak, istenilen boyutta homojen parçacıklar elde edilir. Kısa ateşleme, homojenlik ve küçük parçacık boyutu bu tekniğin avantajlarıdır. Bu teknikle istenilen boyut ve şekilde süperiletken madde üretmek mümkündür.

2.6.3. Cam Seramik Yöntemi

Süperiletken madde hazırlanışında kabul edilmiş bu yöntemin kullanımı, yüksek yoğunluklu, güçlü grain bağlantılı, gözeneksiz homojen yapı ve kolay şekil alabilirlik gibi önemli avantajlar sağlar. Cam seramik tekniği ile süperiletken maddenin hazırlanışı katıhal reaksiyonunkine kadar kolaydır. Ham oksit maddeler istenilen oranda karıştırılır ve pota içinde 1050-1250°C'de (bileşime bağlı olarak) eritilir (sıvı hale gelir) ve son olarak soğuk bir yüzey üzerine dökülür ya da 0.05-3 mm kalınlıklı cam levhaları sağlayacak tabakalar arasında preslenir. İstenilen sıcaklıkta 10-250 saat için camların tavlanması, iyi kaliteli süperiletken madde ile sonuçlanır. Bununla birlikte, yüksek sıcaklıktaki eritme (1050-1250°C) süresince pota ve süperiletken madde arasında meydana gelebilecek kimyasal reaksiyonları ve bunu izleyen safsızlık fazlarını engelleyebilmek için potanın seçimi cam seramik tekniğinde çok önemli rol oynar. Genel olarak platin ya da Al₂O₃ cam seramik tekniğinde pota olarak kullanılırlar.

2.6.4. İnce film Hazırlama Yöntemleri

Süperiletkenlerin ince film formu, mikroelektronikte, özellikle elektronik devre paketlerinde, Josephson bağlantılarında, mikrodalga soğurucu ve çok hızlı, duyarlı ve etkili hale gelen sensörler için çok büyük avantaj sağlamaktadır. Bununla birlikte, süperiletkenlerin film şeklinde eldesi oldukça karmaşıktır. Süperiletkenlerin ince film fabrikasyonu doğru stokiyometri, taneciklerin iyi yönlenişi ve uygun tutucu madde seçimi gibi birkaç kriter gerektirir.

İnce film oluşturmada bilinen birkaç metot vardır. Bunlar; katı hedeften (plazma ya da ion beam sputtering) aşınmayı kapsayan sputtering tekniği, yoğun foton ışınları tarafından hedeften maddelerin buharlaşmasını kapsayan lazer ablation, bir akıtma kaynağından buhar depozisyonunu içeren moleküler beam epitaxy ve substrate üzerine uygun buharların reaktif depozisyonunu kapsayan buhar depozisyon metotlarıdır. Bu tekniklerin üretimde maksimum performansı sağlamak için gerekli olan yüksek kaliteli (epitaxial) filmleri üretmeye yeterli olduğu görülür. Genel olarak 200Å-3µm kalınlığında istenilen filmler yüksek geçiş sıcaklıklı ve yeterli derecede yüksek kritik akımı taşıma kapasiteli üretilebilir.

2.6.5. Kalın Film Hazırlama Yöntemleri

Elektronikte pasif devre elemanları akım taşıyıcıları, alet bağlantıları ve bazı diğer elektronik aletlerin yapımı (sensörler gibi) nispeten kalın film gerektirirler. İnce filme karşılık olarak kalın film teknolojisi daha geniş çaplı avantajlar önerir. Düşük fiyatlı üretim, kısa zaman ve basit gelişme bunların arasındadır. Kalın film süperiletkenler çok sayıda depozisyon tekniği (screen printing, elektroforetik deposition dip-coating, spin on yöntemi, sprej pyrolysis, painting ve tape-casting gibi) ile başarılı bir şekilde hazırlanabilir. Tüm bu metodlar için en genel gereksinimler süperiletken tozlar ve tozları mürekkep haline getirmek için uygun organik sıvılar ve tutucu maddelerdir. Mürekkep, süperiletken tozların uygun bir çözücü ve organik bir alkol ile direk olarak karıştırılmasıyla yapılır. Uygun termal işlemlerin uygulanımı, ardından mürekkebin organik bileşimlerinin yakılarak buharlaştırılması, parçacıkların birlikte eriyerek substrate kaynaşmasını (parçacıklar arası kontağı) sağlar.

Kalın film yönteminin dezavantajları; mikroyapıda porozite, düşük kritik akım yoğunluğu ve yüksek sıcaklıkta ateşleme sırasında madde ile taban arasında kimyasal reaksiyonların oluşması şeklinde özetlenebilir.

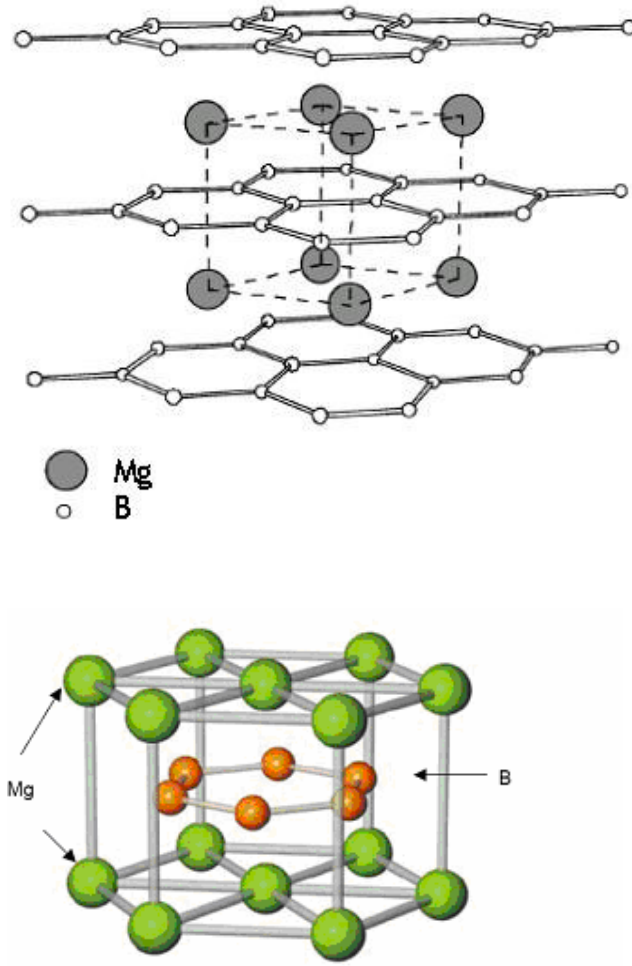
2.6.6. Powder In Tube Yöntemi

İyi kalitede tel, kablo, şerit, kalın film vb. üretiminde yaygın olarak kullanılan metotlardan biri de “Powder in tube” PIT metodudur. Bu metotta genellikle şu yöntem takip edilir. Hazır olarak alınan MgB_2 tozu veya uygun stokiyometrik oranlarda karıştırılan Mg ve B tozları en küçük parçacık boyutu eldesi için öğütülür homojen formdaki bu toz örnek Mg'nin buharlaşma özelliğinden ötürü metalik tüpler içerisine yerleştirilir (SS, Cu, Ag, Ni, Cu-Ni, Ta/Cu, Ag/SS gibi). Kullanılan metalik tüpün örnekle reaksiyona girmesi, örneğin süperiletkenlik özelliklerini etkileyeceğinden uygun metal tüpün seçilmesi önem taşımaktadır. İki ucu kapatılan metalik tüp üzerinde presleme, bükme, burma gibi işlemler yapılır ve $900-950^{\circ}C$ 'de ısıtıl işlem uygulanır. Gerekli görülürse mekanik ve ısıtıl işlemler tekrarlanabilir.

3. MgB_2 'NİN KRİSTAL YAPISI VE SÜPERİLETKEN SİSTEMİ

3.1. MgB_2 Süperiletken Bileşiğinin Kristal Yapısı

MgB_2 bileşiği, basit hekzagonal kristal yapıya sahip olup, 1940'lı yıllarda bulunan ve Bor alaşımlarının çoğunun uyduğu AlB_2 kristal yapısına tamamen uymakta ve $P6_3/mmm$ uzay grubunda yer almaktadır. Birim hücre parametreleri $a=3.086^{\circ}A$, $c=3.524^{\circ}A$ 'dır [25]. MgB_2 'nin basit hekzagonal yapısı incelendiğinde Mg'nin yapının köşeleriyle alt ve üst yüzey merkezlerinde yer aldığı, Bor'un ise hacim merkezinde düzlemsel bir yapıya sahip olduğu görülür (Şekil 3.1) [18]. Bağ uzunluk değerleri Mg-B bağı için $0.25017nm$, B-B bağı içinse $0.17790nm$ olarak bulunmuştur [26].



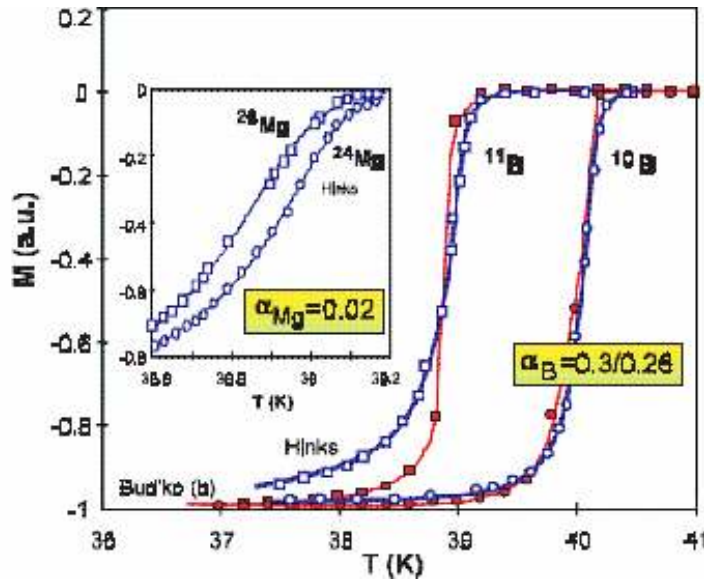
Şekil 3.1 MgB_2 'nin basit hekzagonal kristal yapısının farklı iki gösterimi [18].

3.2. MgB_2 'de İzotop Etkisi

Şekil 3.2.'de [2] MgB_2 'nin kritik sıcaklığı üzerine Mg ve B izotop katkılmasının etkileri gösterilmiştir. Buradan görebileceğimiz gibi B izotop etkisi katsayısı $\alpha_B=0.26$ [27], 0.3'tür ki [28] bu da bize MgB_2 'nin süperiletkenliğinde B atomlarının titreşiminin önemli rol oynadığını gösterir.

Magnezyum izotop etkisi katsayısı $\alpha_{\text{Mg}}=0.02$ [28] gibi çok küçük bir değere sahiptir ve bu da bize Mg atomlarının titreşim frekanslarının T_c üzerindeki etkisinin az olduğunu gösterir. Şekil 3.2'de [2] görüldüğü gibi B izotop katkılması T_c üzerinde yaklaşık 1K kadar kaymaya neden olmuştur. Bu durum Mg izotop etkisinden 10 kat daha fazladır.

Bu malzemede yapılan izotop etkisi ölçümleri, süperiletkenliğin BCS tipi olduğunu göstermektedir. Çoğunlukla ^{11}B şeklinde bulunan bor atomları, ^{10}B ile yer değiştirdiğinde kritik sıcaklığın 39K'den 40K'e yükseldiği gözlenmiştir. Bu da elektronlar arasındaki etkileşimi atom titreşimlerinin oluşturduğunun en önemli göstergesidir [25]. Bu kadar yüksek bir kritik sıcaklığın bir nedeni de Bor atomlarının düşük kütlesidir. Bu atomlar daha yüksek titreşim frekanslarına sahip olduklarından (izotop etkisinden dolayı), kritik sıcaklığın yükselmesine neden olmaktadır.



Şekil 3.2. Mg ve B'nin izotop etkisi [2].

3.3. MgB₂'de Koherens (Uyum) Uzunluğu

Yüksek kritik alandan ileri gelen anizotropik koherens uzunluğu belirlemek için anizotropik Ginzburg-Landau teorisi eşitliği kullanılır. c eksenı boyunca uygulanan manyetik alan için $H_{c2}^c = \phi_0 / 2\pi \xi_{ab}^2$ ifadesi, ab düzlemine uygulanan manyetik alan için ise $H_{c2}^{ab} = \phi_0 / 2\pi \xi_{ab} \xi_c$ ifadesi kullanılır. Burada ϕ_0 flux kuantum, ξ_{ab} ve ξ_c ise sırasıyla ab düzlemi ve c eksenı boyunca koherens uzunluğudur. Bu formül CGS sisteminde verilmiştir[2]. Bu bileşiğin ab düzlemindeki koherens uzunluğu 3.7 ve 12.8nm arasında, c eksenindeki koherens uzunluğu ise 1.6 ile 5.0 nm arasındadır [2]. Tablo 3.1'de bu bileşiğin değişik formları için farklı araştırma grupları tarafından belirlenen koherens uzunluk değerleri ile yüksek kritik alandaki anizotropi değerleri verilmiştir [25]

Tablo 3.1. Değişik formlarda hazırlanmış MgB₂ örnekleri için a-b düzlemi ve c eksenini boyunda koherens uzunlukları [25].

FORM	γ(nm) Koherens Uzunluğu
Yığın (Bulk)	1.1
Yönlendirilmiş kristal	1.6, 1.7
Tek Kristal	1.7 2.6, 2.7
Film	1.25 1.8-2
Toz	5-8 6-9

MgB₂'nin süperiletkenlik özelliklerini göz önüne aldığımızda, T_c, H_{c2} değerleri ve düşük anizotropi oranı ve 4.2-30K arasındaki sıcaklıklardaki geniş uygulama alanlarıyla gelecek vaat eden önemli bir bileşiktir. Bu bileşiğe ait bazı önemli süperiletkenlik parametreleri Tablo 3.2.'de verilmiştir [25, 4].

Tablo 3.2. MgB₂'ye ait süperiletkenlik parametreleri [25, 4].

