

**ANKARA ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DOKTORA TEZİ**

**AROMATİK HİDROKARBON KATKILI MgB<sub>2</sub> SÜPERİLETKENLERİN  
ELEKTROMANYETİK KARAKTERİZASYONU**

**Meral GÜNGÖR BABAOĞLU**

**FİZİK ANABİLİM DALI**

**ANKARA**

**2012**

**Her hakkı saklıdır.**

## ÖZET

Doktora Tezi

### AROMATİK HİDROKARBON KATKILI MgB<sub>2</sub> SÜPERİLETKENLERİN ELEKTROMANYETİK KARAKTERİZASYONU

Meral GÜNGÖR BABAOĞLU

Ankara Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Ali GENCER

Bu tez çalışmasında aromatik hidrokarbon olarak benzen (C<sub>6</sub>H<sub>6</sub>), etiltoluen (C<sub>9</sub>H<sub>12</sub>), toluen(C<sub>7</sub>H<sub>8</sub>) kullanılmış ve bu katkı maddelerinin MgB<sub>2</sub>'nin süperiletkenlik özellikleri üzerindeki etkileri incelenmiştir. Numune hazırlama yöntemi olarak başlangıç malzemesi Mg' nin MgH<sub>2</sub> ile değiştirilmesinin MgB<sub>2</sub> süperiletkenlik sistemine etkisi de araştırılmıştır.

Hazırlanan MgB<sub>2</sub> süperiletken numunelerin; mikro-yapısal ve yapısal çözümlenmeleri (SEM, EDX, XRD), manyetik özellikleri (M-T,  $\chi$ -T, M-H) incelenmiş ve ayrıca kritik akım yoğunluğu (J<sub>c</sub>) değerlerinin hesaplanması yapılmıştır.

En yüksek geçiş sıcaklıkları; benzen serisinde %2 katkılı numunede 38,39 K, etiltoluen serisinde % 10 katkılı numunede 38,35 K ve toluen serisinde ise % 6 katkılı numunede 38,32 K olarak belirlenmiştir.

Magnezyum başlangıç tozu kullanılarak üretilen benzen serisinde en yüksek kritik akım yoğunluğu % 2 katkılı numuneye ait olup 1,81x10<sup>6</sup> A/cm<sup>2</sup>' dir. Bu değer saf numune ile karşılaştırıldığında yaklaşık 4 kat büyüktür.

Magnezyum hidrür başlangıç tozu kullanılarak üretilen benzen serisinde ise en yüksek kritik akım yoğunluğu % 6 katkılı numuneye ait olup 1,30x10<sup>6</sup> A/cm<sup>2</sup>' dir. Bu değer saf numune ile karşılaştırıldığında kritik akım yoğunluğunda % 20' lik bir artış gözlenmiştir.

Mg başlangıç tozu kullanılarak üretilen etiltoluen serisinde ise en yüksek kritik akım yoğunluğu % 10 katkılı numuneye ait olup 1,44x10<sup>6</sup> A/cm<sup>2</sup>' dir ve saf numuneye göre 3,2 kat büyüktür. Aromatik hidrokarbon katkısının J<sub>c</sub>'yi arttırdığı gözlemlenmiştir. Uygulamalarda bu tür katkılı malzemelerin önemli bir yer alacağı değerlendirilmiştir.

**Haziran 2012, 116sayfa**

**Anahtar Kelimeler:** Süperiletkenlik, MgB<sub>2</sub>, aromatik hidrokarbonlar, benzen, etiltoluen, toluen, kritik akım yoğunluğu

## ABSTRACT

Ph. D. Thesis

### ELECTROMAGNETIC CHARACTERIZATION OF AROMATIC HYDROCARBON ADDED IN $MgB_2$ SUPERCONDUCTORS Meral GÜNGÖR BABAÖĞLU

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

Supervisor: Prof. Dr. Ali GENCER

In this thesis, benzene ( $C_6H_6$ ), ethyltoluene ( $C_9H_{12}$ ), toluene ( $C_7H_8$ ) were used as aromatic hydrocarbon and the effects of these additives on the superconducting properties of  $MgB_2$  were investigated. As a sample preparation method, the effect on the superconducting properties of  $MgB_2$  by changing the starting material Mg to  $MgH_2$  were also investigated.

The prepared  $MgB_2$  bulk samples were investigated by means of micro-structural analysis (XRD, SEM, EDX) and magnetic properties (M-T,  $\chi'$ -T, M-H) and also critical current density ( $J_c$ ) calculations were performed.

The highest transition temperatures of the sets of samples are; in benzene ( $C_6H_6$ ) set of sample 2 mol % added sample's  $T=38,39K$ , in ethyltoluene ( $C_9H_{12}$ ) set of sample 10 mol % added sample's  $T=38,35K$ , and in toluene ( $C_7H_8$ ) set of sample 6 mol % added sample's  $T=38,32 K$ .

Produced by using starting powders of magnesium in the series of benzene added samples, the highest critical current density of the sample added 2 mol % is  $1,81 \times 10^6 A/cm^2$ . This value is approximately four times larger compared with the pristine sample.

Produced by using starting powders of magnesium hydride in the series of benzene added samples, the highest critical current density of the sample added 6 mol % is  $1,30 \times 10^6 A/cm^2$ . When this value is compared with the pristine sample an increase of 20 % was observed in critical current density.

Produced by using starting powders of magnesium in the series of ethyltoluene added samples, the highest critical current density of the sample is added 10 mol % and  $1,44 \times 10^6 A/cm^2$ . This value is 3,2 times larger than a pristine sample. It was observed that the addition of aromatic hydrocarbon have increased the  $J_c$ . It is evaluated that this kind of addition will have an important role in the applications.

**June 2012, 116 pages**

**Key Words:** Superconductivity,  $MgB_2$ , aromatic hydrocarbon, benzene, ethyltoluene, toluene, critical current density

## TEŞEKKÜR

Doktora eğitimim süresince bana yol gösteren, değerli bilgi birikim ve tecrübelerini benimle paylaşarak yetişmeme katkıda bulunan danışman hocam Sayın Prof. Dr. Ali GENCER'e, deneysel çalışmalarım sırasında bilgi ve birikiminden yararlandığım ve deneysel çalışmalarımda Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fizik Bölümündeki laboratuvar olanaklarından yararlanmamızı sağlayan Sayın Prof. Dr. Ekrem YANMAZ hocama ve ekibine, İnönü Ünivrsitesindeki Bilimsel Araştırma Merkezindeki laboratuvar olanaklarından yararlanmamızı sağlayan Sayın Prof. Dr. Eyüphan YAKINCI'ya ve ekibine, deneysel çalışmalarımda bana yardımcı olan arkadaşlarım Hasan AĞIL'a ve Dr. Serap SAFRAN'a teşekkür ve saygılarımı sunarım.

Tez İzleme Komitesi üyelerinden Prof. Dr. İbrahim BELENLİ ve Prof. Dr. Mehmet ZENGİN hocalarıma katkılarından dolayı teşekkür ederim.

Çalışma arkadaşlarım olan Özlem ÇİÇEK'e ve Ercan ERTEKİN'e verdikleri destek ve gösterdikleri yardımlardan dolayı teşekkür ederim.

Bu tez çalışması Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Kurumu (TÜBİTAK) tarafından 109T106 no'lu proje kapsamında desteklenmiştir.

Meral GÜNGÖR BABAOĞLU

Ankara, Haziran 2012

## İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	ii
TEŞEKKÜR .....	iii
SİMGELER DİZİNİ... ..	vi
TABLolar DİZİNİ .....	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ... ..	viii
KISALTMALAR DİZİNİ .....	xi
1. SÜPERİLETKENLİĞİN TARİHÇESİ .....	1
2. KURAMSAL TEMELLER.....	8
2.1 Süperiletkenlik ve Temel Kavramlar .....	8
2.1.1 Elektriksel Direnç.....	8
2.1.2 Kritik Sıcaklık .....	9
2.1.3 Kritik Manyetik Alan .....	11
2.1.4 Kritik Akım Yoğunluğu.....	12
2.1.5 Nüfuz Derinliği .....	14
2.1.6 Uyum Uzunluğu.....	16
2.1.7 Meissner Etkisi: Mükemmel Diamanyetizma .....	18
2.1.8 I. Tip ve II. Tip Süperiletkenler .....	19
2.1.9 Vorteks Mekanizması .....	20
2.2 London Teorisi .....	23
2.3 Ginzburg-Landaou Teorisi.....	25
2.4 BCS (Bardeen, Cooper, Schrieffer) Teorisi .....	26
3. MgB <sub>2</sub> SÜPERİLETKENLİK SİSTEMİ.....	29
3.1 MgB <sub>2</sub> 'nin Kristal ve Elektronik Yapısı .....	29
3.2 MgB <sub>2</sub> 'nin İzotop Etkisi .....	30
3.3 MgB <sub>2</sub> 'nin Uyum Uzunluğu .....	31
3.4 MgB <sub>2</sub> 'de Zayıf Bağların Olmaması .....	32
3.5 MgB <sub>2</sub> 'de Anizotropi .....	33
3.6 MgB <sub>2</sub> 'de Termal Genleşme .....	34
3.7 MgB <sub>2</sub> 'nin Üretim Teknik ve Yöntemleri .....	35
3.8 Literatür Özeti ve Tezin Amacı .....	37
4. MATERYAL VE YÖNTEM .....	43
4.1 Yığın (Bulk) Numune Hazırlama .....	43
4.2 Numunenin Karakterizasyonunun Belirlenmesi .....	49
4.2.1 X-Işını Kırınımı Deseni (XRD) ve Ölçümleri ... ..	49
4.2.2 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Görüntüleri ... ..	50
4.2.3 Enerji Dağılımlı X ışını spektroskopisi (EDX) Ölçümleri ... ..	50
4.2.4 Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri ... ..	51
4.2.4.1 M-T Ölçümleri .....	54
4.2.4.2 M-H Ölçümleri ... ..	54
4.2.5 Kritik Akım Yoğunluğunun Belirlenmesi .....	54
4.2.6 AC Alınanlık Ölçümleri .....	55
5. BULGULAR VE TARTIŞMA .....	56
5.1 XRD Analizleri ... ..	56
5.2 SEM Analizleri ... ..	65
5.3 EDX Ölçümleri ... ..	73

<b>5.4 M-T Ölçümleri .....</b>	<b>79</b>
<b>5.5 M-H Ölçümleri ... ..</b>	<b>82</b>
<b>5.6 Kritik Akım Yoğunluğunun Belirlenmesi .....</b>	<b>87</b>
<b>5.7 AC Ahnganlık Ölçümleri .....</b>	<b>95</b>
<b>6. SONUÇLAR ... ..</b>	<b>104</b>
<b>7. KAYNAKLAR ... ..</b>	<b>107</b>
<b>ÖZGEÇMİŞ .....</b>	<b>115</b>

## SİMGELER DİZİNİ

$n_s$	Süperelektron sayısı
$\psi$	Dalga fonksiyonu
$H$	Manyetik Alan
$H_c$	Kritik Manyetik Alan
$H_{c1}$	Alt Kritik Manyetik Alan
$H_{c2}$	Üst Kritik Manyetik Alan
$B_{iç}$	Malzeme İçindeki Yerel Manyetik Alan
$I_c$	Kritik Akım
$\lambda$	Manyetik Alanın Sızma Derinliği
$\xi$	Uyum Uzunluğu
$\mu$	Manyetik Geçirgenlik
$\mu_0$	Boşluğun Manyetik Geçirgenliği
$\chi$	Alınganlık
$\chi$	Alınganlığın Faz İçi Bileşeni
$T_c$	Kritik Sıcaklık
$E$	Elektrik Alan
$J_c$	Kritik Akım Yoğunluğu
$T$	Sıcaklık
$F_s$	Süperiletken Durumun Serbest Enerjisi
$F_n$	Normal Durumun Serbest Enerjisi
$m_e$	Elektronun Kütlesi
$\kappa$	Ginzburg-Landau Parametresi
$M$	Mıknatıslanma
$B$	Manyetik indüksiyon
$V$	Hacim
$F_p$	Perçinleme Kuvveti
$F_L$	Lorentz Kuvveti
$\phi_0$	Akı Kuantumu
$e$	Elektronun Yükü

## TABLolar DİZİNİ

Tablo 1.1 Bazı ikili bileşiklerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları .....	3
Tablo 2.1 Bazı metalik elementlerin geçiş sıcaklıkları .....	10
Tablo 3.1 Yönelimli toz, ince film, tek kristal ve gelişigüzel yönelimli tozlar üzerine yapılmış deneylerden elde edilen eş uyum uzunlukları, anizotropi parametresi ve üst kritik alan değerleri .....	32
Tablo 4.1 Deneyde kullanılan kimyasalların listesi .....	43
Tablo 4.2 C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı numunelerin hazırlanma koşulları ve adlandırılmaları .....	44
Tablo 4.3 C <sub>9</sub> H <sub>12</sub> katkılı numunelerin hazırlanma koşulları ve adlandırılmaları .....	45
Tablo 4.4 C <sub>7</sub> H <sub>8</sub> katkılı numunelerin hazırlanma koşulları ve adlandırılmaları .....	46
Tablo 5.1 Saf MgB <sub>2</sub> fazına ait X ışını kırınım deseni parametreleri .....	62
Tablo 5.2 Üretilen numuneler için MgB <sub>2</sub> 'ye ait ana pike karşılık gelen açı değerleri ve şiddet değerleri .....	64
Tablo 5.3 BM2 numunesine ait element ve atomik yüzdeleri (1. ölçüm) .....	74
Tablo 5.4 BM2 numunesine ait element ve atomik yüzdeleri (2. ölçüm) .....	75
Tablo 5.5 BH10 numunesine ait element ve atomik yüzdeleri .....	76
Tablo 5.6 C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları .....	81
Tablo 5.7 MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı, Mg ve MgH <sub>2</sub> kullanılarak üretilen numunelerin 15 K ve 25 K'de, 0 T manyetik alan altında hesaplanan kritik akım yoğunluğu değerleri .....	93
Tablo 5.8 MgB <sub>2</sub> ve %2-10 mol C <sub>9</sub> H <sub>12</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin 15 K ve 25 K'de, 0 T manyetik alan altında hesaplanan kritik akım yoğunluğu değerleri .....	95
Tablo 5.9 C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları .....	102
Tablo 5.10 C <sub>9</sub> H <sub>12</sub> katkılı numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları .....	102
Tablo 5.11 C <sub>7</sub> H <sub>8</sub> katkılı numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları .....	103

## ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1	Civanın elektriksel direncinin sıcaklıkla değişimi .....	1
Şekil 1.2	Periyodik tabloda yer alan süperiletken elementler.....	2
Şekil 1.3	Yıllara göre süperiletkenlerin keşfi ve kritik sıcaklıkları .....	6
Şekil 2.1	a)Metallerin öz direncinin sıcaklık ile değişimi b)Düşük sıcaklıkta süperiletken öz direncinin sıfıra düşmesi .....	9
Şekil 2.2	Kalay için süperiletkenliğe geçiş .....	11
Şekil 2.3	Kritik manyetik alanın sıcaklığa bağlılığı .....	12
Şekil 2.4	Bir süperiletkende sıcaklık, manyetik alan ve akım yoğunluğu arasındaki ilişki .....	13
Şekil 2.5	Manyetik alanının, numune yüzeyinden x uzaklığı ile değişimi .....	15
Şekil 2.6	Nüfuz derinliğinin sıcaklığa bağlı değişimi .....	16
Şekil 2.7	I.Tip ve II.Tip süperiletkenlerde numune sınırındaki uyum uzunluğu ve nüfuz derinliği .....	17
Şekil 2.8	Mükemmel bir iletkenin mıknatıslanmasının şematik gösterimi .....	18
Şekil 2.9	Bir süperiletkenin mıknatıslanmasının şematik gösterimi .....	19
Şekil 2.10	a) I. tip ve (b) II. tip süperiletkenlerin faz diyagramları .....	20
Şekil 2.11	a) İki paralel vorteks. b) Vortekslerin dekorasyonu .....	21
Şekil 2.12	a) Kusursuz numunede hareket eden vortekslerin, b) Vortekslerin bazı bölümlerinin noktasal kusurlara sabitlenmesinin, c) Vortekslerin tüm bölümlerinin sütun şeklinde sabitlenmesinin şematik gösterimi (Siyah oklar; Lorentz kuvvetini, yeşil ok; uygulanan akım, kırmızı ok; uygulanan manyetik alanı göstermektedir) .....	22
Şekil 2.13	İki elektron arasında örgü bozulmasından dolayı ortaya çıkan çekici etkileşme .....	28
Şekil 3.1	MgB <sub>2</sub> 'nin Kristal Yapısı .....	30
Şekil 3.2	Mg ve B'nin izotop etkisi .....	31
Şekil 3.3	Kritik akım yoğunluğunun manyetik alana bağımlılığı.....	33
Şekil 3.4	MgB <sub>2</sub> 'nin eksenlere göre termal genleşme oranları .....	35
Şekil 3.5	Ex-situ” ve “in-situ” PIT yönteminin uygulamasının şematik gösterimi .....	37
Şekil 4.1	Specac marka pres ve 1,3 cm çaplı kalıp seti .....	47
Şekil 4.2	Deneyde kullanılan ısıl işlem süreci .....	48
Şekil 4.3	Isıl işlemin şematik görünümü .....	48
Şekil 4.4	Isıl işlemlerde kullanılan paslanmaz çelik tüp ve fırın .....	49
Şekil 4.5	Rigaku D/Max-IIIC polikristal difraktometresi.....	50
Şekil 4.6	Quantum Design PPMS .....	52
Şekil 4.7	VSM modülünün sıvı azot ceketli sıvı helyum tankındaki konumları. Üst taraf gradiyometre, alt taraf ise algılama bobininin büyütülmüş halini göstermektedir. ....	53
Şekil 5.1	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı, Mg (magnezyum) kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri.....	56
Şekil 5.2	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı, MgH <sub>2</sub> (magnezyum hidrür) kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri.....	57
Şekil 5.3	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C <sub>9</sub> H <sub>12</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri .....	58
Şekil 5.4	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C <sub>9</sub> H <sub>12</sub> katkılı, MgH <sub>2</sub> kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri .....	59

Şekil 5.5	MgB <sub>2</sub> ve %2-6-8-10 mol C <sub>7</sub> H <sub>8</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri .....	60
Şekil 5.6	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C <sub>7</sub> H <sub>8</sub> katkılı, MgH <sub>2</sub> kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri .....	61
Şekil 5.7	15.00 KX büyütmedeki (a) BM2, (b) BM4, (c) BM6, (d) BM8 ve (e) BM10 numunelerinin SEM görüntüleri .....	66
Şekil 5.8	15.00 KX büyütmedeki (a) BH2, (b) BH4, (c) BH6, (d) BH8 ve (e) BH10 numunelerinin SEM görüntüleri .....	67
Şekil 5.9	5SH numunesinin 15.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsü .....	68
Şekil 5.10	7SM numunesinin 15.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsü .....	68
Şekil 5.11	(a) EM2 numunesinin 20.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsü, (b) EM4, (c)EM6, (d) EM8 ve (e) EM10 numunelerinin 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüleri .....	69
Şekil 5.12	(a) EH2, (b) EH4, (c) EH6, (d) EH8 ve (e) EH10 numunelerinin 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüleri .....	70
Şekil 5.13	(a) TM2, (b) TM4, (c) TM6, (d) TM8 ve (e) TM10 numunelerinin 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüleri.....	71
Şekil 5.14	(a) TH2, (b) TH4, (c) TH6, (d) TH8 ve (e) TH10 numunelerinin 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüleri .....	72
Şekil 5.15	BM2 numunesine ait EDX ölçümü (1. Ölçüm) .....	74
Şekil 5.16	BM2 numunesine ait EDX ölçümü (2. Ölçüm) .....	75
Şekil 5.17	BH10 numunesine ait EDX ölçümü .....	76
Şekil 5.18	EM4 numunesine ait renkli EDX görüntüleri [a) Mg, B, C, O elementlerini b) Mg, B, C elementlerini c)Mg elementini d) B elementini e) C elementini f) O elementini göstermektedir.].....	77
Şekil 5.19	EM6 numunesine ait renkli EDX görüntüleri[a) Mg, B, C, O elementlerini b) Mg, B, C elementlerini c)Mg elementini d) B elementini e) C elementini f) O elementini göstermektedir.].....	78
Şekil 5.20	MgB <sub>2</sub> ve % 2-4-6-8-10 mol C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin manyetizasyonunun sıcaklığa bağlı değişimi .....	80
Şekil 5.21	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı, MgH <sub>2</sub> kullanılarak üretilen numunelerin manyetizasyonunun sıcaklığa bağlı değişimi... ..	81
Şekil 5.22	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 15 K'de alana bağlı değişimi .....	83
Şekil 5.23	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 25 K'de alana bağlı değişimi .....	84
Şekil 5.24	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8 mol C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı, MgH <sub>2</sub> kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 15 K'de alana bağlı değişimi .....	85
Şekil 5.25	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8 mol C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı, MgH <sub>2</sub> kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 25 K'de alana bağlı değişimi .....	85
Şekil 5.26	MgB <sub>2</sub> ve %2 ve %10 mol C <sub>9</sub> H <sub>12</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 15 K'de alana bağlı değişimi .....	86
Şekil 5.27	MgB <sub>2</sub> ve %2 ve %10 mol C <sub>9</sub> H <sub>12</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 25 K'de alana bağlı değişimi .....	87
Şekil 5.28	MgB <sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin 15 K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi .....	88

Şekil 5.29 $MgB_2$ ve %2-4-6-8-10 mol $C_6H_6$ katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin 25 K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi .....	89
Şekil 5.30 Mg ile hazırlanan saf ve %2 katkılı numunelerin 15 K'deki perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı .....	90
Şekil 5.31 Mg ile hazırlanan saf ve %2 katkılı numunelerin 25 K'deki perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı .....	91
Şekil 5.32 $MgB_2$ ve %4-6-8-10 mol $C_6H_6$ katkılı, $MgH_2$ kullanılarak üretilen numunelerin 15 K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi .....	92
Şekil 5.33 $MgB_2$ ve %4-6-8-10 mol $C_6H_6$ katkılı, magnezyum hidrür ( $MgH_2$ ) kullanılarak üretilen numunelerin 25 K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi .....	92
Şekil 5.34 $MgB_2$ ve %2-10 mol $C_9H_{12}$ katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin 15K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi .....	94
Şekil 5. 35 $MgB_2$ ve %2-10 mol $C_9H_{12}$ katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin 25K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi .....	95
Şekil 5. 36 $MgB_2$ ve %2-4-6-8-10 mol $C_6H_6$ katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi .....	96
Şekil 5.37 $MgB_2$ ve % 2-4-6-8-10 mol $C_6H_6$ katkılı, $MgH_2$ kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi .....	97
Şekil 5. 38 $MgB_2$ ve %2-4-6-8-10 mol $C_9H_{12}$ katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi .....	98
Şekil 5.39 $MgB_2$ ve %2-4-6-8-10 mol $C_9H_{12}$ katkılı, $MgH_2$ kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi .....	99
Şekil 5.40 $MgB_2$ ve %2-4-6-8-10 mol $C_7H_8$ katkılı, magnezyum (Mg) kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi .....	100
Şekil 5.41 $MgB_2$ ve %2-4-6-8-10 mol $C_7H_8$ katkılı, $MgH_2$ kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi .....	101

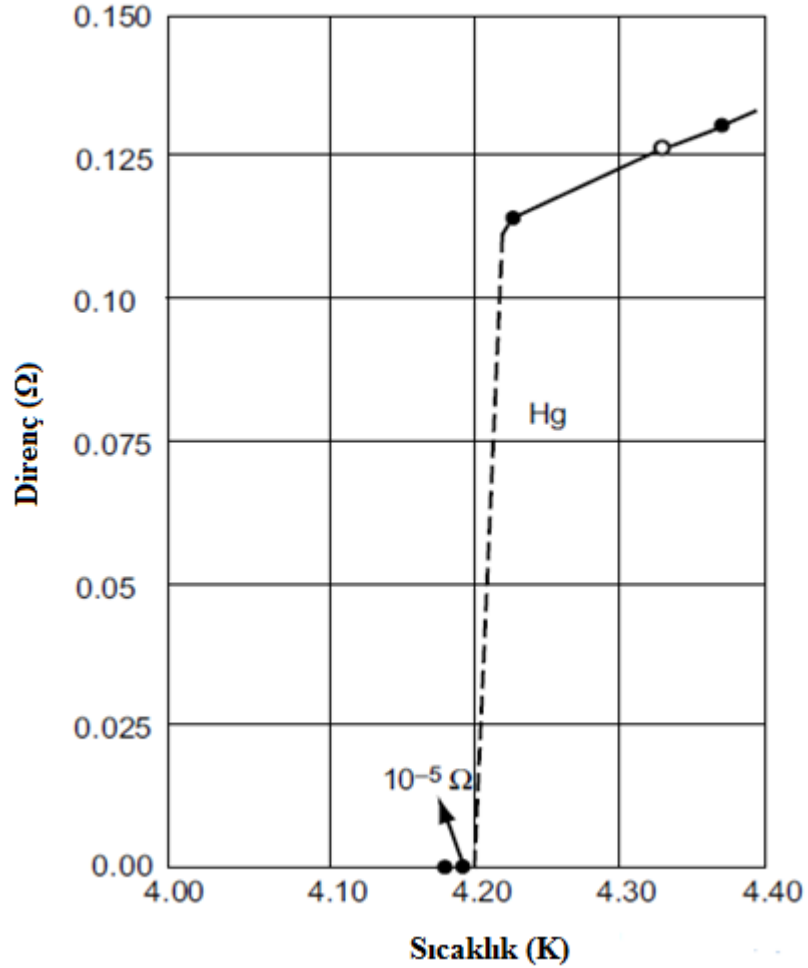
## KISALTMALAR DİZİNİ

<b>HTS</b>	Yüksek sıcaklık süperiletkenleri
<b>LTS</b>	Düşük sıcaklık süperiletkenleri
<b>EDX</b>	Enerji dağılımlı X ışını spektroskopisi
<b>SEM</b>	Taramalı elektron mikroskobu
<b>XRD</b>	X-Işını kırınımı
<b>MRI</b>	Manyetik rezonans görüntüleme

## 1. SÜPERİLETKENLİĞİN TARİHÇESİ

Süperiletkenliğin keşfedilmesinde ilk önemli adımı 1908 yılında Hollandalı fizikçi Heike Kamerlingh Onnes “Leiden Üniversitesinde” helyumu sıvılaştırmayı başararak atmıştır (Onnes, 1911, a). Bu olay 4 K gibi çok düşük sıcaklıklara inebilmeyi mümkün kıldığından, yeni keşiflerin başlangıcı sayılmıştır.

1911 yılında Onnes, çok düşük sıcaklıklarda metallerin elektriksel dirençlerini incelerken; saf cıvanın elektriksel direncinin 4,2 K’de aniden sıfıra düştüğünü keşfetmiştir. Bu yeni fenomeni “süperiletkenlik” olarak adlandırmıştır (Onnes, 1911, b). Bu keşif Onnes’a 1913 yılında Nobel fizik ödülünü kazandırmıştır.



Şekil 1.1 Cıvanın elektriksel direncinin sıcaklıkla değişimi (Ford ve Saunders, 2005)

Sonraki yıllarda da çok düşük sıcaklıklarda periyodik tabloda yer alan 40'tan fazla elementin süperiletken özellik gösterdiği bulunmuştur (Şekil 1.2).

Li <i>F</i>		Be 0.03		$T_c =$ Süperiletkenliğe Geçiş Sıcaklığı													
				<b>F=Film</b>													
				<b>P=Basınç uygulandığında</b>													
		Sc 0.01	Ti 0.4	V 5.4	Cr <i>F</i>						Zn 0.9	Ga 1.1	Ge <i>FP</i>	As <i>P</i>	Se <i>P</i>		
		Y <i>P</i>	Zr 0.6	Nb 9.3	Mo 0.9	Tc 7.8	Ru 0.5				Cd 0.5	In 3.4	Sn 3.7	Sb <i>P</i>	Te <i>P</i>		
Cs <i>FP</i>	Ba <i>P</i>	La 4.9 $\alpha$ 6.3 $\beta$	Hf 0.1	Ta 4.4	W 0.02	Re 1.7	Os 0.7	Ir 0.1			Hg 4.2	Tl 2.4	Pb 7.2	Bi <i>FP</i>			
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	3	4	5	6	7	8
		Ce <i>P</i>						Eu <i>F</i>									Lu 0.1
		Th 1.4	Pa 1.4	U <i>P</i>				Am 1.0									

Şekil 1.2 Periyodik tabloda yer alan süperiletken elementler (Fossheim ve Sudbo, 2004)

Şekil 1.2.'deki periyodik tabloda süperiletken elementlerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları gösterilmiştir. Bu elementlerin kritik sıcaklıkları oldukça düşük olduğundan düşük sıcaklık süperiletkenleri (LTS) olarak adlandırılmıştır. Bunlar arasında kritik sıcaklığı 7,2 K olan Pb elementi (1913) ile 9,3 K olan Nb elementi (1930) kritik sıcaklığı en yüksek olanlarıdır (Onnes, 1913 ve Meissner, 1930). Bu elementlerin hiçbiri süperiletkenliğin geniş ölçekli uygulamalarında kullanılmaya elverişli değildir. Ancak Nb ve Pb elementleri Josephson teknolojisinde kullanılabilirlerdir.

Elementlerden sonra bazı alaşım ve bileşiklerin de süperiletken özellik gösterdiği anlaşılmıştır. İkili alaşım ve bileşikler için süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı elementlere göre biraz daha yüksektir (Tablo1.1).

Tablo1.1 Bazı ikili bileşiklerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları (Fossheim ve Sudbo, 2004)

Bileşik	T <sub>c</sub> (K)
V <sub>3</sub> Si	17
Nb <sub>3</sub> Sn	18
Nb <sub>3</sub> Ge	23.2
V <sub>3</sub> Ga	14
NbTi	9
VTi	7

Daha sonraki süreçte ise süperiletkenliğin mekanizması hem teorik hem de deneysel olarak açıklanmaya çalışılmıştır.

1933 yılında Walther Meissner ve öğrencisi Robert Ochenfold süperiletkenlerin önemli bir manyetik özelliğini keşfetmişlerdir. Manyetik alan altında kritik sıcaklığa kadar soğutulan bir süperiletkenin manyetik akıyı dışarladığını gözlemleyerek bunu Meissner etkisi olarak adlandırmışlardır (Meissner, 1933).

1935 yılında da Heinz ve Fritz London kardeşler dışarıdan uygulanan manyetik akının, bir süperiletkene sızabileceğini açıklamışlar ve ilk kez “sızma derinliği” kavramını kullanmışlardır (London, 1935).

1950 yılında ise Ginzburg ve Landau tarafından bir düzen parametresi tanımlanmış ve süperiletkenlerin makroskopik özelliklerini açıklayan Ginzburg-Landau Teorisi'ni (G-L) ortaya koymuşlardır (Tinkham, 1982).

Aynı yıl Maxwell ve Reynolds deneysel olarak, H. Fröhlich ise teorik olarak bileşiği meydana getiren elementlerin atomik kütlelerinin artmasıyla süperiletkenlerin kritik sıcaklıklarının düştüğünü göstermişlerdir. İzotop etkisi olarak bilinen bu durum, süperiletkenlikten sorumlu mekanizmada elektron-fonon etkileşiminin rol oynadığını göstermektedir (Fröhlich, 1950 ve Maxwell, 1950).

1957 yılında Urbana'daki Illinois Üniversitesindeki üç fizikçi John Bardeen, Leon Cooper, Robert Schrieffer süperiletken durumu açıklayan mikroskobik bir teori geliştirmişlerdir. Soyadlarının baş harfleri olarak adlandırılan BCS teorisi süperiletkenliğin ilk geniş kapsamlı teorisidir. Geliştirdikleri bu teoriyle 1972 Nobel ödülünü kazanmışlardır (Bardeen, 1957).

Yine aynı yılda Alexei Alexeyevich Abrikosov dış manyetik alanda süperiletkenlerin özelliklerini teorik olarak incelemiştir. Süperiletken malzemelerin I. Tip ve II. Tip olmak üzere iki gruba ayrıldığını öngörmüştür (Abrikosov, 1957).

1962 yılında Brian D. Josephson, Cambridge Üniversitesi'nde 22 yaşında öğrenci iken aralarında çok ince yalıtkan bir tabaka olan iki süperiletken malzeme arasında elektrik akımının akacağını tahmin etmiştir. Josephson etkisi olarak bilinen bu tahmin bir yıl sonra deneysel olarak kanıtlanmış olup süperiletkenliğin teknolojik uygulamalarında yerini almıştır (Josephson,1962) .

Ancak 1986 yılında Georg Bednorz ve Alex Müller'in 35 K geçiş sıcaklığına sahip lantanyum, baryum, bakır ve oksijen içeren (La-Ba-Cu-O) seramik süperiletken üretmeleri ile süperiletkenlikte artık yeni bir döneme girilmiştir (Bednorz ve Müller, 1986).

Bundan sonraki yıllarda geçiş sıcaklığı daha yüksek olan süperiletkenlerin (HTS) ( oksit bazlı ve bakır oksitli bileşikleri ) arayışına başlanmıştır.

1987 yılında 93 K geçiş sıcaklığına sahip lantanyum yerine yitrium eklenerek başka bir seramik süperiletken üretilmiştir (Wu vd.1987) .

Böylece artık soğutma işlemi için sıvı helyuma göre daha ekonomik olan sıvı azotun kullanılması mümkün olmuştur.

1988 yılında ise 120 K geçiş sıcaklığına sahip (Tl-Ca-Ba-CuO) süperiletkenler üretilerek yeni bir süperiletken sistemi bulunmuştur (Sheng ve Herman, 1988).

Bizmut içeren ilk süperiletken 1987’de Mitchell ve arkadaşları tarafından BiSrCuO sisteminin keşfi ile elde edilmiştir (Mitchell, 1987). Bu keşiften sonra Maeda ve arkadaşları bu sisteme Ca ilave ederek geçiş sıcaklığını yaklaşık olarak 20 K’ den 110 K’ e yükseltmişlerdir (Maeda vd.1988).

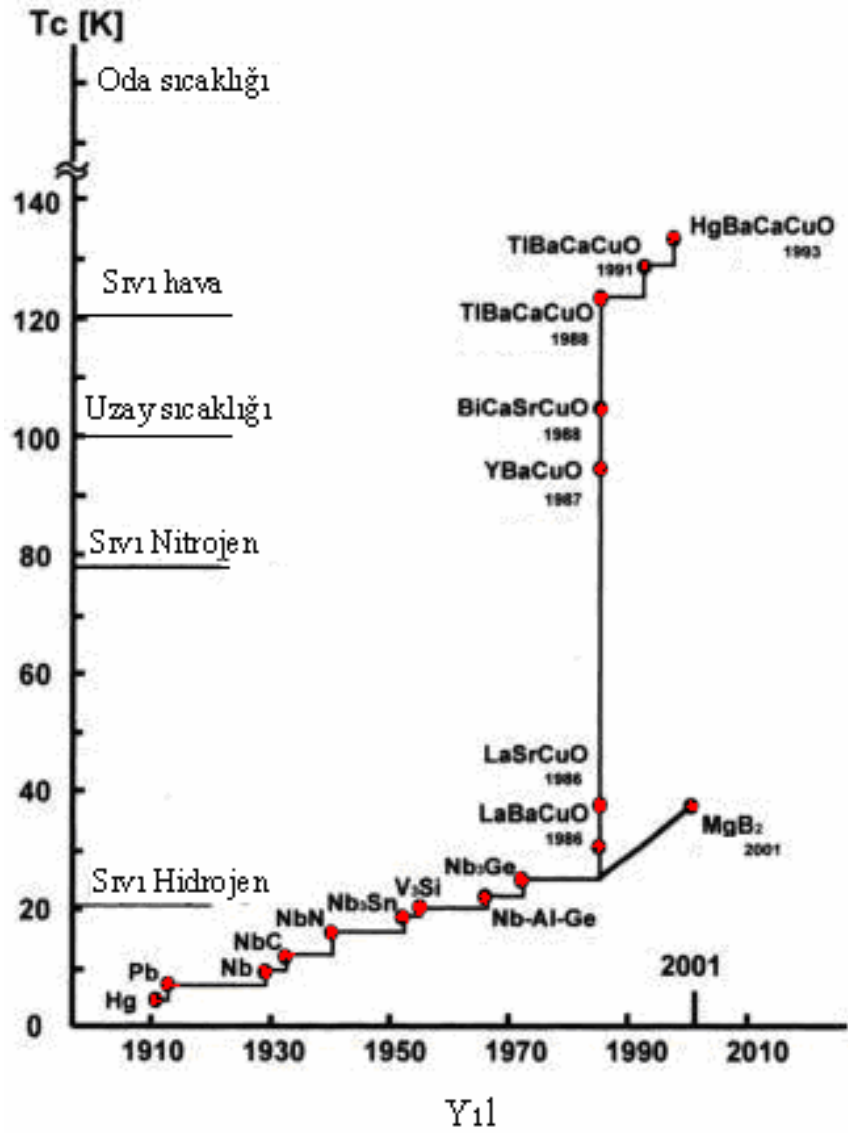
Bunu 1993 yılında 133 K geçiş sıcaklığına sahip civa bazlı oksit süperiletkenler (Hg-Ba<sub>2</sub>-Ca<sub>2</sub>-Cu<sub>3</sub>-O<sub>5</sub>) takip etmiştir ( Cantoni vd. 1993).

Bu malzeme içindeki civa talyum eklenmesiyle (Hg<sub>0,9</sub> Tl<sub>0,1</sub> -Ba<sub>2</sub>-Ca<sub>2</sub>-Cu<sub>3</sub>-O<sub>8+x</sub>) geçiş sıcaklığı 138 K’e kadar artmıştır ( Dai vd.1995).

Bununla birlikte yüksek basınç altında yapılan çalışmalarda bu malzemenin 164 K civarında süperiletken davranış gösterdiği bulunmuştur. Ancak aşırı toksik olması nedeniyle çok fazla çalışılan bir malzeme olmamıştır (Chu vd. 1993 ve Gao vd. 1994 ).

Daha yüksek kritik sıcaklıklara sahip süperiletken arayışı devam ederken, 10 Ocak 2001 tarihinde Japonya’nın Sundai kentinde düzenlenen “Syposium on Transition Metal Oxides” sempozyumunda Prof. J. Akimutsu ve ekibi MgB<sub>2</sub>’nin 39,7 K’ de süperiletken olduğunu açıklamışlardır. Bunun üzerine 2001 yılının ilk birkaç ayında bütün gruplar Bor elementi ile elde edilebilecek bütün alternatif bileşik kombinasyonlarını araştırmışlardır. Ayrıca bu intermetalik süperiletkenin özelliklerini anlamaya çalışmışlardır.

Yukarıda söylenenleri bir şekilde özetlemek gerekirse, süperiletkenlerin yıllara göre keşfi ve bunların kritik sıcaklık değerleri Şekil 1.3’te gösterildiği gibidir.



Şekil 1.3 Yıllara göre süperiletkenlerin keşfi ve kritik sıcaklıkları (Ushio vd., 2005)

Süperiletkenliğin tarihi gelişim sürecini incelediğimizde süperiletkenlik araştırma alanının 20. yy'da bilim alanındaki en önemli gelişmelerden biri olduğunu görmekteyiz. Günümüzde artan enerji talebi ve bu talebin karşılanması için kullanılan enerji kaynaklarının sınırlı olması hatta giderek azalması nedeniyle bir arayış başlamıştır. En azından enerjinin tasarruflu kullanılması, enerji nakillerinde kaybın azaltılması gerekmektedir. Bu hususta devreye süperiletkenler girmektedir. Süperiletken bir malzeme içinde akım herhangi bir dirençle karşılaşmayacağı için enerjide bir kayıp söz konusu değildir. Ne var ki düşük sıcaklıklara inmek için soğutucu kullanılması

gerekmektedir. Son yıllarda keşfedilen yüksek sıcaklık süperiletkenleri sayesinde bu soruna da çözüm getirilmiştir.