PARAMETRELER	DEĞERLER
Kritik Sıcaklık	$T_c=39-40K$
Hekzagonal Örgü Parametreleri	$a=0.3086nm, b=0.324nm$
İzotop Etkisi	$\alpha_T=\alpha_{Mg}+\alpha_B=0.3+0.02$
Sızma Derinliği	$\lambda(0)=85-180nm$
Koherens Uzunluğu	$\xi_{ab}(0)=3.7-12nm, \xi_c=1.6-3.6nm$
Kritik Akım Yoğunluğu	Yığın Toz Tel Şerit Film $1 \cdot 10^6 \text{ A/cm}^2 \text{ (0T)}$ $3 \cdot 10^6 \text{ A/cm}^2 \text{ (0T)}$ $6 \cdot 10^5 \text{ A/cm}^2 \text{ (0T)}$ $7 \cdot 10^5 \text{ A/cm}^2 \text{ (0T)}$ $10^7 \text{ A/cm}^2 \text{ (0T)}$

4. MgB₂'YE YAPILAN KATKILAMALAR VE ETKİLERİ

2001 yılında Akimitsu ve ekibinin MgB₂ alaşımının 40K'de süperiletken olduğunu keşfetmesiyle bu bileşik üzerinde çalışmalara başlanmış ve farklı araştırma grupları tarafından bu sistem üzerine çeşitli katkılar (Mg, B konumlarına veya sistemin geneline) yapılmıştır. Yapılan bu araştırmalar sonucunda T_c değerinde önemli bir değişim gözlenmezken, kritik akım yoğunluğunda bir artış elde edilmiştir. Kritik akım yoğunluğundaki bu artış, katkılanan maddelerin yapı içerisinde tuzaklama merkezleri gibi davranmasına bağlanmıştır. Bu bölümde, 2001'den günümüze kadar farklı araştırma grupları tarafından MgB₂ süperiletken sistemine yapılan katkılar incelenmiş ve değerlendirilmeye alınmıştır.

M. Paranthaman vd. Mg(B_{1-x}C_x)₂ bileşiklerini katıhal reaksiyon yöntemiyle hazırlamışlar ve karbon katkısının MgB₂'nin elektronik yapısında ve süperiletkenliğe geçiş sıcaklığında oluşturduğu değişimleri incelemişlerdir. Elde edilen örneklerin hegzogonal yapıya sahip olduğunu, a ve c örgü parametrelerinin literatürdeki değerlerle uyumlu olduğunu belirlemişlerdir. Bu örneklerin özellikle Fermi enerjisi yakınlarında elektronik yapısında artan x oranı ile büyük değişimler gözlemişlerdir. Kritik sıcaklıkta da artan x oranı ile düşüş gerçekleşmiştir [29].

Y. Zhao Zr ve Ti katkılarının MgB₂ süperiletken sisteminin kritik akım yoğunluğu üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Katıhal reaksiyon yöntemi ile hazırlanan 10nm kalınlığındaki örneklerde 0T 20K'de 1MA/cm² nin üzerinde yüksek J_c değerleri elde etmişlerdir. J_c'deki bu artışı MgO nano parçacıkları ve tanecik sınırları ile yüksek yoğunluktaki tuzaklama merkezleri arasındaki iletişimin mükemmel olmasıyla açıklamışlardır [30].

A. Tampieri vd. MgB₂ süperiletkenine bakır katkılarının etkilerini XRD ve TEM ölçümleriyle incelemişlerdir. Bakırın Mg ile bileşik oluşturmaya meyilli olması nedeniyle kullanılan CuB₂₄ bileşiğindeki bakırın en fazla %3 molünün MgB₂ yapısına girebildiğini ve Cu katkısının örgü parametrelerinde bir düşüşe neden olduğunu gözlemişlerdir. T_c 'nin ~ 0.5K azaldığını ve bu sonucun Al katkısıyla elde edilen değerlere yakın olduğunu belirlemişlerdir [31].

Moroy M.A. vd. yük taşıyıcıların holler olduğu süperiletkenler için uygun olmamasına rağmen negatif yüklü F iyonunun MgB₂ üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Örnekler MgB_{2-x}F_x formunda x= 0.0, 0.04, 0.08, 0.16 için katıhal reaksiyon metodu kullanılarak hazırlanmış ve Ar ortamında 970°C'de tavlama işlemine tabi tutulmuşlardır.

F dışındaki tüm maddeler saf elementler olarak alınırken bir tek F iyonu MgF olarak alınmıştır. Katkılı MgB_2 üretilirken, difüzyon mekanizması sırasında buharlaşmış ve reaksiyona girmemiş Mg eksikliği ekstra Mg ile karşılanmıştır. XRD ölçümleri ile $MgB_{2-x}F_x$ sisteminin P6/mmm uzay grubuna ait ve hekzagonal yapıda olduğunu ispatlanmıştır. a ve c örgü parametrelerinin artan F katkısıyla ($x=0.4 \rightarrow 0.6$) büyüdüğü gözlenmiştir. SEM ile yapılan incelemeler; başlangıç maddesi olarak B'nin azaldıkça B yığınındaki tanecik sınırlarının arttığını ve sürekli bir şekilde B örgüsü içindeki Mg ve F iyonlarının difüzyon mekanizmasını arttırdığını göstermiştir. DC elektriksel direnç ölçümleri ile T_c MgB_2 için $\sim 38.6K$ olarak elde edilmiştir. Katkılama ile bu değerin $x=0.04$ için $T_c=31K$ $0.08 \leq x \leq 0.16$ mol % içinse $T_c=22K$ ve $16K$ olduğu gözlenilen sonuçlar arasındadır. Boron parçacık büyüklüğünün etkisi incelendiğinde ise $A \leq 50\mu m$ için elde edilen kritik sıcaklık değerinin $B > 50 \leq 100\mu m$ için olandan daha iyi olduğu görülmüştür (A için $T_c \sim 38.6K$, B içinse $T_c \sim 37.1K$ 'dir). Bunu da B parçacık büyüklüğünün artmasıyla yüzeyi daha çok etkilemesi ve B örgüsüne F'nin difuz etmesiyle açıklamışlardır [32].

D. Goto vd. $MgB_{2+x}A$ ($A=Ti, Zr, Hf$; $x=0.01$) formunda hazırlanan sistemlerin J_c , H_{irr} , F_p (pinning kuvveti) parametrelerinin değişimlerini incelemişlerdir. MgB_2 örneklerinin kritik akım yoğunluğu değerlerinin %10'luk Ti katkılaması dışında arttırılabildiği görülmüştür. En yüksek J_c değeri $5.6 \cdot 10^5 A/cm^2$ olup %5'lik Ti katkılamasında görülmüştür (J_c değerleri; 2% Zr için $5 \cdot 10^5 A/cm^2$, 1%Hf için $4.8 \cdot 10^5 A/cm^2$ 'dir). $TiBr_2$, $ZrBr_2$, $HfBr_2$ formundaki grain sınırlarındaki ince tabakaların, pinning merkezlerinin sayısını artırarak J_c 'de artışa neden olduğu belirtilmiştir. T_c değerinde düşüş gözlenmiştir [33].

S. Y. Li vd. alkali metal katkılamasının $Mg_{1-x}A_xB_2$ ($A=Li, Na$) sisteminin süperiletkenlik ve yapısal özellikleri üzerine etkisini incelemişlerdir. Örnekleri, Li katkılamasında $x \leq 0.15$, Na katkılamasında ise $x \leq 0.20$ olacak şekilde katıhal reaksiyon metoduyla hazırlamışlardır. Düşük Na konsantrasyonunda a ve c parametrelerinin her ikisinde de artış gözlenilirken, yüksek Na konsantrasyonunda örgü parametrelerinde bir düşüş olduğu gözlenmiştir. Elde ettikleri sonuçlardan bir diğeri de Na ve Li katkılamalarının kritik sıcaklığı çok az olsa da düşürdüğüdür ($Mg_{1-x}Li_xB_2$ $x=0, 0.07, 0.15$ için $T_c \sim 37 K$, $Mg_{1-x}Na_xB_2$ $x=0, 0.03, 0.07, 0.15, 0.20$ için $T_c \sim 38 K$). Li katkılamasının yapı içerisinde iki etkiye neden olduğu, bunlardan birinin hole katkılaması diğeri ise a örgü parametresindeki düşüş olduğu belirtilmektedir. Bu nedenle hole katkılamasının T_c değerinde düşüşe neden olduğu sonucuna varmışlardır. Ayrıca a parametresindeki düşüşün (dolayısıyla hidrostatik basıncın) T_c 'de düşüşe neden olduğu belirtilmektedir [34].

Y. G. Zhao vd. Li katkılamaının $Mg_{1-x}Li_xB_2$ sisteminin yapısı ve süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı üzerine etkilerini incelemiştir. Örnekler $x \leq 0.3$ olacak şekilde katıhal reaksiyon metodu kullanılarak hazırlanmıştır. Yapılan çalışmalar sonucunda Li katkılmasıyla hazırlanan örneklerde c örgü parametresi değişmezken a örgü parametresinin düştüğü gözlenmiştir. Li katkılamaının süperiletkenliğe geçiş sıcaklığını düşürdüğü ve $x = 0.5$ olarak hazırlanan örneklerde ise süperiletken özelliğin ortadan kalktığı gözlenmiştir [35].

S. M. Kazakov vd. Zn ve Cu katkılamaının MgB_2 sisteminin yapısı ve süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı üzerine etkilerini incelemiştir. $Mg_{1-x}Zn_xB_2$ ($x \leq 0.2$), $Mg_{1.1-x}ZnB_2$ ($x \leq 0.1$) ve $Mg_{1-x}Cu_xB_2$ ($x \leq 0.2$) olacak şekilde katıhal reaksiyon yöntemi kullanılarak örnekler hazırlamışlar ve yapılan incelemeler sonucunda Zn katkılamaının Mg'nin konumunu aldığını ve yaklaşık % 0.17 , % 0.2 oranlarında a ve c örgü parametrelerinde büyümeye yol açtığını gözlemişlerdir. Kritik sıcaklığın ise, 0.05 Zn için 0.5 K , 0.1 Zn içinse 0.2 K düştüğünü görmüşlerdir. Elde ettikleri bir diğer sonuç ise Cu katkısının örgü parametrelerini değiştirmedeği ve dolayısıyla MgB_2 'nin içine giremediğidir [36].

M. Kühberger vd. $Mg_{1-x}A_xB_2$ ($A=Sn, Co, Fe$) formunda katıhal reaksiyon yöntemiyle hazırlanan örneklerde Sn, Co, Fe katkılamaının etkilerini incelemiştir. Sn için $x=0.01, 0.05, 0.1, 0.5$ olacak şekilde kompozisyonlar hazırlamışlar ve yapılan incelemeler sonucunda Sn'nin MgB_2 örgüsüne girmeyip Mg ile Mg_2Sn fazını oluşturarak MgB_2 oluşumunu engellediğini görmüşlerdir. Yapıda yüksek Sn konsantrasyonunda MgB_2 fazının kaybolduğunu ve $T_{c(0)}$ değerinin $x=0.1$ için 37.5K'den 30K'e düştüğünü gözlemişlerdir. Co katkılanmış örneklerde, Co miktarı arttıkça amorf bir yapı sergilendiği ve CoB fazının oluştuğu belirlenmiştir. Fe katkısı ile de a ve c parametrelerinde bir değişim gözlenmezken, Co'ın Mg'ye göre daha küçük iyonik yarıçapa sahip olması nedeniyle Co katkısı ile a ve c örgü parametrelerinde düşüş gözlemişlerdir [37].

C. H. Cheng vd. katıhal reaksiyon yöntemi ile $Mg_{1-x}Ag_xB_2$ ($0 \leq x \leq 10\%$) formunda örnekler hazırlayarak, Ag katkılamaının MgB_2 'nin yapısal ve süperiletkenlik özellikleri üzerine etkilerini araştırmışlardır. XRD sonuçları ile Ag katkılamaının MgB_2 birim hücresinin hem a hem de b parametrelerinde düşüşe neden olduğunu belirlemişlerdir. Ag dopinginin sisteme Ag^+ şeklinde hole katkılması yaptığı bunun da kimyasal basınç etkisi olarak ortaya çıktığı belirtilmiştir. Ag katkılamaının kritik sıcaklık değerini düşürdüğü gözlenmiştir. Ag'nin MgB_2 'deki çözünübilirlik sınırının 0.45% olduğuda elde ettikleri sonuçlar arasındadır [38].

C. H. Cheng vd. katıhal reaksiyon yöntemini kullanarak $Mg_{1-x}M_xB_2$ formunda (M=Ti, Zr, Mo, Mn, Fe, Ca, Al, Ag, Cu, Ho) alaşımlar hazırlamışlar ve doping etkisinin MgB_2 'nin kristal yapısı ve süperiletkenlik özellikleri üzerine etkilerini incelemişlerdir. Al dışında yapıya katılan elementlerin büyük bir kısmının Mg konumundaki çözünürlüğünü oldukça düşük olarak belirlemişlerdir. Süperiletkenliğe geçiş sıcaklığının sırasıyla; Ti, Mo, Mn, Fe, Al, Ag, Cu ile dope edilmiş MgB_2 'de sistematik olarak düştüğü gözlenmiştir [39].

R. A. Riberio vd. C katkılmasının MgB_2 süperiletkeni üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. Boron yerine boron carbide (B_4C) kullanılarak PIT metoduyla hazırlanan örneklerle yapılan çalışmalar sonucunda; süperiletkenliğe geçiş sıcaklığının yaklaşık 22K olduğu, yani saf MgB_2 'nin süperiletkenliğe geçiş sıcaklığından ~17K düşük olduğu görülmüştür [40].