Havanın %78'inin azot olduğu düşünülürken sıvı azot, gelişen teknoloji ile birlikte çok kolay bir şekilde üretilebilmektedir. Bu bakımdan çalışmalar, süperiletkenlerin daha çok yüksek kritik akım ve manyetik alanlarda uygulamasına yöneliktir ve bu alanda son yıllarda önemli ölçüde mesafeler kat edilmiştir. Öyle ki bir süperiletken kayıpsız bir şekilde hem yüksek manyetik alan üretebilmekte ve hem de akı kuantumlama özelliğinden dolayı SQUID olarak bilinen aygıtlarla bir elektron çiftinin hareketinden kaynaklanan manyetik alanı ölçebilecek hassaslıkta magnetometreler yapımında kullanılmaktadır (Gencer, 2009). Öyle ki Manyetik Rezonans Görüntüleme (MRI) cihazlarında kullanılan süperiletken magnetlerin üretimi, çok damarlı süperiletken kabloların üretimi, süperiletken hatalı-akım sınırlayıcılarının, jeneratörlerin, motorların tasarlanması ve üretilmesi, özellikle Maglev trenlerinin kullanıma başlanması ümit verici gelişmeler olarak kabul edilmektedir.

Süperiletkenlik pek çok alanda kullanılacak bir teknolojidir. Ülkemizin bor rezervleri açısından yüksek potansiyele sahip olması, süperiletkenlikten sorumlu elementin bor olması ve ayrıca başka borlu bileşiklerde de süperiletkenlik olayının gözlemlenmesi bu alana olan ilgimizi arttırmaktadır. İkili bileşik ve alaşımlar içerisinde  $MgB_2$  yüksek kritik geçiş sıcaklığına ( $T_c$ ) sahiptir. Oldukça basit bir bileşik ve düşük maliyetli olması nedeniyle bu tez çalışmasında  $MgB_2$  seçilmiştir. Bu doktora tezinin amacı,  $MgB_2$  süperiletken üretimini gerçekleştirmek ve  $MgB_2$ 'nin süperiletkenlik özelliklerini iyileştirmektir.

## 2. KURAMSAL TEMELLER

### 2.1 Süperiletkenlik ve Temel Kavramlar

#### 2.1.1 Elektriksel Direnç

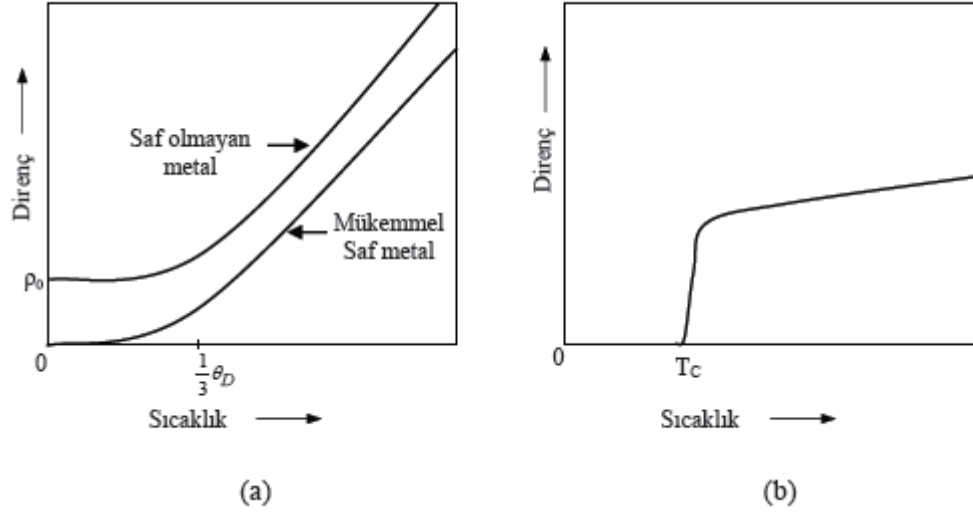
Bütün metal ve alaşımların elektriksel dirençleri soğutulduklarında azalır. Bunun sebebini anlamak için bir iletkenin direncini oluşturan nedenleri bilmek gerekir. İletken bir malzeme içinde akımı serbestçe hareket eden iletim elektronları taşır. Metal içinde hareket eden bir elektron aynı yönde ilerleyen bir düzlem dalga ile temsil edilebilir. Düzlem dalgalar mükemmel bir periyodik yapı içerisinde farklı yönlerde saçılmadan geçebilirler. Yani bir elektron kristal yapı içinden sapmadan ve momentum kaybetmeden geçebilmektedir. Diğer bir deyişle mükemmel bir kristalden akım geçerken bir dirençle karşılaşmayacaktır. Ancak kristal yapıdaki periyodiklik bozulursa iletim elektronlarını saçarak bir elektriksel direnç oluştururlar. Kristal yapıdaki bu periyodikliğin bozulmasının iki sebebi vardır.

1) Termal titreşim sonucu denge konumundan ayrılan atomlar.

2) Gelişigüzel dağılmış safsızlıklar ve kusurlar.

Bir metal ya da alaşım soğutulduğunda elektriksel dirençlerinin azalmasını açıklamak gerekirse, sıcaklık düşürüldüğünde atomların termal titreşimleri azalacağından iletim elektronları daha az saçılırlar. Kusursuz saf metalde elektronun hareketi sadece örgünün termal titreşimleri ile engellenmektedir. Dirençteki bu azalma  $1/3$  karakteristik Debye sıcaklığına kadar lineerdir. Bunun altında direnç sıcaklıkla hızla düşer. Böylece 0 K sıcaklığına doğru yaklaşırken dirençte sıfıra yaklaşır (Şekil 2.1.a).

Gerçek metal bir numune ise kusursuz saflık göstermez, bazı safsızlıklar içerir. Yani elektronlar termal titreşim yapan örgü atomlarından, safsızlıklardan saçılırlar ve bu sıcaklıktan bağımsızdır. Düşük sıcaklıklarda bile bir artık direnç gösterir.



Şekil 2.1 (a) Metallerin öz direncinin sıcaklık ile değişimi, (b) Düşük sıcaklıkta süperiletken öz direncinin sıfıra düşmesi (Rose ve Rhoderick, 1994)

Bazı metaller soğutulduklarında elektriksel dirençleri her zamanki gibi düşer. Ancak mutlak sıfır sıcaklık dolaylarında elektriksel dirençlerini aniden kaybederek süperiletken duruma geçerler (Şekil 2.1.b).

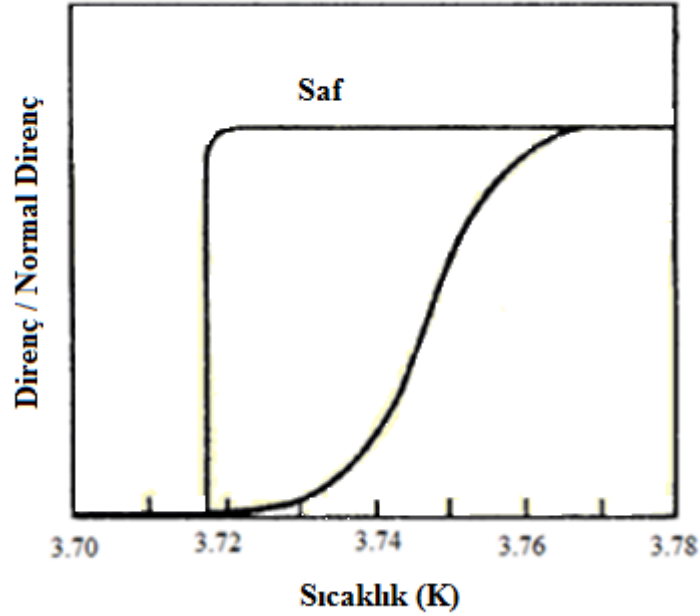
### 2.1.2 Kritik Sıcaklık

Süperiletkenin direncini kaybettiği bu sıcaklık süperiletkenliğe geçiş sıcaklığı ya da kritik sıcaklık ( $T_c$ ) olarak adlandırılır. Kritik sıcaklık her metal için farklıdır. Bazı elementlerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları Tablo 2.1’de verilmiştir.

Tablo 2. 1 Bazı metalik elementlerin geçiş sıcaklıkları

<b>Elementler</b>	<b>T<sub>c</sub></b>
Aliminyum	1,2
Kadmiyum	0,52
Kurşun	7,2
Civa	4,2
Niyobyum	9,3
Rodyum	0,00033
Kalay	3,7
Titanyum	0,4
Tungsten	0,016
Çinko	0,9

Genellikle geçiş sıcaklığı küçük miktardaki safsızlıklara karşı duyarlı değildir. Ancak manyetik safsızlıklar geçiş sıcaklığını düşürme eğilimindedir. İridyum ve molibden gibi birkaç metal ise saf durumda oldukça düşük T<sub>c</sub>'ye sahipken küçük miktarda manyetik safsızlık eklenmesiyle daha yüksek geçiş sıcaklığına sahip olurlar. Şekil 2.2'de saf olan ve saf olmayan kalay numuneleri için süperiletkenliğe geçiş gösterilmektedir.



Şekil 2. 2 Kalay için süperiletkenliğe geçiş (Rose ve Rhoderick, 1994)

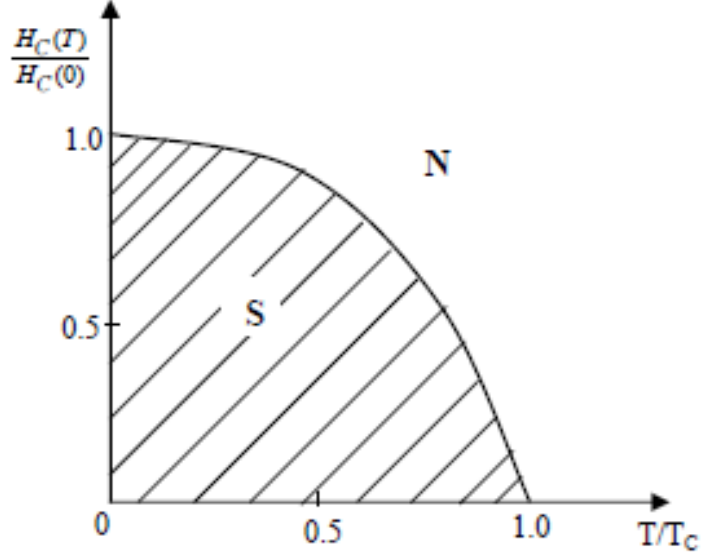
Fiziksel olarak mükemmel olan numune, soğutulduğunda süperiletkenliğe geçiş durumu oldukça keskindir. Numune saf değilse ya da kusurlu kristal yapısı varsa bu geçiş genişlemektedir (Şekil 2.2).

### 2.1.3 Kritik Manyetik Alan

Süperiletkenlik özelliklerini belirleyen diğer önemli bir parametre ise kritik manyetik alandır. Süperiletken bir malzemeye  $T_c$ 'nin altında bir sıcaklıktayken bir dış manyetik alan uygulandığında alanın belirli bir değerine kadar malzeme süperiletkenliğini korurken, belirli bir değere ulaştığında normal duruma geçer. Malzemenin süperiletken durumdan normal duruma geçtiği bu manyetik alan değerine kritik manyetik alan denir ve  $H_c$  ile gösterilir. Bu değer sıcaklığın bir fonksiyonu olup aşağıdaki şekilde ifade edilir (Orlando ve Delin 1991).

$$H_c(T) = H_c(0) \left[ 1 - \left( \frac{T}{T_c} \right)^2 \right] \quad (2.1)$$

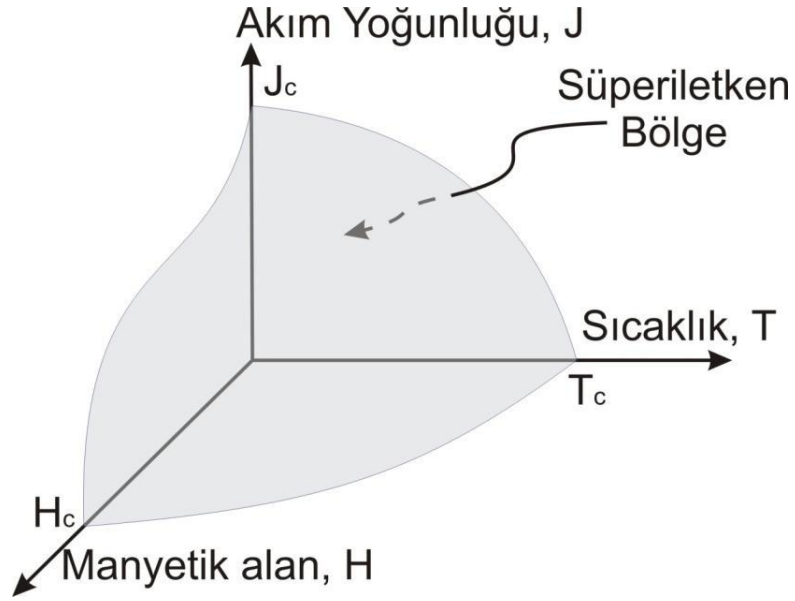
Buradaki  $H_c(T)$ , herhangi bir  $T$  sıcaklığındaki manyetik alan değeri,  $H_c(0)$  ise  $T=0$  K sıcaklığındaki manyetik alan değeridir. Kritik alanın  $T=0$  K'deki değeri maksimumdur. Bu değer ekstrapole edilerek bulununmaktadır (Şekil 2. 3). Uygulanan manyetik alan bu değeri aşarsa malzeme hiçbir sıcaklıkta süperiletken özellik göstermez.



Şekil 2. 3 Kritik manyetik alanın sıcaklığa bağılılığı

#### 2.1.4 Kritik Akım Yoğunluğu

Süperiletken bir malzemenin taşıyabileceği maksimum akım kapasitesine kritik akım yoğunluğu denir,  $J_c$  ile gösterilir. Bu maksimum değer aşılsa malzeme süperiletken durumdan normal duruma geçer. Kritik manyetik alan gibi sıcaklığa bağlı olarak da değişir. Şekil 2.4'te bu kritik değerlerin birbirleri ile olan ilişkileri gösterilmiştir.



Şekil 2.4 Bir süperiletkende sıcaklık, manyetik alan ve akım yoğunluğu arasındaki ilişki (Goodrich, 1990)

Kritik akım yoğunluğu öz direnç metodu ile deneysel olarak ölçülebileceği gibi M-H eğrilerinden yararlanarak yarı teoriksel olarak da belirlenebilir.

Özdirenç metodunda numune süperiletken durumda iken uygulanan akım artırıldığında numune üzerinden ölçülen elektrik alan değerinin  $1\mu\text{V}/\text{cm}$  değerine eşit olduğu andaki akım, kritik akım değeri olarak değerlendirilir. Daha sonra ise numunenin hesaplanan kesit alanı değeri kullanılarak  $\text{A}/\text{cm}^2$  veya  $\text{A}/\text{m}^2$  cinsinden kritik akım yoğunluğu değeri bulunur. Bu değer taşıyıcı kritik akım yoğunluğu değeri olarak kabul edilmektedir.

$J_c$  değeri, farklı alanlarda ölçülen M-H eğrilerinden Bean formülasyonu kullanılarak hesaplanabilir ve buna manyetizasyona bağlı kritik akım yoğunluğu adı verilir. İnce film veya boyutları belirli olan malzemeler için  $J_c$  aşağıda belirtilen (2.2) ve (2.3) Bean formülleri kullanılarak hesaplanabilir (Bean, 1962);

$$J_c = \frac{30 \Delta M}{d} \quad (2.2)$$

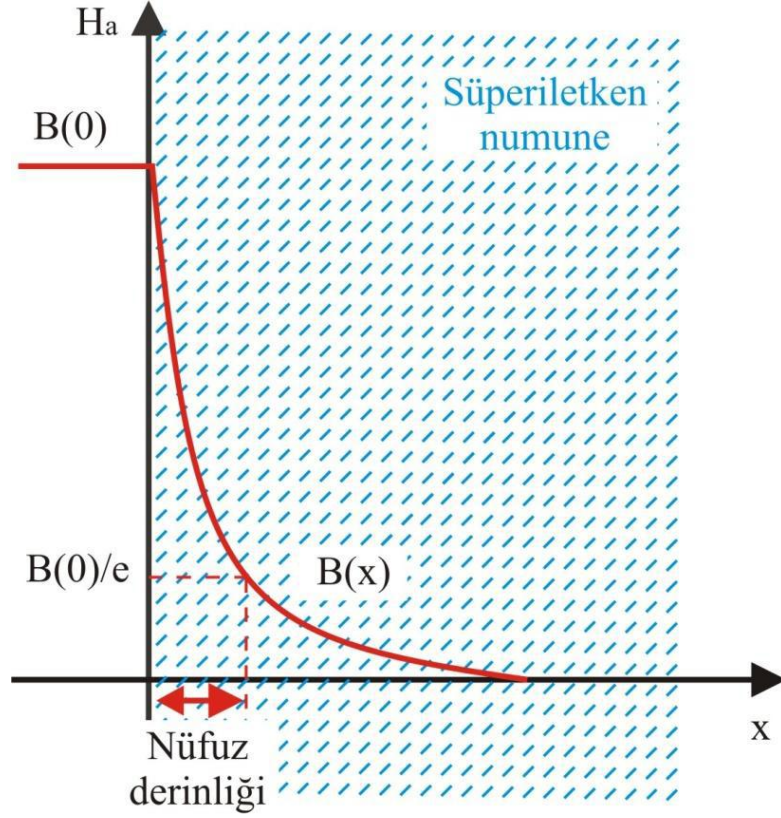
$$J_c = \frac{20 \Delta M}{a \left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \quad (2.3)$$

(2.2) ve (2.3) formülündeki  $\Delta M = M_+ - M_-$  olmak üzere,  $M_+$  pozitif manyetizasyon ve  $M_-$  negatif manyetizasyonu,  $d$  tanecik büyüklüğünü,  $a$  ve  $b$  ise dikdörtgen olarak alınan numunenin boyutlarını göstermektedir.

### 2.1.5 Nüfuz Derinliği

Süperiletkenlerin mükemmel diamanyetiklik özelliği elektrik akımının malzemenin içinden geçmesini engeller. Diğer taraftan akımlar tamamen yüzeyle sınırlı kalmazlar. Çünkü eğer sınırlı kalsalardı akım tabakasının kalınlığı olmazdı ve akım yoğunluğu sonsuz olurdu. Bu fiziksel olarak imkansızdır. Gerçekte ise akımlar yüzeyden akarken  $10^{-5}$  cm mertebesinde ince bir yüzey katmanı içerisine sızarlar. Bu kalınlık çok küçük olmasına rağmen süperiletken özelliklerin belirlenmesinde önemli bir rol oynar. Her metal için farklı bir değerdir.

Süperiletken bir numuneye manyetik alan uygulandığında manyetik alanın içeri sızması için malzemenin yüzeyindeki katmanda perdeleme akımları oluşur. Sonuç olarak akı yoğunluğu birden bire sıfıra düşmez, perdeleyici akımların dolaştığı bu bölgede yavaş yavaş yok olur. Akımın sıfırlanırken aktığı bu kalınlığa sızma derinliği denir ve  $\lambda$  ile gösterilir (Rose ve Rhoderick, 1994).



Şekil 2.5 Manyetik alanının, numune yüzeyinden  $x$  uzaklığı ile değişimi (Rose ve Rhoderick, 1994)

Süperiletkenliğin London teorisi nüfuz derinliğinden daha kalın bir numunedeki manyetik akı yoğunluğunun numuneye eksponansiyel olarak nüfuz ettiğini öngörür ve bunu matematiksel olarak

$$B(x) = B(0)e^{-\frac{x}{\lambda}} \quad (2.5)$$

ile ifade eder. Burada  $B(0)$ , metalin yüzeyindeki akı yoğunluğudur.

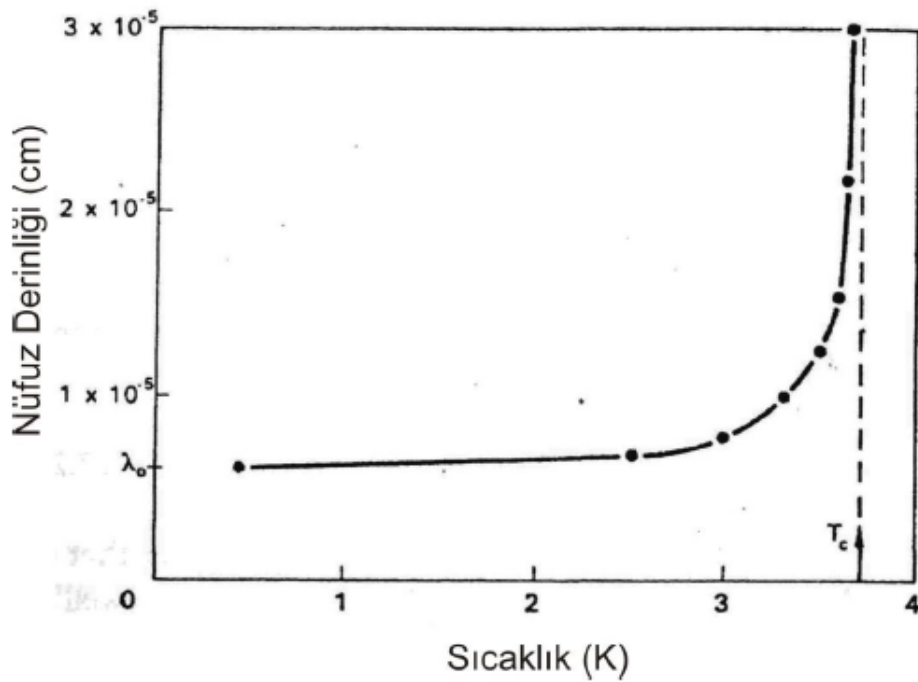
Basit hesaplamalarda, uygulanan alanın akı yoğunluğunun metal içinde  $\lambda$  mesafesinde sabit kaldığı ve aniden sıfıra düştüğü yaklaşımını kullanmak yeterlidir.

Nüfuz derinliği sabit bir değer olmayıp sıcaklıkla değişmektedir. Düşük sıcaklıklarda sıcaklıktan hemen hemen bağımsız olup metallerin karakteristik  $\lambda$  değerine sahiptir.

0,8  $T_c$ 'nin üzerinde nüfuz derinliği hızla artarak geçiş sıcaklığına yaklaşıırken sonsuza gider. Sıcaklık ile nüfuz derinliği arasındaki ilişkinin;

$$\lambda = \frac{\lambda_0}{1-t^4} \quad (2.6)$$

ile uyumlu olduğu bulunmuştur. Burada  $t = T / T_c$  geçiş sıcaklığına göre bağıl bir sıcaklıktır.



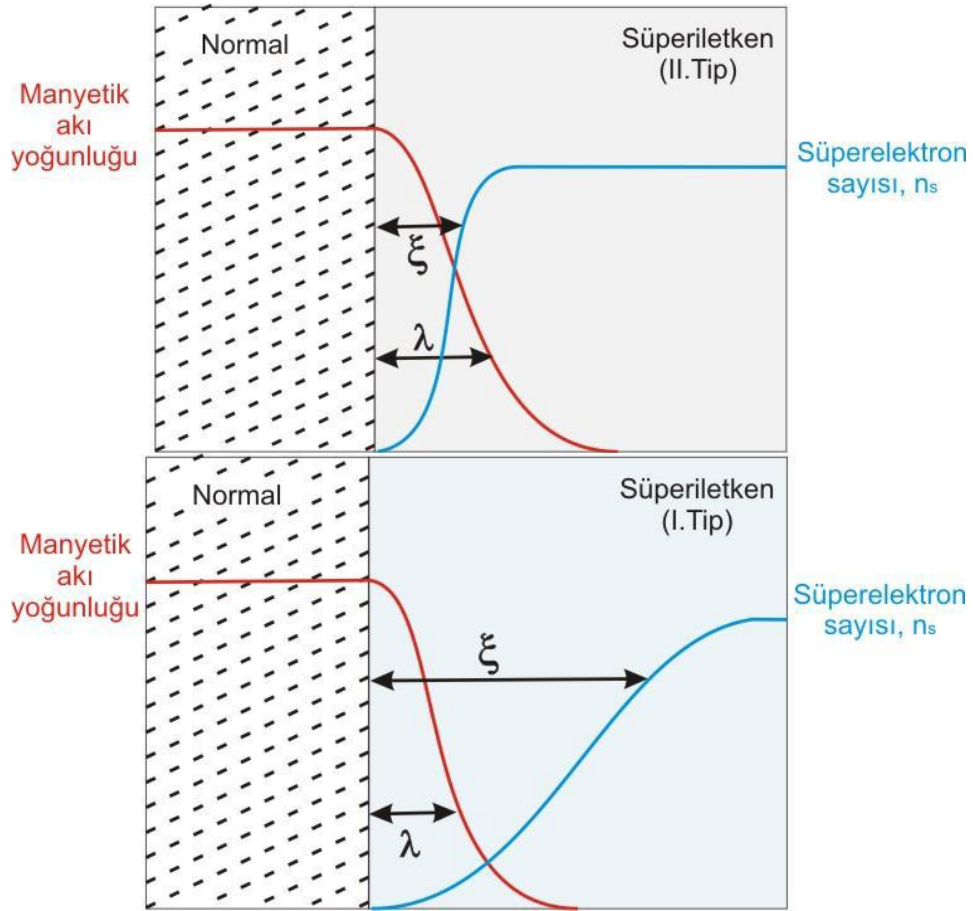
Şekil 2.6 Nüfuz derinliğinin sıcaklığa bağlı değişimi (Rose ve Rhoderick, 1994)

### 2.1.6 Uyum Uzunluğu

Uyum uzunluğu, normal ve süperiletken bölgeler arasındaki sınırdaki yüzey enerjisinin kaynağını açıklamak için 1953 yılında Pippard tarafından ortaya konan bir kavramdır. Süperiletken durum aşırı düzenli bir durumdur. Bir süperiletken geçiş sıcaklığının altına soğutulduğunda iletim elektronları arasında ekstra bir düzen oluşur. Süperiletkenlerde normal elektronlar ve süperelektronlar bir arada bulunmaktadır. Süperelektronlar normal elektronlardan daha geniş bir düzene sahiptirler. Süperiletken durumun

düzenlilik derecesi süperiletken elektronların yoğunluğu “ $n_s$ ” ile tanımlanabilir. Pippard  $n_s$ 'nin konuma bağlı olarak hızla değişmeyeceğini fakat saf bir süperiletken içinde  $10^{-4}$  cm mertebesinde hissedilebilir şekilde değişeceği fikrini öne sürmüştür. Bu mesafeye de uyum uzunluğu adını vermiştir. Uyum uzunluğu “ $\xi$ ” sembolüyle gösterilir.

Uyum uzunluğunun varlığının sonucu olarak normal ve süperiletken bölgeler arasındaki geçiş keskin olamaz. Çünkü süperelektronların yoğunluğu, normal bölgedeki sıfır değerinden süperiletken bölgedeki  $n_s$  değerine uyum uzunluğu mesafesinde düzenli şekilde artarak ulaşır.



Şekil 2.7 I.Tip ve II.Tip süperiletkenlerde numune sınırındaki uyum uzunluğu ve nüfuz derinliği (Rose ve Rhoderick, 1994)

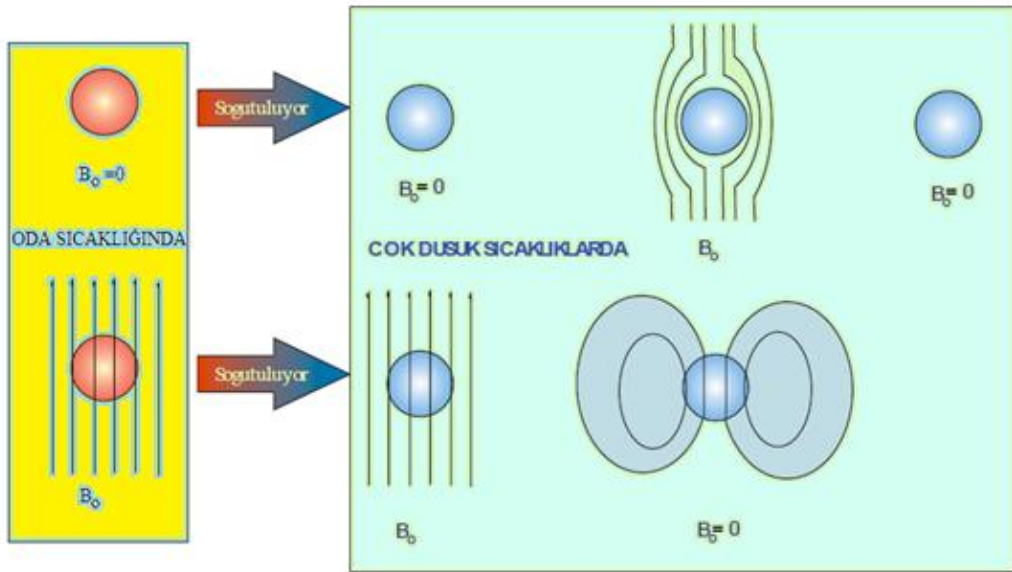
Uyum uzunluğunun önemli bir özelliği de malzemenin saflığına bağlı olmasıdır. Mükemmel saf bir süperiletkenin uyum uzunluğu o malzemeye özgü bir özellik olup  $\xi_0$

ile gösterilir. Saf olmayan bir malzeme için uyum uzunluğu  $\xi \approx (\xi_0 l)^{1/2}$  olarak indirgenebilir. Burada  $l$  elektronun aldığı ortalama serbest yoldur.

### 2.1.7 Meissner Etkisi: Mükemmel Diamanyetizma

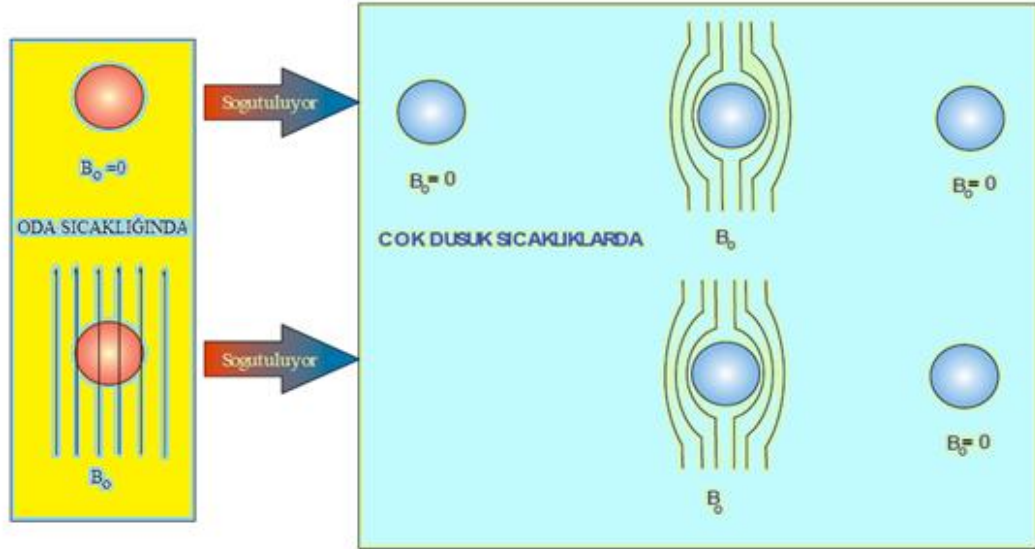
Süperiletkenliğin keşfinden 22 yıl sonra Missener ve Oschenfeld süperiletkenlerin mükemmel diamanyetiklik özelliğini keşfettiler. Bu özellik ile süperiletkenler mükemmel iletkenlerden farklılık gösterirler.

Mükemmel iletkenler manyetik alan yokken geçiş sıcaklıklarının altına soğutulup, manyetik alana konulursa, manyetik alanı dışarılarlar. Ancak mükemmel iletkenler manyetik alan varlığında geçiş sıcaklıklarının altına soğutulursa manyetik alan numune içine nüfuz eder (Şekil 2.8).



Şekil 2.8 Mükemmel bir iletkenin mıknatıslanmasının şematik gösterimi

Süperiletken bir malzeme ise manyetik alandan bağımsız olarak geçiş sıcaklıklarının altındaki sıcaklıklarda soğutulduklarında manyetik alanı dışarılarlar (Şekil 2.9) Bu olaya "Meissner Etkisi" veya " Mükemmel Diamanyetizma" denir.



Şekil 2.9 Bir süperiletkenin mıknatıslanmasının şematik gösterimi

Numune içindeki manyetik alan  $B=0$ 'dır.

$$B = \mu_0(H+M) = 0 \quad (2.7)$$

Bu koşul ancak süperiletken içinde mıknatıslanma,  $M=-H$  olduğunda sağlanır.

$$\chi = \frac{dM}{dH} = -1 \quad (2.8)$$

Bu durumda alınganlık,  $\chi = -1$  olarak bulunur. Bu süperiletkenlerin temel özelliği olan mükemmel diamanyetizmanın bir ifadesidir.

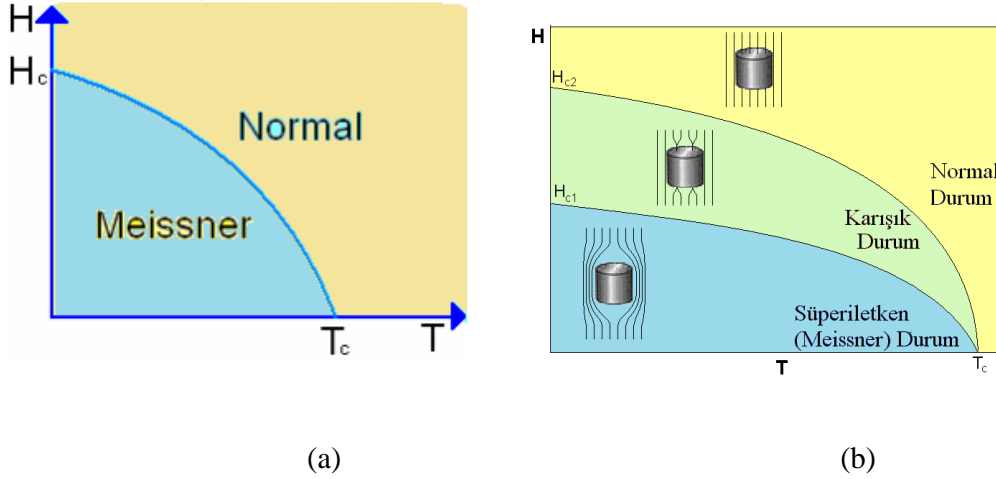
### 2.1.8 I.Tip ve II.Tip Süperiletkenler

I tip süperiletken malzeme Meissner durumdan normal duruma birden geçer yani manyetik akı  $H_c$  olarak tanımlanan kritik alan değerinde malzeme içine tamamen sızar. Uygulanan manyetik alanın bu değerine kadar malzeme tamamen süperiletken durumdadır. Hg, Pb, Sn vb. pek çok element birinci tip süperiletkendir (Şekil 2.10.a).

II. Tip süperiletken malzemelerde ise  $H_{c1}$  olarak tanımlanan alt kritik manyetik alan değerinde malzeme Meissner durumdan manyetik akının öbekler halinde sızdığı karışık

duruma geçer.  $H_{c2}$  olarak tanımlanan üst kritik manyetik alan değerinin üstünde manyetik akı malzeme içine tamamen sızarak numune normal duruma geçer. Uygulanan alan  $H_{c1}$  ve  $H_{c2}$  arasındayken malzeme karışık durumda bulunur (Şekil 2.10.b).

Bileşik veya alaşımlar, Niyobiyum ve vanadyum gibi metaller ve oksitli bileşenler ise II.tip süperiletkenlerdir.



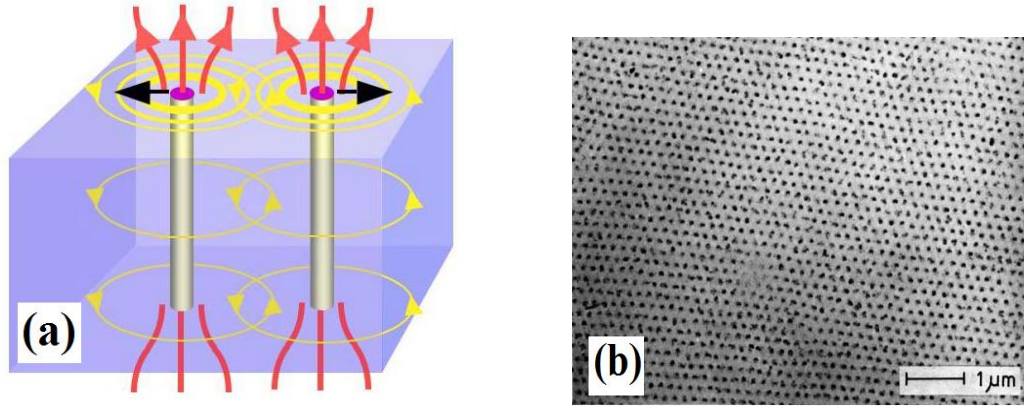
Şekil 2.10 (a) I. tip ve (b) II. tip süperiletkenlerin faz diyagramları (Rose ve Rhoderick, 1994)

### 2.1.9 Vorteks Mekanizması

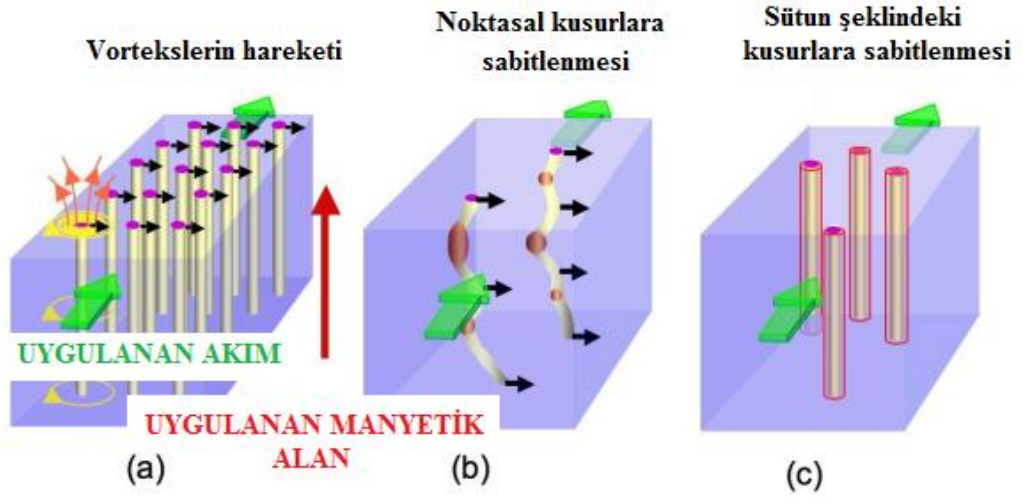
II. Tip süperiletkenler  $H_{c1}$  ve  $H_{c2}$  arasında karışık (mixed) durumda bulunduğunu belirtmiştik. Uygulanan alan  $H_{c1}$  ile  $H_{c2}$  arasındayken manyetik alan numuneye küçük mikroskobik tüpler halinde nüfuz eder. Bu tüpler vorteks olarak da bilinir. Süperiletken elektronların, süperiletken olmayan çekirdek etrafındaki dolanımları ile yaratılırlar. Nasıl ki elektronun durumunu tanımlayan nicelikler kesikli değerler alıyorsa süperiletken içinden geçen manyetik akı da kuantumlu olup her bir vorteks  $\phi_0 = h/2e$  değerinde akı kuantumu taşır. Burada  $h$ , Planck sabiti ve  $e$ , elektronun yüküdür. London bu " $\phi_0$ " değerine de fluksoid adını vermiştir.

Vorteksler daha önce tanımladığımız nüfuz derinliği ve uyum uzunluğu ile karakterize edilirler. Vorteksin yarıçapı uyum uzunluğu boyutundadır. Vorteksler arasındaki mesafe uyum uzunluğu boyutunda olduğunda birbirlerinin varlıklarını hissederler. Birbirine

yakın olan vorteksler birbirlerini itmeye başlarlar. Dolanan bu akımların sonucunda oluşan vorteksler küçük bir selenoid mıknatıs gibidir. Her birinin kuzey kutbu üstte, güney kutbu ise altta olan vorteksler birbirine paralel iki çubuk mıknatıs gibi birbirlerini iterler (Şekil 2.11.a). Vortekslerin karşılıklı itme güçleri süperiletken numune sınırları içinde kendilerini mümkün olduğu kadar uzak olacak şekilde düzenlemeye çalışır. Bunun sonucunda ortaya çıkan vorteks düzeni periyodik olup Abrikosov vorteks hücresi olarak adlandırılmıştır. Bu yapı genellikle hegzagonaldır. Manyetik parçacıklar kullanılarak  $T=1.2$  K ve  $H=985$  Oe manyetik alan altında Nb süperiletkeni üzerindeki vortekslerin dekorasyonu deneysel olarak gözlenmiştir (Şekil 2.11.b) (Eussman, 1967).



Şekil 2.11 a) İki paralel vorteks. b) Vortekslerin dekorasyonu



Şekil 2.12 (a) Kusursuz numunede hareket eden vortekslerin, (b) Vortekslerin bazı bölümlerinin noktasal kusurlara sabitlenmesinin, (c) Vortekslerin tüm bölümlerinin sütun şeklinde sabitlenmesinin şematik gösterimi (Siyah oklar; Lorentz kuvvetini, yeşil ok; uygulanan akım, kırmızı ok; uygulanan manyetik alanı göstermektedir)

Manyetik alan uygulanan bir süperiletkenden bir dış akım geçirilirse vortekslere  $F_L = J \times \Phi_0$  büyüklüğünde bir kuvvet etki eder (Şekil 2.12.a). Bu kuvvete Lorentz Kuvveti denir. Burada  $\Phi_0$  her bir vorteksin taşıdığı akı kuantumu,  $J$  ise uygulanan akımın yoğunluğudur.

Vorteksler bu kuvvetin etkisinde harekete zorlanır. Vortekslerin bu hareketi sonucunda bir elektrik alan oluşur. Bu da süperiletken numunede bir direnç oluşumu demektir. Direnç oluşumunu engellemek amacıyla numune içindeki akımın hareketsiz kalmasını sağlayacak perçinleme merkezleri vardır (Şekil 2.12.b, Şekil 2.12.c). Kristal kusurları, safsızlıklar, tane sınırları ve dışarıdan yapılan katkılamalar akı çizgilerinin hareketini sınırlayıcı perçinleme merkezleri olarak davranırlar. Perçinleme merkezlerinde vorteksler sabitlenir. Bu durumda vorteksler çekici bir kuvvetin etkisinde kalırlar. Bu kuvvete perçinleme kuvveti denir ve “ $F_p$ ” ile gösterilir.

Eğer  $F_L < F_p$  ise vorteksler hareket etmezler.  $F_L = F_p$  ise uygulanan akım yoğunluğu kritik akım yoğunluğuna ( $J_c$ ) eşit olur. Eğer  $F_L > F_p$  ise vorteksler hareket ederek ve bir direnç oluşumuna sebep olur (Blatter, 2006).

## 2.2 London Teorisi

London Kardeşler 1935 yılında bilinen Maxwell denklemlerini süperiletkenlere uyarlayarak, süperiletkenlerin elektrodinamiğini oluşturmuşlardır. London denklemleriyle; süperiletkenler için elektrik alan, manyetik alan ve akım arasındaki ilişkiyi açıklamışlardır.

Süperiletken içerisinde süperelektronlar hareket ederken bir direnç ile karşılaşmazlar. Elektrik alan içindeki süperelektronlar için hareket denklemi

$$m \frac{\partial \vec{v}_s}{\partial t} = e \cdot \vec{E} \quad (2.9)$$

ile verilir.  $m$ ; elektronun kütlesi,  $e$ ; elektronun yükü,  $\vec{v}_s$  süperelektronların hızı ve  $\vec{E}$ ; elektrik alandır. Birim hacimde hareket eden süperelektronların sayısı  $n_s$  ile gösterilirse süperiletkenin akım yoğunluğu;

$$\vec{J}_s = n_s e \vec{v}_s \quad (2.10)$$

olur. Bu ifade (2.9) denkleminde yerine yazılırsa

$$\frac{\partial \vec{J}_s}{\partial t} = \frac{n_s e^2 \vec{E}}{m} \quad (2.11)$$

1. London denklemi elde edilir. Bu denklem numune içindeki akım değişmedikçe bir elektrik alan oluşmayacağını söyler. Bu da süperiletkenlerin sıfır direnç özelliğinin bir ifadesidir.

Bu denklemin her iki tarafının rotasyoneli alınır

$$\vec{\nabla} \times \vec{E} = \frac{m}{n_s e^2} \frac{\partial}{\partial t} \vec{\nabla} \times \vec{J}_s \quad (2.12)$$

$$\vec{\nabla} \times \vec{J}_s = \frac{n_s e^2}{m} \vec{B} \quad (2.13)$$

2. London denklemi elde edilir. Bu denklem ise süperiletkenlerin diamanyetizma özelliğini tanımlar.

Uyarlanmış Maxwell denklemlerini şu şekilde ifade edebiliriz.

$$\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} = -\vec{\nabla} \times \vec{E} \quad (2.14)$$

$$\vec{\nabla} \times \vec{B} = \mu_0 \vec{J}_S \quad (2.15)$$

Bu uyarlanmış Maxwell denklemleri doğrultusunda 2. London denklemi yeniden düzenlenirse

$$\nabla^2 \vec{B} = \frac{1}{\lambda^2} \vec{B} \quad (2.16)$$

eşitliği elde edilir. Bu eşitlik

$$\vec{B}(x) = \vec{B}_a \exp\left(-\frac{x}{\sqrt{\lambda_L}}\right) \quad (2.17)$$

şeklinde çözüme sahiptir.

Bu denklem süperiletken numune içinde akı yoğunluğunun derinlikle eksponasiyel olarak azalacağını söyler.

$$\lambda_L = \left(\frac{m}{\mu_0 n_s e^2}\right)^{-\frac{1}{2}} \quad (2.18)$$

$\lambda_L$ , London sızma derinliği olarak tanımlanmaktadır.

### 2.3 Ginzburg- Landau Teorisi

1950 yılında Ginzburg ve Landau tarafından geliştirilen bu teori süperiletkenliği kuantum mekaniksel olarak açıklamıştır. London tarafından öne sürülen teori ile Landau'nun daha önceden geliştirdiği ikinci dereceden faz geçişlerini birleştirmişlerdir.

Ginzburg-Landau teorisi süperiletken durumu  $\psi$  denilen makroskobik dalga fonksiyonu ile tanımlanabileceğini varsayarak işe başlamışlardır.

$$\Psi(\mathbf{r}) = |\psi(\mathbf{r})| e^{i\theta} \quad (2.19)$$

Dalga fonksiyonu (2.19) eşitliği ile verilir.  $|\psi(\mathbf{r})|^2$  ise süperiletken elektron çiftlerinin yoğunluğunu gösteren süperiletkenliğin düzen parametresi olarak tanımlanır. Daha sonra süperiletken durumun serbest enerjisi ile normal durumun serbest enerjisi arasındaki farklılığı bu düzen parametresini güç serisine açarak serbest enerji denklemi aşağıdaki şekilde elde edilmiştir (Mourachkine, 2004).

$$F_s - F_n = \alpha |\psi|^2 + \frac{\beta}{2} |\psi|^4 + \frac{1}{2m} |(-i\hbar\vec{\nabla} - 2e\vec{A}\psi)|^2 + \frac{|\vec{H}|^2}{2\mu_0} \quad (2.20)$$

Burada  $F_s$ ; süperiletken durumun serbest enerjisi,  $F_n$ ; normal durumun serbest enerjisi,  $e$ ; elektronun yükü,  $\vec{H}$ ; manyetik alan,  $\vec{A}$ ; vektör potansiyeli,  $m$ ; elektronun kütlesi,  $\hbar$ ; Planck sabiti,  $\mu_0$ ; boşluğun geçirgenlik sabiti  $\alpha$  ve  $\beta$  ise açılım sabitleridir.

Bu denklemi minimize edersek (2.21), (2.22) ile verilen Ginzburg –Landau eşitliklerine ulaşırız.

$$\alpha \psi + \beta |\psi|^2 + \frac{1}{2m} (-i\hbar\vec{\nabla} - 2e\vec{A})^2 \psi = 0 \quad (2.21)$$

$$\vec{j} = \frac{2e}{m} (\psi^* (-i\hbar\vec{\nabla} - 2e\vec{A}) \psi) \quad (2.22)$$

(2.22) denklemi süperiletken akım yoğunluğunun kuantum mekaniksel ifadesidir ve akım yoğunluğu süperiletken düzen parametresi ile belirlenebilir.

Bu teori sonucunda süperiletkenler için iki önemli karakteristik uzunluk tahmin edilmiştir.

Uyum uzunluğu “ $\xi$ ” (2.24) eşitliği ile nüfuz derinliği ise “ $\lambda$ ” (2.25) eşitliği ile verilmiştir.

$$\xi = \sqrt{\frac{\hbar^2}{2m|\alpha|}} \quad \text{G-L uyum uzunluğu (2.24)}$$

$$\lambda = \sqrt{\frac{m}{4\mu_0 e^2 \psi_0^2}} \quad \text{G-L sızma derinliği (2.25)}$$

Bu iki uzunluğun birbirine oranı ise Ginzburg-Landau parametresi olarak tanımlanır. “ $\kappa$ ” sembolü ile gösterilir.

$$\kappa = \frac{\xi}{\lambda} \quad \text{G-L parametresi (2.26)}$$

Süperiletkenlerin manyetik alandaki davranışları bakımından türünün belirlenmesinde kullanılan önemli bir parametredir. Buna göre eğer  $\kappa < 1/\sqrt{2}$  olursa I. tip,  $\kappa > 1/\sqrt{2}$  ise II. tip süperiletken olduğu kabul edilir.

#### 2.4 BCS (Bardeen-Cooper-Schrieffer) Teorisi

1957 yılında Bardeen-Cooper-Schrieffer oluşturdukları süperiletkenlerin mikroskopik teorisiyle süperiletkenlerin pek çok niceliksel özelliklerini açıklayabilmektedir. BCS teorisinin ana hatları şunlardır:

a) Elektronlar arasındaki çekici bir etkileşme, uyarılmış durumlardan bir aralık enerjisi ile ayrılmış taban durumuna yol açar. Kritik alan, ısısal özellikler ve elektromanyetik özelliklerin büyük bir bölümü bu enerji aralığının birer sonucudurlar.

b) Elektron-örgü-elektron etkileşmesi, gözlenen büyüklükte bir enerji aralığına yol açar. Bu dolaylı etkileşme bir elektronun örgüyle etkileşip onu deforme etmesi ve ikinci bir elektronun bu örgü deformasyonunu görüp enerjisini azaltacak şekilde durumunu yeniden düzenlemesiyle olur. Buna göre, iki elektron örgü deformasyonu aracılığı ile etkileşirler (Şekil 2.13).

c) Nüfuz derinliği ve uyum uzunluğu BCS teorisinin doğal sonuçları olarak ortaya çıkarlar. London denklemi uzayda yavaş değişen manyetik alanlar için elde edilir. Buna bağlı olarak, süperiletkenliğin en temel olayı olan Meissner etkisi doğal bir şekilde elde edilir.

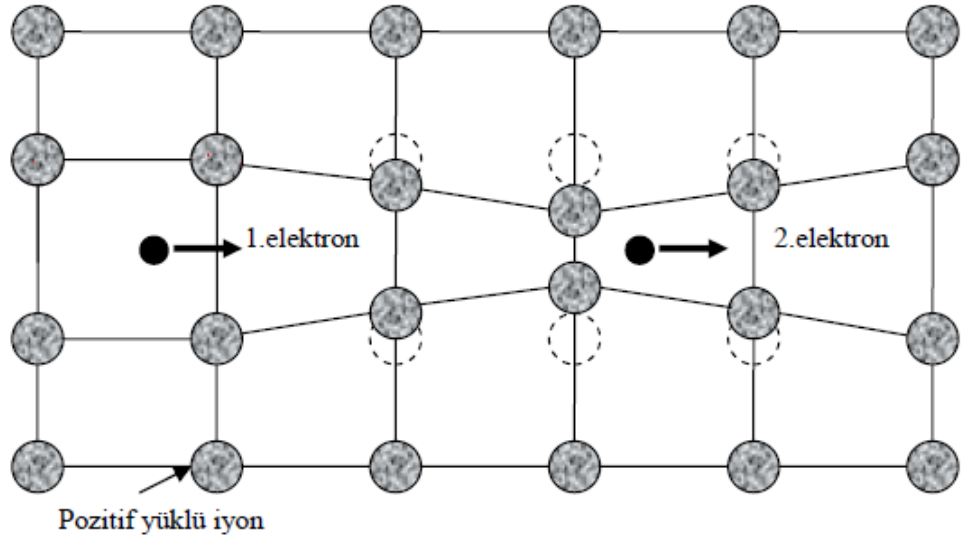
d) Bir element veya alaşım için geçiş sıcaklığı temelde şu iki büyüklüğe bağlıdır. 1) Bir spin durumu için Fermi düzeyindeki,  $D(\epsilon_F)$ , elektron yörüngeleri yoğunluğu; 2) Elektronların örgü etkileşmesi,  $U$ , ki bu, elektrik özdirencinden hesaplanabilir. Çünkü oda sıcaklığında özdirenç elektron-fonon etkileşmesinin bir ölçüsüdür.  $U D(\epsilon_F) \ll 1$  için, BCS teorisinin öngördüğü kritik sıcaklık

$$T_c = 1.14\theta \exp \left[ -\frac{1}{U D(\epsilon_F)} \right]$$

(2.27)

olup,  $\theta$ ; Debye sıcaklığı ve  $U$ ; çekici etkileşmedir. Bu bağıntı merteye olarak deneysel verilere uyar. Burada görünürde bir çelişki vardır. Oda sıcaklığında özdirenç ne kadar büyükse  $U$  o kadar büyük ve bu metalin soğutulduğunda süperiletken olma olasılığı daha büyük olur.

e) Süperiletken bir halka içindeki manyetik akı kuantumlanmış olur ve buna neden olan etkin yük değeri  $e$  değil  $2e$ 'dir. BCS taban durumu elektron çiftleri tarafından oluşturulduğu için  $2e$  çift yükü teorisinin bir sonucudur. BCS taban durumunun esas özelliği tek parçacık durumlarının çiftler çiftler dolu olmalarıdır. Dalga vektörü  $\vec{k}$  ve spini yukarı olan bir durum dolu ise dalga vektörü  $-\vec{k}$  ve spini aşağı olan durumda doludur. Bu çiftlere Cooper çiftleri adı verilir. Çiftlerin spini sıfır olduğundan bozonların birçok özelliklerine sahiptirler (Kittel, 1996).



Şekil 2.13 İki elektron arasında örgü bozulmasından dolayı ortaya çıkan çekici etkileşme

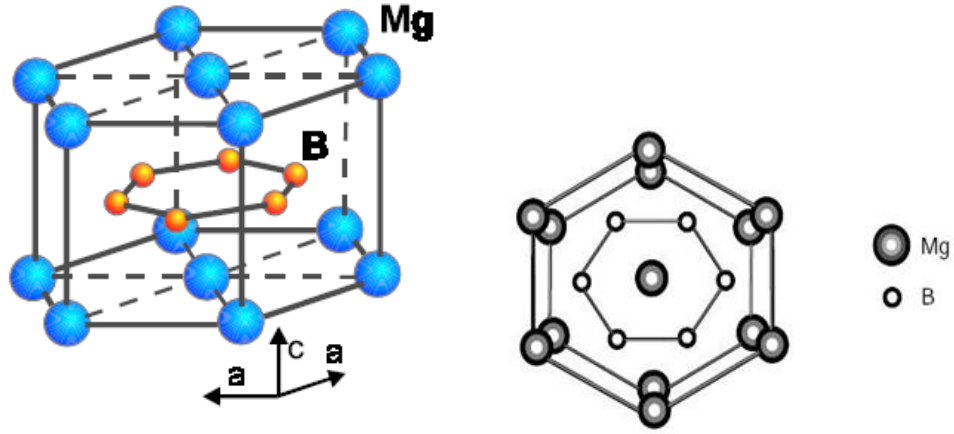
### 3. MgB<sub>2</sub> SÜPERİLETKENLİK SİSTEMİ

MgB<sub>2</sub> 1950'li yıllardan beri bilinen bir bileşik olmasına rağmen 2001 yılında süperiletken olduğu keşfedilerek yoğun bir ilgi odağı haline gelmiştir. Bunun sebeplerini aşağıdaki gibi sıralamak mümkündür.

1. Basit kristal yapıdadır.
2. Diğer ikili bileşikler ve alaşımlar içinde en yüksek T<sub>c</sub>'ye sahiptir.
3. Uyum uzunluğu geniştir.
4. Tanecikler arasında zayıf bağ durumu yoktur.
5. Düşük anizotropik özellik gösterirler.
6. Kritik akım yoğunluğu yüksektir.
7. İzotop etkisi; BCS teorisiyle uyumlu olduğunu göstermiştir.
8. Kolay ve ucuz olarak elde edilebilir.

#### 3.1 MgB<sub>2</sub>'nin Kristal ve Elektronik Yapısı

MgB<sub>2</sub>, P6/mmm uzay grubuna ait basit hegzagonal Al<sub>2</sub>B tipi kristal yapıya sahiptir. MgB<sub>2</sub>'nin kristal yapısı Şekil 3.1'de gösterilmektedir. Magnezyumun hegzagonal sıkı paket yapıdaki katmanlarından ayrılmış olan grafit tipi bor katmanlarından oluşur. Mg atomları borlar tarafından oluşturulmuş olan altıgenlerin merkezinde bulunur ve elektronlarını bor düzlemlerine verir. MgB<sub>2</sub>, grafitte olduğu gibi B-B arasında güçlü bir anizotropi sergiler. Bor düzlemleri arasındaki mesafe, bor düzlemi içindeki B-B mesafesinden belirgin bir şekilde uzundur. Kristal parametreleri, a=3,086Å ve c=3,524Å olarak bulunmuştur. Bunun yanı sıra B atomları arasındaki mesafe 0,178 nm iken Mg atomları arasındaki mesafe 0,3086 nm civarındadır.



Şekil 3.1 MgB<sub>2</sub>'nin Kristal Yapısı (Buzea ve Yamashita 2001)

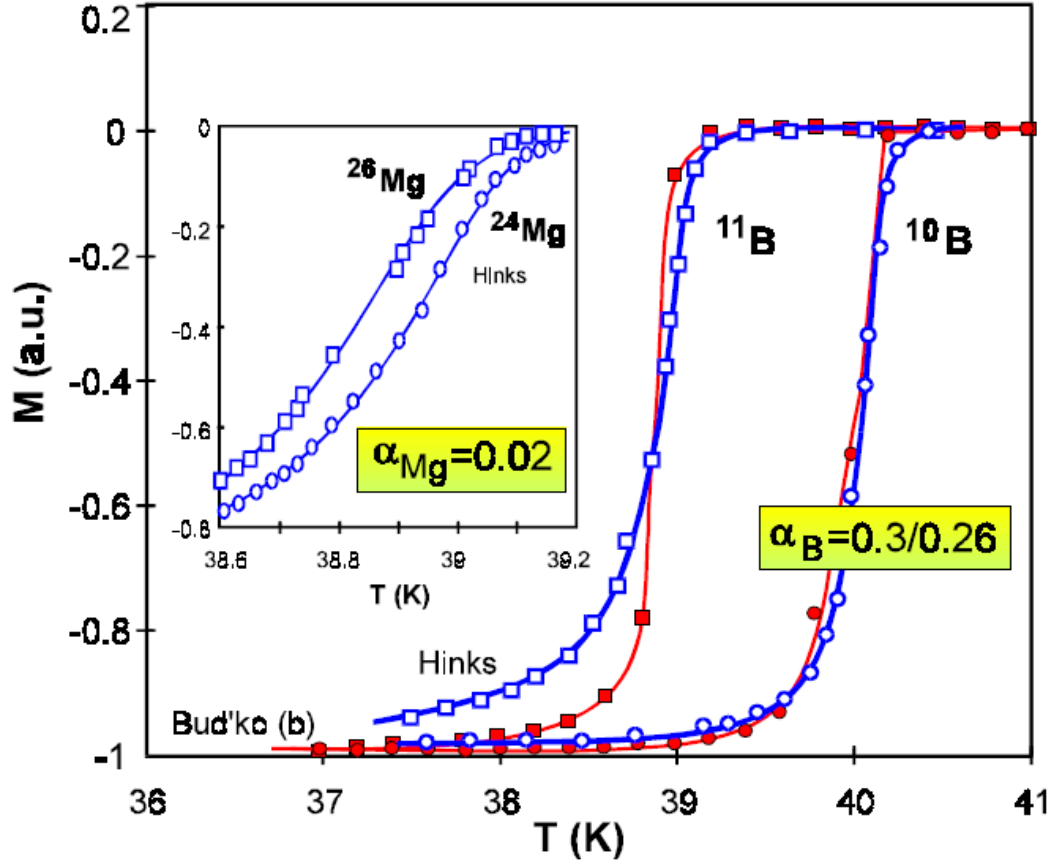
### 3.2 MgB<sub>2</sub>'nin İzotop Etkisi

Şekil 3.2'de Mg ve B izotoplarının, MgB<sub>2</sub>'nin kritik sıcaklığı üzerine olan etkileri gösterilmiştir. MgB<sub>2</sub> iki farklı izotop kütlesine sahip iki elementten oluşan bir sistemdir.

Kısmi B izotop bileşeni  $\alpha_B=0.3$  gibi geniş bir değerde iken Mg izotop etki sabiti ise  $\alpha_{Mg}=0.02$  gibi oldukça küçük bir değerdir (Hinks vd. 2001). Bu da MgB<sub>2</sub>'nin süperiletkenliğinde B atomlarının önemli bir rol oynadıklarını göstermektedir. <sup>25</sup>Mg'in, <sup>26</sup>Mg izotopu ile yer değiştirmesi sonucunda MgB<sub>2</sub>'nin kritik sıcaklık değeri 0.1 K artmıştır. Ancak <sup>11</sup>B'in, <sup>10</sup>B izotopu ile yer değiştirmesi sonucunda ise MgB<sub>2</sub>'nin kritik sıcaklık değeri 1 K artarak 40.2 K olmuştur. Bu değer Mg izotoplarına oranla on kat daha yüksektir. Bu nedenle MgB<sub>2</sub>'deki toplam izotop etkisi  $\alpha_T = \alpha_B + \alpha_{Mg} \approx 0.32$ 'dir.

BCS teorisine göre izotop etkisi  $T_c \propto 1/M^\alpha$  ile elde edilir. Burada M, atomik kütle ve  $\alpha$ , izotop katsayısı olup 0.5'dir.

Bu sonuçlar MgB<sub>2</sub>'nin süperiletkenliğinde özellikle B atomuna ait fononların etkili olduğunu göstermiştir. B atomlarının düşük kütlesi yüksek T<sub>c</sub>'ye neden olmuştur (Bud'ko vd. 2001).



Şekil 3.2 Mg ve B'nin izotop etkisi (Buzea ve Yamashita 2001)

### 3.3 MgB<sub>2</sub>'nin Uyum Uzunluğu

Uyum uzunluğu süperiletkenlerde önemli bir parametre olup, hem ab düzlemi hem de c eksenini boyunca hesaplanabilmektedir.  $H_{c2}$ 'yi kullanarak elde edilen anizotropik uyum uzunluğu değerleri şu şekilde hesaplanır.

$$\xi_{ab}^2 = \frac{\varphi_0}{2\pi H_{c2}^{\parallel c}} \quad (3.1)$$

$$\xi_{ab} \xi_c = \frac{\varphi}{2\pi H_{c2}^{\parallel ab}} \quad (3.2)$$

Burada  $H_{c2}^{\parallel c}$  c eksenini boyunca uygulanan üst kritik manyetik alan değeri,  $H_{c2}^{\parallel ab}$  ab düzlemi boyunca uygulanan üst kritik manyetik alan değeri,  $\varphi_0$  akı kuantumu olup  $\xi_{ab}$ ,

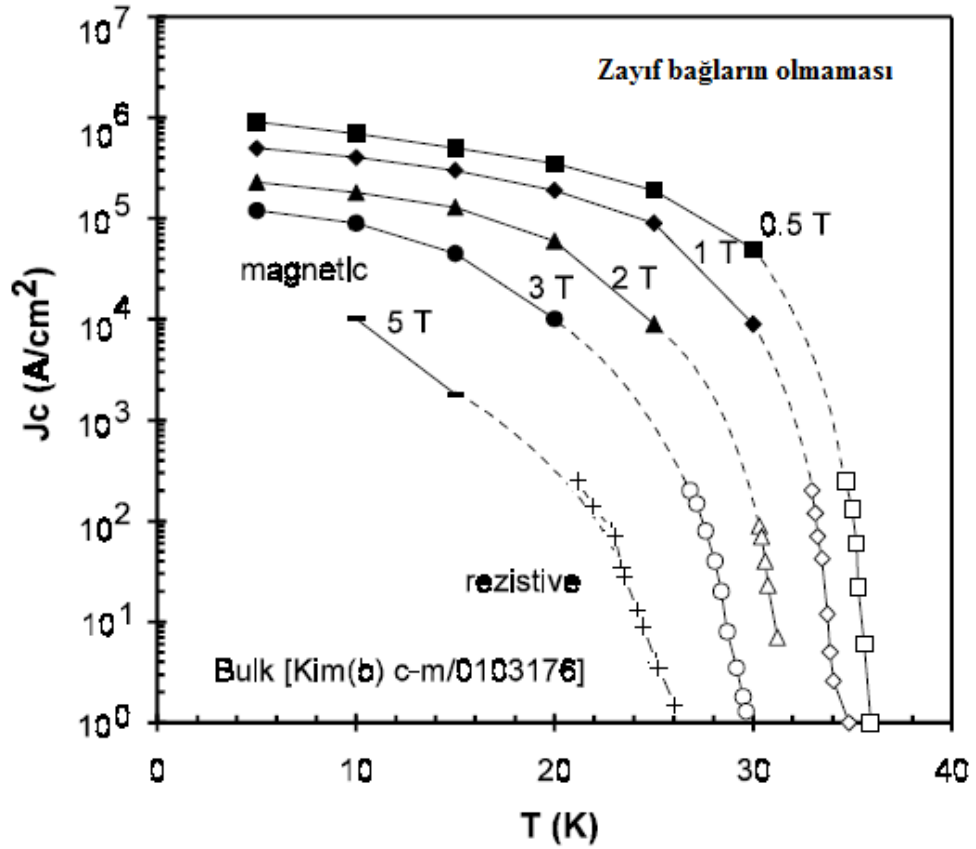
$\xi_c$  ise ab düzlemi ve c eksenini boyunca uyum uzunluğu değerleridir. Ayrıca  $MgB_2$ 'nin uyum uzunluğu değeri yığın, tek kristal, film, toz ve yönlendirilmiş kristal numuneler için de değişmektedir. Tablo 3.1'de bu numuneler için uyum uzunluğu değerleri, anizotropi parametresi ve üst kritik alan değerleri gösterilmiştir.

Tablo 3.1 Yönelimli toz, ince film, tek kristal ve gelişigüzel yönelimli tozlar üzerine yapılmış deneylerden elde edilen eş uyum uzunlukları, anizotropi parametresi ve üst kritik alan değerleri (Buzea ve Yamashita 2001)

Üretim şekli	$H_{c2}^{//ab}(0)[T]$	$H_{c2}^{//c}(0)[T]$	$\xi_{ab}(0)[nm]$	$\xi_c(0)[nm]$	$\gamma$
yığın	12	11	5,5	5,0	1,1
Yönlendirilmiş kristal	11	6,5	7,0	4,1	1,7
Yönlendirilmiş kristal	12,5	7,8	6,5	4,0	1,6
film	30	24	3,7	3,0	1,25
film	26,4	14,6	4,7	2,6	1,8
film	22,5	12,5	5,0	2,8	1,8
film	24,1	12,7	5,0	2,6	1,9
film	39	19,5	4,0	2,0	2
Tek kristal	14,5	8,6	6,1	3,7	1,7
Tek kristal	25,5	9,2	6,5	2,5	2,6
toz	20	2,5	11,4	1,7	5-8
toz	16	2	12,8	1,6	6-9

### 3.4 $MgB_2$ 'de Zayıf Bağların Olmaması

Yüksek sıcaklık süperiletkenlerinin tersine  $MgB_2$ 'nin zayıf bağ göstermediği, transport ve manyetik ölçümlerle doğrulanmıştır. Bu nedenle tanecik sınırları akım akışına karşı oldukça geçirgendir.



Şekil 3.3 Kritik akım yoğunluğunun manyetik alana bağımlılığı (Buzea ve Yamashita 2001)

Yoğun yığın (bulk) numunelerin yüksek manyetik alandaki transport ölçümlerindeki  $J_c$  değerleri ile diğer indüktif ölçümlerle çok benzerdir. Bu da numunede indüklenen akımın numune boyunca düzenli aktığını, tanecik sınırlarından etkilenmediğini gösterir (Şekil 3.3). Bu nedenle akı hareketi  $J_c$ 'nin manyetik alan ve sıcaklığa bağımlılığını belirlemektedir (Buzea ve Yamashita 2001).

### 3.5 MgB<sub>2</sub>'de Anizotropi

Anizotropi; bir süperiletkenin bazı fiziksel özelliklerinin kristal eksenine göre farklılık göstermesidir. Anizotropinin süperiletkenlerin akım taşıma kapasitesine etkileri pek çok grup tarafından incelenmiştir. Düzenli Mg ve B hegzagonal katmanlarından oluşması sonucu MgB<sub>2</sub>'de anizotropide meydana gelmektedir. Ancak diğer süperiletkenlerle karşılaştırıldığında MgB<sub>2</sub>'nin anizotropi değerleri düşüktür. Yine de MgB<sub>2</sub> içindeki

anizotropinin gerçek değerine tamamen karar vermek için büyük tek kristal üzerinde daha fazla deney yapılması gerekir.

Farklı formlarda üretilen  $MgB_2$  için anizotropi değeri  $\gamma = \frac{H_{c2//ab}}{H_{c2//c}}$  olağanüstü değişkenlik gösterir (Tablo 3.1). Elde edilen  $\gamma$  değerleri 1.2' den 9'a kadar gözlenmiştir.

Bulk ve kısmen yönlendirilmiş kristallerde anizotropi değeri 1.1 ile 1.7 arasında olduğu bildirilmiştir (Handstein vd., 2001, De Lima vd., 2001(a), De Lima vd., 2001(b)).

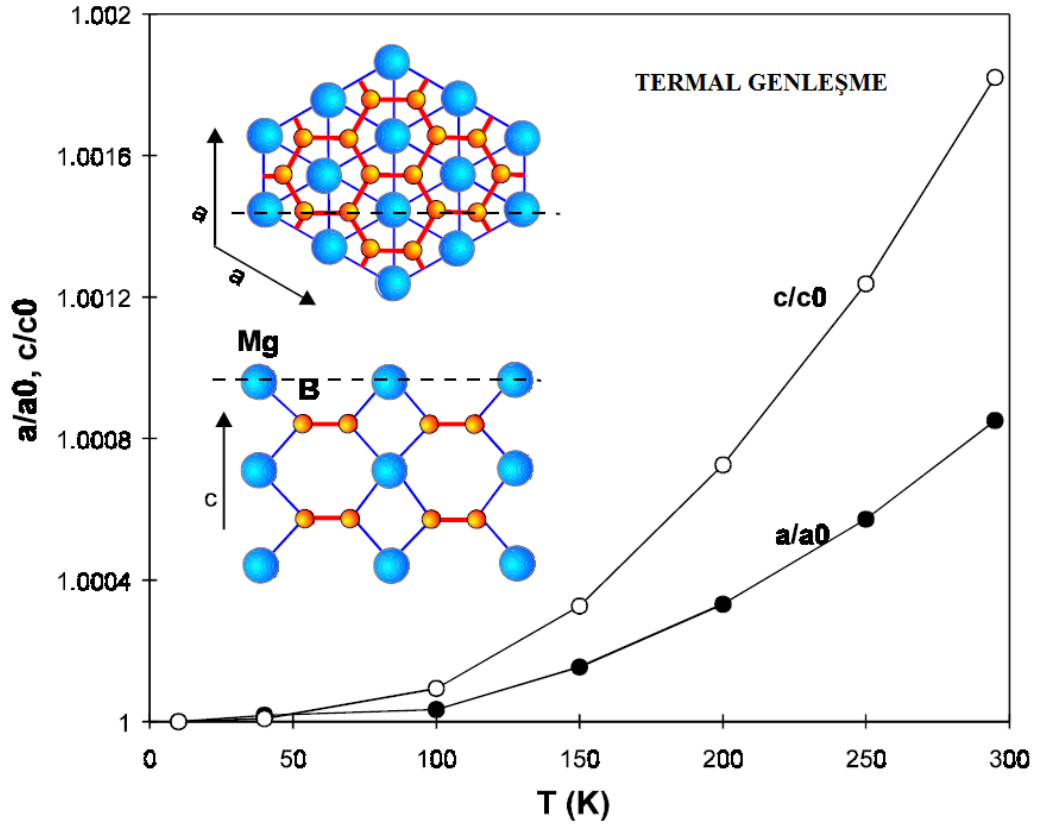
c eksenini boyunca yönlendirilmiş filmlerde 1.2 ile 2 arasında olduğu bildirilmiştir (Jung vd., 2001(a), Ferdeghini vd., 2001, Patnaik vd., 2001).

Tek kristalde yönelimli toz veya filmlerden çok az daha geniş değerler [1.7- 2.7] bildirilmiştir (Jung vd., 2001(b), Xu vd., 2001, Lee vd., 2001).

Toz numuneler için anizotropi değerleri ise 5 ile 9 arasında olduğu bildirilmiştir (Bud'ko vd., 2001 ve Simon vd., 2001).

### 3.6 Termal Genleşme

Sıkıştırılabilirlik gibi termal genleşme de anizotropik özellik gösterir.  $MgB_2$ 'nin c ekseninin a eksenine göre daha çok tepki verdiği gözlenmiştir. Şekil 3.4'te aynı sıcaklıkta, c eksenine ait örgü parametrelerinin a eksenine oranla iki kat daha hızlı büyüdüğü görülmektedir. Bu farklı düzlemdeki Mg-B bağlarının aynı düzlemde bulunan Mg-Mg bağlarına göre daha zayıf olduğunu göstermektedir. Band yapısı hesaplamaları da B-B bağları değişmezken Mg iyonlaşarak iki elektronunu B'den oluşan iletim bandına verdiğini ortaya koymuştur. Böylece iki boyutlu B tabakalarının metalik doğasından dolayı  $MgB_2$ 'de süperiletkenlik oluşur. Hafif olan B atomlarının yüksek titreşim frekansları bu bileşiğin  $T_c$ 'nin yüksek olmasını sağlamaktadır (Buzea ve Yamashita 2001).



Şekil 3.4 MgB<sub>2</sub>'nin eksenlere göre termal genleşme (Buzea ve Yamashita 2001)

### 3.7 MgB<sub>2</sub>'nin Üretim Teknik ve Yöntemleri

MgB<sub>2</sub> süperiletken numuneler yığın (bulk), tel, şerit, ince film, tek kristal gibi değişik formlarda elde edilebilir. Yığın, tel ve şerit şeklinde numune hazırlamada in-situ (Bhatia vd., 2005 ve Xu vd., 2006), ex-situ (Romano vd., 2009), mekaniksel alaşım (Herrman vd., 2007, Senkowicz vd., 2005 ve Fischer vd., 2003); tüp içinde toz (PIT) (Jin vd., 2001 ve Glowacki, 2001) ve sürekli tüpü toz ile doldurarak katlama (CTFF) (Ma vd., 2008 ve Tomsic vd., 2007) yöntemleri literatürde yaygın olarak kullanılan yöntemlerdir.

Tablet formundaki yığın numune üretimi tel ve şerit üretimine göre daha kolaydır. Fiziksel özelliklerin incelenmesi gibi temel araştırmalarda daha çok bu yöntem tercih edilir. Süperiletkenliğin mıknatıs ve tel yapımı gibi pratik uygulamaları içinse tel ve şerit üretimi tercih edilir.

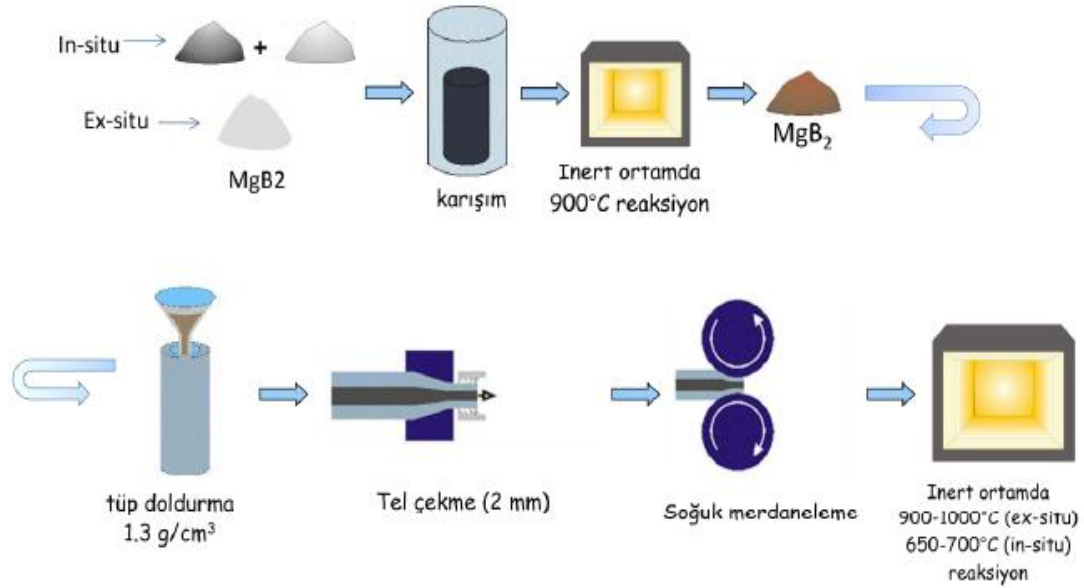
MgB<sub>2</sub> alaşımı ticari toz olarak satın alınıp kullanılırsa "ex-situ", saflaştırılmış Mg ve B tozlarının sitokiyometrik oranlarda karışımından elde edilirse "in-situ" tekniği ile üretilmiş olur. "Ex-situ" tekniği ile daha uzun ve çok damarlı tel ve şerit üretimi "in-situ" tekniğine göre daha kolaydır. Ancak "ex-situ" tekniği ile üretilen süperiletkenlerin süperiletkenliğe geçişi daha geniş olmaktadır (Braccini vd., 2007). "In-situ" tekniği ile üretilen süperiletkenlerin T<sub>c</sub>'si ve J<sub>c</sub>'si daha yüksek olup, üretim aşamasında daha düşük ısıl işlem sıcaklıkları gerektirir ( Fujii vd., 2002 ve Fujii vd., 2003).

Mekaniksel alaşım yönteminde ise MgB<sub>2</sub>'nin toz karışımı bilyeli öğütme (ball-milling) makinesinde öğütülerek karıştırılır. Bilyeli-öğütme makinesi ile parçacık büyüklüğünü nanoboyuta indirmek mümkündür. Böylece yüksek enerjili ball-milling yöntemi ile taneciklerin boyutları küçültülerek daha iyi reaksiyona girmeleri sağlanmaktadır. Hazırlanacak olan tozun performansını belirlemede kullanılan bilyenin ve öğütme kabının (jar) türü, bilyelerin büyüklüğü, bilye/toz oranı, dönme hızı, dönme süresi, dönme ortamı önemli rol oynamaktadır (Lee vd., 2009 ve Varin vd., 2004). Ancak toz karışımının hazırlanmasında uzun öğütme sürelerinde parçacıkların birbirine yapışması, öğütme ortamının ve bilyelerin tamamen temizlenmemesi gibi ciddi problemlerle karşılaşmaktadır. Bunların dışında Mg elementinin oksijene karşı aşırı duyarlı olmasından dolayı bütün işlemlerin inert (asal gaz) atmosferinde gerçekleştirilmesi uygun olmaktadır.

Tel ve şerit üretiminde kullanılan tüp içinde toz (PIT) yönteminde ise hazırlanan toz karışımı bir ucu kapatılmış metal tüp içine konular. Daha sonra bir piston yardımıyla sıkıştırılarak tüpün içinin iyi bir şekilde toz ile dolumu sağlandıktan sonra borunun diğer ucu da kapatılır. Ucu kapatılan tüp mekanik-elektromekanik sistem ile çekilerek tel ya da haddelenerek şerit haline getirilir (Şekil 3.5) (Glowacki vd., 2001 ).

Sürekli tüpü toz ile doldurarak katlama (CTFF) yöntemi ile tüp içinde toz (PIT) yöntemine göre daha uzun tel üretimi mümkündür. Şerit şeklindeki dış kılıf, makaralardan geçirilerek U şeklini aldıktan sonra, boru içine hazırlanmış toz karışımı doldurularak kapatılır. Bu yöntemlerle üretilen teller tek filamanlı tellerdir. Daha sonra bu teller daha büyük yarıçaplı bir boru (kılıf) içine konularak çok damarlı tel üretimi gerçekleştirilmiş olur. Elde edilen bu çok damarlı telleri çeşitli haddelerden geçirerek

soğuk çekme işlemiyle daha küçük çaplı teller elde etmek mümkündür. Son olarak ise bu teller dönen silindirler arasında ezilerek şerit şeklini de alabilmektedir (Ma vd., 2008 ve Tomsic vd., 2007).