S. H. Zhou vd. nano-SiC katkılmasının, MgB_2 'nin kritik akım yoğunluğunda olağanüstü gelişmelere neden olduğunu gözlemişlerdir. Yaptıkları çalışmalarda $MgB_{1.8}(SiC)_{0.1}/Fe$ yapısında hazırlanan şeritlerin T_c ve J_c değerlerini incelemişlerdir. Karıştırılan Mg ve B, tanecikli yapıdaki nano-SiC tozlarına dope edilmiş ve SiC dope edilmiş örnekleri in-situ metoduyla üretmişlerdir. Örneklerin XRD, SEM, manyetizasyon ölçümleri yapılmıştır. Bu ölçümler sonucunda tavlama sıcaklığının hem T_c , hem de J_c üzerinde güçlü bir etkiye sahip olduğunu bulmuşlardır. T_c değerinin tavlama sıcaklığı ile arttığı ve 750-850°C'de tavlanan şeritlerin kritik akım yoğunluğunun 680-950°C'de tavlanan şeritlerden daha yüksek olduğunu belirlemişlerdir. Daha uzun tavlama süresinin T_c üzerinde faydalı bir etkisi varken J_c üzerinde ihmal edilebilir bir etkisi olduğunu gözlemişlerdir. Yavaş yapılan soğutma işleminin J_c üzerinde olumlu bir etkisinin olduğu da gözledikleri sonuçlar arasındadır. 250 ve 680MPa olarak uygulanan basıncın kütle yoğunluğunu arttırdığını fakat J_c üzerinde önemsiz bir etkisi olduğunu görmüşlerdir [41].

B. Q. Fu vd. in-situ PIT metoduyla üretilen $MgB_2/Ta/Cu$ şeritlerinin Ti katkılanması durumunda faz düzenlerinde, yapısal ve süperiletkenlik özelliklerinde oluşan değişimleri XRD, SEM, SQUID magnetometre ile yapılan ölçümlerle incelemişlerdir. Elde edilen sonuçlar yardımıyla Ti dope edilmiş $MgB_2/Ta/Cu$ şeritlerinin kritik sıcaklığının yaklaşık 38K olduğunu belirlemişlerdir. Bu örneklerden elde edilen J_c değerleri $1.5 \cdot 10^6$ A/cm² ve $9.3 \cdot 10^5$ A/cm² olup, bunun Ti katkılanması olmadan elde edilen şeritlerden daha yüksek olduğu gözlenmiştir. Yapısal incelemelerle de MgB_2 şeritlerinin tanecik büyüklüğünün Ti dope edilmesiyle azaldığını ve Ti dope edilmiş şeritlerin yoğunluğunun daha yüksek olduğu görülmüştür. MgB_2 şeritlerinin kritik akım

yoğunluğunun geliştirilmesinde bunun önemli bir rol oynayabileceği ileri sürülmektedir [42].

J. Y. Xiang vd. Al katkılanmış MgB_2 sisteminin yapısal ve süperiletkenlik özelliklerini araştırmışlardır. Katıhal reaksiyon yöntemiyle $Mg_{1-x}Al_xB_2$ formunda hazırlanan örneklerle yapılan deneysel çalışmalar sonucunda Al katkılamaının MgB_2 'nin süperiletkenlik özelliğini ortadan kaldırdığını gözlemlemişlerdir. XRD ve TEM analizleri ile de Al katkılamaının Mg konumlarında düzensizliğe neden olduğunu ve c örgü parametresinin iki katına çıktığını belirlemişlerdir. Al konsantrasyonunun artmasıyla kritik sıcaklığın azaldığını, normal durum direncininse arttığını görmüşlerdir. Düşük Al konsantrasyonlu örnekler için üst kritik alan $B_{c2(0)}$, tersinmez alan B_{irr} ve J_c değerlerini belirlemişler ve artan Al katkılmasıyla düşüş gösterdiğini gözlemişlerdir. Fermi enerjisinde $N(E_F)$ durum yoğunluğunun da Al katkılmasıyla azaldığını ve bunun teorik hesaplamalarla uyumlu olduğunu görmüşlerdir. Bunun aynı zamanda T_c 'nin azalmasıyla da uyumlu bir sonuç olduğu belirtilmiştir [43].

S. Lee vd. karbon katkılanmış $Mg(B_{1-x}C_x)_2$ yapısındaki kristal büyümeyi $x=0.02-0.05$ aralığında incelemişlerdir. Doping etkisiyle a örgü parametresinin $x=0.0-0.2$ aralığında azaldığını, c örgü parametresinin ise değişmeden kaldığını gözlemişlerdir. Manyetizasyon ve direnç ölçümleri ise C katkılmasıyla T_c 'nin çarpıcı bir şekilde azaldığını ve $x>0.125$ için süperiletkenliğin ortadan kalktığını göstermiştir [44].

S. Soltanian vd. nano-karbon parçacık dopinginin MgB_2 süperiletkeninin akı tuzaklama özellikleri üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Örnekler $MgB_{2-x}C_x$ ($x=0.05, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) formunda hazırlanarak faz yapıları, örgü parametreleri, yapısal ve süperiletkenlik özellikleri XRD, TEM ve manyetik ölçümlerle tanımlanmıştır. Artan doping seviyesi ile hem a örgü parametresinde hem de T_c 'de bir azalma olduğunu bulmuşlar ve $x=0.4$ için T_c değerini 2.7K olarak elde etmişlerdir. XRD ve TEM çalışmalarıyla da C'nin Mg ile reaksiyona girerek Mg_2C_3 ve MgB_2C_2 fazlarını oluşturduğunu, ayrıca nano- parçacık katkılamaının yüksek alanlarda akı tuzaklama özelliklerini geliştirdiğini de TEM sonuçları ile gözlemişlerdir [45].

T. Masui vd. karbon katkılamaının MgB_2 'deki süperiletkenlik özellikleri üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Karbon katkılamaının anizotropi ve tersinmez alan gibi özellikleri değiştirdiğini bulmuşlardır. Hem H// c hem de H//ab yönlerinde $H_{c2(0)}$ değerinin arttığını gözlemlemişlerdir. Her B atomu için yaklaşık %3-5 karbon katkılmasıyla en yüksek $H_{c2(0)}$ değerine ulaşmışlar ve bunu elektron doping etkisinden

ziyade C katkılmasıyla artan safsızlıkla açıklamışlardır. T_c 'nin ise karbon katkılmasıyla azaldığını belirlemişlerdir [46].

G. J. XU vd. $Mg_{1-x}(Al_{0.5}Li_{0.5})B_2$ yapısında katıhal reaksiyon yöntemi ile hazırladıkları örneklerin kristal yapısını, süperiletkenliğe geçiş sıcaklığını ve manyeto transport özelliklerini XRD, AC alınganlık ölçümleri ve farklı manyetik alan değerlerinde direnç ölçümleri ile incelemişlerdir. Mg konumuna çift katkılama etkisinin a ve c örgü parametrelerinde düşüşe yol açtığını, T_c 'nin ise çift katkılama etkisiyle azaldığını ancak Al katkılanan MgB_2 örneğinden daha yüksek bir değere sahip olduğunu görmüşlerdir. T_c 'deki azalmaya neden olarak da hole katkısı ile yapıda oluşan bozulmaları göstermişlerdir. a ve c parametrelerindeki azalma ise iyon büyüklüğü ve hole katkılama ile düzlem içinde çiftlenim artması şeklinde iki nedene dayandırılmıştır [47].

S. Agrestini vd. elektron dopinginin MgB_2 'nin süperiletkenlik özellikleri üzerinde etkilerini araştırmışlardır. Sc miktarının bir fonksiyonu olarak $Mg_{1-x}Sc_xB_2$ sistemindeki yük yoğunluğunun, sistemin süperiletkenlik özellikleri üzerindeki etkisini incelemişler, T_c 'nin artan Sc miktarı ile azaldığını $x=0.3$ için süperiletken fazın yok olduğunu gözlemişlerdir. Teorik bant yapısı çalışmaları, kritik doping miktarında σ bantlarının boron ile doldurulduğunu ve bunun sonucunda da $Mg_{1-x}Sc_xB_2$ sisteminde süperiletkenliğin yok olduğunu göstermiştir. Sc miktarı arttıkça deneysel T_c 'nin bilinen T_c değerinden uzaklaştığını gözlemişlerdir [48].

X. F. Rui vd. $MgB_2(Al_2O_3)_x$ ($x=0.6\%$, 10% , 15% , 20%) formunda katıhal reaksiyon yöntemi ile hazırladıkları nano-alumina eklenmiş sistemlerin, T_c , J_c-H , $H_{irr}-T$ parametrelerinin x miktarı ile değişimini incelemişlerdir. Hazırladıkları örneklerde akı tuzaklama özellikleri geliştirilememesine rağmen J_c-H , $H_{irr}-T$ parametrelerinin $Mg_{1-x}Al_xB_2$ formundaki sistemlerden daha iyi sonuç verdiğini gözlemişlerdir. Fakat saf MgB_2 'ye göre bu değerlerin daha düşük olduğunu belirlemişlerdir. Deneysel sonuçlar, MgB_2 tanecik sınırlarına yerleşen nano-alumina parçacıklarının güçlü tuzaklama merkezleri gibi davrandıklarını göstermiş, bu yüzden pratik uygulamalar açısından önemli olan J_c ve H_{irr} değerlerinde de bir artış olduğu gözlenmiştir. T_c değerlerinin ise artan x miktarı ile azaldığını DC manyetizasyon ölçümleri ile belirlemişlerdir [49].

G. J. XU vd. katıhal reaksiyon yöntemi ile $Mg_{1-x}(Zn_{0.5}Al_{0.5})B_2$ ($0 \leq x \leq 0.8$) formunda hazırlanan örneklerde Zn ve Al'nin çift katkılama etkisinin sistemin süperiletkenlik özelliklerini nasıl değiştirdiğini XRD, AC alınganlık manyetizasyon ve direnç ölçümleri ile araştırmışlardır. Çift katkılmasının hem a hem de c örgü parametrelerinde düşüşe yol açtığını ve artan x miktarı ile T_c 'nin azaldığını gözlemlemişlerdir. Ayrıca Al ve Al-Li

katkılanmış örneklerle de sistematik bir karşılaştırma yapılmış ve Zn-Al sisteminin T_c değerinin diğer iki sisteme oranla daha büyük olmasını, Zn ve Al'nin ($0.63\text{\AA}$) ortalama iyonik yarıçaplarının diğer sistemlerden daha büyük olmasıyla açıklamışlardır (Li ve Al için $0.60\text{\AA}$ - Al için $0.51\text{\AA}$). Yapılan bu dopingler sonucu T_c 'nin düşmesine MgB_2 sistemindeki yük taşıyıcı konsantrasyonundaki değişimin değil yapısal değişimin neden olduğu ileri sürülmüştür [50].

B. Ferreira vd. Mg-Sn-B sisteminde metastable fazın süperiletkenliğini incelemişler ve metastable fazın 800°C 'de ısıtılıp soğutulup soğutulmuş örneklerde ortaya çıktığını gözlemişlerdir. XRD ölçümleri ile sadece Mg_2Sn fazına ait pikler görmüşler ve direnç, manyetizasyon ölçümleri ile de süperiletkenliğe geçiş sıcaklığının $\text{Mg}_2\text{SnB}_{0.9}$ için 33K 'e yaklaştığını gözlemişlerdir [51].

Y. Kimishima La katkılanmış MgB_2 örneklerini $\text{Mg:B:La}=1.2:2(1+3x):x$ ($x=0, 0.01, 0.02$) olacak şekilde hazırlamış ve mikroreaktörde 1023K 'de Ar atmosferinde(40MPa) 30 saat ısıtılıp soğutulmuş tutmuştur. XRD sonuçları ile küçük MgO fazının yanı sıra LaB_6 safsızlık fazının oluştuğunu gözlemiştir. T_c değerinin yavaşça düştüğünü ve manyetik alanla kritik akım yoğunluğu oranının $x=0.01$ 'lik örnekte 10 kat azaldığını belirlemiştir [52].

D. N. Zheng vd. Al katkılanmış MgB_2 'nin yapısal ve kritik akım özelliklerini incelemişlerdir. Al katkılanmış $\text{Mg}_{1-x}\text{Al}_x\text{B}_2$ örnekleri ile yapılan XRD, TEM, manyetik incelemeler, Al dopingiyle MgB_2 'deki akı tuzaklarının ve kritik akımın azaldığını göstermiştir. Bu sonuçların Al katkılama oranının taşıyıcı konsantrasyonunu değiştirdiğinin bir kanıtı olduğu ileri sürülmüştür [53].

Y. Ma vd. MgB_2 'ye WSi_2 ekleyerek in situ PIT metoduyla 600°C 'de 1 saat ısıtılıp soğutulmuş tutularak şerit formunda örnekler elde etmişlerdir. WSi_2 katkılması çekirdek yoğunluğunu ve tanecikler arası bağlanmaları arttırdığından J_c 'de iki kat artış gözlenmiştir. J_c -B eğrilerinin yüksek manyetik alanda iyi performans sergilemesinin, yüksek alanlarda tuzaklama merkezlerinin etkin olmasına bağlanmıştır. T_c değerinde ise yaklaşık 0.7K civarında bir azalma görülmüştür [54].

J. D. Guo vd. $\text{Mg}_{1-x}\text{Au}_x\text{B}_2$ formunda $x=0.146$ ve $x=0.382$ için katıhal reaksiyon yöntemiyle hazırladıkları örneklerin, örgü parametreleri $a=4.612\text{\AA}$ ve $c=8.525\text{\AA}$ olup, hekzagonal yapıda olduğunu belirlemişlerdir. Direnç ölçümleri ile de Au dope edilmiş MgB_2 sisteminde T_c 'nin düştüğünü $\sim 37\text{K}$ olduğunu gözlemişlerdir [55].

X. L. Xu vd.'nin $\text{Mg}_{1-x}\text{Au}_x\text{B}_2$ formunda $x\leq 0.236$ olacak şekilde katıhal reaksiyon yöntemiyle hazırladıkları örneklerde, Au'nun doping etkisini incelemişler

ve $Mg_{1-x}Au_xB_2$ formundaki ($x \leq 0.236$) örneklerin kritik sıcaklık değerinin saf MgB_2 'den daha düşük olduğunu gözlemişlerdir. X-Ray analizleriyle de bu örneklerin hekzagonal yapıda olduğunu fakat saf MgB_2 ile aynı uzay grubunda olmadığını belirlemişlerdir. Daha ağır olan Au'nın Mg'nin konumuna geçmesi ile fonon frekansında beklenen bir azalma gözlemişler ve T_c değerindeki düşüşü bununla açıklamışlardır. Bu sonucun aynı zamanda BCS mekanizması ile uyumlu olduğunu belirlemişlerdir. $x \geq 0.382$ olacak şekilde hazırlanan örneklerde ise süperiletkenlik geçişi gözlememişlerdir [56].