Şekil 3.5 “Ex-situ” ve “in-situ” PIT yönteminin uygulamasının şematik gösterimi

### 3.8 Literatür Özeti ve Tezin Amacı

Saf Mg yoğunluğu düşük, yumuşak, gümüş-beyaz renkli bir metaldir. Mg elementinin atom numarası 12, atom ağırlığı 24.312 g'dır. Toz halindeki Mg kolay tutuşur ve yandığında parlak bir alevi vardır. Periyodik tabloda II A grubunda olup bileşiklerinde +2 değerlidir. Kütle numaraları 24, 25, 26 olan izotopları vardır. Erime sıcaklığı 650°C, kaynama sıcaklığı ise 1107 °C'dir.

B elementi ise periyodik tablonun III A grubunun ilk ve en hafif üyesidir. Metalle ametal arasında yarı iletken özelliklere sahiptir. Atom numarası 5 olan B elementinin atom ağırlığı 10.811 g' dır. Proton ve elektron sayısı 5, nötron sayısı 6, atom çapı 1.78 Å dir. Bor 2.33 g/cm<sup>3</sup> yoğunluklu kristal ve 2.3 g/cm<sup>3</sup> yoğunluklu amorf olmak üzere iki

şekilde bulunur. Bor elementinin 8, 10, 11, 12,13 izotoplarının olduğu bilinmektedir. Ancak bunlardan kütle numaraları 10 ve 11 olanları en kararlılarıdır.

Bor madeni ilk bakışta beyaz bir kaya şeklinde olup, çok sert ve ısıya dayanıklı, doğada serbest bir element olarak değil, tuz bileşikleri şeklinde bulunmaktadır. Bor elementinin amorf toz halindeki rengi koyu kahverengidir. Ancak çok sert yapılı monoklinik kristal halinin rengi ise sarımsı kahverengidir. Elmastan sonra en sert ve ametaller arasında elektropozitifliği en yüksek olan elementtir. Yeryüzünde toprak, kayalar ve suda yaygın olarak bulunan bor, oksijene karşı afinitesi çok yüksek olan bir elementtir. Oksijenle bağ yapmaya yatkın olması sebebiyle pek çok değişik bor-oksijen bileşimi bulunmaktadır.

MgB<sub>2</sub>'de süperiletkenliğin keşfinden sonra dünyadaki pek çok grup bu ikili bileşik üzerine çalışmalar yapmıştır. Bu çalışmaların amacını iki ana grupta toplayabiliriz.

1. MgB<sub>2</sub> süperiletkenlik özelliklerini, teorisini anlamak.
2. MgB<sub>2</sub>'nin süperiletkenlik özelliklerini iyileştirmek ve teknolojik uygulamalar için elverişli hale getirmek.

Bir süperiletkenin kapasitesini belirleyen 3 önemli parametre vardır: Bunlar T<sub>c</sub>, J<sub>c</sub>, H<sub>c</sub>'dir. MgB<sub>2</sub> süperiletkeninin bu parametreleri ise malzeme üretim tekniğine, kullanılan başlangıç malzemelerinin özelliklerine (saflığı, parçacık büyüklüğü, kimyasal bileşik yapısı vb.), kristal yapı ve kusurlarına, katkılamalara bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Literatürde bunlarla ilgili pek çok çalışma mevcuttur.

Hazırlanan MgB<sub>2</sub>'nin tanecik büyüklüğünün başlangıçta kullanılan bor tozunun parçacık büyüklüğüne güçlü şekilde bağlı olduğu bulunmuştur. Ayrıca magnezyum ve bor tozlarının tamamen reaksiyona girmesi için sinterleme süresinin yeterince uzun ve sinterleme sıcaklığının yüksek olması da diğer bulgular arasındadır (Tan vd., 2008(a), Tan vd., 2008(b) ve Chen vd., 2005).

Ancak ısı işlem sıcaklığı 650°C'nin üzerine çıktığında Mg uçucu olması nedeniyle fazla Mg kullanılır. Fazla Mg kullanımının MgB<sub>2</sub>'nin süperiletkenlik özelliklerini iyileştirdiği belirtilmiştir ( Zeng vd., 2007).

Fujii ve arkadaşları başlangıç malzemesi olarak Mg yerine  $MgH_2$  kullanarak PIT yöntemi ile hazırladıkları  $MgB_2$  şeritlerin süperiletkenlik özelliklerini incelemişlerdir. Karbon-çelik tüplere doldurulan  $Mg+B$  ile  $MgH_2+B$  tozu ile hazırlanan şeritler karşılaştırıldığında  $MgH_2+B$  ile hazırlanan şeritlerin kritik akım yoğunluğunun diğerine göre iki kat daha yüksek olduğunu belirtmişlerdir (Fujii vd., 2002).

Literatürde yapılan çalışmalarda  $MgB_2$  üretimi için Mg ve  $MgH_2$  tozu kullanıldığı görülmektedir. Mg ve  $MgH_2$  tozu kullanılarak hazırlanan  $MgB_2$  teller için, Mg yerine  $MgH_2$  kullanıldığında üretilen süperiletken tellerin fiziksel ve yapısal özelliklerinin (mikro yapısı, üst kritik manyetik alan " $B_{c2}$ ", kritik akım yoğunluğu " $J_c$ " vb.) iyileştiği belirlenmiştir (Nakane vd., 2005 ve Matsumoto vd., 2003).

Bilyeli öğütme (ball-milling) yönteminde öğütme süresinin artışıyla tanecik boyutu küçülürken kristal yapıdaki gerilimlerin artması nedeniyle  $T_c$ 'nin düştüğü gözlenmiştir. Bunun yanı sıra öğütülmemiş bor tozları ile karşılaştırma yapıldığında ise 5 saat öğütülen bor tozlarıyla hazırlanan  $MgB_2$  numunelerin daha yüksek  $J_c$  sahip oldukları belirtilmiştir (Lee vd. 2009).

Bir başka çalışmada da bor tozlarının parçacık büyüklüğünün yanı sıra saflığı ve şeklinin de  $MgB_2$ 'nin süperiletkenlik özelliklerini etkilediği bildirilmiştir. Çünkü amorf bor tozu magnezyum ile daha hızlı reaksiyon gösterirken, kristal yapıdaki bor tozu magnezyum tozu ile daha yavaş tepkimeye girer. Bu da  $MgO$  fazının daha fazla oluşmasına neden olmaktadır (Zhang vd., 2008, Habber vd., 2006 ve Zhang vd., 2008).

Xu ve arkadaşları bor tozunun saflığının  $MgB_2$ 'nin süperiletkenlik özelliklerine olan etkilerini incelemişlerdir. %99 oranında saf olarak kullanılan B tozu ile elde edilen numunelerin saflık oranı %96 ve %92 olan B tozu kullanılarak elde edilen numunelere göre parçacık büyüklüğü daha küçük ve kritik akım yoğunluğunun ise daha yüksek olduğunu bildirmişlerdir (Xu vd., 2007).

Xu ve arkadaşları bir başka çalışmada ise bor tozlarının oksitlenmesini engellemek amacıyla öğütme ortamı olarak aseton, etanol ve toluen kullanmışlardır. Toluene ortamında öğütülen B tozlarıyla hazırlanan  $MgB_2$  süperiletkenin kritik akım yoğunluğu daha yüksek bulunmuştur. Bunun iki sebebi olduğunu bildirmişlerdir. Birincisi, öğütme

süresince bor tozlarının oksitlenmesi engellenmiştir. İkincisi ise tanecik büyüklüğünün küçülmesi ile artan tanecik sınırlarının perçinleme merkezi olarak davranmasıdır (Xu vd., 2006).

MgB<sub>2</sub> bileşiğine çeşitli katkılar yaparak süperiletkenlik özelliklerini iyileştirmek mümkündür. Bunlar içerisinde karbon içerikli katkılar en yaygın olanlarıdır. Karbon içerikli katkılar arasında SiC (Dou vd., 2002 ve Zhu vd., 2007), C (Wilke vd., 2004 ve Awana vd., 2007), B<sub>4</sub>C (Lezza vd., 2006), karbon nanotüp (CNT) (Dou vd., 2003 ve Yeoh vd., 2004), karbonhidratlar (Gao vd., 2007, Hossain vd., 2007 ve Jun vd., 2007), aromatik hidrokarbonlar (Yamada vd., 2006, Yamada vd., 2007(a), Yamada vd., 2007(b) ve Kim vd., 2008) ve silikon oil (Wang vd., 2007) yer almaktadır.

MgB<sub>2</sub>'nin kritik akım yoğunluğunun artmasında iki çeşit mekanizmadan bahsedebiliriz. Bunlardan ilki bor ile yer değiştiren karbon miktarının artmasıdır. Böylece H<sub>c2</sub> artacak ve bu da yüksek manyetik alanlarda taşıdığı J<sub>c</sub>'nin artmasına neden olacaktır (Yeoh vd., 2006 ve Zhang vd., 2008). Literatürde C katkısının T<sub>c</sub>'yi düşürdüğü, J<sub>c</sub>'yi artırdığı ve kısmi olarak B ile yer değiştirdiği bilinmektedir (Wilke vd., 2005 ve Yeoh vd., 2007). İkincisinde ise MgB<sub>2</sub> tanecik büyüklüğünün küçülmesi ile artan tanecik sınırları etkili akı perçinleme merkezleri olarak davranmasıdır. Bu akı perçinleme merkezlerinin artması ile süperiletkenin taşıyacağı akım miktarının arttığı düşünülmektedir (Matsumoto vd., 2006).

Yapısında karbon ve hidrojen bulunan benzen molekülünün türevlerine hidrokarbonlar denir. Hidrokarbonların bir sınıfı olan aromatik hidrokarbonlar halkalı yapıdadırlar. En küçük üyesi benzendir. Benzende karbon atomları arasında 3 tane çift bağ vardır. Katılma tepkimesi değil elektrofilik reaktiflerle yer değiştirme tepkimesi verirler. Aromatik hidrokarbonlar petrol ve kömürden elde edilirler.

Aromatik hidrokarbonlar, elde edilmesi ve bulunması kolay olup, maliyeti düşük kimyasallardır. Ancak genellikle sıvı halde ve uçucu oldukları için bileşiği oluşturmak zordur. Bunun yanı sıra aromatik hidrokarbon katkılı numuneler MgB<sub>2</sub> süperiletkeninin özelliklerini iyileştirmede önemli rol oynamaktadır. Ayrıca diğer C-içerikli katkılar kadar yaygın çalışılmadığından bu tez çalışmasında tercih edilmiştir.

Literatürdeki çalışmaları incelediğimizde aromatik hidrokarbon katkısı için genellikle  $MgB_2 / Fe$  şerit numuneler üretilerek araştırmalar yapılmıştır. Aromatik hidrokarbon (benzen, toluen, etil toluen,) eklenen numunelerde bor ile yer değiştiren karbon miktarı incelendiğinde bu yer değiştirmenin SiC'e oranla çok küçük olduğu görülmektedir. Yer değiştiren karbon miktarının eklenen katkı miktarından bağımsız olduğu bildirilmiştir (Yamada vd., 2007(a,b)).

Yamada ve arkadaşları yaptıkları bu çalışmalarda % 20 mol benzen eklenen şeritler için kritik akım yoğunluğunun 4.2 K'de 10 T alanda  $130 A/mm^2$  olduğunu bildirmişlerdir. Bu değer % 10 mol SiC eklenen şeritler ile kıyaslanabilir olmasına karşın katkılama yapılmayanlardan dört kat daha fazladır (Yamada vd., 2007(b)).

Benzoik asit (aromatik asit ) kullanılarak yapılan diğer bir çalışmada ise kritik akım yoğunluğunun  $150 A/mm^2$  olduğu bildirilmiştir. Bu çalışmada  $MgB_2$  süperiletken bulk numuneye benzoik asit in-situ reaksiyon yöntemiyle ilave edilmiştir. Benzoik asit, toluen gibi uçucu bir çözücü içinde çözülmüştür. Böylece daha homojen bir karışım elde edilmiştir. Katkı yapılmamış  $MgB_2$ 'nin homojen olmadığı, diğer numunelerde ise daha homojen bir yapının yanısıra taneciklerin çubuk şeklinde ve daha küçük olduğu görülmektedir. Yer değiştiren karbon miktarındaki artış ile  $MgB_2$  tanecikleri çubuk haline gelerek hücredeki bozuklukları düzeltmiştir. Buna rağmen bu bozuk yapının  $T_c$ 'nin azalmasına neden olduğu, süperiletken içindeki çok sayıdaki kusurlar güçlü akı perçinleme merkezleri olarak davrandığı bildirilmiştir (Li vd., 2007).

Bir başka çalışmada ise in-situ PIT yöntemiyle hazırlanan katkısız  $MgB_2$ , SiC katkılı  $MgB_2$ , etiltoluen katkılı  $MgB_2$ , etiltoluen ve SiC katkılı  $MgB_2$  şeritlerin süperiletken özellikleri karşılaştırılmıştır. %10 mol etiltoluen ve SiC eklenen şeritlerin 4.2 K'de ve 10 T alanda  $J_c$  değeri  $320 A/mm^2$  olduğu bildirilmiştir. Ayrıca etiltoluen eklenen şerit numuneler için a ekseninde çok az bir düşüş olurken etiltoluen ve SiC eklenen şeritler için bu değer biraz daha fazladır. Etiltoluen eklenen numuneler için yer değiştiren karbon miktarının çok daha az olduğu belirtilmiştir (Yamada vd., 2007(a)).

Mikroyapı analizleri katkısız  $MgB_2$  ve etiltoluen eklenmiş  $MgB_2$  numuneler için tanecik büyüklüğü 10-100 nm arasında iken, etiltoluen ve SiC eklenen  $MgB_2$  numunelerinde 5-80 nm arasında olduğunu göstermiştir. Bu çalışmada daha küçük  $MgB_2$  tanecik

büyüküğü birim hacimde daha fazla tanecik sınırlarının oluşmasını sağlayarak  $J_c$  arttırdığını öne sürmüşlerdir (Asthana vd., 2008).

Edinilen bu bilgiler doğrultusunda bu tez çalışmasının amacını 2 grupta toplayabiliriz:

1. Aromatik hidrokarbon katkılmasının elde edilen yığın formundaki  $MgB_2$ 'nin süperiletkenlik özelliklerine olan etkilerini inceleyerek literatüre katkı sağlamak.
2. Elde edilen sonuçlar doğrultusunda hazırlanan tozlar ile üretilecek olan tel ve şeritler için alt yapı oluşturmak.

## 4. MATERYAL VE YÖNTEM

### 4.1 Yığın (Bulk) Numune Hazırlama

Yığın şeklinde saf ve aromatik hidrokarbon katkılı  $MgB_2$  numune üretmek için kullanılan kimyasalların adı ve saflığı aşağıdaki Tablo 4.1’de belirtilmiştir.

Tablo 4.1 Deneyde kullanılan kimyasalların listesi

Kullanılan kimyasal malzemenin adı	Firma adı	Saflık oranı
Magnezyum (Mg)	Sigma Aldrich	%98
Magnezyum hidrür ( $MgH_2$ )	Sigma Aldrich	>%90
Bor (B)	Sigma Aldrich	%95-97
Benzen ( $C_6H_6$ )	Sigma Aldrich	%99
Toluen ( $C_7H_8$ )	Sigma Aldrich	%99
Etil toluen ( $C_9H_{12}$ )	Sigma Aldrich	%99

Literatürde yapılan çalışmalarda  $MgB_2$  üretimi için Mg ve  $MgH_2$  tozu kullanıldığı görülmektedir. Bu kapsamda aromatik hidrokarbon katkılı süperiletken yığın numune üretiminde Mg ve  $MgH_2$  başlangıç tozları olarak kullanılmış ve aralarındaki ilişki tespit edilmeye çalışılmıştır.

Tablo 4.2 C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> katkılı numunelerin hazırlanma koşulları ve adlandırılmaları

C <sub>6</sub> H <sub>6</sub>	Numunenin adı		Hazırlama koşulları
BM serisi	BM2	% 2 mol	Mg başlangıç tozu olarak kullanıldı. 0,35 g toz, 1,3 cm çapında tablet şeklinde, 3 ton kuvvet altında preslendi. 650 °C'de 1 saat ısıl işlem uygulandı.
	BM4	% 4mol	
	BM6	% 6 mol	
	BM8	% 8 mol	
	BM10	% 10 mol	
BH serisi	BH2	% 2 mol	MgH <sub>2</sub> başlangıç tozu kullanıldı. 0,35g toz, 1,3 cm çapında tablet şeklinde, 2 ton kuvvet altında preslendi. 650 °C'de 1 saat ısıl işlem uygulandı.
	BH4	% 4mol	
	BH6	% 6 mol	
	BH8	% 8 mol	
	BH10	% 10 mol	

Tablo 4.3 C<sub>9</sub>H<sub>12</sub> katkılı numunelerin hazırlanma koşulları ve adlandırılmaları

C <sub>9</sub> H <sub>12</sub>	Numunenin adı		Hazırlama koşulları
EM serisi	EM2	% 2 mol	Mg başlangıç tozu olarak kullanıldı. 0,35 g toz, 1,3 cm çapında tablet şeklinde, 7 ton kuvvet altında preslendi. 700 °C'de 1 saat ısıl işlem uygulandı.
	EM4	% 4mol	
	EM6	% 6 mol	
	EM8	% 8 mol	
	EM10	% 10 mol	
EH serisi	EH2	% 2 mol	MgH <sub>2</sub> başlangıç tozu kullanıldı. 0,35g toz, 1,3 cm çapında tablet şeklinde, 3 ton kuvvet altında preslendi. 700 °C'de 1 saat ısıl işlem uygulandı.
	EH4	% 4mol	
	EH6	% 6 mol	
	EH8	% 8 mol	
	EH10	% 10 mol	

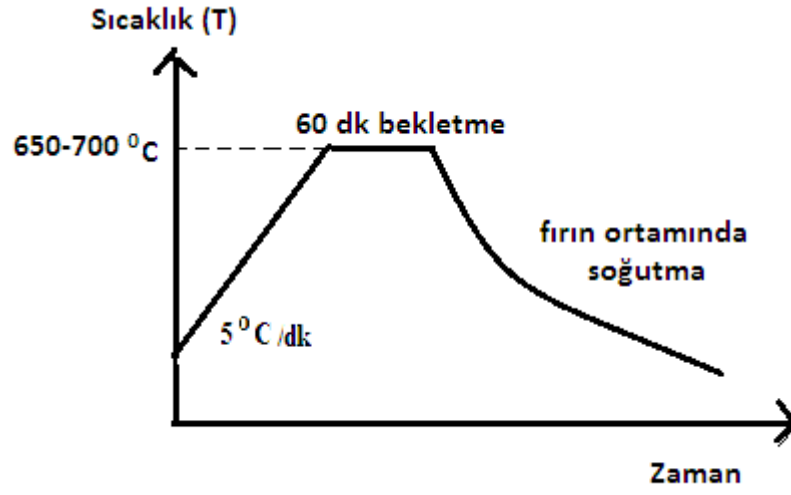
Tablo 4.4 C<sub>7</sub>H<sub>8</sub> katkılı numunelerin hazırlanma koşulları ve adlandırılmaları

C <sub>7</sub> H <sub>8</sub>	Numunenin adı		Hazırlama koşulları
TM serisi	TM2	%2 mol	Mg başlangıç tozu olarak kullanıldı. 0,35 g toz, 1,3 cm çapında tablet şeklinde, 7 ton kuvvet altında preslendi. 700 °C'de 1 sa ısıtım işlemi uygulandı.
	TM4	% 4mol	
	TM6	% 6 mol	
	TM8	%8 mol	
	TM10	%10 mol	
TH serisi	TH2	%2 mol	MgH <sub>2</sub> başlangıç tozu kullanıldı. 0,35g toz, 1,3 cm çapında tablet şeklinde, 7 ton kuvvet altında preslendi. 700 °C'de 1 sa ısıtım işlemi uygulandı.
	TH4	% 4mol	
	TH6	% 6 mol	
	TH8	% 8 mol	
	TH10	%10 mol	

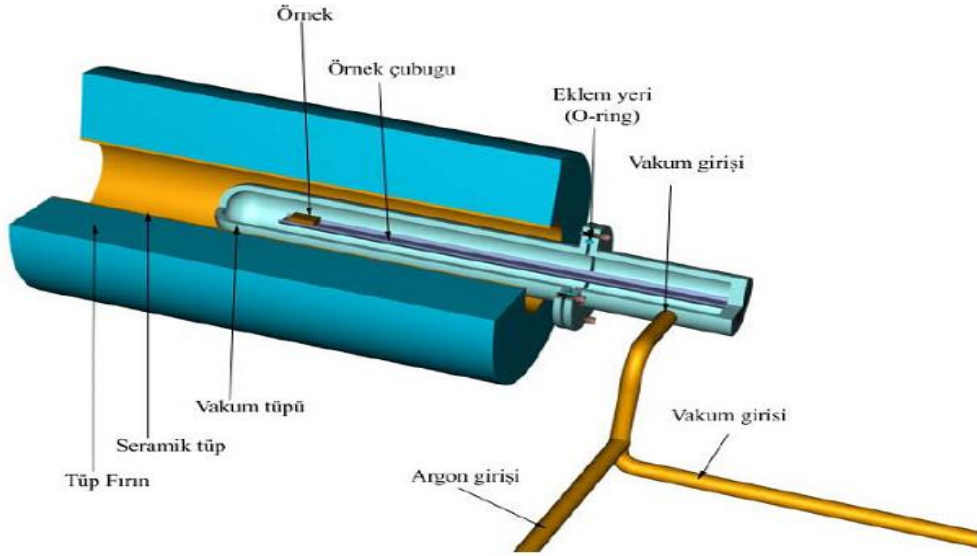


Şekil 4.1 Specac marka pres ve 1,3 cm çaplı kalıp seti

Öncelikle kapalı ortam “Glove-box” içinde Ar gazı atmosferinde sitokiyometrik oranlarda Mg-B-aromatik hidrokarbon ve ayrıca  $MgH_2$ -B-aromatik hidrokarbonlar eklenerek "in-situ" yöntemiyle karışımlar hazırlanmıştır. Literatür desteği ve yapılan farklı denemelerle optimum öğütme süresi ve hızı sırasıyla 3 saat, 150 rpm olarak belirlenmiştir. Karışımlar hazırlandıktan sonra tozlar “glove-box” içinde Tablo 4.2, 4.3, 4.4’te belirtilen basınçlar altında Şekil 4.1’ de gösterilen pres ile numuneler preslenmiştir. Katıhal reaksiyon yönteminde en önemli aşamalardan biri de ısıl işlemdir. Süperiletken fazın oluşması bu aşamada gerçekleşir. Numuneler Ar gazı atmosferinde 10 bar basınç altında belirtilen sıcaklıklarda ısıl işleme tabi tutulmuştur. Deneyde uygulanan ısıl işlem süreci Şekil 4.2’de, kullanılan paslanmaz çelik tüp ve fırın Şekil 4.4’te ve ısıl işlemin şematik görünümü ise Şekil 4.3’te gösterilmiştir.



Şekil 4.2 Deneyde kullanılan ısıl işlem süreci



Şekil 4.3 Isıl işlemin şematik görünümü



Şekil 4.4 Isıl işlemlerde kullanılan paslanmaz çelik tüp ve fırın

## 4.2 Numunenin Karakterizasyonunun Belirlenmesi

### 4.2.1 X Işını Kırınım Deseni (XRD) ve Ölçümleri

X-Işınları kırınım deseni kristal yapının incelenmesinde ve kristal fazların belirlenmesinde kullanılan önemli bir deneysel tekniktir. X-Işını kırınımı analizi ile aynı zamanda malzemelerin amorf yapıda olup olmadığı da anlaşılmaktadır.

Üretilen numunelerin yapısal özelliklerini belirlemek amacıyla Şekil 4.5'te gösterilen Rigaku D/Max-III C difraktometresinde  $\text{CuK}_\alpha$  ( $\lambda=1.5405 \text{ \AA}$ ) X ışınımı kullanılmıştır. Ölçümler  $2\theta = 20^\circ - (60^\circ - 70^\circ)$  aralığında ve  $5^\circ/\text{dak.}$  tarama hızı ile gerçekleştirilmiştir. Ölçümler Karadeniz Teknik Üniversitesinde yığın halindeki numuneler için alınmıştır.



Şekil 4.5 Rigaku D/Max-IIIC polikristal difraktometresi

#### 4.2.2 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Görüntüleri

% 2-4-6-8-10 mol  $C_6H_6$  (benzen),  $C_9H_{12}$  (etiltoluen),  $C_7H_8$  (toluen) katkılı Mg ve  $MgH_2$  kullanılarak üretilen  $MgB_2$  numunelerin SEM görüntüleri Carl Zeiss Evo 50 EP marka elektron mikroskobu kullanılarak elde edilmiştir. SEM ölçümleri İnönü Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezi'nde alınmıştır. Taramalı elektron mikroskobu sistemi (SEM) tamamen dijital olup bilgisayar kontrolü ile çalışmaktadır. 1 kx- 30.000 kx arası büyütme kapasitesine sahiptir. Elektron kaynağı tungsten filamenttir. İkincil ve geri saçılma elektron dedektörüne sahiptir. Yüzey mikro yapıyı görüntüleyerek tanecik boyutu ve farklı kristalografik fazları dedekte etme kabiliyetine sahiptir. Yapılan bu analizler sonucunda, numunelerimizin faz oluşumları, yüzey formasyonları ve mikro yapısal özellikleri incelenmiştir.

#### 4.2.3 Enerji Dağılımlı X ışını spektroskopisi (EDX) Ölçümleri

Bazı numunelerin kimyasal karakterizasyonunu ve elementel analizini yapmak için analitik bir teknik olan EDX kullanıldı. EDX ölçümleri İnönü Üniversitesi Bilimsel ve

Teknolojik Araştırma Merkezi'nde alınmıştır. EDX analizi ile malzeme içerisindeki atomların ağırlıkça ve atomik yüzdeleri belirtilmektedir.

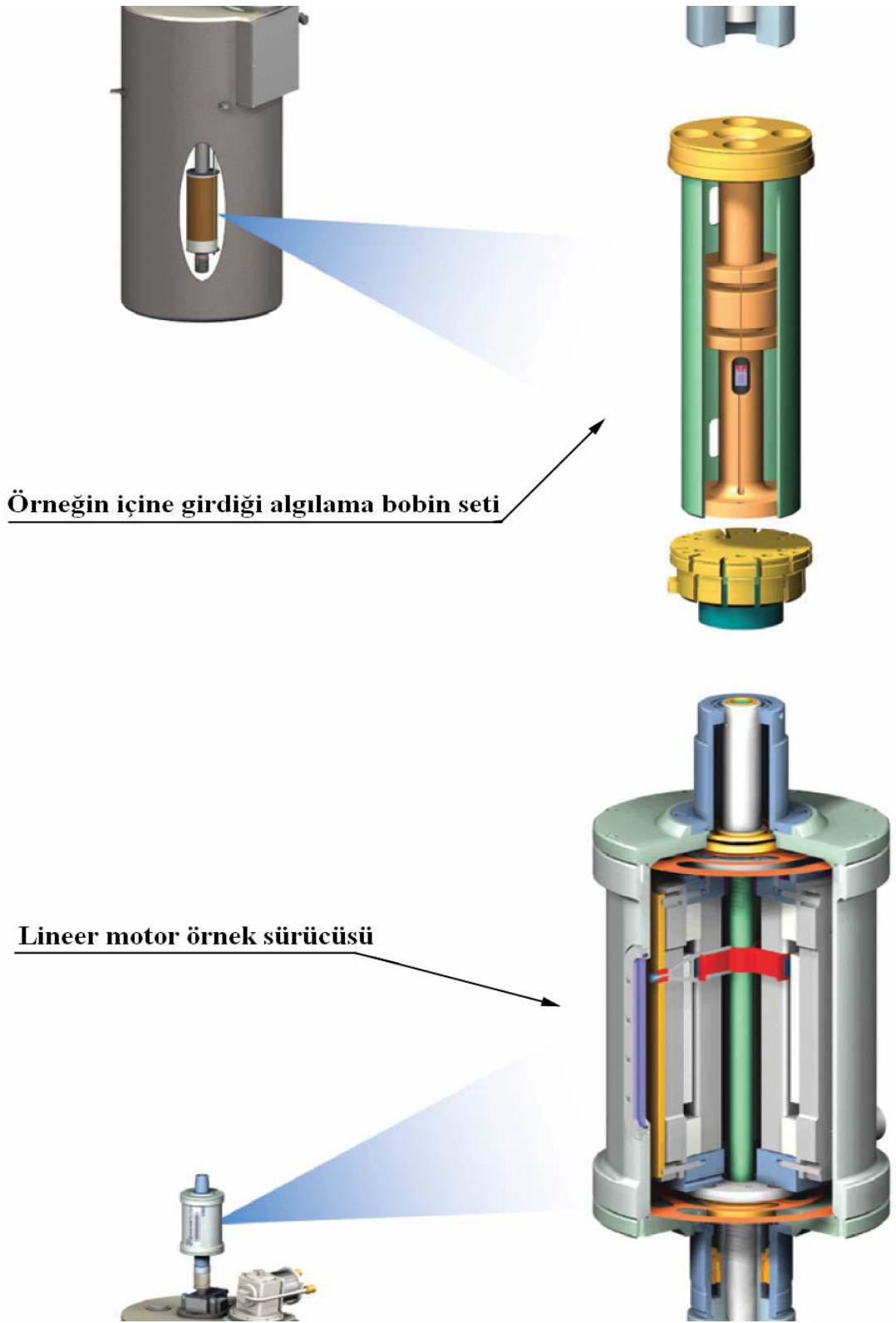
#### **4.2.4 Düşük Sıcaklık Manyetizasyon Ölçümleri**

Manyetizasyon ölçümleri Şekil 4.6'da görülmekte olan “Quantum Design PPMS” sistemi ile gerçekleştirilmiştir. Fiziksel ölçüm sistemi, manyetik alan akım kaynağı, sıvı azot ceketli helyum tankı ve tüm bu bileşenleri hassas bir şekilde kontrol edebilen Quantum Design Model 6000 ana kontrolcüsünden meydana gelmektedir. Bu kontrolcüde ise sıcaklık kontrolcüsü (1.9 K-400 K) ve manyetik alan kontrolcüsü (-7, +7 T) bulunmaktadır. Ana kontrolcü bilgisayar tarafından kontrol edilebilmekte ve veriler bilgisayar ortamına aktarılmaktadır. Bu sistem, ilgili modülü değiştirilerek çeşitli ölçüm sistemlerine dönüştürülebilmektir. Bu modüllerden manyetizasyon ölçümünde kullanılan VSM modülü, Şekil 4.7'de görülmektedir. Titreşim örneklemeli manyetometre sistemindeki manyetizasyon ölçümünde temel prensip, örneğin algılama bobini yakınında bobinin eksenel yönünde titreştirilmesi sırasında eş zamanlı olarak algılama bobininde etki ile voltaj oluşturulması ve bu voltajın ölçümüdür. Algılama bobiniyle birleşik bağlı osilasyon genliği 1-3 mm ve frekansı 40 Hz olan gradiyometre kullanılarak sistem, 1 Hz veri hızında  $10^{-6}$  emu'dan daha az değişimleri algılayabilmektedir.

Ölçümlerin bir kısmı Karadeniz Teknik Üniversitesi Fizik Bölümü'nde bir kısmı da İnönü Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezi'nde alınmıştır.



Şekil 4.6 Quantum Design PPMS



Şekil 4.7 VSM modülünün sıvı azot ceketli sıvı helyum tankındaki konumları. Üst taraf gradiyometre, alt taraf ise algılama bobininin büyütülmüş halini göstermektedir (Savaşkan, 2007)

#### 4.2.4.1 M-T Ölçümleri

Numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklığını belirlemek için manyetizasyonunun sıcaklığa bağlı değişimi ölçülmüştür. Üretilen numunelerin kesim aşamasındaki sorunlar nedeniyle hepsi eşit hacimde olmadığından ölçüm sonucunda elde edilen veriler daha nicelikli bir karşılaştırma için kütleyle bölünerek birim gramda oluşan manyetizasyon değerleri (emu/g) elde edilmiştir.

Numunelerin M-T ölçümleri, 100 Oe manyetik alan altında 5-45 K sıcaklık değerleri arasında alınmıştır. Manyetizasyonun değişimi, sıcaklığın bir fonksiyonu olarak elde edilmiştir.

#### 4.2.4.2 M-H Ölçümleri

Ölçümler 0-3 T alan aralığında 15-25 K'de iki farklı sıcaklık değerinde yapılmıştır. Manyetizasyon değişimi alanın bir fonksiyonu olarak elde edilmiştir.

#### 4.2.5 Kritik Akım Yoğunluğunun Belirlenmesi

MgB<sub>2</sub> numunelerinin kritik akım yoğunlukları ( $J_c$ ) manyetizasyon ölçümlerinden hesaplanmıştır. Bunun için M-H histerisiz ilmeğinde manyetik alan artırılırken ve azaltılırken numunelerin sahip olduğu  $M^+$  pozitif ve  $M^-$  negatif manyetizasyon değerleri kullanılmıştır.

Numunelerin kritik akım yoğunluğu genişletilmiş Bean modelinden yararlanılarak hesaplanmıştır (Bean, 1962). Çubuk şeklindeki bir numune için manyetik kritik akım yoğunluğu (4.1) bağıntısından hesaplanır;

$$j_c = 20 \frac{\Delta M}{a \left(1 - \frac{a}{3b}\right) V} \quad (4.1)$$

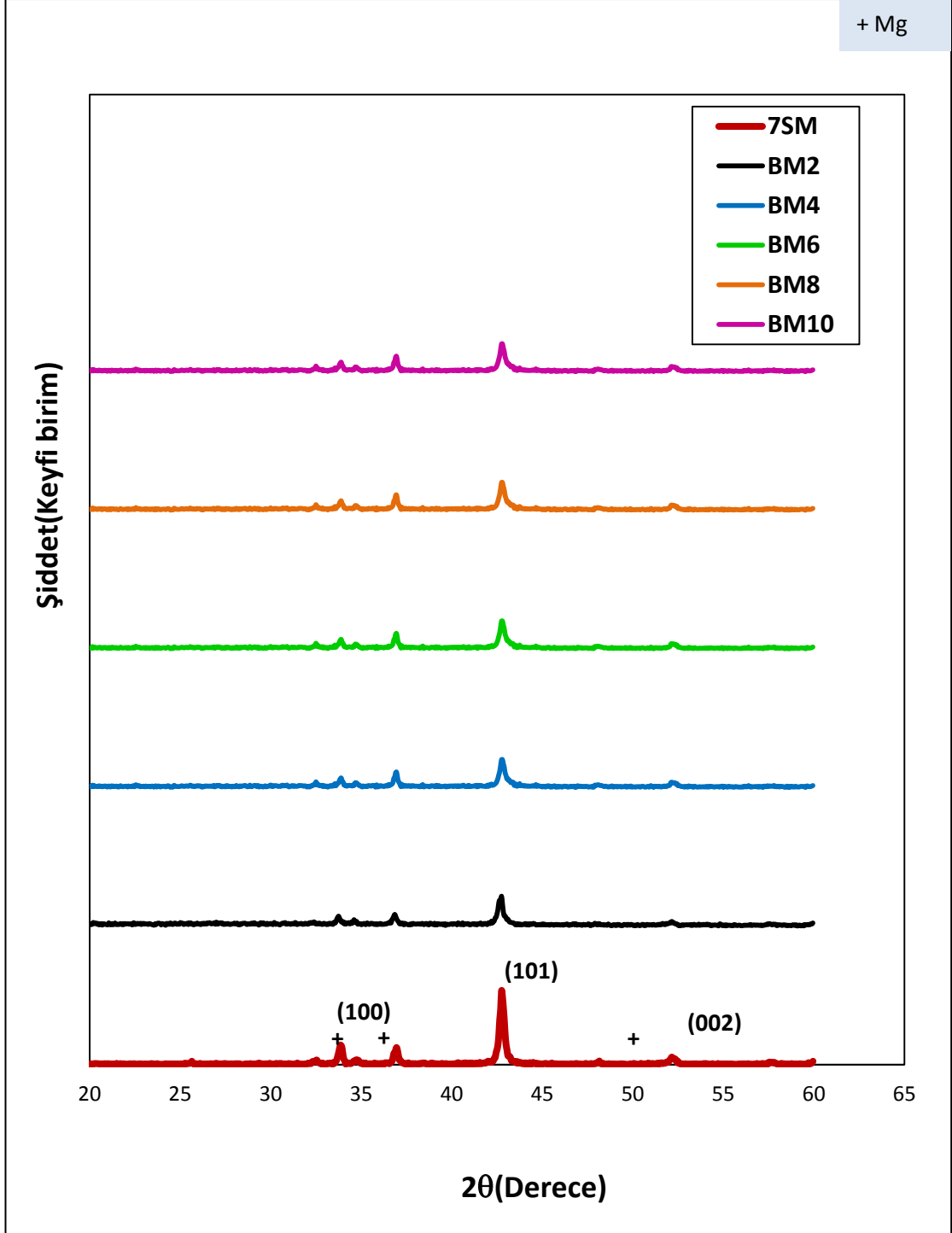
$\Delta M$ ; M-H histerisiz ilmeğinin genişliği olup  $\Delta M = M^+ - M^-$  bağıntısı kullanılarak hesaplanır. a ve b ise numunenin boyutu (cm) olup manyetik alana dik ve  $a < b$  olacak şekildedir. V ise numunenin hacmi olup  $a \times b \times c$  (cm<sup>3</sup>) olarak alınır.

#### **4.2.6 AC Alınganlık Ölçümleri**

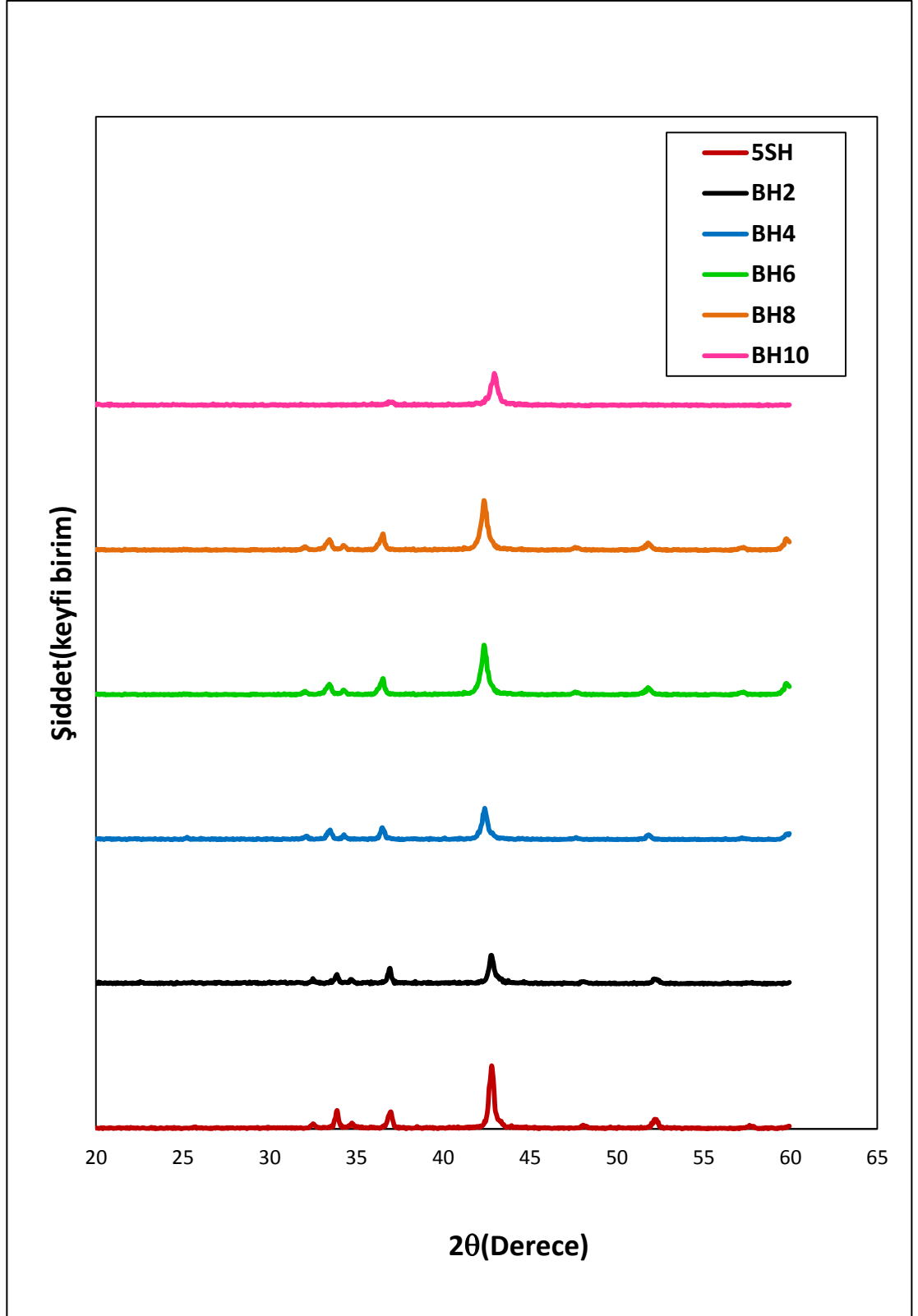
AC alınganlık ölçüm yöntemi süperiletkenlerin elektromanyetik özelliklerini incelemede kullanılan yaygın bir yöntem olup, zamanla değişen bir manyetik alan üreterek numunenin manyetik yanıtını kaydetmeye dayalıdır. AC alınganlık ölçümleri 0.047 Oe alan altında 10-45 K sıcaklık aralığında gerçekleştirilmiştir.

## 5. BULGULAR VE TARTIŞMA

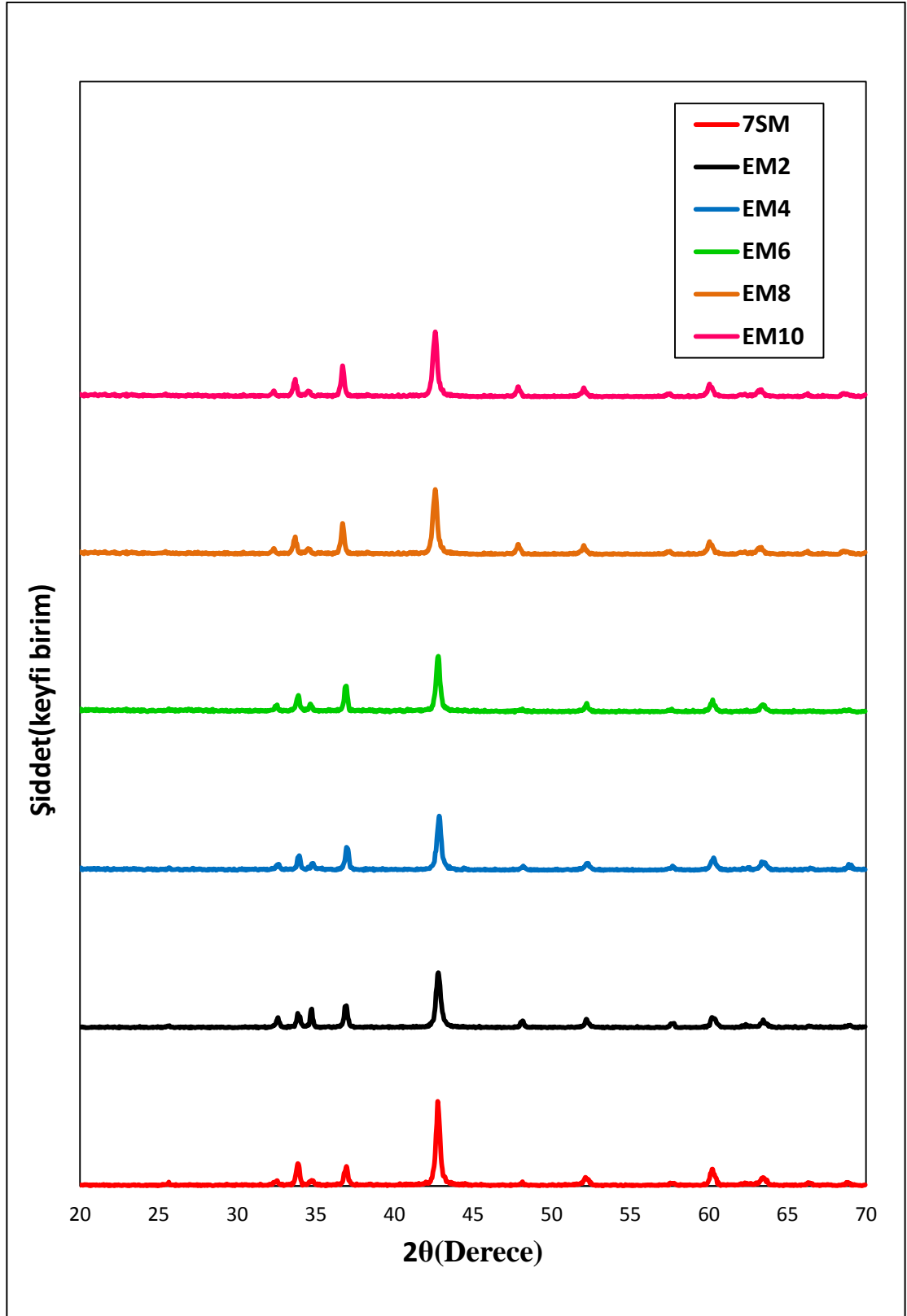
### 5.1 XRD Analizleri



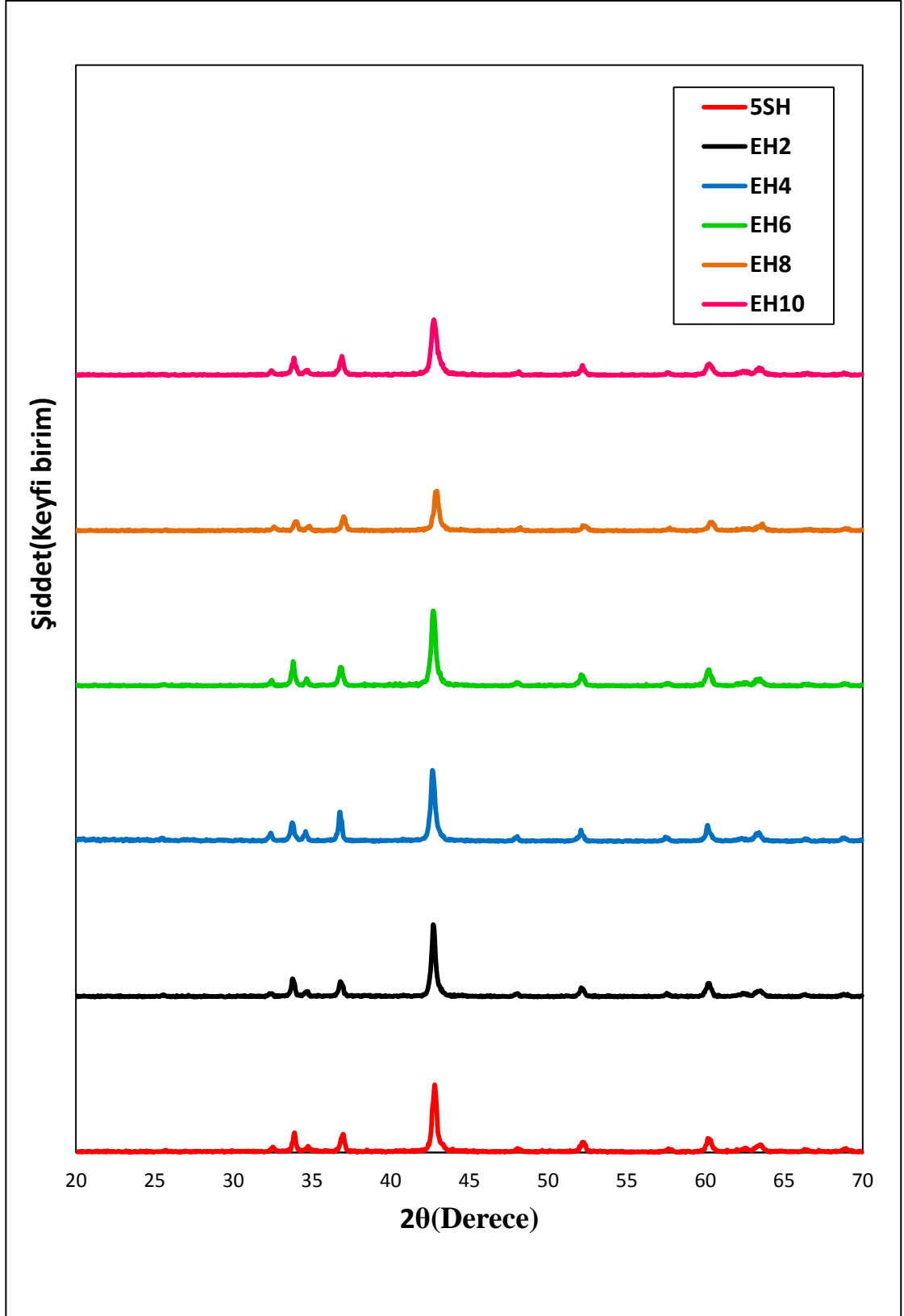
Şekil 5.1 MgB<sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> katkılı, Mg (magnezyum) kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri



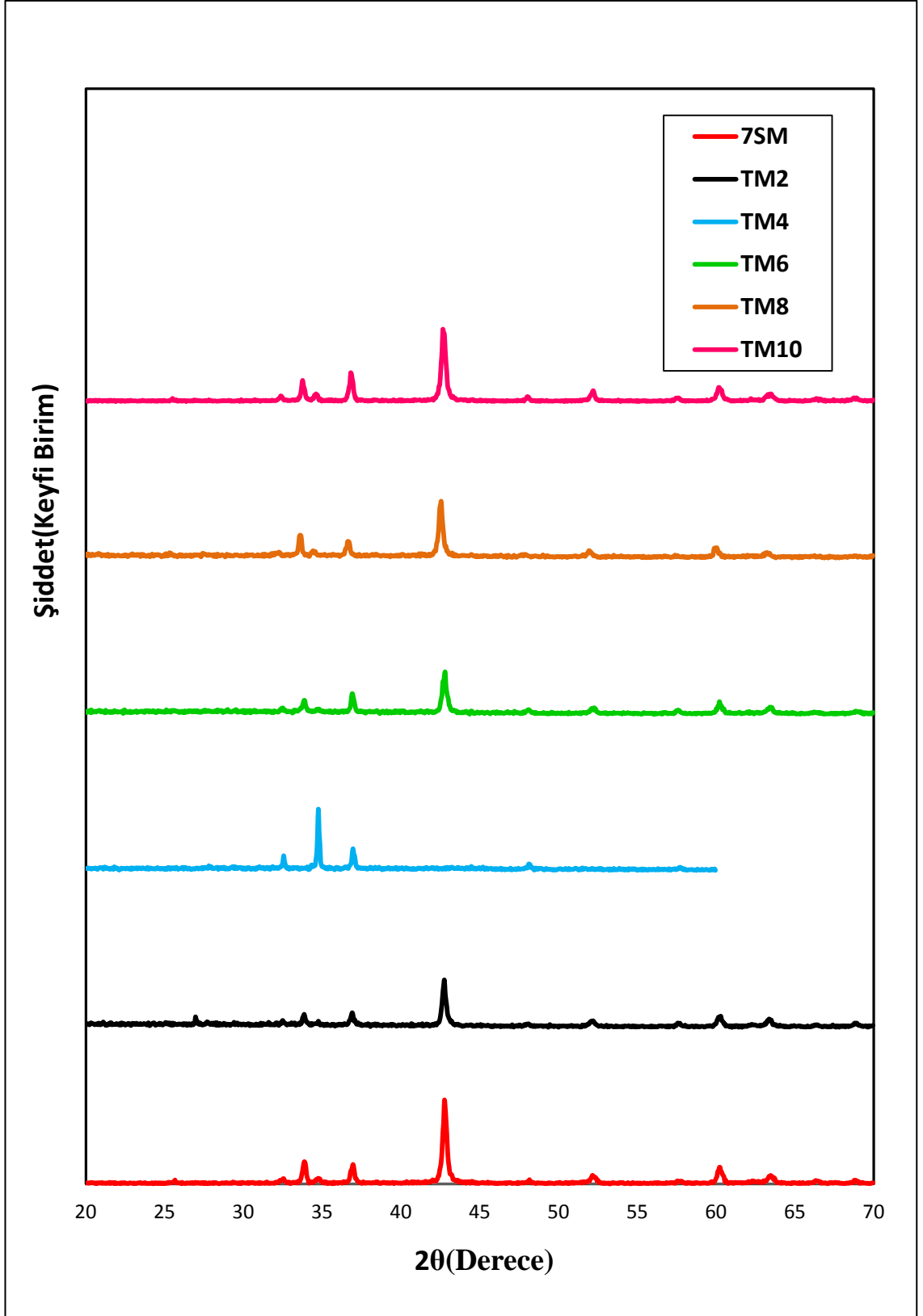
Şekil 5.2 MgB<sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> katkılı, MgH<sub>2</sub> (magnezyum hidrür) kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri



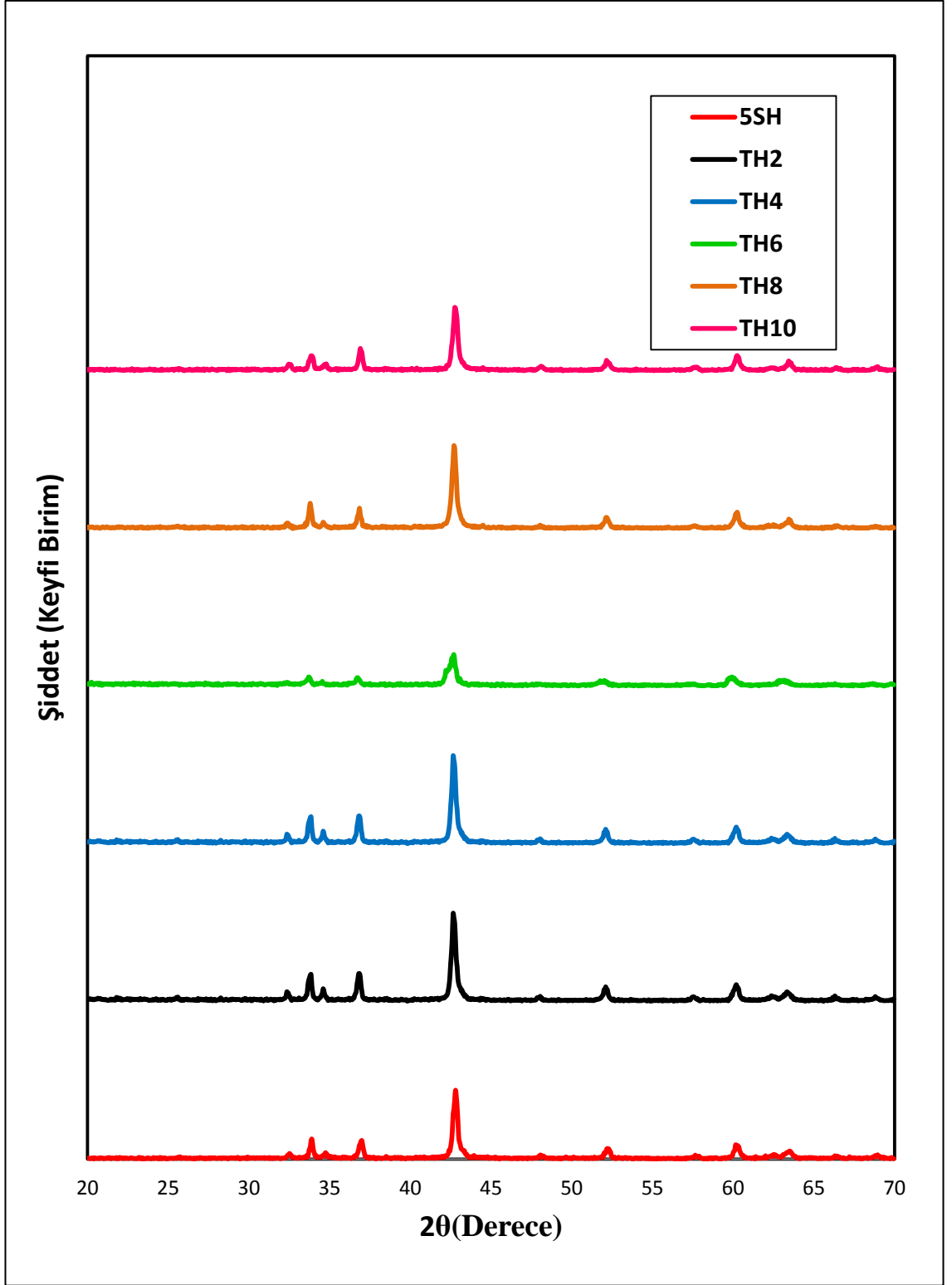
Şekil 5.3  $MgB_2$  ve %2-4-6-8-10 mol  $C_9H_{12}$  katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri



Şekil 5.4 MgB<sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C<sub>9</sub>H<sub>12</sub> katkılı, MgH<sub>2</sub> kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri



Şekil 5.5 MgB<sub>2</sub> ve %2-6-8-10 mol C<sub>7</sub>H<sub>8</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri



Şekil 5.6 MgB<sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C<sub>7</sub>H<sub>8</sub> katkılı, MgH<sub>2</sub> kullanılarak üretilen numunelerin X ışını kırınım desenleri

Tablo 5.1 Saf MgB<sub>2</sub> fazına ait X ışını kırınım deseni parametreleri

<b>d(Å)</b>	<b>I (Şiddet)</b>	<b>hkl</b>	<b>2θ (derece)</b>
3.5221	4.0	( 0 0 1)	25.266
2.6741	26.0	( 1 0 0)	33.483
2.1295	100.0	( 1 0 1)	42.412
1.7608	12.0	( 0 0 2)	51.885
1.5433	1.0	( 1 1 0)	59.886
1.4706	11.0	( 1 0 2)	63.173
1.4135	5.0	( 1 1 1)	66.044
1.3363	4.0	( 2 0 0)	70.403
1.2494	11.0	( 2 0 1)	76.125
1.1603	11.0	( 1 1 2)	83.190
1.0746	6.0	( 1 0 3)	91.591
1.0646	2.0	( 2 0 2)	92.701
1.0104	3.0	( 2 1 0)	99.341
0.9712	9.0	( 2 1 1)	104.962
0.9343	<1	( 1 1 3)	111.073

Tablo 5.1'de saf MgB<sub>2</sub>'ye ait X ışını kırınım deseni parametreleri verilmektedir. Şekil 5.1, 5.2, 5.3, 5.4, 5.5, 5.6'daki X ışını kırınım desenleri incelenerek saf MgB<sub>2</sub>'ye ait X ışını kırınım deseni parametreleri ile karşılaştırıldığında  $2\theta = 25.2^\circ, 33.5^\circ, 42.4^\circ, 51.8^\circ, 59.9^\circ$  açılarında MgB<sub>2</sub> ana fazının piklerinin olduğu görülmektedir. Buna ek olarak Mg'a ait karakteristik pikler de gözlenmiştir. Bu pikler "+" ile belirtilmiştir. Bu piklerin görülme sebebi bir miktar Mg'un reaksiyona girmemiş olmasıdır. Numune hazırlarken ısı işlem sıcaklığı ve Mg'nin buharlaşma sıcaklığı göz önüne alınarak Mg % 5 mol fazla katılmıştır. Literatürdeki çalışmalarda XRD desenleri incelendiği zaman genellikle MgO fazına rastlanmaktadır (Yanmaz vd., 2009, Jiang vd., 2008 ve Li vd., 2007). Buna dair çok küçük bir pikin yaklaşık  $63^\circ$  yakınında gözlenmiş olması numune üretiminde her ne kadar kapalı ortam (Ar atmosferinde) kullanılmışsa da oksijenin az miktarda reaksiyona girdiğini göstermektedir. Bu fazın akı çizgilerini tuzaklayıcı merkezler olarak davrandığını değerlendirmekteyiz.

Burada farklı miktarda C ihtiva eden katkılar (benzen, toluen ve etil toluen) kullanılmıştır. Literatürde C katkısının  $T_c$ 'yi düşürdüğü,  $J_c$ 'yi arttırdığı ve kısmi olarak B ile yer değiştirdiği bilinmektedir (Wilke vd., 2005 ve Yeoh vd., 2007). Bu çerçevede Şekil 5.1, 5.2, 5.3, 5.4, 5.5, 5.6'dan elde edilen veriler Tablo 5.2 'de verilmektedir. Üretilmiş olan bütün numunelerde  $MgB_2$ 'ye ait ana pikte ( $2\theta=42.4^\circ$ ) yaklaşık  $0.4^\circ$ 'lik bir kayma gözükmemektedir.

Tablo 5.2 Üretilen numuneler için MgB<sub>2</sub>'ye ait ana pike karşılık gelen açılı değerleri ve şiddet değerleri

Numunenin adı	2θ (Derece)	Şiddet (Keyfi birim)
5SH	42.8	874
7SM	42.75	1064
BH2	42.8	402
BH4	42.4	436
BH6	42.35	692
BH8	42.35	692
BH10	42.95	450
BM2	42.75	432
BM4	42.8	402
BM6	42.8	402
BM8	42.8	402
BM10	42.8	402
EH2	42.7	930
EH4	42.65	918
EH6	42.7	974
EH8	42.95	516
EH10	42.75	724
EM2	42.8	702
EM4	42.85	688
EM6	42.8	712
EM8	42.6	828
EM10	42.55	738
TM2	42.75	606
TM6	42.8	540
TM8	42.55	722
TM10	42.65	918
TH2	42.65	1114
TH4	42.65	1114
TH6	42.7	400
TH8	42.7	1050
TH10	42.75	804

BM serisinin pik şiddetleri katkılama ile azalmış, ancak katkılama miktarına bağlı olarak değişmemiştir.

BH serisinde %10 mol katkılı numune için  $MgB_2$  süperiletken fazının oluşmadığı belirlenmiştir. Diğer ölçüm sonuçları ile birlikte değerlendirildiğinde bu numunenin üretim aşamasından etkilendiği sonucuna varılmıştır. Bu serideki %2 mol katkılı numunede de  $42.9^\circ$  deki  $MgO$  piki ile çakışmasından dolayı bu numunenin de oksitlendiğini söyleyebiliriz. Bu serideki pik şiddetlerinin de katkılama ile azaldığı gözlenmiştir.

EM ve EH serisinde de  $MgB_2$  ana fazına ait karakteristik pikinin oluştuğu ve pik şiddetinin ise katkılama ile azaldığı gözlenmiştir.

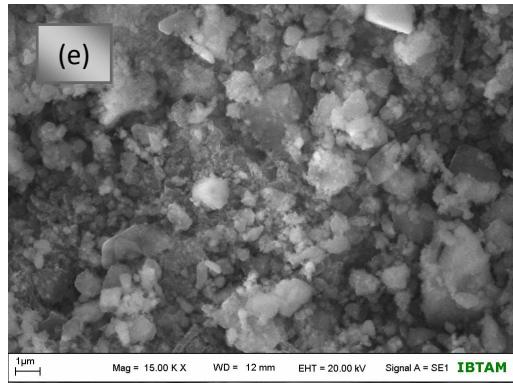
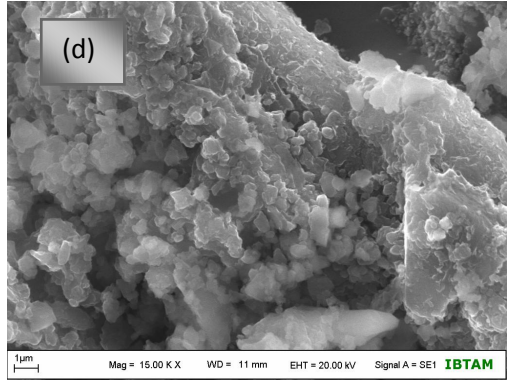
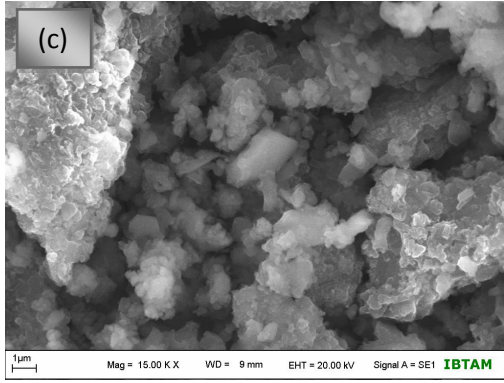
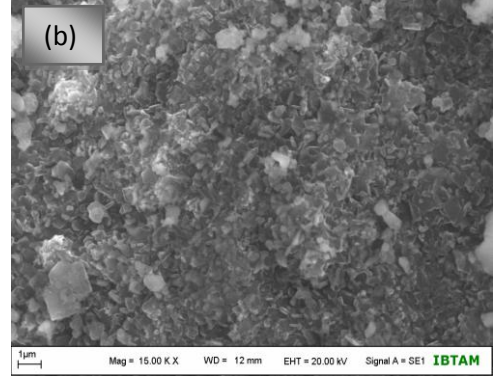
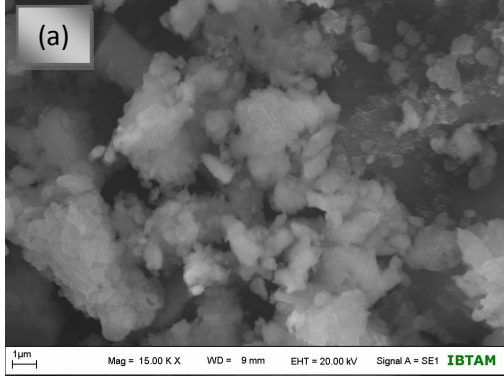
TM serisinde de %4 mol katkılı numune için  $MgB_2$  ana fazına ait karakteristik pikinin oluşmadığı gözlenmiştir. Bu seride pik şiddetinin katkılama ile azaldığı görülmektedir.

TH serisinde ise pik şiddetleri %2,4,8 mol katkılı numunelerde artarken %6,10 mol katkılı numunelerde ise azalma olduğu gözlenmiştir.

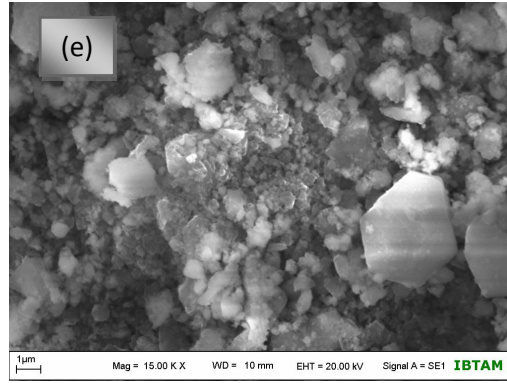
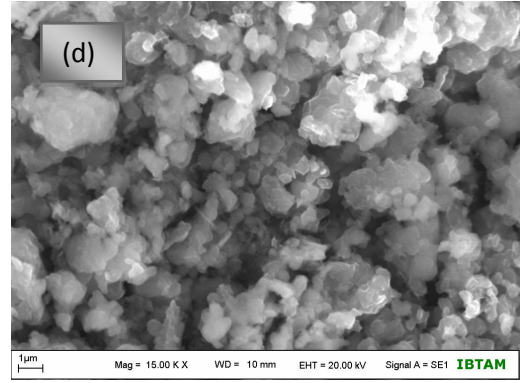
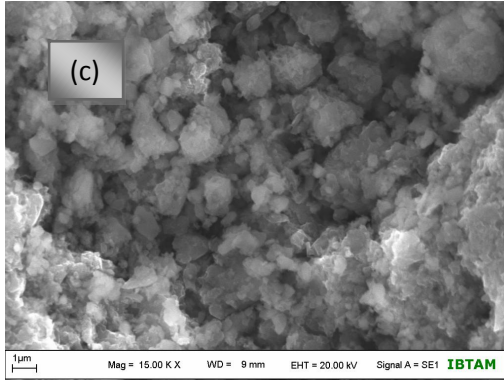
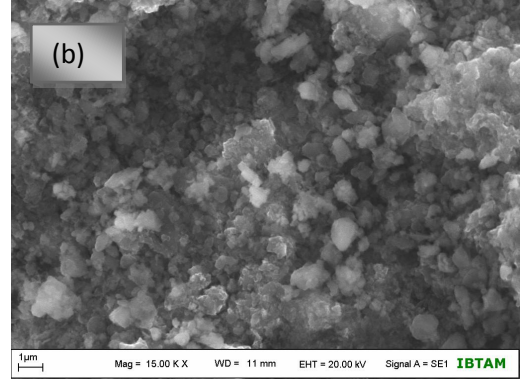
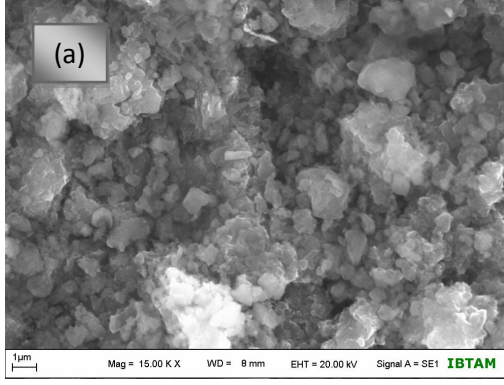
$MgB_2$ 'nin X ışını kırınım deseninde  $42.4^\circ$ deki karakteristik pikin boyu ve genişliği üretilen tozların parçacık büyüklüğüne bağlıdır. Parçacık büyüklüğü nm mertebesine inildiğinde pikin yüksekliği azalırken genişliğinin de artmasını beklemekteyiz (Yanmaz vd., 2009). Bu üretilen numunelerde üretim şartlarından dolayı pik şiddetlerinin değiştiğini değerlendirmekteyiz. Öğütme süresinin ve hızının aynı olduğunu göz önüne alsak bile üretimde kullanılan özellikle katkılama malzemesi olarak seçilen sıvı haldeki aromatik hidrokarbonların öğütme ortamında parçacık büyüklüğünü değiştirdiği bilinmektedir (Xu vd., 2006).

## 5.2 SEM Analizleri

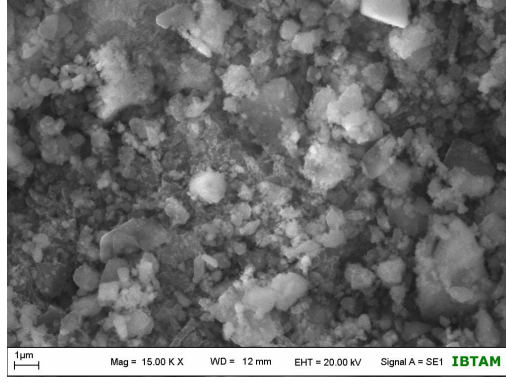
$MgB_2$  ve %2-4-6-8-10 mol  $C_6H_6$  (benzen),  $C_9H_{12}$  (Etiltoluen) ve  $C_7H_8$  (Toluen) katkılı Mg ve  $MgH_2$  kullanılarak üretilen numunelerin SEM görüntüleri ile numunelerin mikroyapısı detaylı şekilde incelenmiştir.



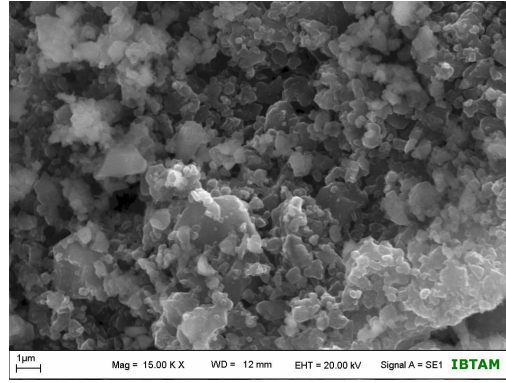
Şekil 5.7 15.00 KX büyütmedeki (a) BM2, (b) BM4, (c) BM6, (d) BM8 ve (e) BM10 numunelerinin SEM görüntüleri



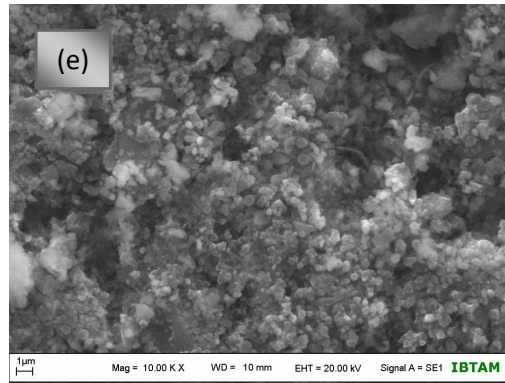
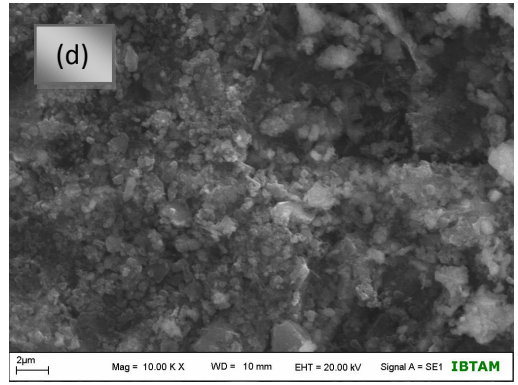
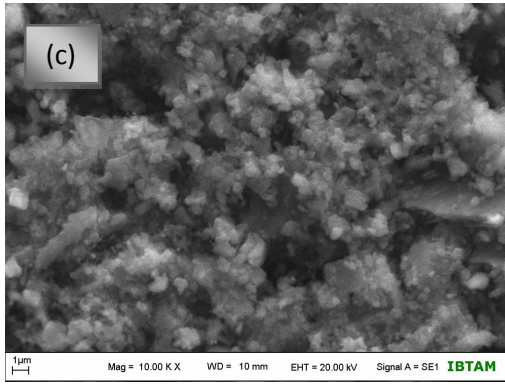
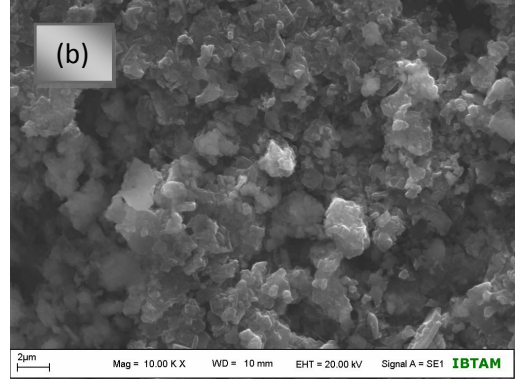
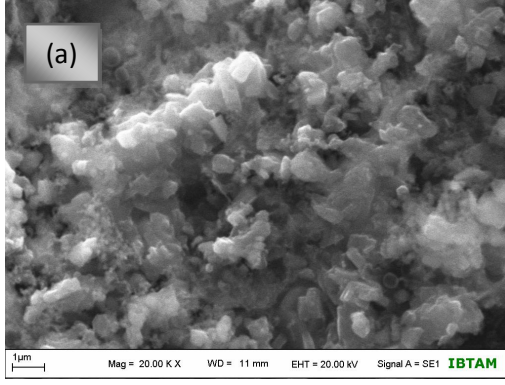
Şekil 5.8 15.00 KX büyütmedeki (a) BH2, (b) BH4, (c) BH6, (d) BH8 ve (e) BH10 numunelerinin SEM görüntüleri



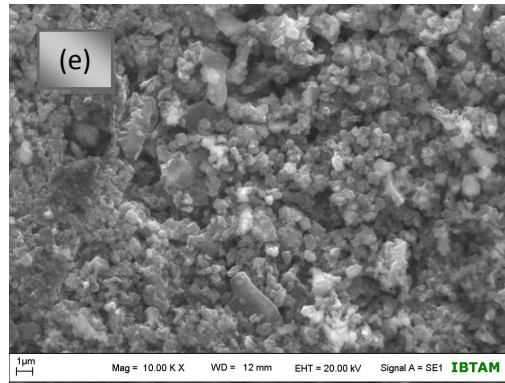
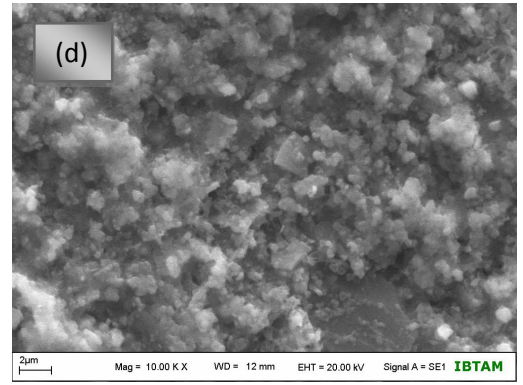
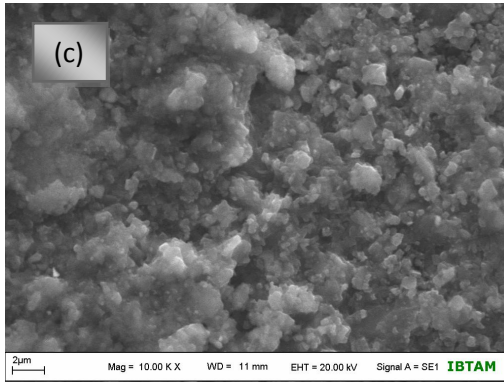
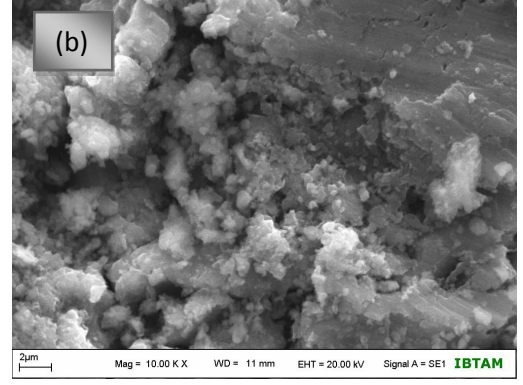
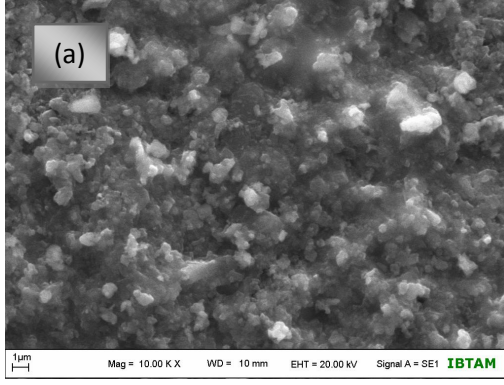
Şekil 5.9 5SH numunesinin 15.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsü



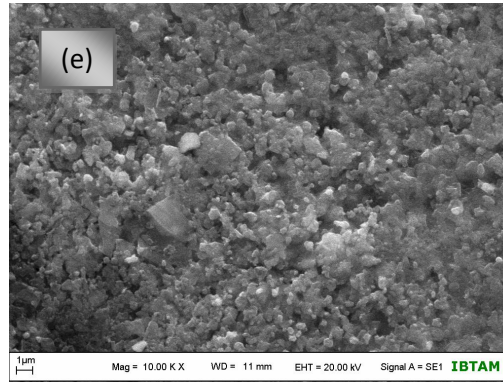
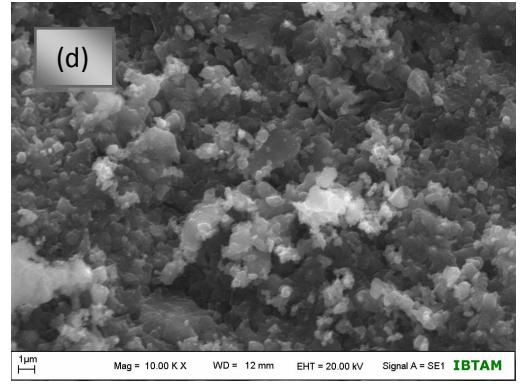
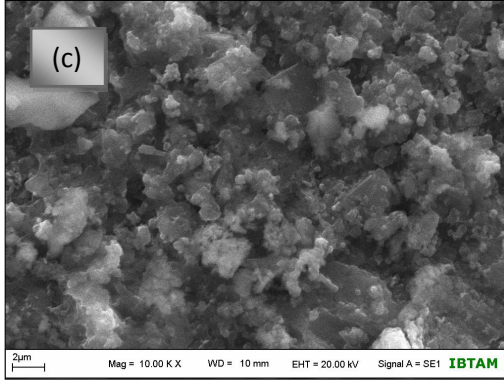
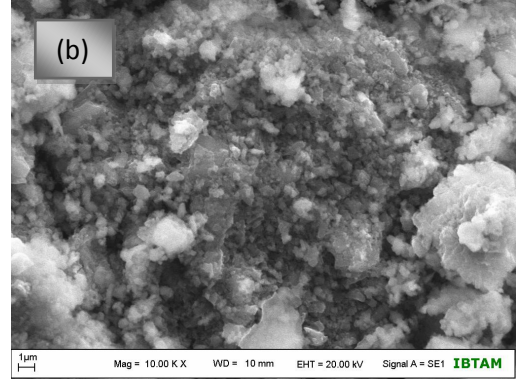
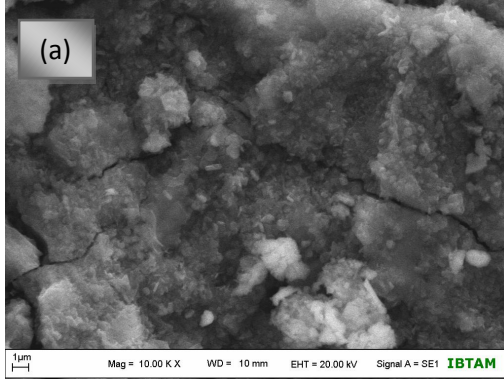
Şekil 5.10 7SM numunesinin 15.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsü



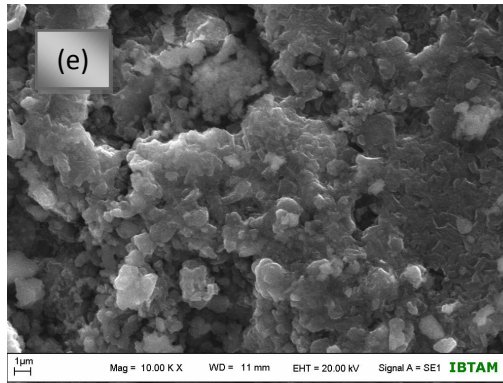
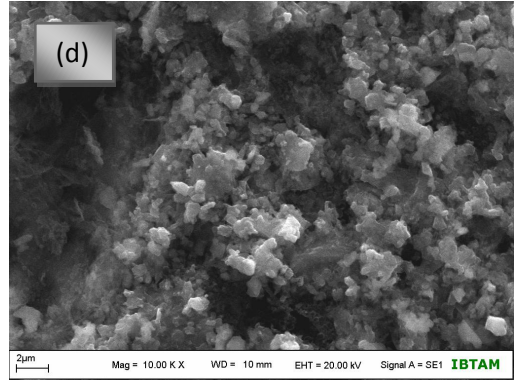
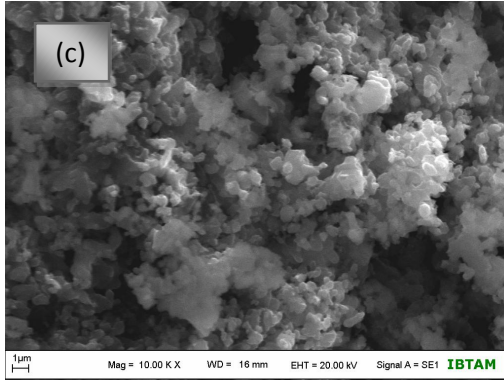
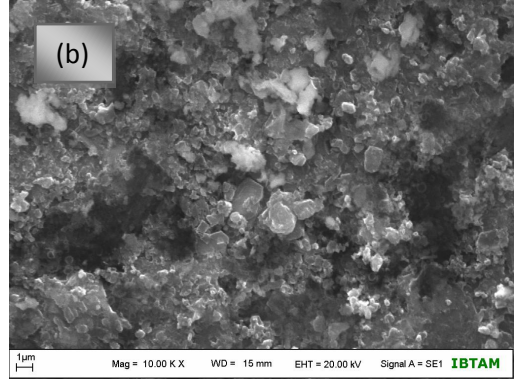
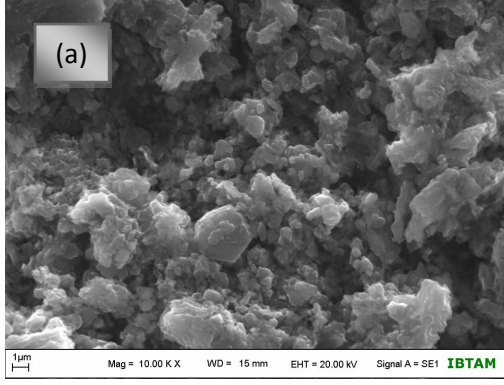
Şekil 5.11 (a) EM2 numunesinin 20.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsü, (b) EM4, (c) EM6, (d) EM8 ve (e) EM10 numunelerinin 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüleri



Şekil 5.12 (a) EH2, (b) EH4, (c) EH6, (d) EH8 ve (e) EH10 numunelerinin 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüleri



Şekil 5.13 (a) TM2, (b) TM4, (c) TM6, (d) TM8 ve (e) TM10 numunelerinin 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüleri



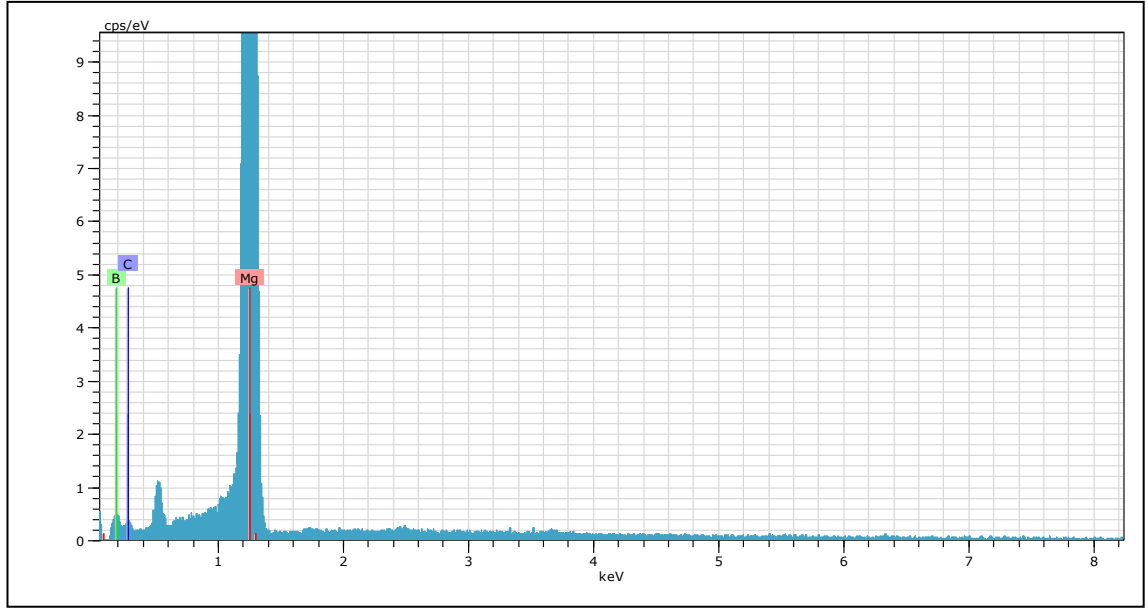
Şekil 5.14 (a) TH2, (b) TH4, (c) TH6, (d) TH8 ve (e) TH10 numunelerinin 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüleri

Şekil 5.7-5.14'te saf  $MgB_2$ , %2-4-6-8-10 mol  $C_6H_6$  (benzen),  $C_9H_{12}$  (Etiltoluen) ve  $C_7H_8$  (Toluen) katkılı katkılı Mg ve  $MgH_2$  kullanılarak üretilen numunelerin 15.00 KX, 20.00 KX ve 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüleri görülmektedir. Numunelerin SEM görüntüleri incelendiğinde  $MgB_2$ 'nin karakteristik tanecikli yapısının üretilen numunelerin hepsinde olduğu gözlenmiştir. Ayrıca oluşan yapının homojen olduğu gözlenmektedir. SEM görüntülerinden parçacık büyüklüğünün 1  $\mu m$ 'nin altında olduğu tahmin edilmektedir. Az miktarda da olsa gözenekli yapı dikkati çekmektedir. Mg ve  $MgH_2$  ile üretilen katkılı numune serilerinin birbirinden farklı belirgin bir özellik göstermediği dikkati çekmektedir.

### 5.3 EDX Ölçümleri

Üretilmiş olan bazı numunelerin kimyasal karakterizasyonunu ve elementel analizini yapmak için analitik bir teknik olan EDX kullanıldı. Ancak ne var ki atom numarası 26'dan küçük olan elementler bu yöntemle tam olarak belirlenmemektedir.

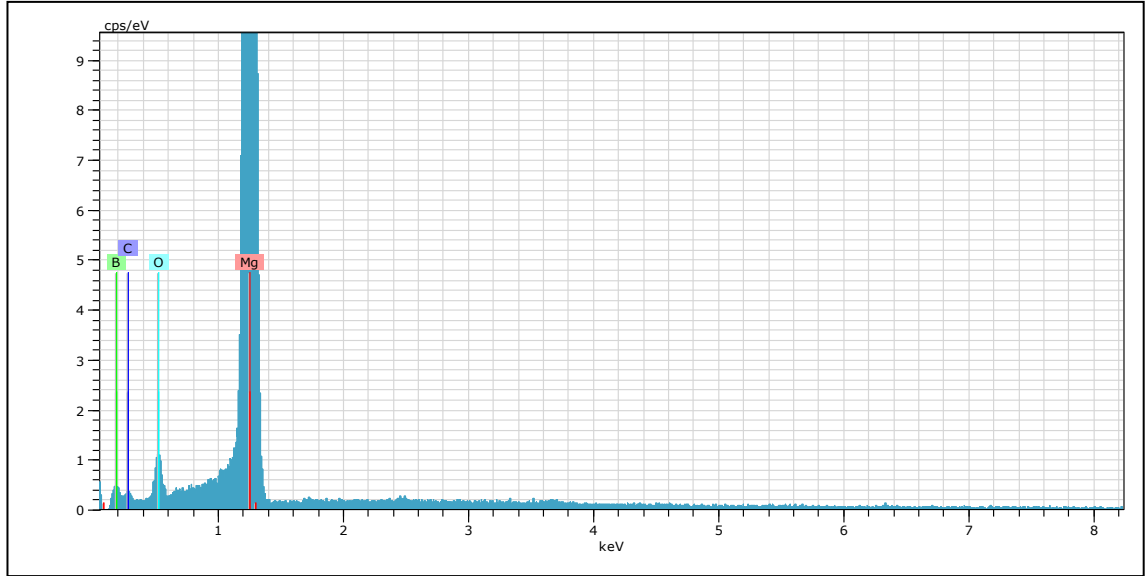
Şekil 5.15, 5.16 ve Tablo 5.3, 5.4 incelendiğinde EDX ölçümlerinin aynı BM2 numunesine ait olmasına rağmen değerlerin farklı çıktığını görmekteyiz. Bunun sebebinin hava ortamında da bulunan oksijen, karbon vb. elementlerin tam olarak ayırt edilememesi olduğunu düşünmekteyiz.



Şekil 5.15 BM2 numunesine ait EDX ölçümü (1.ölçüm)

Tablo 5.3 BM2 numunesine ait element ve atomik yüzdeleri (1.ölçüm)

Element Simgesi	Atom Numarası	Element Yüzdesi	Atomik Yüzde
B	5	21.25	29.92
C	6	32.38	41.04
Mg	12	46.37	29.04

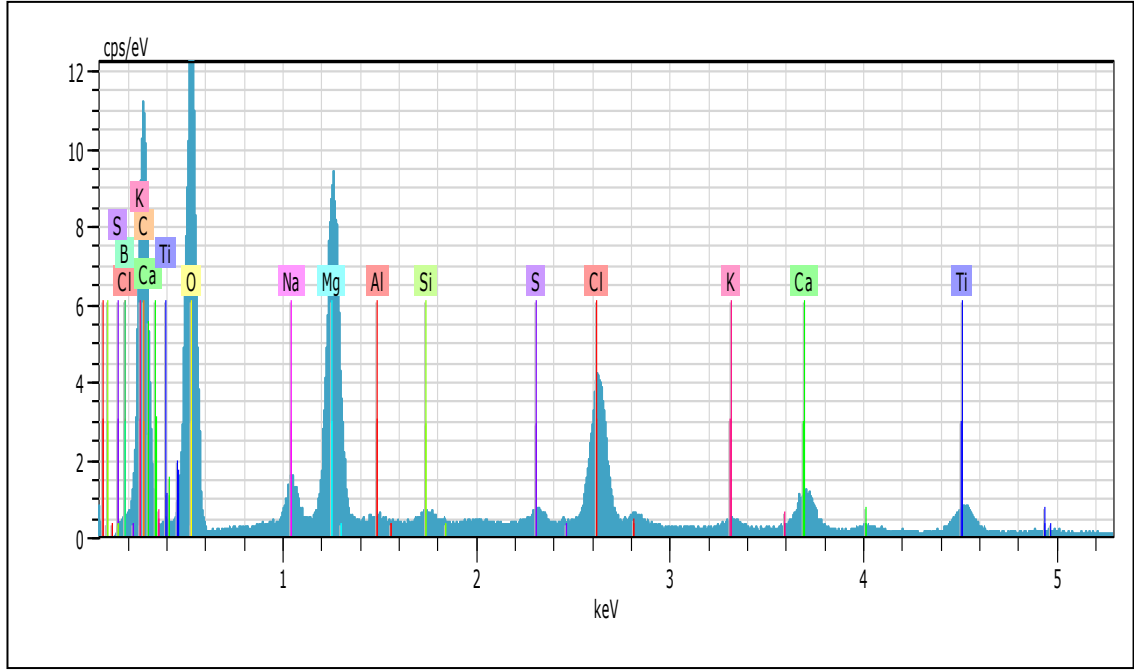


Şekil 5.16 BM2 numunesine ait EDX ölçümü(2. Ölçüm)

Tablo 5.4 BM2 numunesine ait element ve atomik yüzdeleri (2. Ölçüm)

Element Simgesi	Atom Numarası	Element Yüzdesi	Atomik Yüzde
B	5	23.24	29.92
C	6	20.10	41.04
O	8	24.27	25.17
Mg	12	45.98	31.39

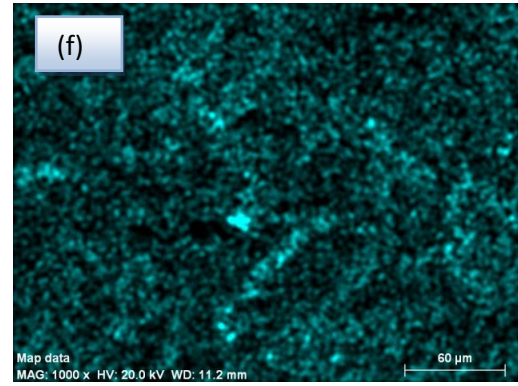
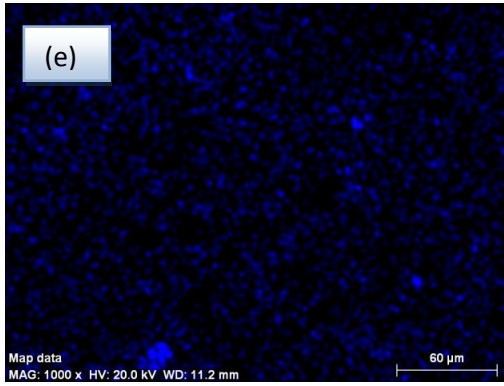
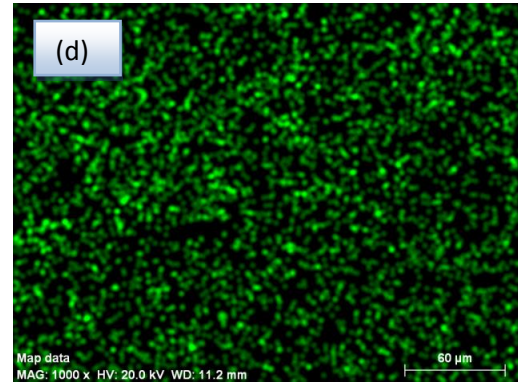
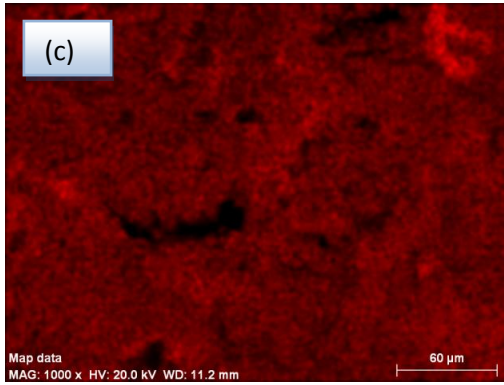
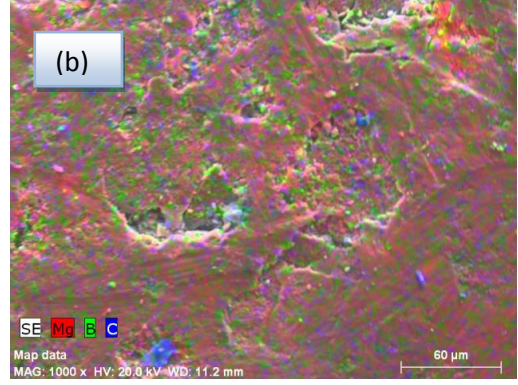
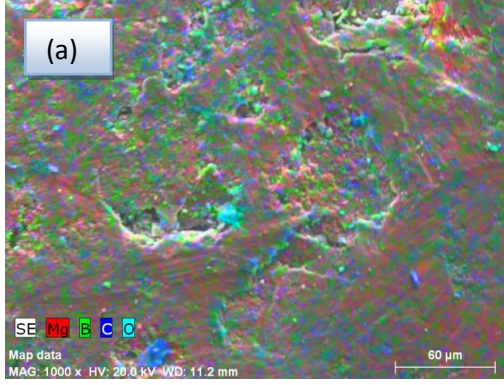
Bunun yanı sıra BH10 kodlu numunede süperiletkenlik gözlenememişti. Bu numuneye ait EDX ölçüm sonuçları Şekil 5.17 ve tablo 5.5'te incelendiğinde içeriğinde pek çok farklı elementin olduğunu görmekteyiz. Bunun sebebinin ise öğütme ortamının yeterince temizlenmemesi olduğunu düşünmekteyiz. Bu da numune üretim işlemleri sırasında çok dikkatli olunması gerektiğini göstermektedir.



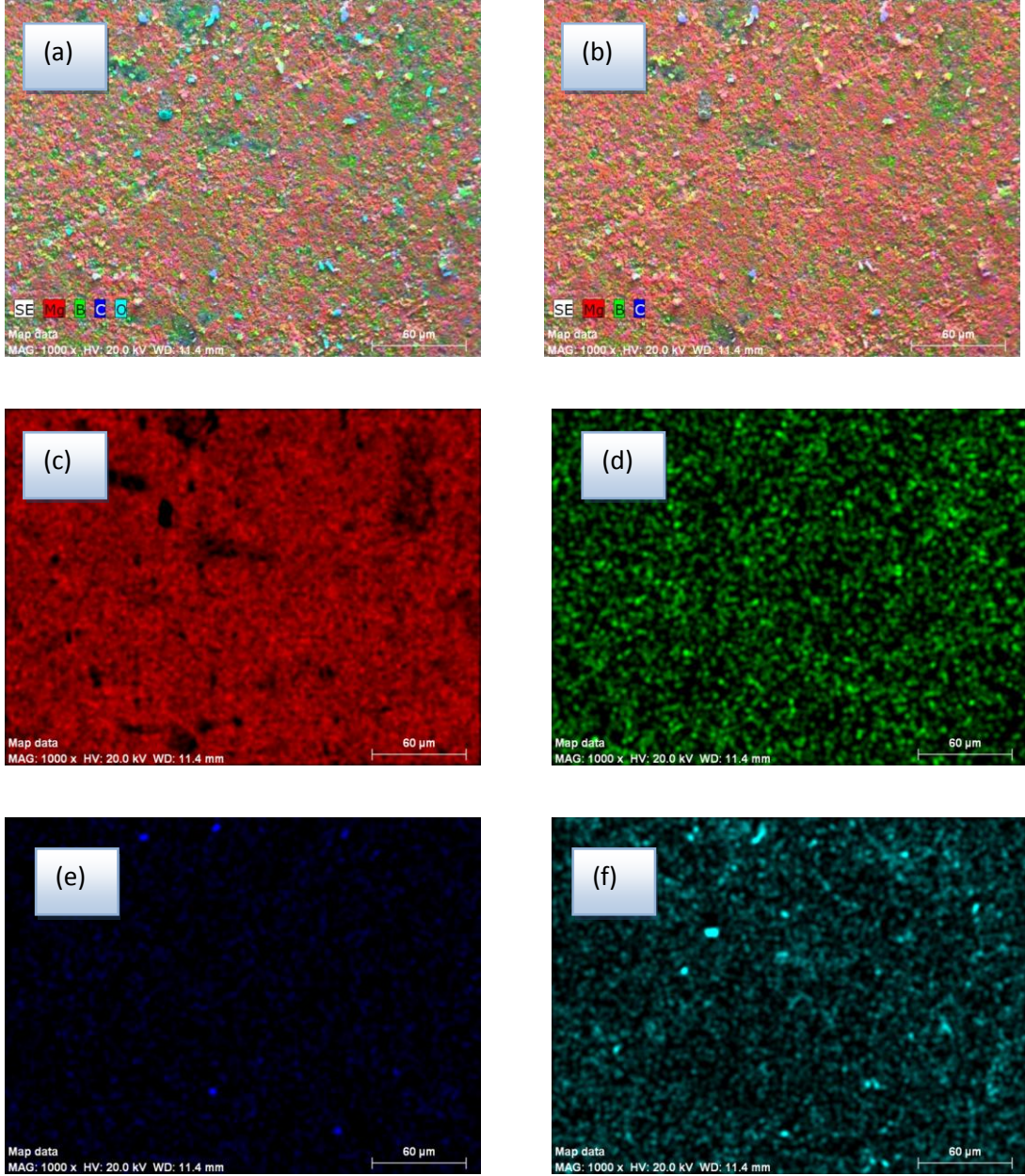
Şekil 5.17 BH10 numunesine ait EDX ölçümü

Tablo 5.5 BH10 numunesine ait element ve atomik yüzdeleri

Element Simgesi	Atom Numarası	Element Yüzdesi	Atomik Yüzde
B	5	0.07	0.10
C	6	22.81	30.16
Mg	12	6.43	4.20
O	8	62.15	61.69
Na	11	1.15	0.80
Al	13	0.05	0.03
Si	14	0.13	0.07
S	16	0.29	0.14
Cl	17	3.51	1.57
K	19	0.26	0.10
Ca	20	1.52	0.60
Ti	22	1.64	0.54



Şekil 5.18 EM4 numunesine ait renkli EDX görüntüleri [a) Mg, B, C, O elementlerini b) Mg, B, C elementlerini c)Mg elementini d) B elementini e) C elementini f) O elementini göstermektedir.]



Şekil 5.19 EM6 numunesine ait renkli EDX görüntüleri [(a) Mg, B, C, O elementlerini b) Mg, B, C elementlerini c)Mg elementini d) B elementini e) C elementini f) O elementini göstermektedir.]

Şekil 5.18, 5.19’da sırasıyla EM4 ve EM6 numunelerine ait EDX yüzey resimleri görülmektedir. Bu resimlerde oluşan yapı içindeki elementler renk analizi yardımıyla belirlenmiştir. Kırmızı renk Mg elementine, yeşil renk ise B elementine ait olup, homojen bir şekilde dağılmıştır. Mavi renk ise C elementine ait olup, yer yer yapı içinde

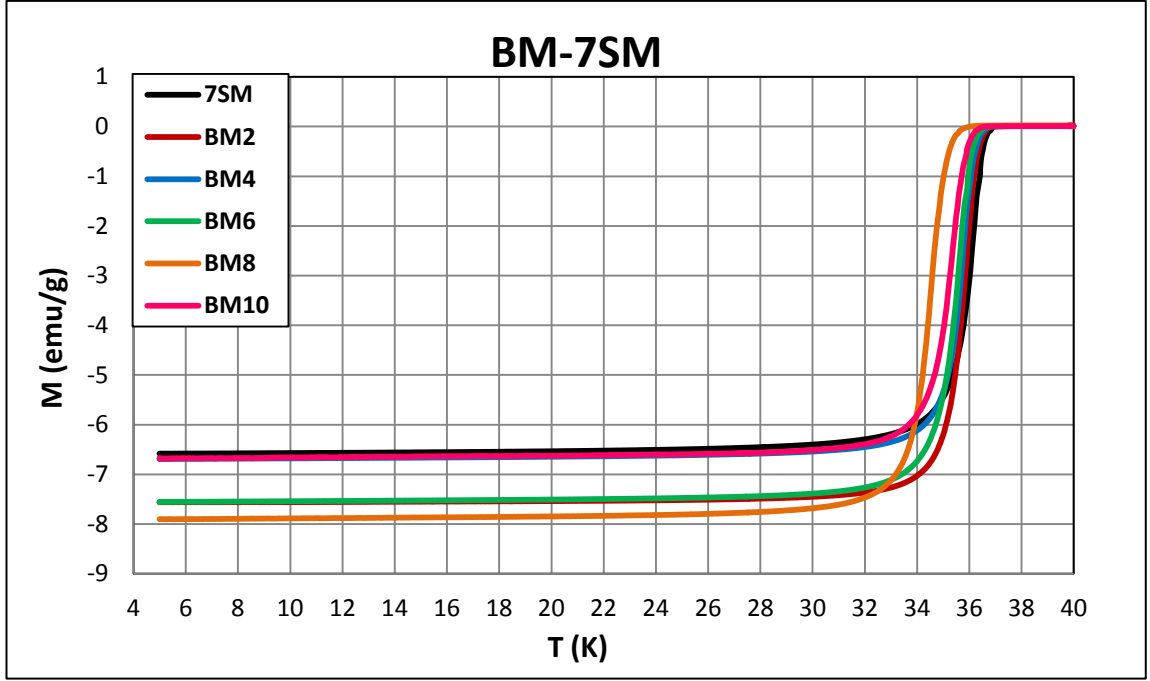
yer almıştır. Açık renk mavi ise O elementine ait olup, numune yer yer oksitlendiğini göstermektedir.

#### 5.4 M-T Ölçümleri

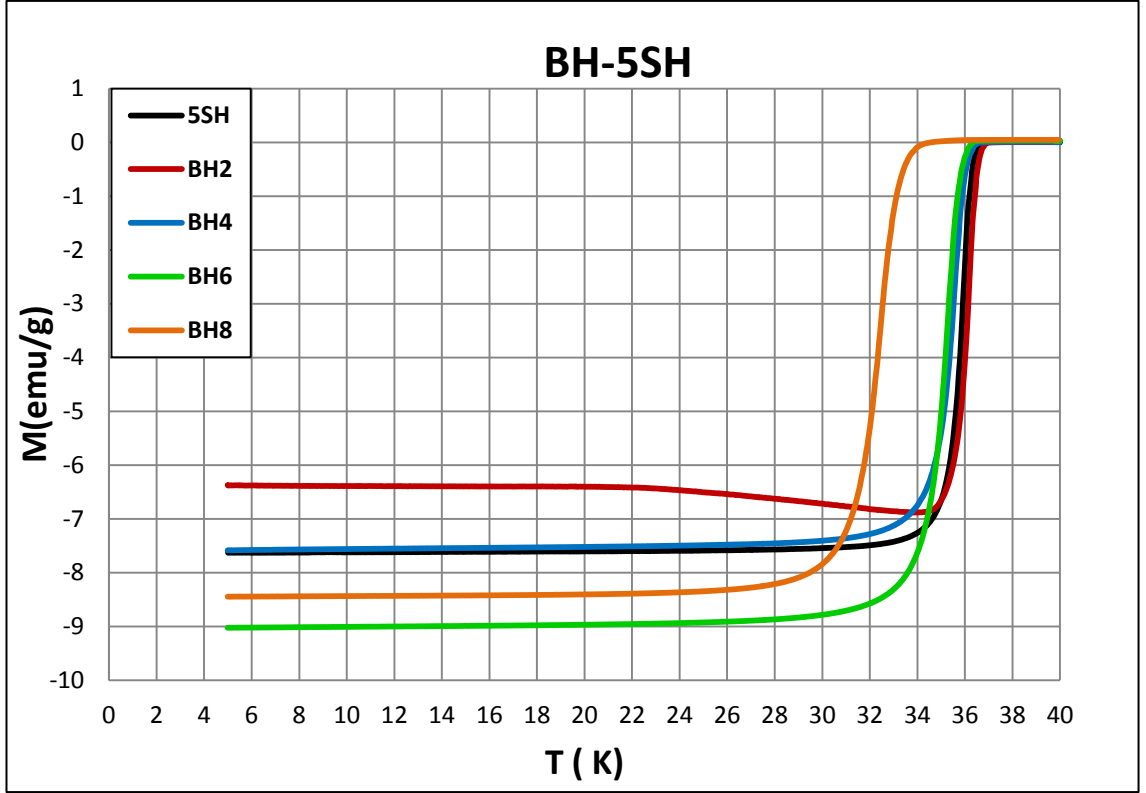
Benzen katkılı numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklığını hesaplamak ve uygulanan alanın geçiş sıcaklığına etkisini incelemek için manyetizasyonunun sıcaklığa bağlı değişimi ölçüldü. Üretilen numunelerin kesim aşamasındaki sorunlar nedeniyle hepsi eşit hacimde olmadığından ölçüm sonucunda elde edilen veriler daha nicelikli bir karşılaştırma için kütleye göre normalize edilerek oluşan manyetizasyon değerleri (emu/g) elde edildi.

Şekil 5.20 ve Şekil 5.21'de Mg ve MgH<sub>2</sub> tozu kullanılarak üretilen saf MgB<sub>2</sub> ve % 2-4-6-8-10 mol C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> katkılı numunelerin manyetizasyonlarının sıcaklığa bağlı değişimleri verilmektedir. Bu grafiklere göre üretilen numunelerin hemen hemen tamamında normal fazdan süperiletken faza geçişin keskin olduğu görülmektedir. M-T grafiklerinde geçişin keskin olması tanecikler arasındaki bağlantının güçlü ve ikincil fazların daha az olduğunu teyit etmektedir. Manyetizasyonun sıcaklığa bağlı değişiminden süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları belirlenmiştir. Bu değerler Tablo 5.6'da verilmiştir.

Yığın halde üretilen numunelerin süperiletkenliğe geçiş özelliğine baktığımızda mıknatıslanma miktarının farklılık gösterdiğini görmekteyiz. Sayısal değerlerdeki bu farklılık normal görülebilir. Bunun üretim şartlarından ve parçacık boyutundaki farklılıktan kaynaklandığını değerlendirmekteyiz.



Şekil 5.20  $MgB_2$  ve %2-4-6-8-10 mol  $C_6H_6$  katkı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin manyetizasyonunun sıcaklığa bağlı değişimi



Şekil 5.21  $MgB_2$  ve %2-4-6-8 mol  $C_6H_6$  katkılı,  $MgH_2$  kullanılarak üretilen numunelerin manyetizasyonunun sıcaklığa bağlı değişimi

Tablo 5.6  $C_6H_6$  katkılı numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları

Numune Adı	$T_c$ (K)
7SM	37,00
5SH	36,91
BM2	36,86
BM4	36,87
BM6	36,79
BM8	36,06
BM10	36,59
BH2	37,03
BH4	36,78
BH6	36,38
BH8	34,56

M-T grafikleri incelendiğinde katkılama miktarının artmasıyla süperiletkenliğe geçiş sıcaklıklarında çok belirgin sistematik bir değişiklik olmamakla beraber süperiletkenliğe geçiş sıcaklığında bir azalma olduğu ve M-T eğrilerinin sola doğru kaydığı görülmektedir. Bu gözlem, sonuçların literatür ile uyum içerisinde olduğunu göstermektedir (Yanmaz vd., 2009).

BH10 adlı numunenin M-H histerizis eğrisinde süperiletken özellik göstermediği belirlenmiştir. Bu nedenle bu numuneye ait hesaplamalar yapılmamıştır.

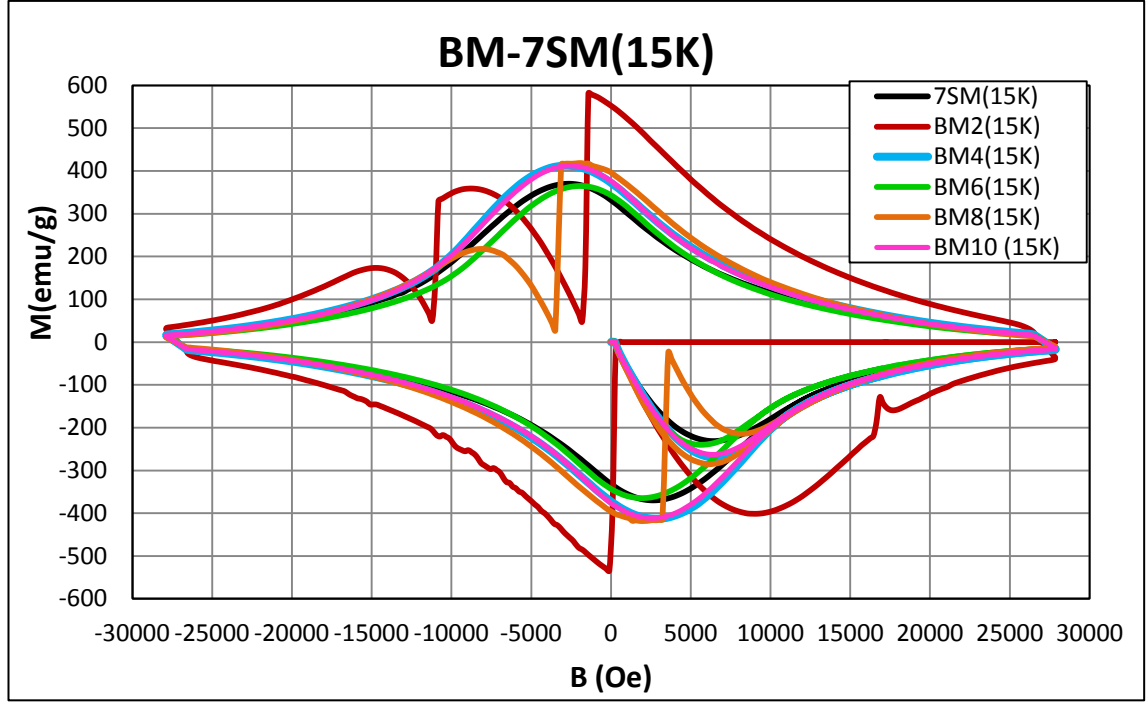
Benzen katkılama serisi içinde 0,1 T manyetik alan altında en yüksek geçiş sıcaklığı BH2 numunesine ait olup 37,03 K olarak belirlenmiştir.

Saf olarak üretilen 7SM ve 5SH numunelerinin geçiş sıcaklığı ise 37 K civarı olup bu değer literatürde elde edilen 39 K değerinden küçüktür (Akimitsu vd., 2001).

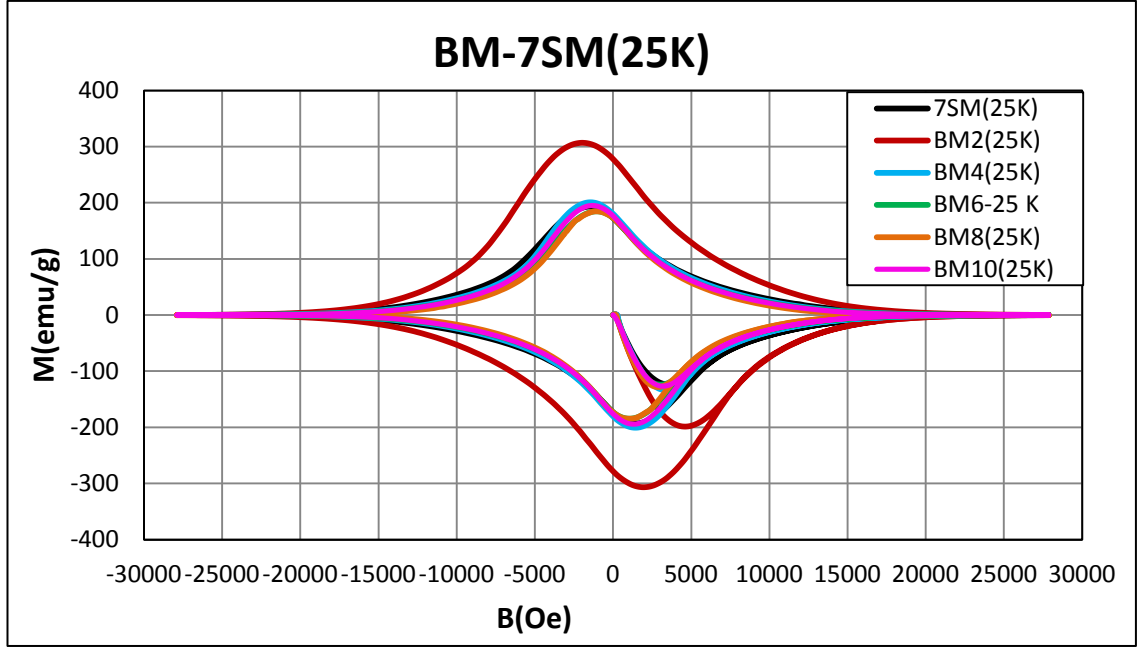
## 5.5 M-H Ölçümleri

Şekil 5.22 – Şekil 5.27’de Mg ve MgH<sub>2</sub> tozu ile farklı oranlarda benzen ve etiltoluen katkılayarak hazırlanan numunelere ait M-H grafikleri gösterilmiştir. Ölçümler 0-3 T alan aralığında 15 K ve 25 K’de iki farklı sıcaklık değerinde yapılmıştır. Manyetizasyon değişimi alanın bir fonksiyonu olarak elde edilmiştir. M-H eğrileri incelendiğinde sıcaklığın 15 K’den 25 K’e arttırılmasıyla eğrilerin genişliğinde azalma olduğu görülmektedir. Bu beklenen bir sonuçtur. Çünkü sıcaklık arttıkça (kritik geçiş sıcaklığına yaklaştıkça) kritik akım yoğunluğu azalmaktadır.

15 K’de akı sıçraması (akı heyelanı) olduğundan dolayı kritik akım yoğunluğunda da sıçramalar görülmektedir. Bir süperiletkende akı çizgilerinin bireysel ya da toplu hareketi sebebiyle numunenin direnç kazandığı ve kritik akım yoğunluğunun azaldığı bilinmektedir. Şekil 5.22’de mıknatıslanmada meydana gelen keskin düşüşler akı heyelanı olarak adlandıracağımız bir fiziksel durumu göstermektedir. Manyetik alanın süpürme hızı yavaş olduğunda numuneye giren manyetik akı çizgileri daha yavaş dengeye gelerek perçinleme merkezlerinde sabitleneceği için akı heyelanı oluşma olasılığını azaltmasını beklemekteyiz.