S. Ueda vd. MgB_2 sistemine Na_2CO_3 dopinginin etkilerini $Mg_{1-x}B_2(Na_2CO_3)_x$ ($x=0, 0.04, 0.05, 0.06, 0.07, 0.08, 0.10$) formunda PICT (powder-in-closed tube) metoduyla hazırladıkları yığın örneklerde incelemişler ve akı tuzaklama özelliklerinin geliştirilebileceğini belirtmişlerdir. En iyi J_c değerini $Mg_{0.89}B_2(Na_2CO_3)_{0.055}$ formundaki örneklerde $3.8 \cdot 10^5 Acm^{-2}$ olarak yaklaşık 6T basınç ve 20K sıcaklıkta elde etmişlerdir. Yığın örneklerin artırılmış yoğunluğunun, tanecik büyüklüğü ve güçlü akı tuzaklama merkezlerinin varlığının J_c 'nin geliştirilmesine katkıda bulunabileceğini belirlemişlerdir. Manyetik alanda yapılan direnç ölçümleri ile MgB_2 'nin koherens uzunluğunun, Na_2CO_3 dopingi ile kısalığını gözlemişlerdir. Artan x değerleriyle de T_c değerinde düşüş olduğunu belirlemişlerdir [57].

O. E. Castillo MgB_2 yığın ve tel örneklerinde V katkılmasının mikroyapısal ve süperiletkenlik özellikleri üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. $Mg_{1-x}V_xB_2$ ($x=0.0, 0.05, 0.10, 0.15$) formunda hazırlanan örnekler XRD, SQUID, SEM/EDS ve I_c ölçümleri ile incelenmiştir. Sonuçlar, V dopinginin süperiletkenlik özellikleri arttırdığını göstermiştir. Tel örneklerde $1.4 \cdot 10^5 A/cm^2$ gibi yüksek kritik akım yoğunluğu değerine ulaşılmıştır.

Farklı iki yöntemle hazırlanan tel örneklerden Groove rolled yöntemiyle hazırlanan örneklerde düzenli olmayan kare bir yapı elde etmişlerdir. Hazırlanan tüm örneklerde $I_c > 490A$ olduğunu ve süperiletkenlik özelliklerin %10'dan yukarı V katkılaması ile arttığını belirlemişlerdir. Tel çekme yöntemi (Drawn wire) ile hazırlanan tel örneklerde ise, düzgün yuvarlak bir yüzey, fakat düzensiz bir kalınlık elde etmişlerdir. V'nin ana faza girmesiyle Mg'nin eksilmemiş olduğunu X-RAY ölçümleri sonucunda ana fazdaki (MgB_2) V pikleri göstermiştir. $800^\circ C$ 'de reaksiyona girmiş V katkılanmış bütün örneklerin yapılan XRD analizleri sonucunda, peak reaksiyon zamanı 0.3h olan örneklerde V konsantrasyonunun artmasıyla MgB_4 'te bir artış olduğu görülmüştür. Safsızlık fazları daha kısa reaksiyon zamanları ile artarken, manyetizasyon çalışmaları ise kısa reaksiyon zamanlarında histeris eğrisi genişliğinin (ΔM) arttığını göstermiştir. Tanecik sınırlarının

MgB₂'de tuzaklama merkezleri gibi davrandığı görülmüştür. T_c değerini yaklaşık 37K olarak belirlemiştir.

700°C'de ısıtılma tabi tutulan 0, 5, 15%'lik örneklerin yüksek I_c değerlerine sahip olduğu gözlenmiştir, maksimum I_c 10%'lik örneklerin 750°C'de 0.5h ısıtılma tabi tutulması sonucunda elde edilmiştir (I_c>425A).

Yüksek sıcaklıklarda uzun süreli ısıtılmalarda Ni'nin kaplama için uygun olmadığı bulunmuştur. Ni ve süperiletkenlik core'ları arasındaki reaksiyon şüphesiz ki süperiletkenlik ve mekaniksel özelliklerde azalmaya yol açacaktır.

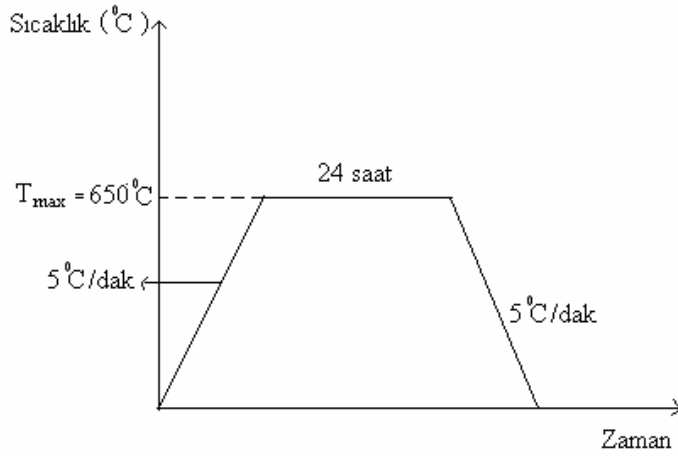
Çelik kimyasal olarak uygun olmasına rağmen 1.215mm'den daha küçük yarıçapa sahip teller çelik ile çalışma gücü yüzünden üretilmemiştir.

XRD, SEM, EDX analizleri, 1h reaksiyona tabi tutulan yığın örneklerde ve 0.5h reaksiyona tabi tutularak hazırlanan tel örneklerde Mg eksikliğinin olmadığını göstermiştir. Mg eksikliğinin olmaması V'nin MgB₂ yapısı içerisine girmiş olmasıyla açıklanmış ve sonuçlar V katkılmasının MgB₂'nin performansını arttırdığını göstermiştir [58].

5. DENEYSEL YÖNTEMLER

5.1. Örneklerin Hazırlanması

Bu çalışmada örnekler katıhal reaksiyon yöntemi kullanılarak hazırlanmıştır. Başlangıç maddesi olarak %99.9 saflıkta MgB_2 tozları kullanılmıştır. $(MgB_2)_{2-x}V_x$ formunda $x=0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7, 0.8, 0.9, 1$ olacak şekilde uygun stokiometrik oranlarda ± 0.1 mg hassasiyetle tartılan saf MgB_2 ve vanadyum tozları karıştırılarak homojen bir karışım elde etmek için agat havanda 1 saat öğütülmüştür. Koyu siyah renk alan toz örnekler ~ 10 ton basınç altında peletler haline getirilmiştir. Örneklerin ısıtma işlemleri 3 bölge ısıtmalı $\pm 0.1^\circ C$ sıcaklık hatasına sahip mikroişlemci kontrollü Carbolit TZF 12/75 tüp fırınında gerçekleştirilmiştir. Örnekler $650^\circ C$ 'de 24 saat tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Örnekler için tavlama sıcaklık profili Şekil 5.1'de verilmiştir.



Şekil 5.1 $650^\circ C$ 'de 24 saat tavlama işlemine tabi tutulan örneklerin tavlama-sıcaklık profilleri

5.2. X Işınları Toz Kırınım Ölçümleri

Örneklerin kristal yapısı ve birim hücre parametrelerini belirlemek amacıyla, X-ışını kırınımı yöntemi kullanılmıştır. Ölçümler için pelet halindeki örnekler, agat havanda homojen bir karışım elde edilinceye kadar öğütülerek toz haline getirilmiş ve özel cam örnek tutucuları arasında ince bir tabaka halinde sıkıştırılarak difraktometrenin içine yerleştirilmiştir. Toz halindeki örneklerin X ışını kırınım desenleri, Rikagu RadB-DMAX

II bilgisayar kontrollü X-ışını difraktometresiyle, CuK_α ($\lambda=1.54056\text{\AA}$) x-ışını kullanılarak, $2\theta= 3-80^\circ$ aralığında $3^\circ/\text{dk}$ 'lık sabit hızla taranarak elde edilmiştir.

5.3. Manyetizasyon Ölçümleri (M-H, M-T)

Manyetizasyon ölçümleri Cryogenic Q-3398 Vibrating Sample Magnetometer (VSM) sisteminde alınmıştır. Ölçüm için pelet halindeki örnekler düzenli bir geometride kesilip, hassas terazi ile tartılmış, daha sonra ölçüm aşamasına geçilmiştir.

M-H ölçümleri -7 ile 7T alan değerleri arasında 10, 20, 30K değerlerinde üç farklı sabit sıcaklık için yapılmıştır. Ölçümler 7T'dan başlayarak eşit aralıklarla, -7T değerine ve daha sonra yine başlangıç değerine dönülerek alınmıştır. Böylece, manyetizasyonun değişimi alanın bir fonksiyonu olarak elde edilmiştir. M-T ölçümleri ise, 0.01T değerinde manyetik alan altında alınmış ve manyetizasyonun değişimi sıcaklığın bir fonksiyonu olarak elde edilmiştir.

5.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri

Taramalı elektron mikroskobunda (SEM) görüntü, yüksek voltaj ile hızlandırılmış elektronların örnek üzerinde odaklanması ve bu elektron demetinin örnek yüzeyinde taratılması sırasında elektron ve örnek atomları arasında oluşan çeşitli girişimler sonucunda meydana gelen etkilerin uygun algıyıcılarda toplanması ve sinyal güçlendiricilerden geçirildikten sonra bir katot ışınları tüpünün ekranına aktarılmasıyla elde edilir. Modern sistemlerde bu algıyıcılardan gelen sinyaller dijital sinyale çevrilip bilgisayar monitörüne verilmektedir.

Örneklerimizin SEM analizleri, Leo Evo-40×VP model elektron mikroskobu kullanılarak yapılmıştır. Bu analizler sonucunda örneklerimizin mikroyapısal özellikleri (yapı içerisindeki tanecik düzenlenimleri, faz oluşumları, yüzey formasyonları) incelenmiştir.

6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞILMASI

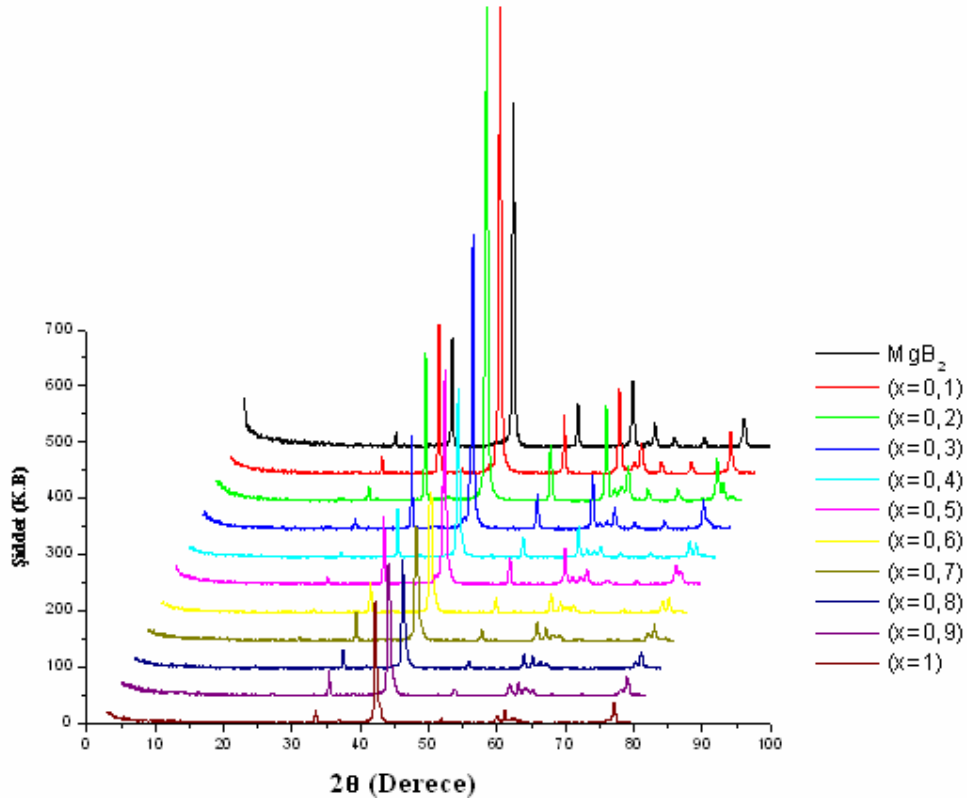
6.1. $(\text{MgB}_2)_{2-x}\text{V}_x$ ($0 \leq x \leq 1$) Formunda Hazırlanan Örneklerin X Işınları Kırınım Sonuçları

Örneklerin x-ışınları kırınım spektrumu karşılaştırma amacıyla saf MgB_2 süperiletkeni ile birlikte alınmıştır. Saf MgB_2 'nin P6/mmm uzay grubunda olduğu ve kristal yapı simetrisinin hekzagonal formda olduğu PDP programı kullanılarak belirlenmiştir. Birim hücre parametreleri ise $a=3,0896 \text{ \AA}$ ve $b=3.528 \text{ \AA}$ olarak hesaplanmıştır. Bu veriler literatürdeki veriler ile ($a=3.086 \text{ \AA}$, $b=3.528 \text{ \AA}$ [25].) uyum içerisinde. Saf MgB_2 'ye ait hkl, 2θ , d ve I değerleri tablo 6.1'de verilmektedir.