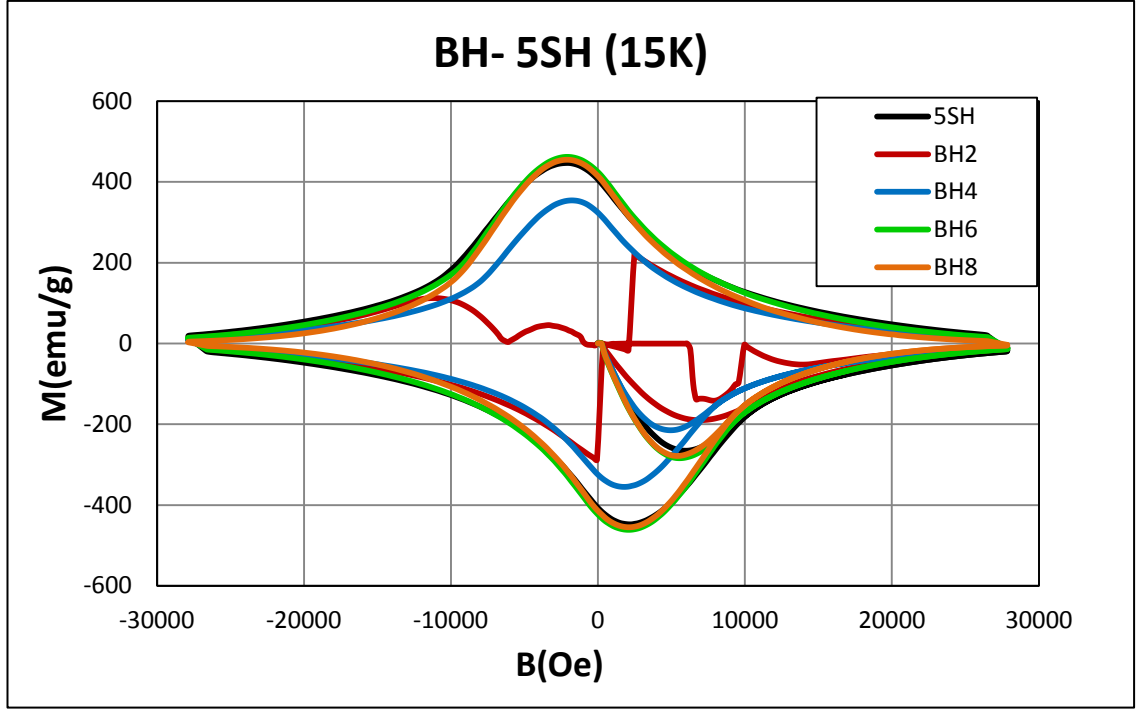


Şekil 5.22  $MgB_2$  ve %2-4-6-8-10 mol  $C_6H_6$  katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 15 K'de alana bağlı değişimi

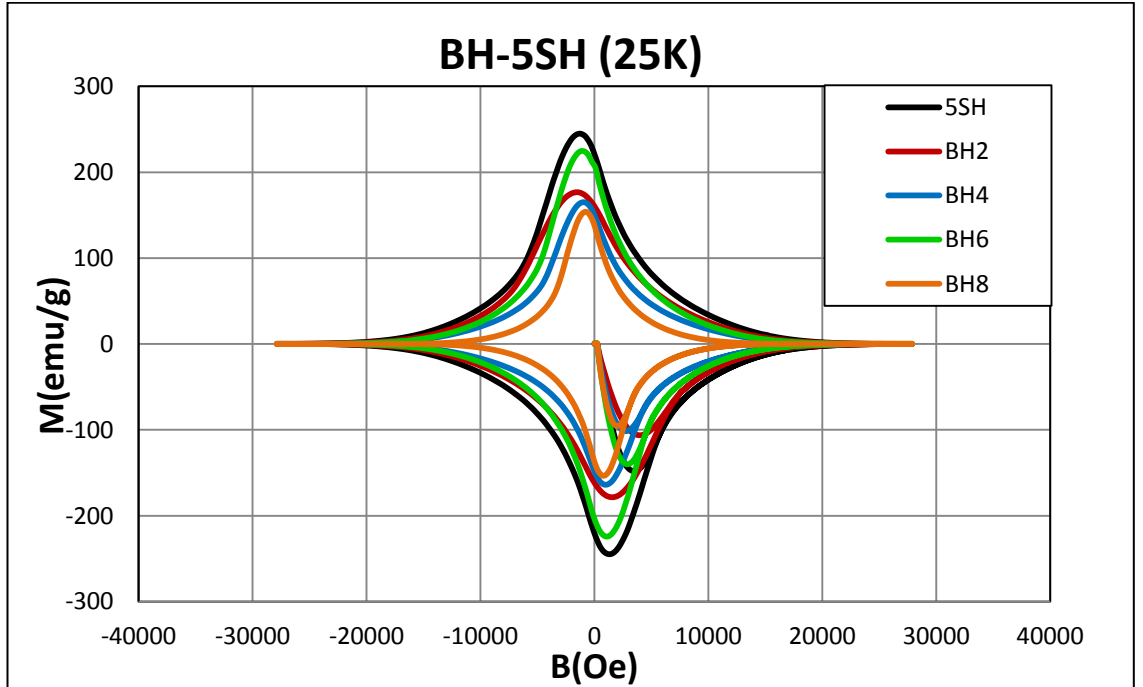


Şekil 5.23  $MgB_2$  ve %2-4-6-8-10 mol  $C_6H_6$  katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 25 K'de alana bağlı değişimi

Şekil 5.22 ve Şekil 5.23'de Mg tozu ile farklı oranlarda benzen katkılayarak hazırlanan numunelere ait M-H grafikleri gösterilmiştir. Şekil 5.22'de BM-7SM serisinin M-H eğrilerinde katkılama miktarı %2 mol olan numune için  $\Delta M$  genişliğinin maksimum olduğunu görmekteyiz. Bu grafik, kritik akım yoğunluğunu gösteren Şekil 5.28 ve Şekil 5.29'daki grafiklerle de uyum içerisindedir. % 2 mol  $C_6H_6$  katkılama ile 0 T alanda ve 15 K sıcaklıkta kritik akım yoğunluğu  $1,81 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup> olup maksimum değerdedir.



Şekil 5.24  $\text{MgB}_2$  ve %2-4-6-8 mol  $\text{C}_6\text{H}_6$  katkı,  $\text{MgH}_2$  kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 15 K'de alana bağlı değişimi

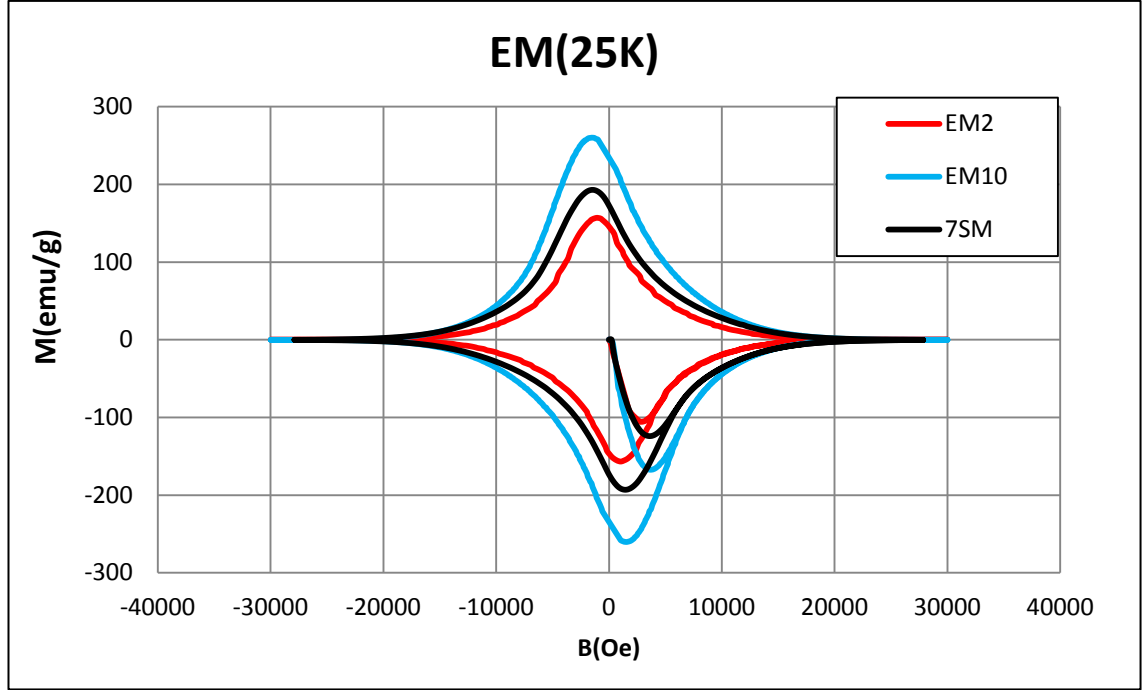


Şekil 5.25  $\text{MgB}_2$  ve %2-4-6-8 mol  $\text{C}_6\text{H}_6$  katkı,  $\text{MgH}_2$  kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 25 K'de alana bağlı değişimi

Şekil 5.24 ve Şekil 5.25'te M-H eğrisinin % 6 mol katkılama miktarında  $\Delta M$  genişliğinin maksimum olduğunu görmekteyiz. Bu grafik, kritik akım yoğunluğunu gösteren Şekil 5.32 ve Şekil 5.33'teki grafiklerle de uyum içerisindedir. % 6 mol  $C_6H_6$  katkılanmış numunenin 0 T alan ve 15 K sıcaklıktaki kritik akım yoğunluğu  $1,30 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup>'dir. Bu değer geleneksel katkılama yöntemleri ile elde edilen sonuçlardan %20 daha yüksektir (Yanmaz vd., 2009).



Şekil 5.26  $MgB_2$  ve %2 ve %10 mol  $C_9H_{12}$  katkı, Mg kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 15 K'de alana bağlı değişimi



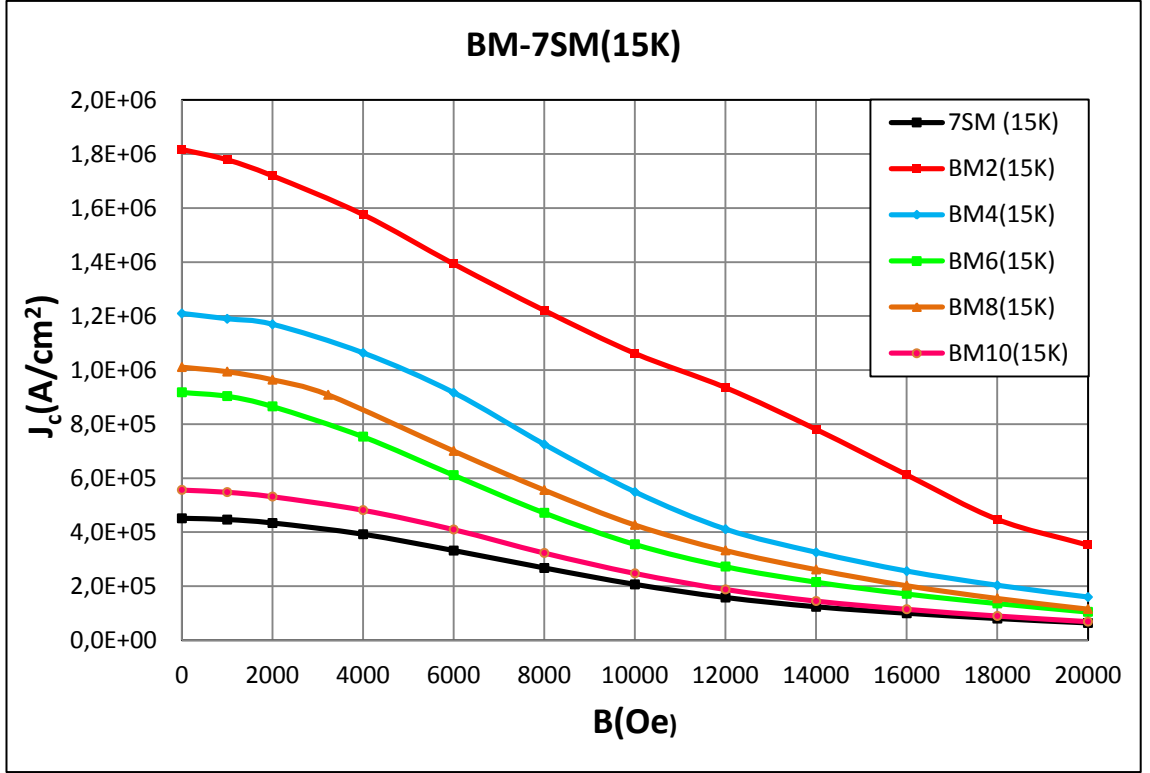
Şekil 5.27 MgB<sub>2</sub> ve %2 ve %10 mol C<sub>9</sub>H<sub>12</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerde manyetizasyonun 25 K'de alana bağlı değişimi

Şekil 5.26 ve Şekil 5.27'de Mg tozu ile %2 ve %10 mol etiltoluen katkılayarak hazırlanan numunelere ait M-H grafikleri gösterilmiştir. M-H eğrisinin % 10 mol katkılama miktarında  $\Delta M$  genişliğinin maksimum olduğunu görmekteyiz. Bu grafik kritik akım yoğunluğunu gösteren Şekil 5.34 ve Şekil 5.35'teki grafiklerle de uyum içerisindedir. % 10 mol C<sub>9</sub>H<sub>12</sub> katkılama ile 0 T alanda 15 K sıcaklığında kritik akım yoğunluğu  $1,44 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup>'dir.

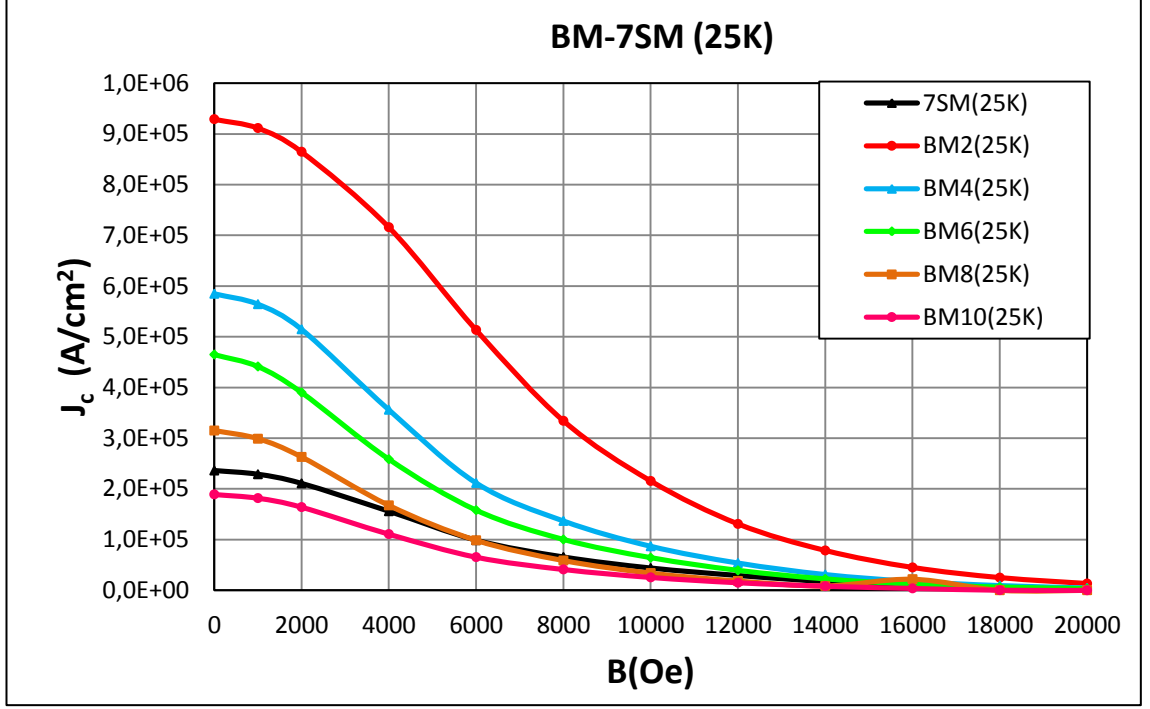
## 5.6 Kritik Akım Yoğunluğunun Belirlenmesi

(4.1) bağıntısı kullanılarak üretilen numunelerin kritik akım yoğunlukları 15 K ve 25 K sabit sıcaklıkları için hesaplanmış ve sonuçlar Şekil 5.28 - Şekil 5.35'te gösterilmiştir.

Numunelerin 15 K ve 25 K'de alan yokken hesaplanan kritik akım yoğunlukları Tablo 5.7 ve Tablo 5.8'de verilmiştir. Buna göre 15 K'deki kritik akım yoğunlukları 25 K'de olanlara göre daha yüksektir. Sıcaklık arttıkça hesaplanan kritik akım yoğunluklarının düştüğünü görülmektedir. Bu da zaten beklenen bir durumdur.



Şekil 5.28  $MgB_2$  ve %2-4-6-8-10 mol  $C_6H_6$  katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin 15 K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi



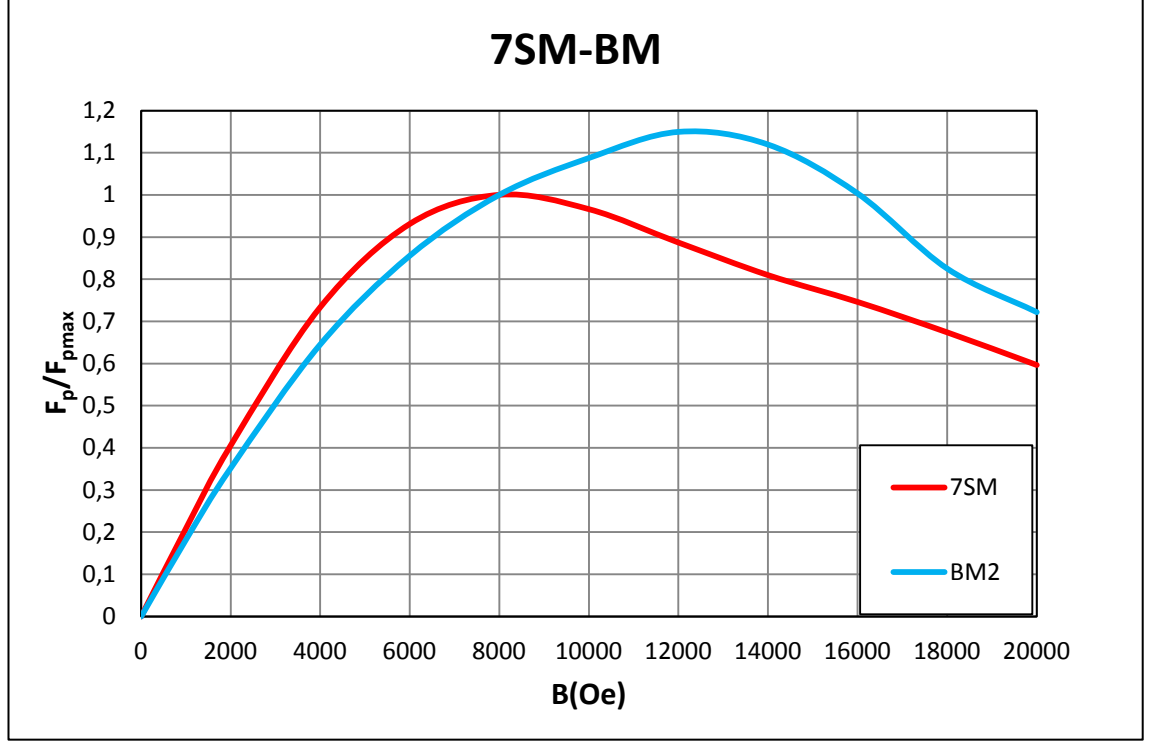
Şekil 5.29  $MgB_2$  ve %2-4-6-8-10 mol  $C_6H_6$  katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin 25 K’de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi

Şekil 5.28 ve Şekil 5.29’daki grafikler, Şekil 5.22 ve Şekil 5.23’teki M-H grafikleri ile birlikte değerlendirildiğinde % 2 mol  $C_6H_6$  katkılama için tutarlı bir durum vardır. Numunelerin eşit hacimlerde olmaması bu aradaki farklılığın sebebi olarak düşünülmektedir. % 2 mol  $C_6H_6$  katkılama için 0 T alanda ve 15 K sıcaklıkta kritik akım yoğunluğu  $1,81 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup> olup maksimum değerdedir.

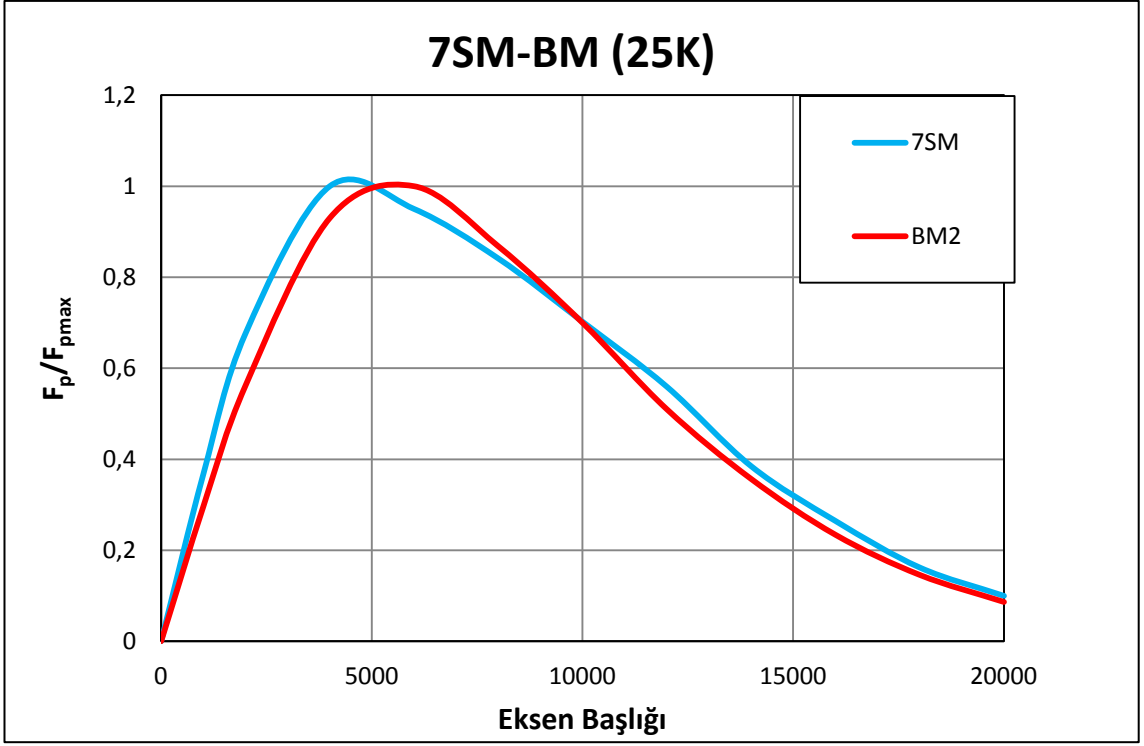
Mg kullanılarak hazırlanan saf ve %2  $C_6H_6$  katkılı numunelere ait perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı 15 K ve 25 K için perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı Şekil 5.30 ve Şekil 5.31’ de gösterilmiştir. Bu sonuçlar kritik akım yoğunluğunun alana bağlı grafiklerini desteklemektedir. Perçinlenme kuvveti “ $F_p = J \times B$ ” ile hesaplanmıştır. Daha sonra maksimum perçinlenme kuvvetine bölünerek normalize edilmiştir.

$B > 1$  T alanda 15 K’de Mg+%2 mol  $C_6H_6$  katkılı numune için perçinleme kuvveti saf numuneye göre daha yüksektir.  $B > 0,5$  T alanda 20 K’de Mg + % 2 mol  $C_6H_6$  katkılı numune için perçinleme kuvveti saf numuneye göre daha yüksektir. Bu sonuçlar C ile

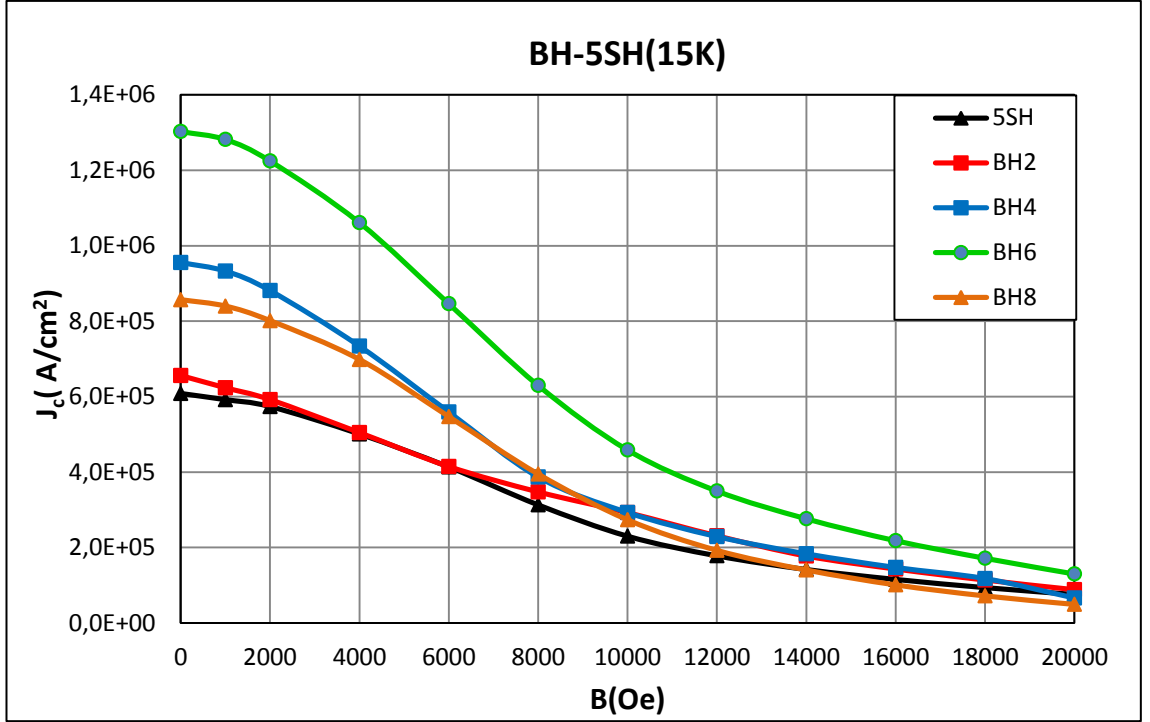
B'un yer değiştirerek ve parçacıkların büyüklüğünün küçülerek perçinlenme merkezleri oluşturduğunu desteklemektedir.



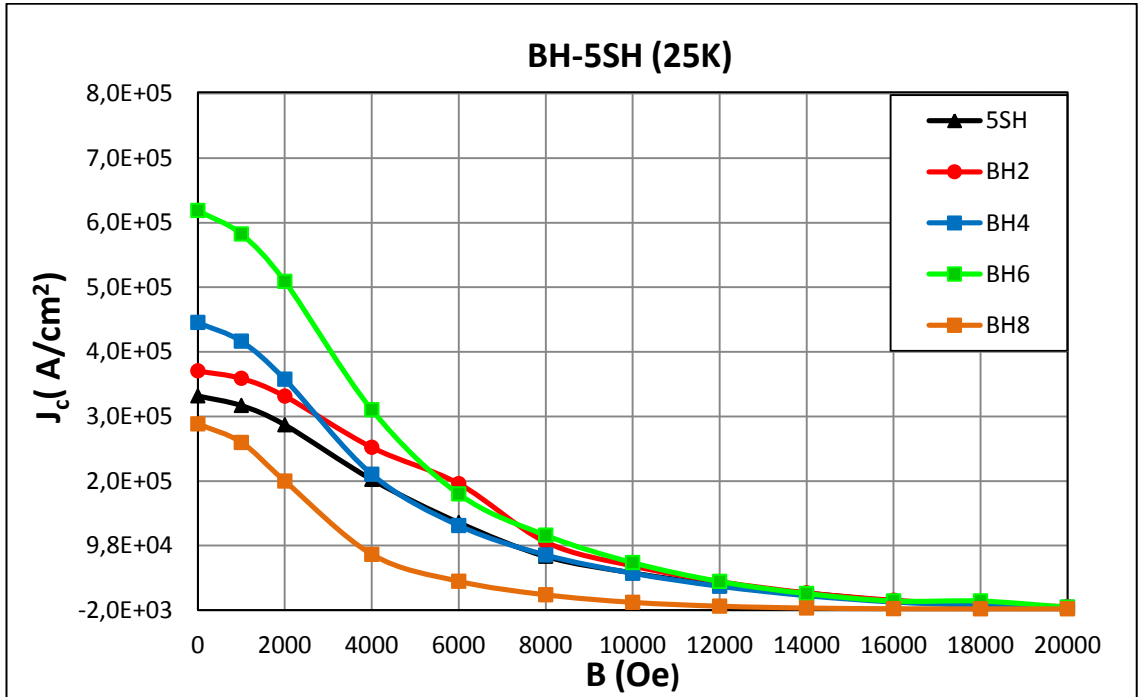
Şekil 5.30 Mg ile hazırlanan saf ve %2 katkılı numunelerin 15 K'deki perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı



Şekil 5.31 Mg ile hazırlanan saf ve %2 katkılı numunelerin 25 K'deki perçinlenme kuvvetinin alan bağımlılığı



Şekil 5.32  $MgB_2$  ve %4-6-8-10 mol  $C_6H_6$  katkılı,  $MgH_2$  kullanılarak üretilen numunelerin 15 K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi



Şekil 5.33  $MgB_2$  ve %2-4-6-8 mol  $C_6H_6$  katkılı,  $MgH_2$  kullanılarak üretilen numunelerin 25 K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi

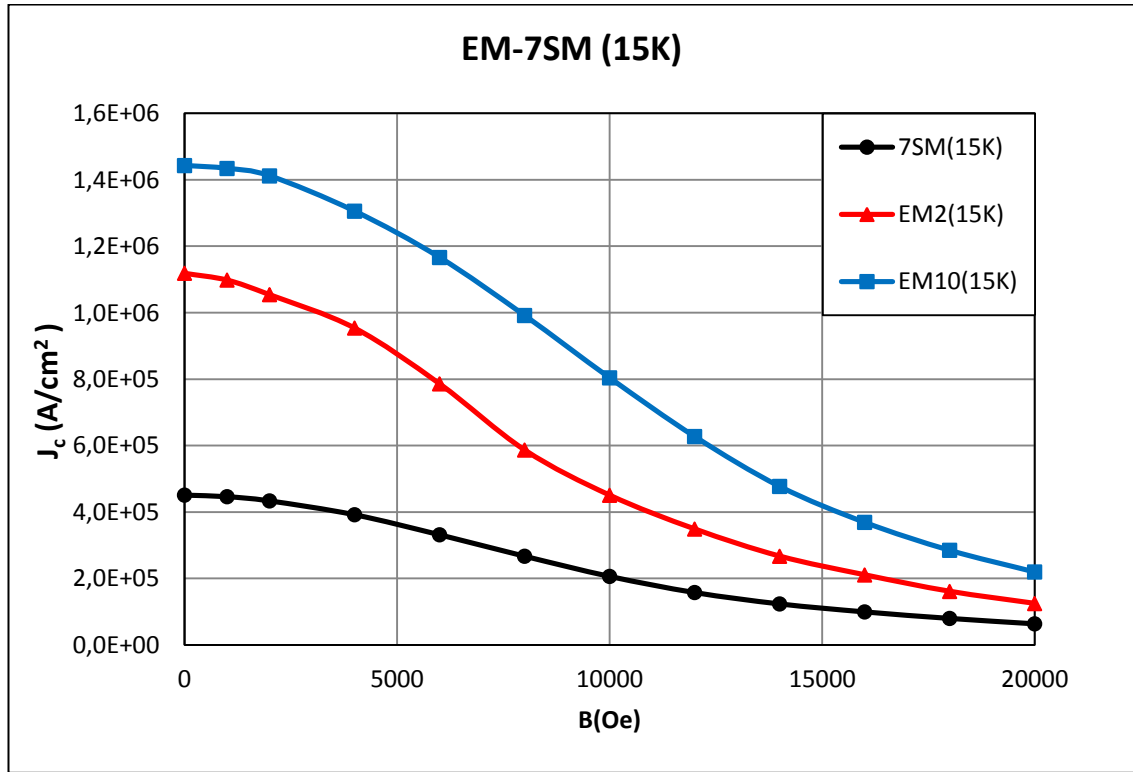
Şekil 5.32 ve Şekil 5.33'teki grafiklerin Şekil 5.24 ve Şekil 5.25'teki M-H grafikleri ile birlikte değerlendirildiklerinde % 6 mol C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> katkılama için tutarlı bir durum olduğunu görmekteyiz. M-H grafiklerinde katkısız numune ile benzerlik göstermesine rağmen kritik akım yoğunlukları aynı benzerliği sergilememektedir. Numunelerin geometrilerindeki farklılığın buna neden olabileceğini değerlendirmekteyiz. % 6 mol C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> katkılama ile 0 T alanda ve 15 K sıcaklıkta kritik akım yoğunluğu  $1.30 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup>'dir.

Tablo 5.7 MgB<sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> katkılı, Mg ve MgH<sub>2</sub> kullanılarak üretilen numunelerin 15 K ve 25 K'de, 0 T manyetik alan altında hesaplanan kritik akım yoğunluğu değerleri

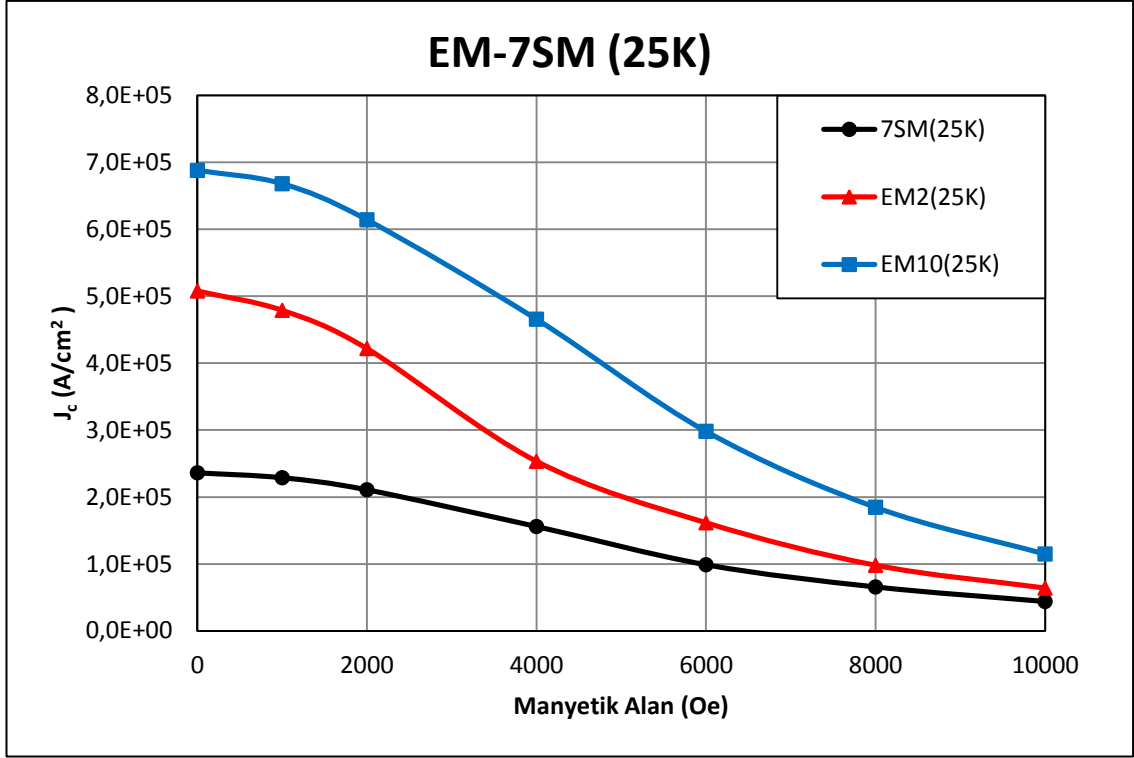
Kullanılan başlangıç tozu	Numunenin Adı	0 Tesla, 15 K de J <sub>c</sub> [A/cm <sup>2</sup> ]	0 Tesla, 25 K de J <sub>c</sub> [A/cm <sup>2</sup> ]
Mg	7SM	0,45x10 <sup>6</sup>	0,23x10 <sup>6</sup>
MgH <sub>2</sub>	5SH	1,05x10 <sup>6</sup>	0,32x10 <sup>6</sup>
Mg	BM2	1,81x10 <sup>6</sup>	0,92x10 <sup>6</sup>
	BM4	1,20x10 <sup>6</sup>	0,58 x10 <sup>6</sup>
	BM6	0,91x10 <sup>6</sup>	0,46 x10 <sup>6</sup>
	BM8	1,01x10 <sup>6</sup>	0,31 x10 <sup>6</sup>
	BM10	0,55x10 <sup>6</sup>	0,18 x10 <sup>6</sup>
MgH <sub>2</sub>	BH2	0,65x10 <sup>6</sup>	0,36 x10 <sup>6</sup>
	BH4	0,95x10 <sup>6</sup>	0,44 x10 <sup>6</sup>
	BH6	1,30x10 <sup>6</sup>	0,61 x10 <sup>6</sup>
	BH8	0,85x10 <sup>6</sup>	0,28 x10 <sup>6</sup>

Tablo 5.7’de bulunan değerler ile literatürde tel ve şerit için elde edilen değerler karşılaştırıldığında bu tozlar kullanılarak hazırlanacak olan teller ümit vaat etmektedir (Yamada vd., 2009, Yamada vd., 2007(b) ve Jiang vd., 2008).

şekil 5.34 ve şekil 5.35’te Mg tozu ile %2 ve %10 mol etiltoluen katkılayarak hazırlanan numunelere ait  $J_c$ -B grafikleri gösterilmiştir. şekil 5.34 ve şekil 5.35’te grafikler, şekil 5.26 ve şekil 5.27’de M-H grafikleri ile birlikte değerlendirildiğinde aralarında tutarlı bir durum olduğu görölmektedir. Yine bu grafiklerde katkılama miktarı arttıķça kritik akım yoğunluğunun arttığını görmekteyiz. % 10 mol  $C_9H_{12}$  katkılama ile 0 T alanda 15 K sıcaklığında kritik akım yoğunluğu  $1,44 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup>’dir.