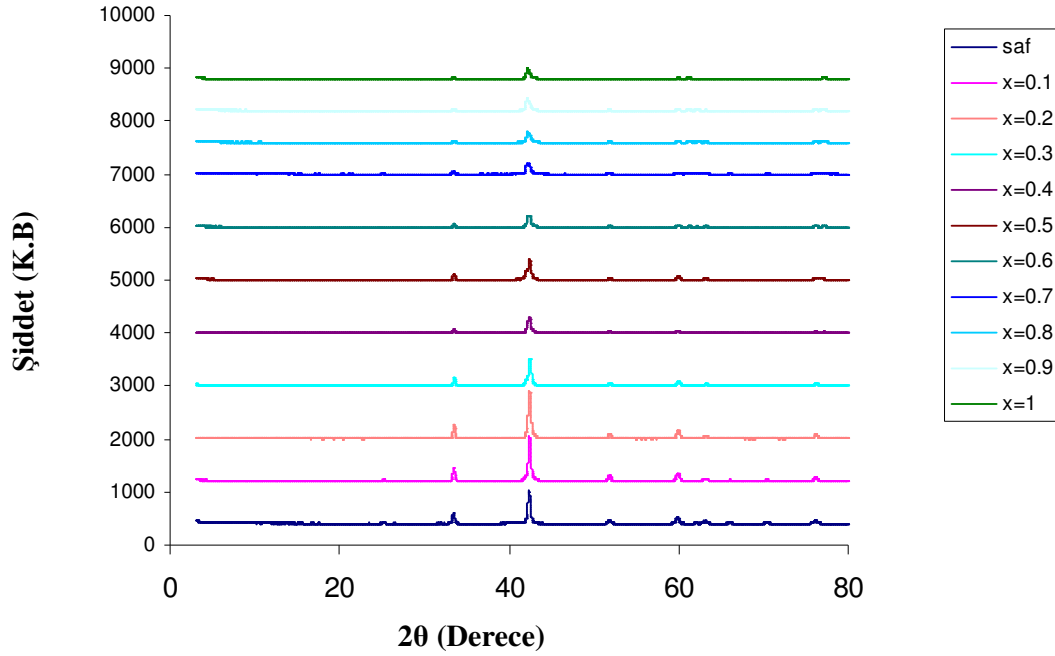
Tablo 6.1. Saf MgB_2 'nin Hesaplanan Kristalografik Parametreleri.

d (°Å)	I (şiddet)	h	k	l	2-Theta(Derece)
3.5234	4.0	0	0	1	25.288
2.6765	26.0	1	0	0	33.499
2.1301	100.0	1	0	1	42.439
1.7624	12.0	0	0	2	51.899
1.5444	21.0	1	1	0	59.891
1.4743	11.0	1	0	2	63.186
1.4149	5.0	1	1	1	66.057
1.3378	4.0	2	0	0	70.423
1.2501	11.0	2	0	1	76.135
1.1640	11.0	1	1	2	83.201

(MgB₂)_{2-x}V_x (x=0-1) örneğine ait XRD sonuçları üç boyutta Şekil 6.1’de ve iki boyutta Şekil 6.2.’de görülmektedir. Sisteme V eklenmesi x=0.2 katkılmasına kadar ilginç sonuçlar ortaya koymuştur. $2\theta \cong 33.479^\circ$, 42.1° , 51.78° ve 59.9° ’lerde saf MgB₂ örneğine ait piklerde belirgin bir artış olduğu görülmüştür. Bununla birlikte, özellikle x=0.2’den daha yüksek V oranlarında, $2\theta \cong 41.9^\circ$, 61.2° ve 77.1° ’lerde vanadyuma ait safsızlık piklerinin ortaya çıktığı gözlenmektedir. Sistemde vanadyum konsantrasyonu artırıldıkça yine ana faz MgB₂ olarak elde edilmiş ancak MgB₂’ye ait piklerin şiddetinin de önemli ölçüde düştüğü görülmüştür. Yüksek V konsantrasyonu durumlarında MgB₂’ye ait olan $2\theta \cong 25.8^\circ$ ’deki pikin tamamen yok olduğu belirlenmiştir.

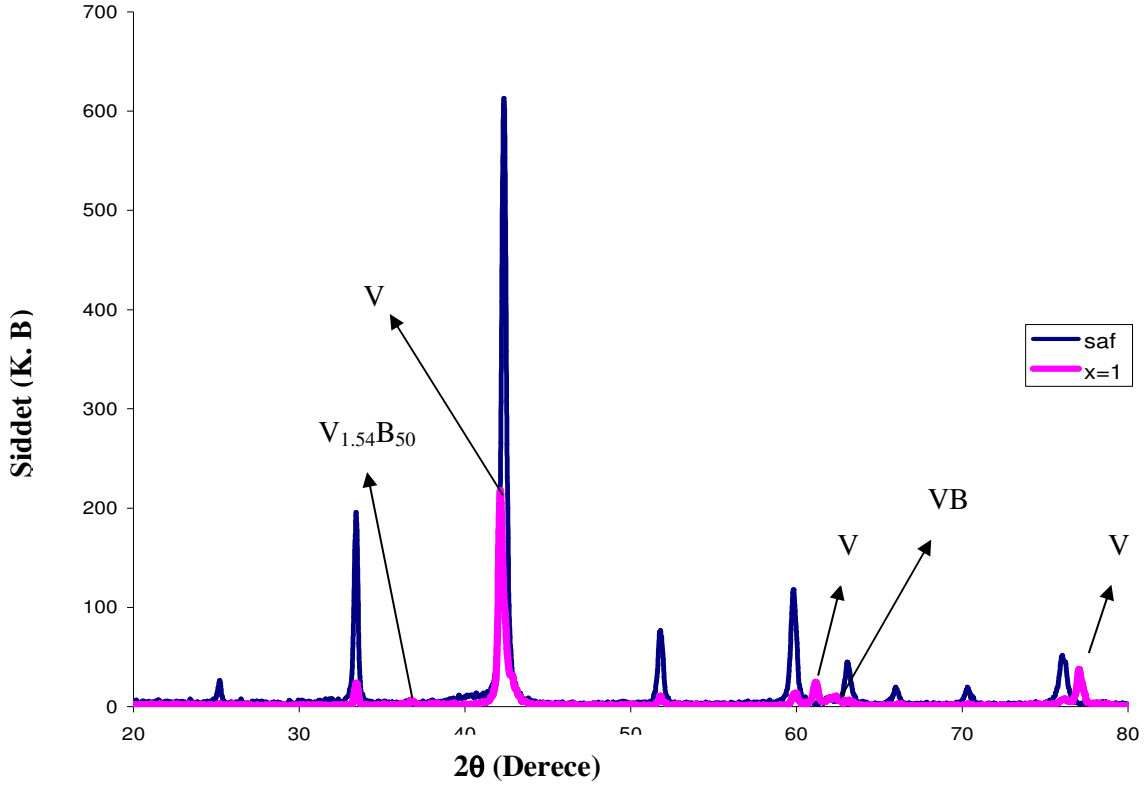


Şekil 6.1. (MgB₂)_{2-x}V_x (0≤x≤1) Formunda Hazırlanan Yığın Örneklerin XRD Kırınım Desenlerinin Üç Boyutta Gösterimi.



Şekil 6.2. $(\text{MgB}_2)_{2-x}\text{V}_x$ ($0 \leq x \leq 1$) Formunda Hazırlanan Yığın Örneklerin XRD Kırınım Desenlerinin İki Boyutta Gösterimi.

Saf MgB_2 ve $x=1$ olacak şekilde hazırladığımız örneklere ait XRD kırınım desenleri karşılaştırma amacıyla Şekil 6.3’de verilmiştir. Bu kırınım desenlerini incelediğimizde, $2\theta=25.8^\circ$, 33.479° , 42.1° , 51.782° , 59.901° derecelerindeki piklerin MgB_2 fazına ait olduğu ve yapılan katkılama miktarı ($x=1$) ile bu piklerin şiddetlerinin önemli ölçüde azaldığı gözlenmektedir. Bununla birlikte safsızlık piklerinin belirginleştiği, $2\theta=41.9^\circ$, 61.217° , 77.06° ’deki piklerin saf vanadyuma, $2\theta=36.7^\circ$ ’deki pikin $\text{V}_{1.54}\text{B}_{50}$ ’ye, 62.4° ’deki pikin ise VB’ye ait safsızlık pikleri oldukları belirlenmiştir.

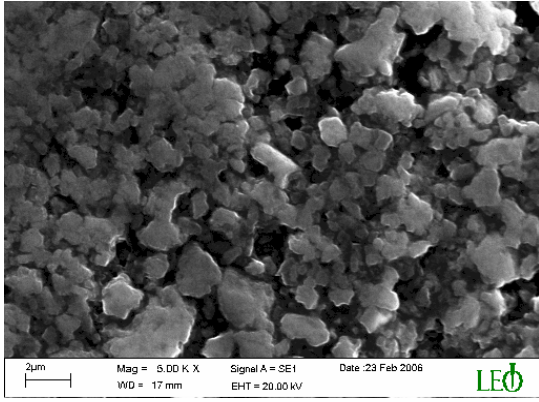


Şekil 6.3. MgB₂ (saf) ve x=1 Vanadyum Katkılı Örneklerine Ait XRD Kırınım Desenleri.

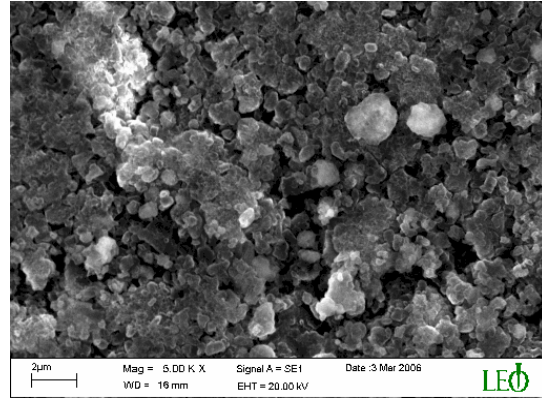
Mg ve B atomlarının iyonik yarıçaplarının ($r_{\text{Mg}}=0.66 \text{ \AA}$ ve $r_{\text{B}}=0.35 \text{ \AA}$) vanadyumun iyonik yarıçapından ($r_{\text{V}}=0.74 \text{ \AA}$) farklı olması kristal yapıda önemli distortion (bozulma) lara neden olabilmektedir [50]. Sonuç olarak, XRD incelemeleri vanadyumun MgB₂ kristal yapısına girerek bağ oluşturmadığını göstermektedir. Bu durum bugüne kadar MgB₂ üzerine yapılan katkılama sonuçları ile uyumludur. Zira bugüne kadar yapılan çalışmalar Zn dışında az ya da çok miktarda yapılan katkılamaların MgB₂ süperiletken sisteminin kritik sıcaklığı üzerinde negatif bir etki yaptığını göstermiştir. Zn katkılamasıyla ilgili yapılan araştırmalardaki ortak görüş Zn katkılamasının azda olsa sistemin kritik sıcaklığı üzerinde pozitif bir etki yaptığdır [36, 59]. Ancak bu görüş diğer araştırma grupları tarafından doğrulanmamıştır.

6.2. SEM Ölçüm Sonuçları

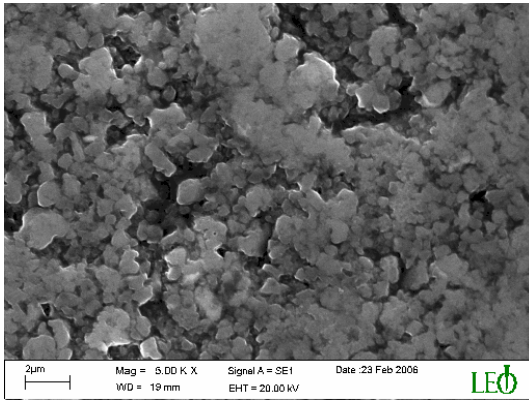
Örneklerin yüzeyindeki tanecikli yapılaşmasını incelemek için tüm örneklerin SEM resimleri alınmış ve Şekil 6.4’de verilmiştir. SEM resimleri incelendiğinde her bir örnek için alınan resimde yapının MgB_2 ’nin karakteristik tanecikli yapısının [32, 4] elde edildiği gözlenmiştir. Ayrıca tanecik boyutları farklı olup, tanecikler arasında belirli bir yönelim gözlenmemiştir. Fakat taneciklerin birbirine sıkı bağlı olduğu ve porozitenin düşük seviyede olduğu da SEM resimlerinden görülebilmektedir.



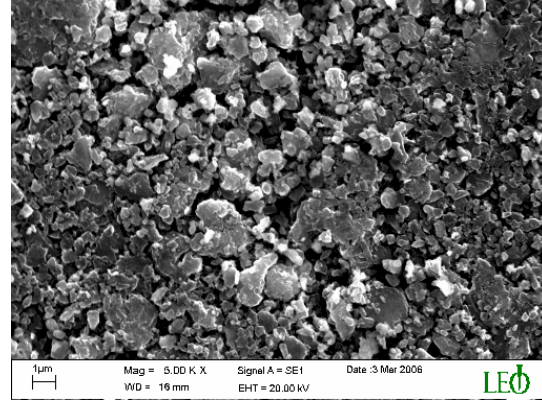
(a)



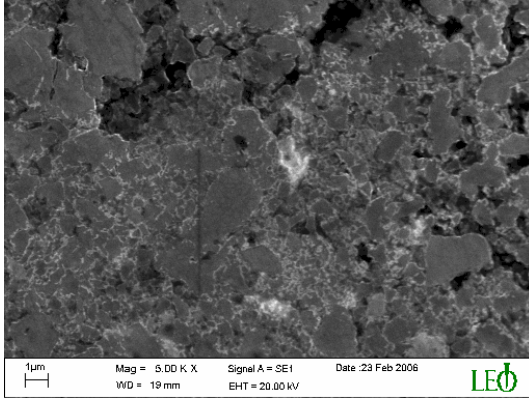
(b)



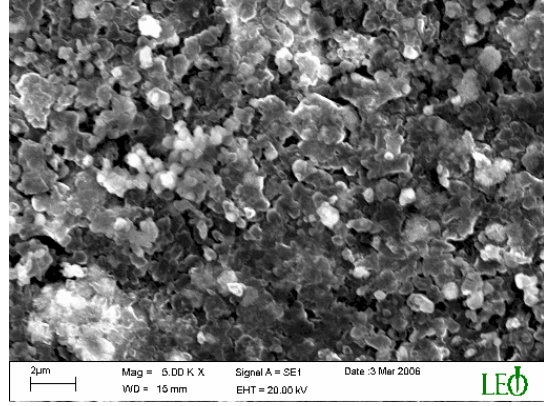
(c)



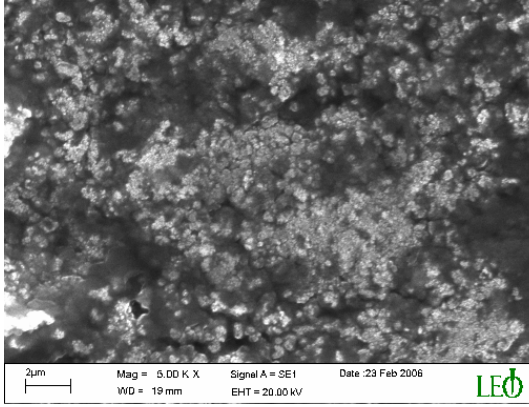
(d)



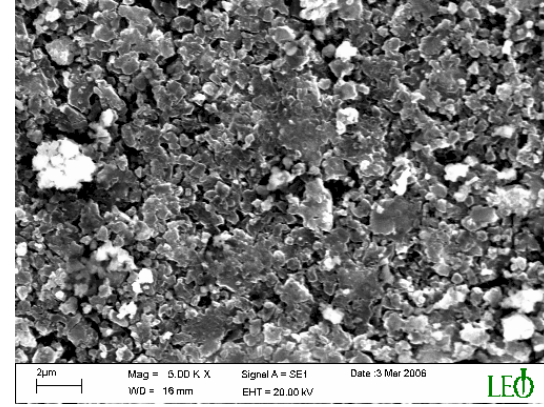
(e)



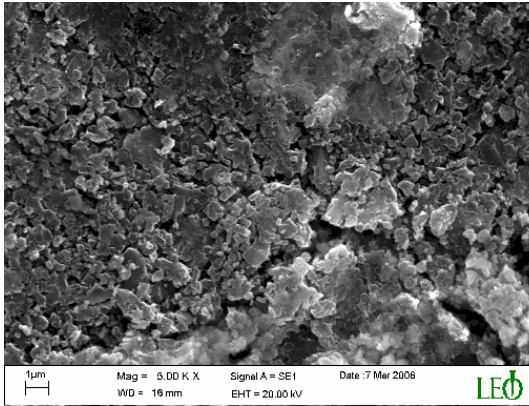
(f)



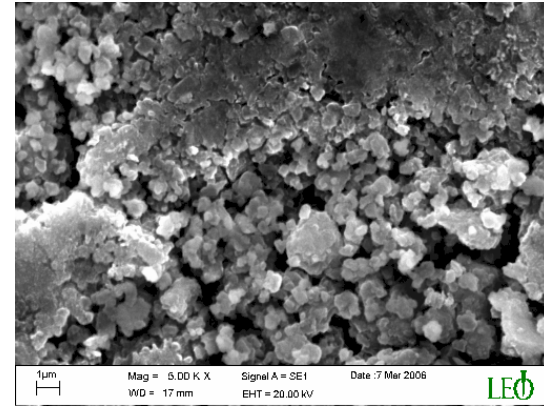
(g)



(h)



(i)

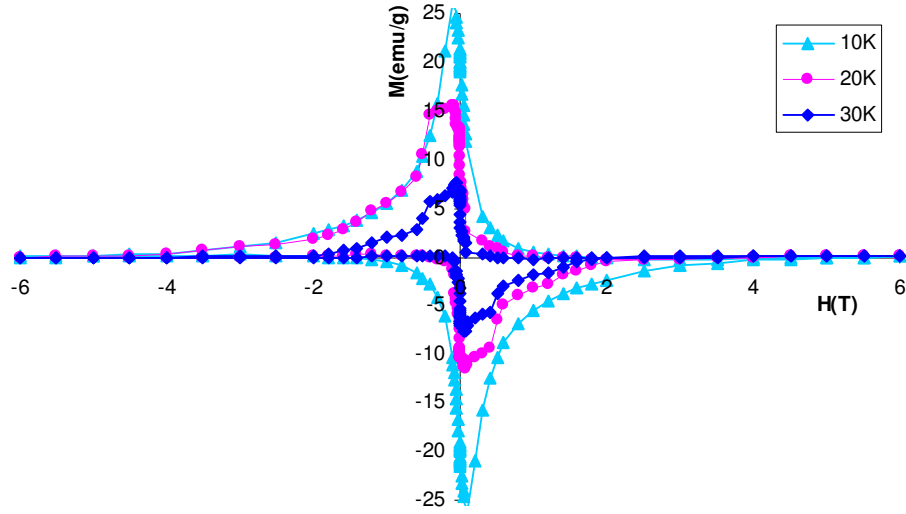


(j)

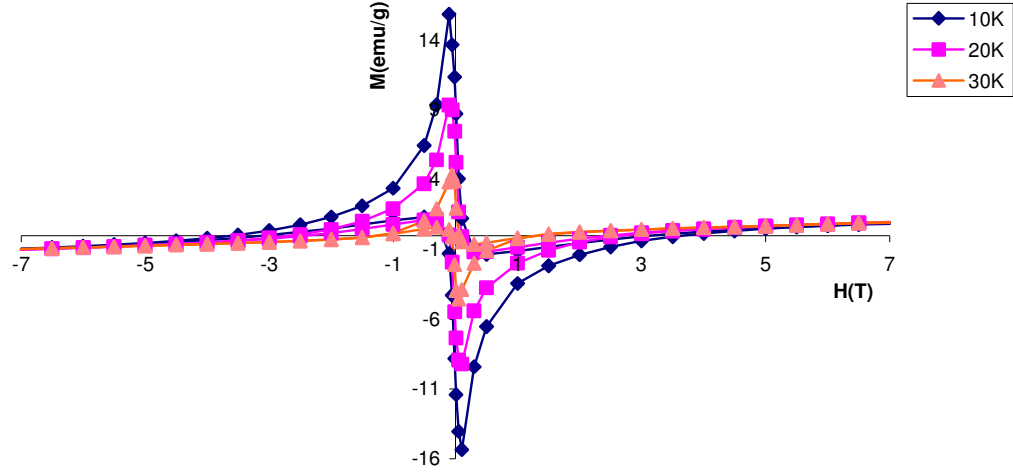
Şekil 6.4. $(\text{MgB})_{2-x}\text{V}_x$ ($0.1 \leq x \leq 1$) Formunda Hazırlanan Örneklerin Yüzey Morfolojileri
 (a) $x=0.1$, (b) $x=0.2$, (c) $x=0.3$, (d) $x=0.4$, (e) $x=0.5$, (f) $x=0.6$, (g) $x=0.7$, (h)
 $x=0.8$, (i) $x=0.9$, (j) $x=1$

6.3. $(\text{MgB}_2)_{2-x}\text{V}_x$ ($0.1 \leq x \leq 1$) Formunda Hazırlanan Örneklerin M-H Eğrileri ve J_c Değerleri

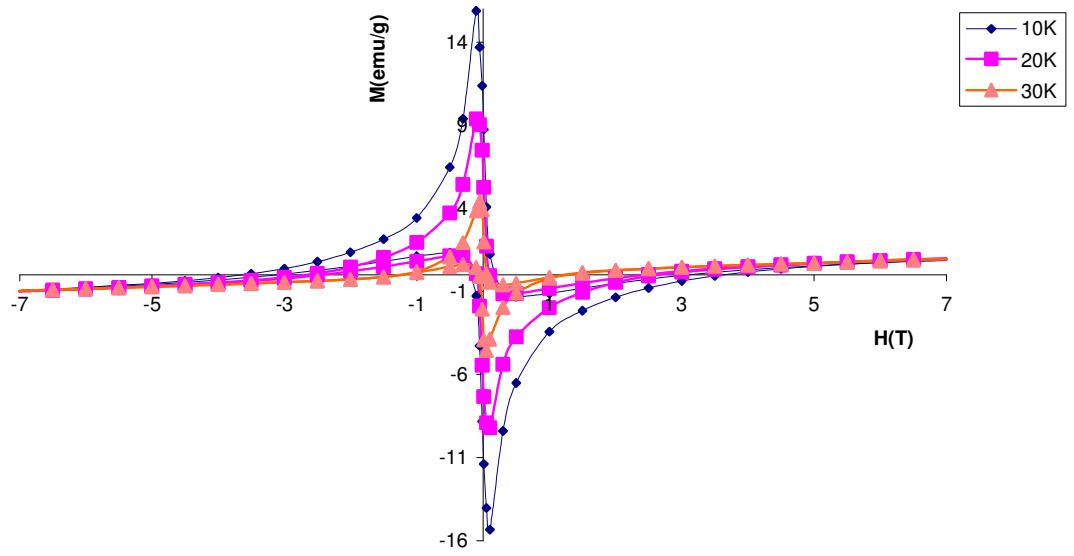
$(\text{MgB}_2)_{2-x}\text{V}_x$ formunda hazırlanmış örneklerin M-H eğrileri, süperiletkenlerin genel karakteristik özelliği olan diamanyetikliğin elde edildiğini göstermektedir (Şekil 6.5-6.9). Manyetik olarak incelenen örnekler içerisinde en yüksek manyetizasyon değeri $x=0.1$ örneğinde 10K'de sıfır manyetik alanda 25emu/g olup, bütün örneklerde ($x=0.2$ ve $x=0.3$ vanadyum katkılı örnekler arasındaki değişim çok küçük olmakla birlikte) artan sıcaklık değeriyle manyetizasyon azalmıştır. Manyetizasyon değerlerinin sıcaklık arttıkça lineer olarak azalması iki nedene bağlanabilir. Bunlardan birincisi meissner etkiyi oluşturan perdeleme süperakımlarının artan sıcaklıkla azalmasıdır. Bu temel nedendir. Diğeri ise granüler yapılaşmanın bir özelliği olup, tanecikler arası bağlanmanın zayıflamasının diamanyetikliği azaltıcı yönde bir etkide bulunması olarak düşünülebilir.



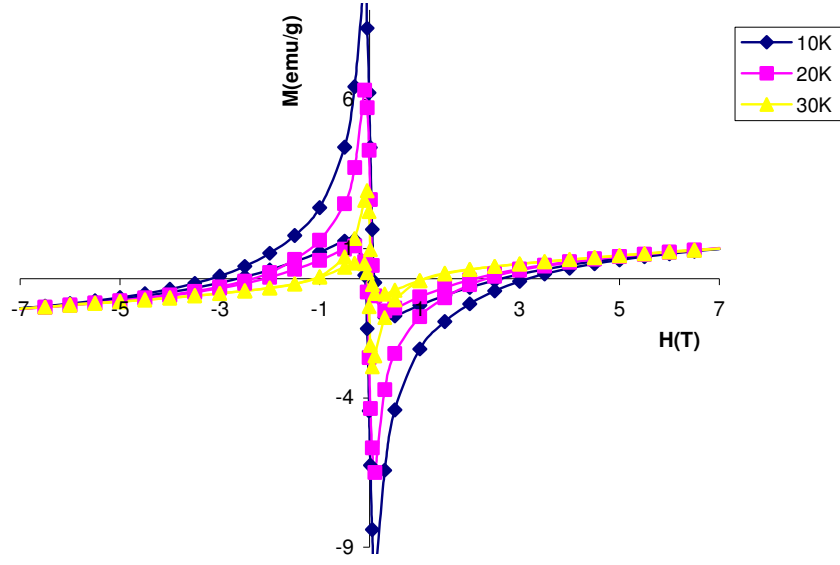
Şekil 6.5. $(\text{MgB}_2)_{1.9}\text{V}_{0.1}$ Örneğinin M-H Eğrisi.



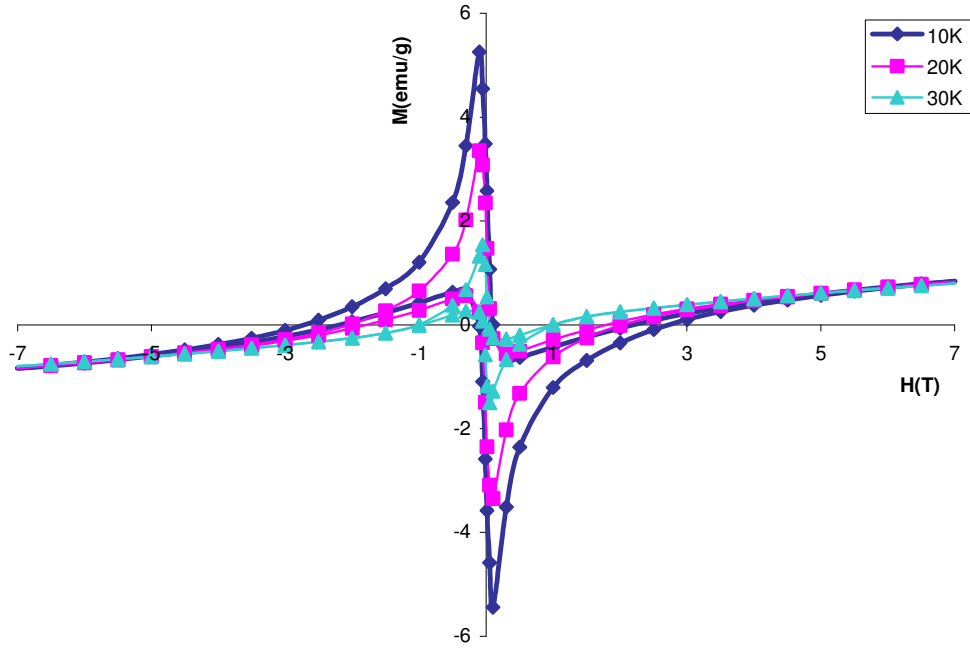
Şekil 6.6. $(\text{MgB}_2)_{1.8}\text{V}_{0.2}$ Örneğinin M-H Eğrisi.



Şekil 6.7. $(\text{MgB}_2)_{1.7}\text{V}_{0.3}$ Örneğinin M-H Eğrisi.



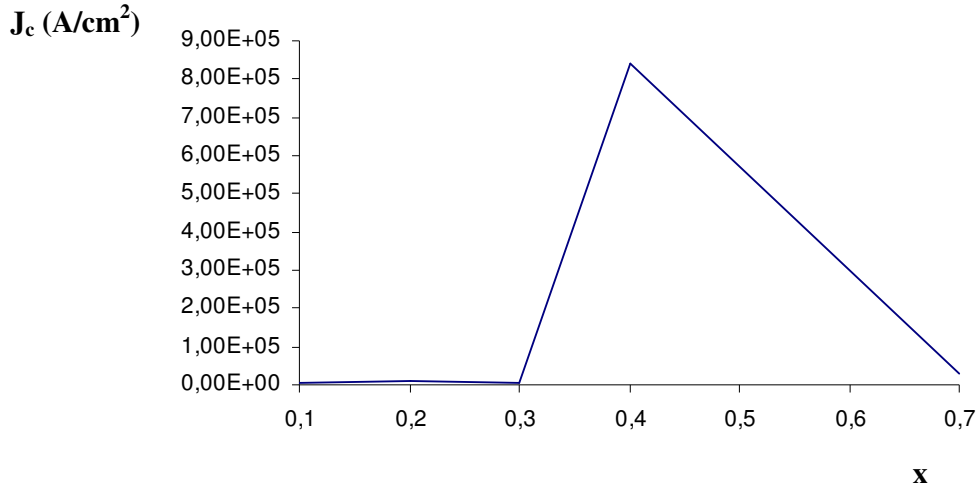
Şekil 6.8. $(\text{MgB}_2)_{1.6}\text{V}_{0.4}$ Örneğinin M-H Eğrisi.



Şekil 6.9. $(\text{MgB}_2)_{1.3}\text{V}_{0.7}$ Örneğinin M-H Eğrisi.

Şekil 6.5-6.9'daki M-H eğrilerinden görülebileceği gibi manyetizasyon değerleri benzer şekilde artan V oranıyla da azalmaktadır. Bu durum, vanadyum katkılanması ile gram başına diamanyetik manyetizasyonun beklenildiği gibi düşmesi anlamına gelmektedir. Bu M-T eğrileri ile de desteklenmektedir. Çünkü; $x=0.4$ ve $x=0.7$ vanadyum katkılı örneklerin M-T eğrilerinde paramanyetik katkının artan x oranıyla arttığı gözlenmektedir. Yani pozitif manyetizasyon değeri artan x oranıyla artmaktadır.

Örneklerin Kritik akım yoğunlukları Bean eşitliği (denklem 2.9) kullanılarak M-H eğrilerinden hesaplanmıştır. Şekil 6.10'da artan katkılama miktarlarına karşı kritik akım yoğunluğu değerleri gösterilmiştir. En yüksek kritik akım yoğunluğu değeri Bean [20] eşitliğinden 10K ve 4T'da $8,4 \cdot 10^5 \text{ A/cm}^2$ olarak $x=0.4$ vanadyum katkılı örnek için hesaplanmıştır. Şekil 6.10'dan görülebileceği gibi kritik akım yoğunluğu değeri, $x=0.2$ vanadyum katkılı örnek için artış gösterirken, $x=0.3$ katkılı örnek için azalmış ve $x=0.4$ 'te maksimum değerine ulaşılmıştır. Ancak $x=0.7$ vanadyum katkılı örnekte kritik akım yoğunluğunda aniden bir azalma gözlenmiştir.

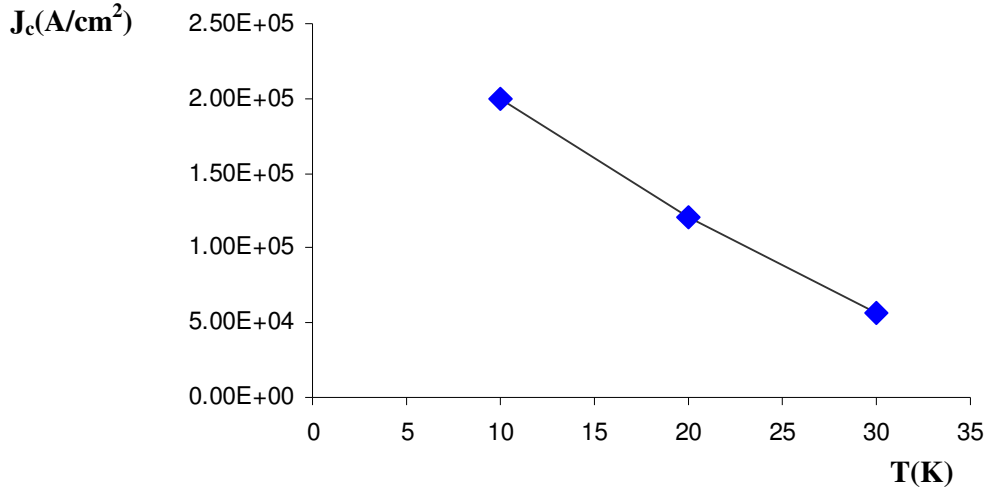


Şekil 6.10. Artan Katkılama Miktarlarına (x) Karşı çizilen Kritik Akım Yoğunluğu Değerleri.

Kritik akım yoğunluğundaki bu değişim yapıda tuzaklama merkezlerinin oluşumuna ve grainler arası bağlantının sağlam olup olmamasına bağlıdır. Fakat örneklerin tamamı aynı şartlarda hazırlandığı için grainler arası bağlantının örneklerde benzer olacağı düşünülürse, kritik akım yoğunluğu değerlerindeki bu düzensiz değişim yalnızca tuzaklama merkezlerindeki artış ve azalma ile açıklanabilir.

Dolayısıyla, tuzaklama merkezlerinin yapıda kritik akım yoğunluğunu destekleyici bir etkisinin olduğu ve vanadyumun grain sınırlarında tuzaklama merkezi gibi davranmasının kritik akım yoğunluğunu arttırdığı düşünülebilir.

Artan sıcaklık ile kritik akım yoğunluğunda azalma gözlenmiştir (Şekil6.11). Kritik akım yoğunluğunda gözlenen bu azalma ise örneğin süperiletken fazdan normal faza geçme eğiliminin (T_c değerine yaklaşacağı için) artmasına yani perdeleme süper akımlarının azalmasına ve tanecikler arasındaki değme yüzeylerindeki sıkı bağlanmanın zayıflamasıyla manyetizasyon değerlerinin azalmasına bağlanabilir.



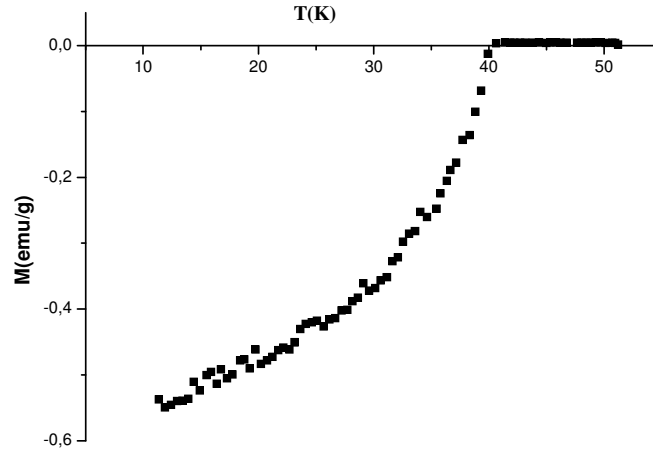
Şekil 6.11. x=0.3 Vanadyum Katkılı Örnek için 10-20-30K'da Hesaplanan J_c Değerleri.

6.4. $(\text{MgB}_2)_{2-x}\text{V}_x$ ($0.1 \leq x \leq 1$) Formunda Hazırlanan Örneklerin M-T Eğrileri

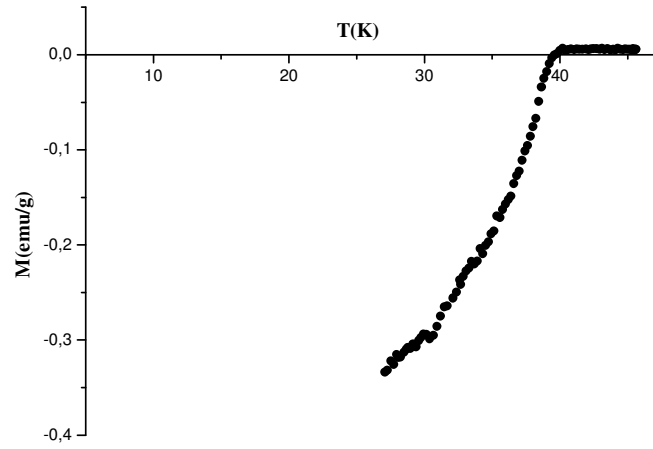
Örneklerin manyetizasyon-sıcaklık (M-T) eğrileri 0.01T değerindeki manyetik alan altında elde edilmiş ve Şekil 6.12-6.16'da verilmiştir. Bu sonuçlara göre, süperiletken faza geçiş sıcaklığı $x=0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.7$ 'lik örnekler için yaklaşık 40K olarak belirlenmiştir. Elde edilen eğrilerde pozitif manyetizasyon değerleri $x=0.1, 0.2, 0.3$ 'lük katkılama miktarlarında, kritik sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda sıfır iken, kritik sıcaklığın altındaki sıcaklıklarda ise negatif değerler almıştır ve bu durum diamanyetikliğin bir sonucudur. Ancak artan katkılama miktarları ile $x=0.4$ ve $x=0.7$ 'lik katkılama miktarlarında örneklerde paramanyetik etki gözlenmiştir.

Dolayısıyla artan katkılama miktarları ile paramanyetik etki arttığından gram başına diamanyetik manyetizasyon değerleri azalmaktadır (Şekil 6.12-6.16). Ayrıca artan vanadyum oranı ile perdeleme süper akımları daha çabuk doyum değerine ulaşmaktadır. Bu iki sonuç yığın (bulk) yapı içerisinde gram başına süperiletken faz oranının artan vanadyum oranı ile azalması şeklinde açıklanabilir. Bu sonuçlar M-H eğrileri ile de uyum içerisinde.

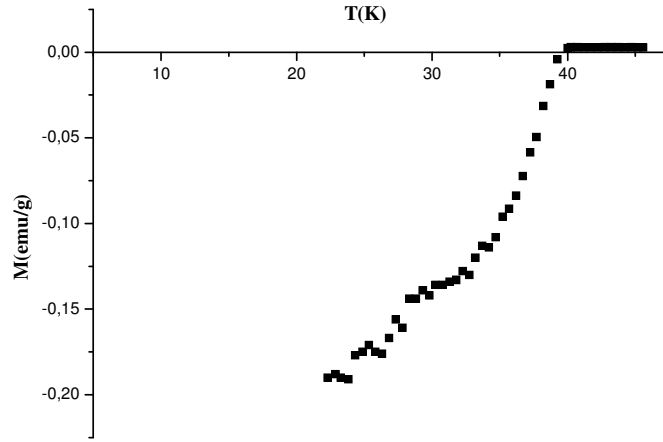
Örneklerin yaklaşık 40K'de süperiletkenlik göstermesi yapı içerisine katkılanan vanadyumun MgB_2 süperiletken bileşiği ile bağ oluşturmadığını yalnızca safsızlık fazları oluşturduğunu göstermektedir. Bu da x-ışınları toz kırınım ölçümleri ile uyum içerisinde.



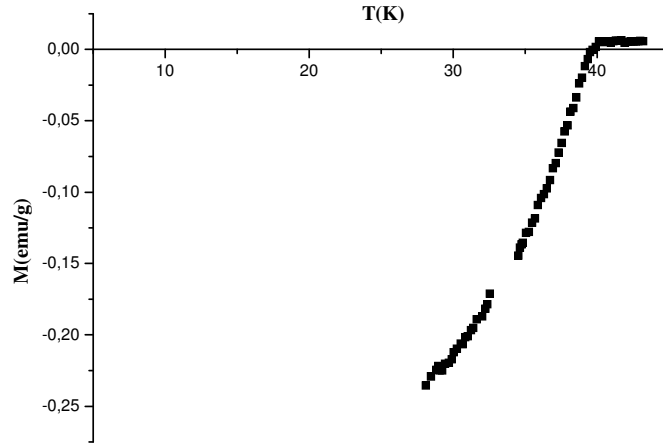
Şekil 6.12. $(\text{MgB}_2)_{1.9}\text{V}_{0.1}$ Örneğinin M-T Eğrisi.



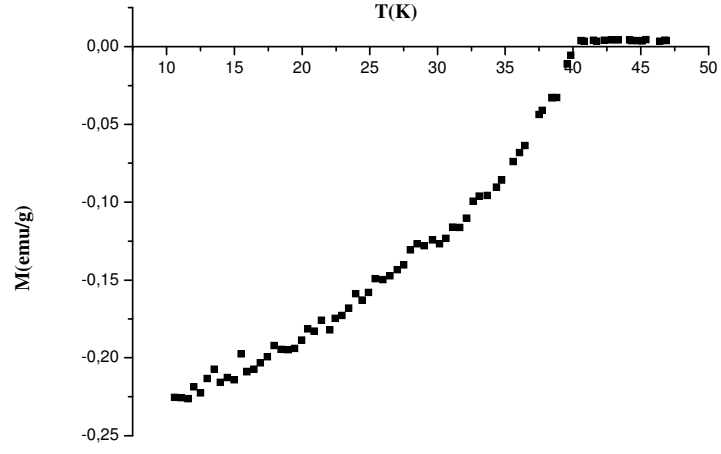
Şekil 6.13. $(\text{MgB}_2)_{1.8}\text{V}_{0.2}$ Örneğinin M-T Eğrisi.



Şekil 6.14. $(\text{MgB}_2)_{1.7}\text{V}_{0.3}$ Örneğinin M-T Eğrisi.



Şekil 6.15. $(\text{MgB}_2)_{1.6}\text{V}_{0.4}$ Örneğinin M-T Eğrisi.



Şekil 6.16. $(\text{MgB}_2)_{1.3}\text{V}_{0.7}$ Örneğinin M-T Eğrisi.

7. SONUÇ

Bu çalışmada metalik süperiletkenler içerisinde yaklaşık 40K gibi en yüksek kritik sıcaklığa, en yüksek kritik manyetik alan ve kritik akım yoğunluğu değerlerine sahip II. tip metalik süperiletken olan ve bu nedenle süperiletken araştırma gruplar arasında büyük ilgi uyandıran MgB_2 süperiletken bileşiğine vanadyum katkısının süperiletkenlik ve yapısal özellikleri üzerine etkisi incelenmiştir.

Örneklerin yapısal karakterizasyonları için SEM ve XRD ölçümleri yapılmıştır. SEM resimleri incelendiğinde örneklerin MgB_2 'nin karakteristik tanecikli yapısına sahip olduğu görülmüştür. Yapı içerisindeki taneciklerin birbirine sıkı bağlı olduğu ve farklı boyut dağılımına sahip olduğu da görülmüştür. Örneklerin x-ışınları kırınım desenleri, vanadyumun MgB_2 bileşiğinin kristal yapı içerisine girmediğini yani bağ oluşturmadığını göstermiştir. Vanadyumun yığın yapı içerisinde VB ve $\text{V}_{1.54}\text{B}_{50}$ safsızlık fazlarını oluşturduğu gözlenmiştir. Saf MgB_2 'nin kristal yapısı, x-ışınları kırınım sonuçlarından hekzagonal ve P6/mmm olarak belirlenmiştir. Birim hücre parametreleri ise PDP programı kullanılarak $a=3,0896 \text{ Å}$ ve $b=3,528 \text{ Å}$ olarak bulunmuştur.

Örneklerin süperiletkenlik özellikleri ise, M-H, M-T ölçümleri ile belirlenmiştir. Tüm örneklerin M-H eğrileri süperiletkenlerin genel karakteristiği olan diamanyetikliği vermiştir. Örneklerin manyetizasyon değerleri artan vanadyum oranıyla azalmıştır ($x=0.2$ ve $x=0.3$ vanadyum katkılı örneklerde bu değişimin çok küçük olduğu gözlenmiştir). Bu durum vanadyum katkılanması ile yığın yapı içerisinde gram başına diamanyetik manyetizasyonun düştüğünü göstermektedir. Bu sonuç M-T ölçümleri ile de desteklenmiştir. $x=0.4$ ve $x=0.7$ vanadyum katkılı örneklerin M-T eğrilerinde paramanyetik katkının artan x oranıyla arttığı (yani pozitif manyetizasyon değerinin arttığı) gözlenmiştir. Ayrıca, M-T ölçümleri tüm örneklerin yaklaşık 40K sıcaklığa sahip olduklarını göstermiştir. Bu durum katkılanan vanadyumun yapı içerisine girmediğini, dolayısıyla yalnızca MgB_2 süperiletken bileşiğinin kritik sıcaklık değerinin elde edildiğini düşündürmüştür. Bu durum x-ışınları kırınım sonuçları ile de uyumludur.

M-H eğrilerinden Bean formülü (denklem 2.9) kullanılarak hesaplanan J_c değerleri MgB_2 'nin J_c değerlerine oldukça yakın değerler göstermiştir. Vanadyum katkılanması ile J_c değerlerinde düzenli bir değişim gözlenmemiştir. J_c değerlerindeki bu düzenli olmayan değişimin yalnızca tuzaklama merkezlerindeki artış ve azalma ile açıklanabileceği düşünülebilir. En yüksek kritik akım yoğunluğu değeri $x=0.4$ vanadyum katkılı örnekte 10K' de 0 Teslada $8.4 \cdot 10^5 \text{ A/cm}^2$ olarak hesaplanmıştır.

M-H ve M-T ölçüm sonuçlarından artan sıcaklıkla manyetizasyon değerlerinde azalma gözlenmiştir. Bu azalmanın nedeni olarak, örneğin süperiletken fazdan normal faza geçme eğiliminin artmasıyla, perdeleme akımlarının artan sıcaklıkla azalması olabileceği düşünülmüştür.

Sonuç olarak, SEM, XRD ölçümlerinin, M-H ve M-T ölçümleri ve J_c değerleri ile uyumlu olduğu bulunmuştur. Yapılan ölçümler, örneklerin yapısı içerisindeki süperiletken fazın saf MgB_2 olduğunu, vanadyumun yapı içerisinde çeşitli safsızlık fazları olarak ortaya çıktığını göstermiştir.

Kritik akım yoğunluk değerindeki artış ise ancak katkı maddesinin veya oluşacak safsızlık fazlarının tuzaklama merkezlerini arttırıp arttırmamasına bağlanmıştır.

8. KAYNAKLAR

[1]	J. Nagamatsu et all. , Nature 410(2001)63.
[2]	Young D.P. et all. , 2001 Structure and superconducting properties cond-mat/0104063
[3]	He T. et all. , 2001 Superconductivity in none-oxide perovskite MgCNi ₃ Preprint cond-mat/0103296
[4]	Cristina Buzea, T18)sutomu Yamashita, Review of the superconducting properties of (MgB ₂ (2001)
[5]	Kacrowski D. et all. , Incipient superconductivity in TaB ₂ cond-mat/0103571 (2001b)
[6]	W. Meissner and R. Ochsenfeld, Naturwissenschaften 21(1933)787
[7]	H. Kamerling Onnes, Leiden Commun. , 120, 126, 124c (1911)
[8]	J. Bardeen, L. N. Cooper anda J. R. Schrieffer, Phys. Rev. 108 1175 (1957)
[9]	Josephson B. D. , Phys. Lett. 1, 251 (1962)
[10]	Bednorz J. G. and Müller K. A. , Z. Phys. B64, 189 (1986)
[11]	C. W. Chu et all. , Science, 235, 567 (1987)
[12]	Sheng Z. Z. Et all. , Phys. Rev. Lett. 60, 937 (1988)
[13]	Maeda H. Et all. , J. Applied Phys. Lett. 4, L209 (1988)
[14]	A. Schilling et all. , Nature (London) 363, 56 (1993); L. Gao et all. , Physica C 213, 261 (1993)
[15]	Charles Kittel, Katıhal fiziğine giriş 258 (1996)
[16]	H. İ. Adigüzel, Y2Ba3Cu5ox Bileşiminin Sentezlenerek Yapısal ve Elektriksel Özelliklerinin Belirlenmesi, Doktora Tezi , İnönü Ün. Fen Bilimleri Enstitüsü (1995)
[17]	Raymond A. Serway, Fen ve mühendislik için fizik (1995)
[18]	http://www.superconductors.org
[19]	N. W. Aschroof and Mermin, Solid state physics, Holt. Rinehart and Winston U.S.A (1976)
[20]	C. P. Bean, Magnetization of hard superconductors. Phys. Rev. Lett. 8 (1962)250
[21]	S. Alagöz , YBCO Süperiletken Örneklerin Tüp Methodu (PITM) İle Hazırlanması, Cd ve Cr Katkılanmasının Sistem üzerine Etkileri, Yüksek Lisans tezi, İnönü Ün. Fen Bilimleri Enstitüsü (2003)
[22]	A. C. Rose Innes, E. H. Rhoderick, Introduction to Superconductivity

[23]	A. S. Alexandrow, High temperature superconductors and other suprfuids. Taylor Francis London. (1994)
[24]	J. C. Phillips, Physics of high T_c superconductors. Acedemic Pres Boston, USA (1989)
[25]	Doan N. Nguyen, Quac M. Doan, Superconductivity in MgB_2
[26]	He. Lun. Hua et all. , Chin. Phys. Soc. and IOP Publishing Ltd. , 104 (2001)
[27]	Bud'ko S. L. , Lapertot G. et all. , 2001b Boron isotope effect in superconducting MgB_2 Phys. Rev. Lett. 86 1877
[28]	Hinks D. G. et all. , The complex nature of superconductivity in MgB_2 revealed by the reduced total isotope effect Nature 411 457
[29]	M. Paranthaman, J. R. Thompson, D. K. Chriten, Effevt of carbon-doping in bulk superconducting MgB_2 samples, Phys. C 355 (2001) 1-5
[30]	Y. Zhao et all. Doping effect of Zr and Ti on the critical current density of MgB_2 bulk superconductors prepared under ambient pressure, Phys. C 378-381 (2002) 122-126
[31]	A. Tampieri et all. , Effects of copper doping in MgB_2 superconductor, S. State Com. 121 (2002) 497-500
[32]	Moroy M. A. Sekkina, Khaled M. Elsabawy, Flouride doping and boron particle size effect on $MgB_{2-x}F_x$ superconductor, Solid State Com. 123 (2002) 1-6
[33]	D. Goto et all. , Improvement of critical current density in MgB_2 by Ti, Zr and Hf doping, Phys. C 392-396 (2003) 272-275
[34]	S. Y. Li et all. , Alkali metal substittion effects in $Mg_{1-x}A_xB_2$ ($A = Li$ and Na), Phys. C 363 (2001) 219-223
[35]	Zhao Y. G. et all. , 2001c Effect of Li doping on structure and supper conducting transition temparature of $Mg_{1-x}Li_xB_2$ Preprint cond-mat/0103077
[36]	Kazakov S. M. Angst M. and Karpinski J. , 2001 Substitution effect of Zn and Cu in MgB_2 on T_c and structure Preprint cond-mat/ 0103350
[37]	Y. G. Zhoa et all. , Effect of Li doping on structure and superconducting transition temparature of $Mg_{1-x}Li_xB_2$, Phys. C 361 (2001) 91-94
[38]	C. H. Cheng et all. , Preparation, structure and superconductivity of $Mg_{1-x}Ag_xB_2$, Phys. C 378-381 (2002) 244-248
[39]	C. H. Cheng et all. , Chemical doping effect on the crstal structure and superconductivity of MgB_2 , Phys. C 386 (2003) 588-592

[40]	R. A. Ribeiro et all. , Carbon doping of superconducting magnesium diboride , Phys. C 384 (2003) 227-236
[41]	S. H. Zhou et all. , Effect of the processing paramaters of $\text{MgB}_{1.8}(\text{SiC})_{0.1}/\text{Fe}$ tapes on the critical current density, Phys. C 387 (2003) 321-327
[42]	B. Q. Fu et all. , Microstructures and superconducting properties in Ti-doped $\text{MgB}_2/\text{Ta}/\text{Cu}$ tape, Phys. C 386 (2003) 659-662
[43]	Fuchs G. , Müller K. H. ,2001 Upper critical field and irreversibility line in superconducting MgB_2 solid state.
[44]	S. Lee et all. , Carbon-substituted MgB_2 single crystals, Phys. C 397 (2003) 7-13
[45]	S. Soltanian et all. , Effect of nano-carbon particle doping on the flux pinning properties of MgB_2 superconductor, Phys. C 390 (2003) 185-190
[46]	T. Masui et all. , Carbon-substitution effect on superconducting properties in MgB_2 single crystals, Phys. C 412-414 (2003) 300-306
[47]	G. J. Xu et all. , Structure and superconductivity of double-doped $\text{Mg}_{1-x}(\text{Al}_{0.5}\text{Li}_{0.5})_x\text{B}_2$, Phys. C 399 (2003) 8-14
[48]	S. Agrestini et all. , Sc doping of MgB_2 : the structural and elctronic properties of $\text{Mg}_{1-x}\text{Sc}_x\text{B}_2$, Journal of phys. And Chemistry of Solids 65 (2004) 1479-1484
[49]	X. F. Rui et all. , Doping effect of nano-alumina on MgB_2 , Phys. C 412-414 (2004) 312-315
[50]	G. J. Xu et all. , Superconducting properties of Zn and Al double-doped $\text{Mg}_{1-x}(\text{Zn}_{0.5}\text{Al}_{0.5})_x\text{B}_2$, Phys. C 403 (2004) 113-118
[51]	B. Ferreira et all. , Superconductivity of the metastable phase in the Mg-Sn-B system, Phys. C 408-410 (2004) 148-149
[52]	Y. Kimishima et all. , La- doping effects on pinning properties of MgB_2 , Phys. C 412-414 (2004) 402-406
[53]	D. N. Zheng et all. , Sturctural and critical current properties in Al-doped MgB_2 , Phys. C 408-410 (2004) 136-137
[54]	Y. Ma et all. , Superconducting properties of powder-in-tube MgB_2 tapes without and with WSi_2 addition, Phys. C 408-410 (2004) 138-139
[55]	J. D. Guo et all. , Synthesis of Au-doped $\text{Mg}_{1-x}\text{Au}_x\text{B}_2$ superconductors, Materials Science and Engineering B97 (2003) 145-148
[56]	X. L. Xu, J. D. Guo et all. , Au doping effects in the $\text{Mg}_x\text{Au}_x\text{B}_2$ series, Materials

	Letters 58 (2003) 142-143
[57]	S. Ueda et all. , Enhanced critical current properties observed in Na ₂ CO ₃ -doped MgB ₂ , Supercond. Sci. Technol. 17 (2004) 926-930
[58]	O. E. Castillo, Microstructural and superconducting properties of Vdoped MgB ₂ bulk and wires, J. Mantei NHMFL (2004)
[59]	Moritomo Y. And Xu S. , 2001 Effects of transition metal doping in MgB ₂ superconductor Preprint cond-mat/ 0104568

ÖZGEÇMİŞ

1973 yılında Malatya’da doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini İskenderun’da tamamladı. 1991 yılında kazandığı İnönü Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümünü 1995 yılında bitirdi. 1996-2001 yılları arasında Milli Eğitimin kadrolu öğretmeni olarak çeşitli il ve ilçelerde çalıştıktan sonra 2001 yılında İnönü Üniversitesi Araştırma ve Uygulama Hastanesi, Radyasyon Onkolojisi Bölümünde uzman olarak göreve başladı ve Çekmece Nükleer Araştırma Merkezinde Radyasyon Korunması konulu kursa katıldı.

2002 yılında İnönü Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümünde uzman olarak çalışmaya başladı. 2004 yılı Eylül ayında Fen-Edebiyat Fakültesi, Fizik Bölümü, Katıhal Anabilim dalında yüksek lisans yapmaya hak kazandı. Halen görevine devam etmektedir.