şekil 5.34  $MgB_2$  ve %2-10 mol  $C_9H_{12}$  katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin 15K’de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi



Şekil 5.35 MgB<sub>2</sub> ve %2-10 mol C<sub>9</sub>H<sub>12</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin 25K'de hesaplanan kritik akım yoğunluğunun alana bağlı değişimi

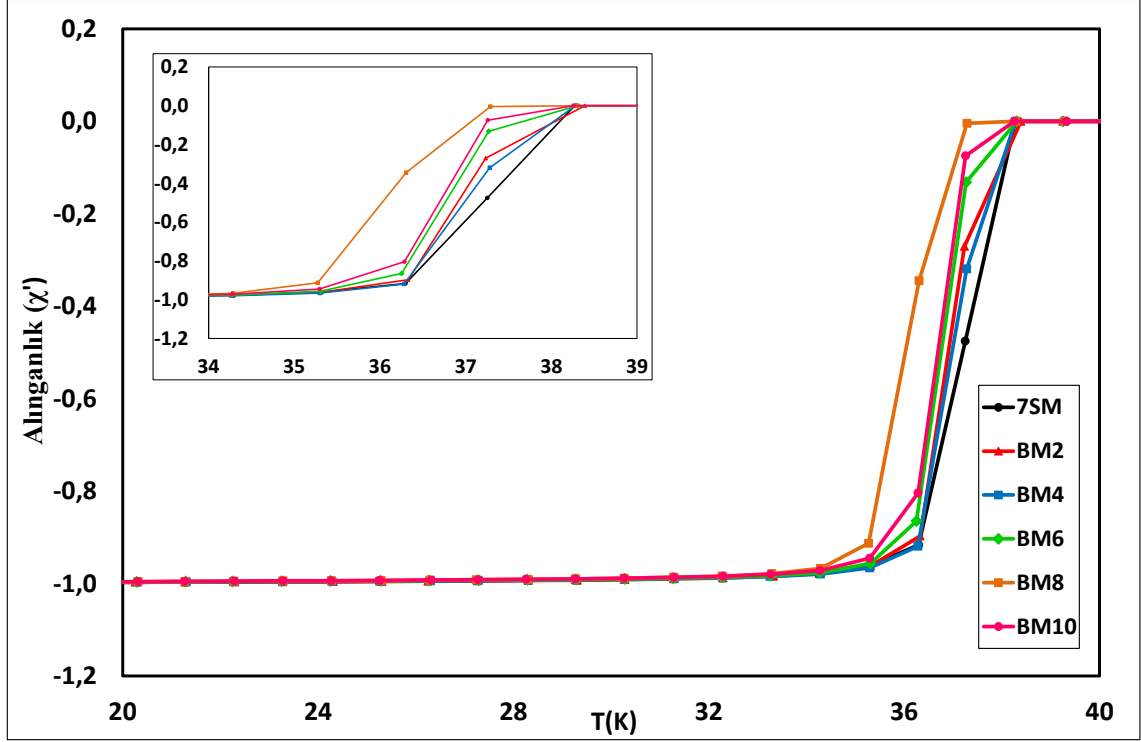
Tablo 5.8 MgB<sub>2</sub> ve %2-10 mol C<sub>9</sub>H<sub>12</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin 15 K ve 25 K'de, 0 T manyetik alan altında hesaplanan kritik akım yoğunluğu değerleri

Numunenin Adı	0 Tesla, 15 K'de J <sub>c</sub>	0 Tesla, 25 K'de J <sub>c</sub>
7SM	0,45x10 <sup>6</sup>	0,23x10 <sup>6</sup>
EM2	1,11x10 <sup>6</sup>	0,50x10 <sup>6</sup>
EM10	1,44 x10 <sup>6</sup>	0,68x10 <sup>6</sup>

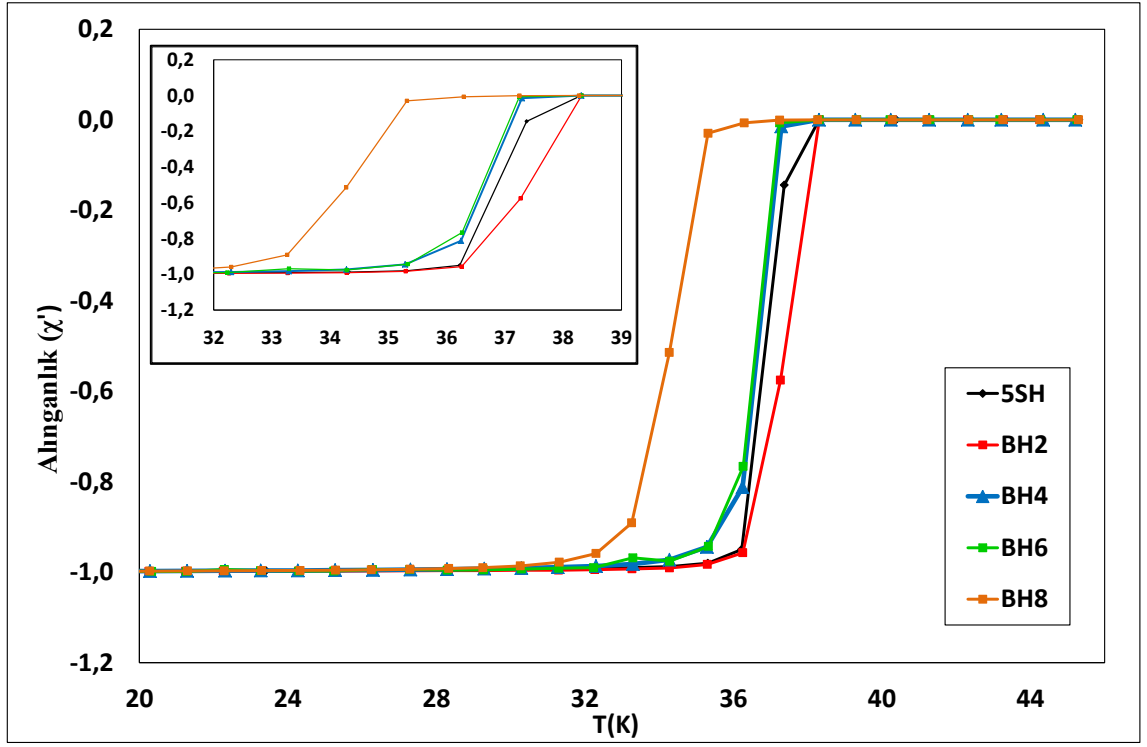
### 5.7 AC Alınanlık Ölçümleri

Şekil 5.36 – Şekil 5.41'de Mg ve MgH<sub>2</sub> ile farklı oranlarda aromatik hidrokarbon (C<sub>6</sub>H<sub>6</sub>, C<sub>9</sub>H<sub>12</sub>, C<sub>7</sub>H<sub>8</sub>) katkılayarak hazırlanan numunelerin ac alınanlıklarının sıcaklığa bağlı değişimleri gösterilmektedir. Numunelere ait alınanlık değerlerinin maksimum ve minimum değerleri belirlendikten sonra [0,-1] aralığına normalize edilerek grafikler

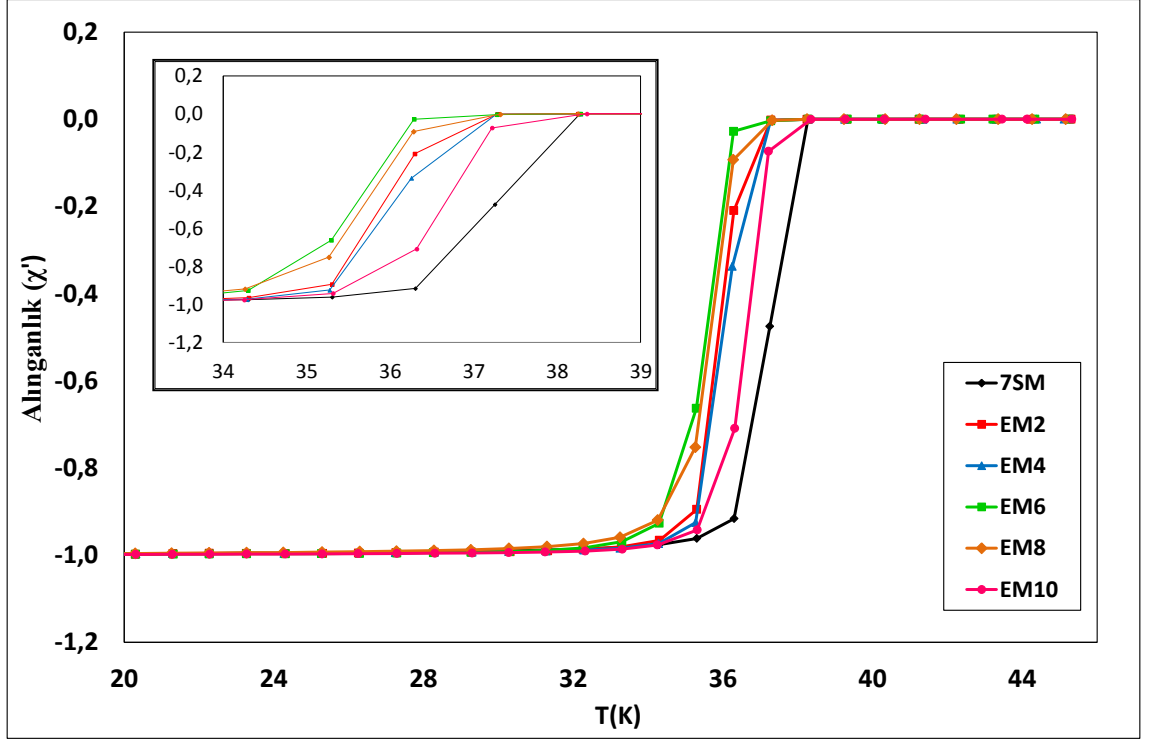
elde edilmiştir. Eğrilerde alınganlığın faz içi bileşenleri görülmektedir. Faz içi bileşen negatif bir sapma yaparak düşük sıcaklıklarda bir doyum değerine ulaşmaktadır.



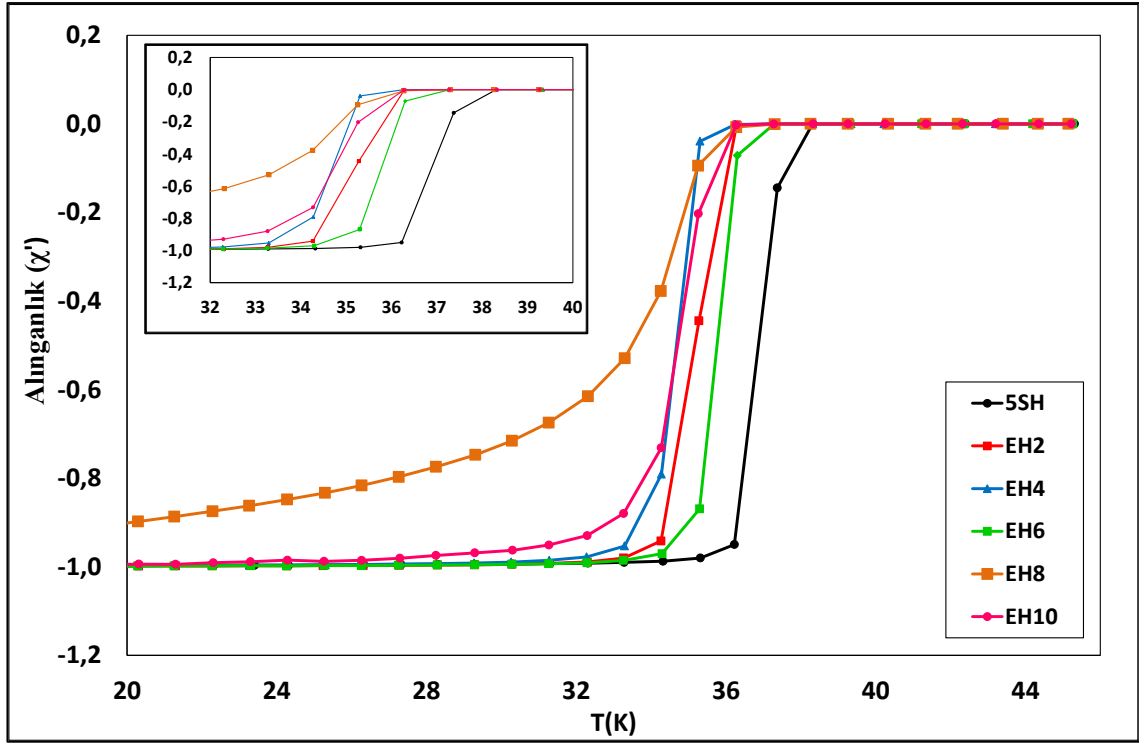
Şekil 5.36 MgB<sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> katkı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi



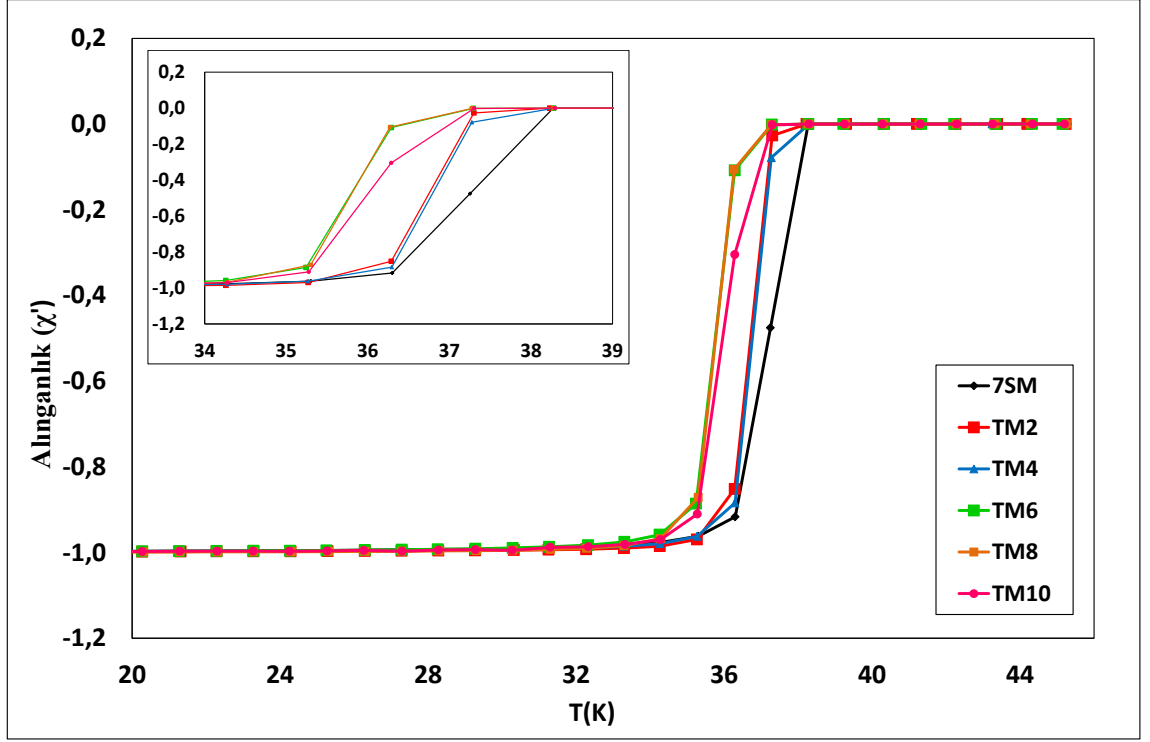
Şekil 5.37 MgB<sub>2</sub> ve %2-4-6-8 mol C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> katkılı, MgH<sub>2</sub> kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi



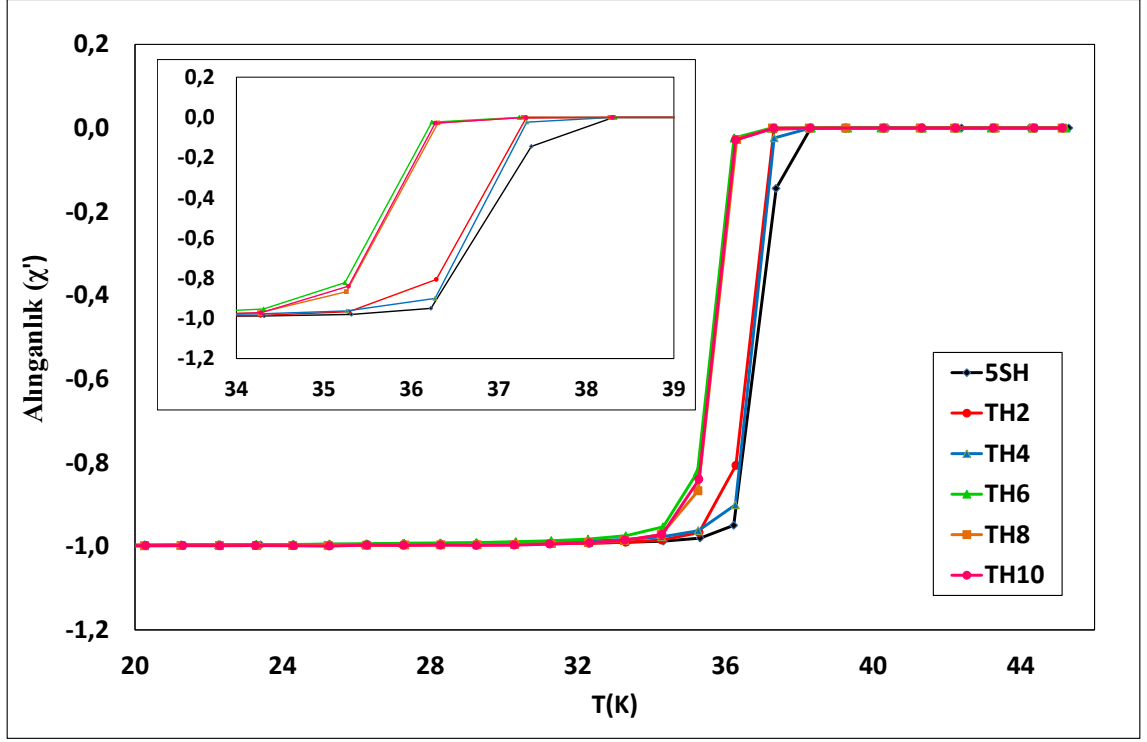
Şekil 5.38  $MgB_2$  ve %2-4-6-8-10 mol  $C_9H_{12}$  katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi



Şekil 5.39  $MgB_2$  ve %2-4-6-8-10 mol  $C_9H_{12}$  katkı,  $MgH_2$  kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi



Şekil 5.40 MgB<sub>2</sub> ve %2-4-6-8-10 mol C<sub>7</sub>H<sub>8</sub> katkılı, Mg kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi



Şekil 5.41  $MgB_2$  ve %2-4-6-8-10 mol  $C_7H_8$  katkı,  $MgH_2$  kullanılarak üretilen numunelerin ac alınganlıklarının sıcaklığa bağlı değişimi

Üretilen numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları ise ac alınganlık ölçümlerinden elde edilmiştir. Bu değerler Tablo 5.9 - 5.11'de gösterilmiştir.

Benzen katkılama serisi içinde en yüksek geçiş sıcaklığı BM2 numunesine ait olup 38,39 K; etiltoluen katkılama serisi içinde en yüksek geçiş sıcaklığı EM10 numunesine ait olup 38,35 K ve toluen katkılama serisi içinde ise en yüksek geçiş sıcaklığı TH6 numunesine ait olup 38,32 K olarak belirlenmiştir.

Tablo 5.9 C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> katkılı numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları

<b>Numune Adı</b>	<b>T<sub>c</sub> (K)</b>
7SM	38,27
5SH	38,30
BH2	38,31
BH4	38,30
BH6	38,31
BH8	38,27
BM2	38,39
BM4	38,28
BM6	38,30
BM8	38,28
BM10	38,25

Tablo 5.10 C<sub>9</sub>H<sub>12</sub> katkılı numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları

<b>Numune Adı</b>	<b>T<sub>c</sub> (K)</b>
EH2	37,28
EH4	37,26
EH6	37,28
EH8	37,29
EH10	37,27
EM2	38,24
EM4	38,28
EM6	38,27
EM8	38,24
EM10	38,35

Tablo 5.11 C<sub>7</sub>H<sub>8</sub> katkılı numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları

<b>Numune Adı</b>	<b>T<sub>c</sub> (K)</b>
TH2	38,30
TH4	38,29
TH6	38,32
TH8	38,26
TH10	37,30
TM2	38,23
TM4	38,29
TM6	38,27
TM8	38,28
TM10	37,30

## 6.SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında aromatik hidrokarbon katkılı pellet şeklindeki  $MgB_2$  numuneler katihal reaksiyon yöntemi ve in-situ tekniği ile başarılı bir şekilde üretilmiştir. Başlangıç malzemesi olarak Mg,  $MgH_2$ , B, aromatik hidrokarbon olarak ise  $C_6H_6$  (benzen),  $C_9H_{12}$  (etiltoluen),  $C_7H_8$  (toluen) kullanılmıştır.

Bu çalışmada Mg kaynağı olarak kullanılan Mg ve  $MgH_2$  başlangıç malzemelerinin  $MgB_2$  süperiletkeninin özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Bunun yanı sıra katkı olarak eklenen aromatik hidrokarbonların  $MgB_2$  süperiletkeninin özelliklerine etkisi incelenmiştir.

Üretilen numunelerin yapısal özellikleri XRD, SEM, EDX analizi ile manyetik özellikleri ise PPMS sistemi kullanılarak M-H, M-T,  $\chi'$ -T ölçümleri ile belirlenmiştir. M-H ölçümlerinden yararlanılarak üretilen numunelerin kritik akım yoğunlukları hesaplanmıştır. Yapılan çalışmada ortaya çıkan sonuçları şu şekilde sıralayabiliriz:

- 1) XRD sonuçlarına göre  $MgB_2$  ana fazının pikleri oluşmuştur. Numune hazırlanırken Mg'un buharlaşma sıcaklığı göz önüne alınarak % 5 mol Mg fazla konulduğundan ikincil faz olarak Mg'a ait karakteristik pikler de gözlenmiştir. Üretimin bütün aşamaları Ar gazı atmosferinde gerçekleştirildiği için MgO fazının çok az olduğu gözlenmiştir.
- 2) Numunelerin SEM görüntüleri incelendiğinde  $MgB_2$ 'ye ait karakterisitik tanecikli yapının oluştuğu ve oluşan yapının homojen olduğu gözlenmiştir. SEM görüntülerinden tanecik büyüklüğünün 1  $\mu m$ 'nin altında olduğu tahmin edilmektedir.
- 3) EDX spektrumları ve renkli resimleri incelendiğinde Mg, B ve C elementine ait pikler gözlenmiştir. Buna göre C yapı içerisinde yer almıştır. Bunun yanı sıra öğütme ortamının ve bilyelerin temizlenmesinin üretim aşamalarında ne kadar önemli olduğu gözlenmiştir.

- 4) Üretilen numunelerin ölçmeye hazır hale getirilmesinde kesim işlemleri önemli rol oynamaktadır. Ancak numunelerin özellikle de  $MgH_2$  kullanılarak üretilen numunelerin çok yumuşak olmasından dolayı eşit hacimli numune elde edilememiştir. Bu da manyetizasyon ölçümlerinde karşılaştırma yapmayı zorlaştırmaktadır. Bu nedenle birim gramdaki manyetizasyon değerleri kullanılmıştır.
- 5) Benzen katkılı seri için M-T ölçümleri elde edilmiştir. Bu ölçüm sonuçlarına göre süperiletkenliğe geçişin keskin olduğu gözlenmiştir. Bu da tanecikler arası bağlantının güçlü olduğunu göstermektedir. M-T grafikleri incelendiğinde katkılama miktarının artmasıyla süperiletkenliğe geçiş sıcaklıklarında bir azalma olduğu gözlenmiştir. Bu gözlem, sonuçların literatür ile uyum içerisinde olduğunu göstermektedir.
- 6) Benzen katkılı iki seri ve Etiltonen katkılı bir seri için M-H eğrileri ölçülebilmıştır. Numunelerin M-H eğrilerinin süperiletkenlerin genel karakteristiği olan diyamanyetik özelliği sergiledikleri gözlenmiştir.
- 7) M-H eğrilerinden Bean formülü (denklem 4.1) kullanılarak hesaplanan numunelere ait kritik akım yoğunluk değerlerine bakıldığında, Mg ve  $MgH_2$  kullanılarak hazırlanan katkısız numunelerin kritik akım yoğunlukları 15 K ve 0T alan altında sırasıyla  $0,45 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup> ve  $1,05 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup> olarak bulunmuştur.  $MgH_2$  kullanılarak hazırlanan saf numunenin kritik akım yoğunluğunun Mg ile hazırlanan saf numuneye göre 2,3 kat daha yüksek olduğu gözlenmiştir.

Mg+B benzen katkılı seri içinde en yüksek kritik akım yoğunluğu % 2 mol katkılı numuneye ait olup 15 K ve 0 T alan altında  $1,81 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup>'dir. Manyetik alanın süpürme hızına bağlı olarak akı sıçramaları gözlenmiştir. Elde edilen bu değer ekstrapole edilerek hesaplanan değerdir. Katkısız numune ile karşılaştırıldığında 4 kat daha yüksektir. Bunun yanı sıra  $MgH_2$ +B+benzen katkılı seri içinde içinde en yüksek kritik akım yoğunluğu % 6 mol katkılı numuneye ait olup 15 K ve 0 T alan altında  $1,30 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup>'dir. Katkısız

numune ile karşılaştırıldığında kritik akım yoğunluğu %20'lik bir artış gözlenmiştir.

Mg+B+etiltoluen katkılı serinin tamamı için kritik akım yoğunlukları hesaplanamamıştır. Numunelerin ortamdan etkilendiğini düşünmekteyiz. Bu seri içinde seri içinde en yüksek kritik akım yoğunluğu % 10 mol katkılı numuneye ait olup 15 K ve 0 T alan altında  $1,44 \times 10^6$  A/cm<sup>2</sup>'dir. Bu değer saf numuneye göre 3,2 kat daha yüksektir.

Katkılama ile MgB<sub>2</sub>'nin kritik akım yoğunlununun arttığı gözlemlenmiştir. Bunun iki sebebi olduğunu değerlendirmekteyiz. Birincisi parçacık büyüklüğünün azalması ile artan tanecik sınırları perçinleme merkezi olarak davranmıştır. İkincisi ise B ile yer değiştiren C etkili perçinleme merkezi olarak davranmıştır.

Bu çalışma kapsamında toluen katkılı numuneler için ölçümler gerçekleştirilememiştir. Numunelerin ortamdan etkilendiğini düşünmekteyiz.

- 8) Bütün numunelerin süperiletkenliğe geçiş sıcaklıkları ,  $\chi$ -T ölçümlerinden belirlenmiştir. Katkılama miktarı ile geçiş sıcaklıklarının azaldığı görülmektedir.

Sonuç olarak, bu tez çalışmasında “Bilyeli Öğütme Makinesi-Ball Milling ” kullanılarak aromatik hidrokarbon katkılmasıyla perçinleme merkezleri nano boyutta oluşturulmuş ve bu merkezlerin MgB<sub>2</sub> içinde homojen dağılımı sağlanmıştır. Bu katkılamaların fiziksel özelliklere etkileri araştırılmıştır. Aromatik hidrokarbonlar kullanılarak yapılacak olan katkılama ile MgB<sub>2</sub>'nin süperiletkenlik özelliklerinin iyileştiği gözlenmiştir. Bu açıdan bakıldığında daha iyi özelliklere sahip toz üretim yöntemi geliştirilerek literatüre katkı sağlanmıştır. Ayrıca araştırma grubumuzun tel ve şerit üretimi çalışmaları için alt yapı oluşturulmuştur.

## 7. KAYNAKLAR

Abrikosov, A. A. 1957. On the magnetic properties of superconductors of the second group. Soviet Physics JETP, 5;1174-1182.

Akimitsu, J., Nagamatsu, J., Nakagawa, N., Muranaka, T. and Zenitani, T. 2001. Superconductivity at 39 K in magnesium diboride. Nature, 410, 6824, 63-64.

Asthana, A., Matsumoto, A., Kitaguchi, H., Matsui, Y., Hara, T., Watanabe, K., Yamada, H., Uchiyama, N. and Kumakura, H. 2008. Structural–microstructural characteristics and its correlations with the superconducting properties of in situ PIT-processed MgB<sub>2</sub> tapes with ethyltoluene and SiC powder added, Supercond. Sci. Technol. 21;115013.

Awana, V. P. S., Vajpayee A., Mudgel, M., Rawat, R., Acharya, S., Kishan, H., Takayama-Muromachi, E., Narlikar, A. V. and Felner, I. 2007. Role of carbon in enhancing the performance of MgB<sub>2</sub> superconductor, Physica C, 467; 67-72.

Bardeen, J., Cooper, L. N. ve Schrieffer, J. R., 1957. Theory of Superconductivity, Physical Review, 108, 5 ;1175-1204.

Bean , C.P., 1962. Magnetization of hard superconductors. Phys. Rev. Lett. 8, 250.

Bednorz, J. G. and Müller, K. A. 1986. Possible high-T<sub>c</sub> superconductivity in the Ba-La-Cu-O system, Z. Phys. B. 64; 189.

Blatter, G. Basic resarch need for superconductivity report of the basic energy sciences workshop on superconductivity, may 8-11,2006 – page:44-49.

Bhatia, M., Sumption, M.D.; Collings, E.W. 2005. Effect of various additions on upper critical field and irreversibility field of in-situ MgB<sub>2</sub> superconducting bulk material. Applied Superconductivity, IEEE Transactions on, 2; 3204 – 3206.

Braccini, V., Nardelli D., Penco, R. and Grasso,G. 2007. Development of ex-situ processed MgB<sub>2</sub> wires and their applications to magnets. Physica C 456 ; 209-217.

Bud'ko, S. L., Lapertot, G., Petrovic, C., Cunningham, C. E., Anderson, N., Canfield, P. C. 2001. Boron isotope effect in superconducting MgB<sub>2</sub>. Phys. Rev. Lett. 86-1877.

Bud'ko, S. L., Kogan, V. G. and Canfield, P. C. 2001. Determination of superconducting anisotropy from magnetization data on random powders as applied to LuNi<sub>2</sub>B<sub>2</sub>C, YNi<sub>2</sub>B<sub>2</sub>C and MgB<sub>2</sub>, cond-mat/0106577.

Buzea, C., Yamashita, T., 2001. Review of the superconducting properties of MgB<sub>2</sub>, Superconductor Science And Technology 14, 115-146.

Cantoni, M., Schilling, A., Nissen H. U. and Ott, H. R. 1993. Characterisation of superconducting Hg-Ba-Ca-Cu-Oxides Structural and and physical aspects. Physica C- Superconductivity and Its Applications, 215(1-2) ; 11-18.

- Chen, S. K., Yates, K. A., Blamire, M. G. and MacManus, J. L. –Driscoll. 2005. Strong influence of boron precursor powder on the critical current density of MgB<sub>2</sub>, *Supercond. Sci. Technol.* 18;1473–1477.
- Chu, C. W., Gao, L., Chen, F., Huang, Z. J., Meng, R. L., Xue, Y. Y. 1993. Superconductivity Above 150 K in HgBa<sub>2</sub>Ca<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>O<sub>8+δ</sub> at High Pressures. *Nature* 365, 323.
- Dai, P., Chakoumakos, B. C., Sun, G. F., Wong, K. W., Xin Y. and Lu, D. F. 1995. Synthesis and neutron powder diffraction study of the superconductor HgBa<sub>2</sub>Ca<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>O<sub>8+δ</sub> by Tl substitution. *Physica C Superconductivity and Its Applications*, 243 (3-4); 201-206.
- De Lima, O. F., Ribeiro, R. A., Avila, M. A., Cardoso, C. A. and Coelho, A. A. 2001.(a), Anisotropic superconducting properties of aligned MgB<sub>2</sub> crystallites, *Phys. Rev. Lett.* 86 5974.
- De Lima, O. F., Cardoso, C. A., Ribeiro, R. A., Avila, M. A. and Coelho, A. A. 2001(b). Angular dependence of the bulk nucleation field H<sub>c2</sub> of aligned MgB<sub>2</sub> crystallites, *cond-mat/0105332*.
- Dou, S. X., Soltanian, S., Horvat, J., Wang, X. L., Zhou, S. H., Ionescu, M., Liu, H. K., Munroe, P., and Tomsic, M. 2002. Enhancement of the critical current density and flux pinning of MgB<sub>2</sub> superconductor by nanoparticle SiC doping, *Applied Physics Letters* 81; 18.
- Dou, S. X., Yeoh, W. K., Horvat, J. and Ionescu, M. 2003. Effect of carbon nanotube doping on critical current density of MgB<sub>2</sub> superconductor, *Appl. Phys. Lett.* 83, 4996.
- Essmann, U. and Trauble, H. 1967. The direct observation of individual flux lines in type II superconductors, *Physics Letters*, v. 24A, p. 526.
- Ferdeghini, C., Ferrando, V., Grassano, G., Ramadan, W., Bellingeri, E., Braccini, V., Marre, D., Manfrinetti, P., Palenzona, A., Borgatti, F., Felici, R. and Lee, T. L. 2001. Growth of c-oriented MgB<sub>2</sub> thin films by Pulsed Laser Deposition: structural characterization and electronic anisotropy, *cond-mat/0107031*.
- Fischer, C., Rodig, C., Hassler, W., Perner, O., Eckert, J., Nenkov, K., Fuchs, G., Wendrock, H., Holzapfel, B. and Schultz, L. 2003. Preparation of MgB<sub>2</sub> tapes using a nanocrystalline partially reacted precursor, *Appl. Phys. Lett.*, 83; 1803–1805.
- Ford, P. J. And Saunders, G. A. 2005. *The Rise of the Superconductors*, CRC press, page 13, Boca Raton London New York Washington, D.C.,
- Fossheim, K. and Sudbo, A. 2004. *Superconductivity Physics and Applications*. John Wiley & Sons Ltd, page 28,31, The Atrium, Southern Gate, Chichester, West Sussex PO19 8SQ, England.
- Fröhlich. H., 1950. Theory of the Superconducting State I. The Ground State at the Absolute Zero of Temperature, *Physical Review*, 79, 5; 845-856.

Fujii, H., Togano, K. and Kumakura, H. 2002. Enhancement of critical current densities of powder-in-tube processed MgB<sub>2</sub> tapes by using MgH<sub>2</sub> as a precursor powder, Supercond. Sci. Technol. 15;1571.

Fujii, H., Togano, K., Kumakura, H. 2003. Fabrication of MgB<sub>2</sub> tapes sheathed with carbon steels by ex situ and in situ methods, IEEE Trans. Appl. Supercond. 13; 3217.

Gao, L., Xue, Y. Y., Chen, F., Xiong, Q., Meng, R. L., Ramisen, D., Chu, C. W. 1994. Superconductivity up to 164 K in HgBa<sub>2</sub>Ca<sub>m-1</sub>Cu<sub>m</sub>O<sub>2m+2+δ</sub> (m=1, 2, and 3) under quasihydrostatic pressures, Phys. Rev. B. 50-4260.

Gao, Z., Ma, Y., Zhang, X., Wang, D., Yu, Z., Watanabe, K., Yang, H., and Wen, H. 2007. Strongly enhanced critical current density in MgB<sub>2</sub>/Fe tapes by stearic acid and stearate doping, Supercond. Sci. Technol. 20; 485.

Gencer, A. 2009. Kış Okulu Ders Notları, 24-31 Ocak 2009, Antalya.

Glowacki, B. A., Majoros, M., Vickers, M., Evetts, J. E., Shi, Y. and McDougall, I. 2001. Superconductivity of powder-in-tube MgB<sub>2</sub> wires, Supercond. Sci. Technol., 14; 193–199.

Goodrich, L., ve Bray, S. L. 1990. High T<sub>c</sub> superconductors and critical current measurement, Cryogenics, 30; 667.

Habler, W., Birajdar, B., Gruner, W., Herrmann, M., Perner, O., Rodig, C., Schubert, M., Holzapfel, B., Eibl, O. and Schultz, L. 2006. MgB<sub>2</sub> bulk and tapes prepared by mechanical alloying: influence of the boron precursor powder, Supercond. Sci. Technol. 19; 512.

Handstein, A., Hinz, D., Fuchs, G., Muller, K. H., Nenkov, K., Gutfleisch, O., Narozhnyi, V. N. and Schultz, L. 2001. Preprint, Fully dense MgB<sub>2</sub> superconductor textured by hot deformation, cond-mat/0103408.

Herrmann, M., Habler, W., Perner, O., Rodig, C., Schubert, M., Holzapfel, B., Schultz, L. 2007. MgB<sub>2</sub> bulk and tapes prepared by mechanical alloying: Influence of the boron precursor, Physica C, 460–462; 593–594.

Hinks, D.G., Claus, H., Jorgensen, J. D., 2001. The Complex nature of superconductivity in MgB<sub>2</sub> as revealed by the reduced total isotope effect, Nature, 411-457.

Hossain, M. S. A., Kim, J. H., Wang, X. L., Xu, X., Peleckis, G. and Dou, S. X. 2007. Enhancement of flux pinning in a MgB<sub>2</sub> superconductor doped with tartaric acid, Supercond. Sci. Technol. 20; 112.

Jiang, C. H., Dou, S. X., Cheng, Z. X. and Wang, X. L. 2008. Light carbon doping by oxygen-free paraffin wax to enhance the current density of MgB<sub>2</sub> in the entire field regime, Supercond. Sci. Technol. 21; 065017.

- Jin, S., Mavoori, H. and Van Dover, R. B. , 2001. High transport critical current in dense, metal superconductor wire of MgB<sub>2</sub>. *Nature*, 411; 563.
- Josephson B. D. 1962. Possible new effects in superconductive tunnelling, *Phys. Lett.* 1962, 1;251-253.
- Jun, B. H. and Kim, C. J. 2007. The effect of heat-treatment temperature on the superconducting properties of malic acid-doped MgB<sub>2</sub>/Fe wire, *Supercond. Sci. Technol.* 20; 980.
- Jung, M. H., Jaime, M., Lacerda, A. H., Boebinger, G. S., Kang, W. N., Kim, H. J., Choi, E. M. and Lee, S. I. 2001(a). Anisotropic Superconductivity in Epitaxial MgB<sub>2</sub> Films, *Chem. Phys. Lett.* 343 447.
- Jung, C. U., Park, M. S., Kang, W. N., Kim, M. S., Lee, S. Y. and Lee, S. I. 2001(b). Temperature and magnetic-field-dependences of normal state resistivity of MgB<sub>2</sub> prepared at high temperature and high pressure condition, *Physica C* 353 162.
- Kim, J. H., Xu, X., Hossain, M. S. A. , Shi, D. Q. , Zhao, Y., Wang, X. L., Dou, S. X., Choi, S. and Kiyoshi, T. 2008. Influence of disorder on the in-field J<sub>c</sub> of MgB<sub>2</sub> wires using highly active pyrene, *Appl. Phys. Lett.* 92, 042506.
- Kittel, C. 1996. *Katıhal Fiziğine Giriş*, Güven kitap Yayın, Dağıtım Ltd., İstanbul, 253, 254.
- Lee, S., Mori, H., Masui, T., Eltsev Yu, Yamamoto, A. and Tajima, S. 2001. Growth, structure analysis and anisotropic superconducting properties of MgB<sub>2</sub> single crystals, *cond-mat/0105545*.
- Lee, J. H., Shina, S. Y., Kim, C. J. , Park, H. W. 2009. Superconducting properties of MgB<sub>2</sub> prepared from attrition ball-milled boron powder, *Journal of Alloys and Compounds* 476; 919–924.
- Lezza, P., Senatore, C., and Flükiger, R. 2006. Improved critical current densities in B<sub>4</sub>C doped MgB<sub>2</sub> based wires, *Supercond. Sci. Technol.* 19;1030.
- Li, W. X., Li, Y., Zhu, M. Y., Chen, R. H., Xu, X., Yeoh, W. K., Kim, J. H., Dou, S. X. 2007. Benzoic Acid Doping to Enhance Electromagnetic Properties of MgB<sub>2</sub> Superconductors, *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, 17; 2778 – 2781.
- London, F. and London, H. 1935. The electromagnetic equations of the superconductor. *Prog. Roy. Soc. (London) A* 149; 71-88.
- Mitchell, G. W., Herviev, M., Borel, M. M., Grandin, A., Deslandes, F., Provost, J. and Raveav, B. 1981. Superconductivity in the Bi - Sr - Cu - O system . *Z. Phys*, B68, 421-423.
- Ma, L., Suo, H. L., Zhang, Z. L., Gao, T. Y., Liu M., Zhao, Y., Zhou, M. L. and Flükiger, R., 2008. Preparation of SiC Doped In-Situ MgB<sub>2</sub> Mono- and 7-Filamentary

Wires by Continuous Tube Forming and Filling Technique, Journal of Physics: Conference Series 97, 012242.

Matsumoto, A., Kumakura, H., Kitaguchi, H., Senkowicz, B. J., Jewell, M. C., Hellstrom, E. E., Zhu, Y., Voyles, P. M. and Larbalestier, D. C. 2006. Evaluation of connectivity, flux pinning, and upper critical field contributions to the critical current density of bulk pure and SiC-alloyed MgB<sub>2</sub>, Applied Physics Letters 89, 132508.

Mourachkine, A. 2004. Room-temperature superconductivity, Cambridge International Science publishing.

Meissner, W. And Franz, H. 1930 Supraleitfähigkeit von Niobium, Physikalisch-Technische Reichsanstalt, Mitteilung, 558-559.

Meissner, W. and Ochsenfeld, R., 1933. Naturwissenschaften 21; 787-788.

Matsumoto, A., Kumakura, H., Kitaguchi, H. and Hatakeyama H. 2003. Effect of SiO<sub>2</sub> and SiC doping on the powder-in-tube processed MgB<sub>2</sub> tapes, Supercond. Sci. Technol. 16; 926–930.

Maxwell, E. 1950. Isotope Effect in the Superconductivity of Mercury, Physical Review, 78; 477.

Nakane, T., Fujii, H., Matsumoto, A., Kitaguchi, H., Kumakura, H. 2005. The improvement of in-situ powder in tube MgB<sub>2</sub> tapes by mixing MgB<sub>2</sub> to the starting powder of MgH<sub>2</sub> and B, Physica C,426; 1238-1243.

Onnes, H. K. Leiden Commun., (1913,c) 140b, c 141b,

Onnes, H. K. 1911(a). Leiden Commun. 120b, 122b, 124c.

Onnes, H. K. 1911 (b) Sur'les resistances electriques communications from the physical Laboratory of University of Leiden, Supplement, 291.

Orlando, T. P., Delin, K. A. 1991. Foundations of Applied Superconductivity, Addison Welsey Publishing Company, page 4.

Patnaik. S., Cooley, L. D., Gurevich, A., Polyanskii, A. A., Jiang, J., Cai, X. Y., Squitieri, A. A., Naus, M. T., Lee, M. K., Choi, J. H., Belenky, L., Bu, S. D., Letteri, J., Song, X., Schlom, D. G., Babcock, S. E., Eom, C. B., Hellstrom, E. E. and Larbalestier, D. C. 2001. Electronic anisotropy, magnetic fieldtemperature phase diagram and their dependence on resistivity in c-axis oriented MgB<sub>2</sub> thin films, Supercond. Sci. Technol. 14 315.

Romano, G.,Vignolo, M., Braccini, V., Malagoli, A., Bernini, C., Tropeano, M., Fanciulli, C., Putti, M. and Ferdeghini, C. 2009. High-energy ball milling and Synthesis temperature study to improve superconducting properties of MgB<sub>2</sub> ex-situ tapes and wires, IEEE Trans. Appl.Supercond., 19;2706-2709.

Rose-Innes, A. C., Rhoderick, E. H. 1994. Introduction to Superconductivity, Pergamon Pres plc, pages 3-7, 26-29, 77-78,194.

Savaşkan, B. MgB<sub>2</sub> Süperiletkeninin Üretimi ve Bazı Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, 2007, Karadeniz Teknik Üniversitesi.

Senkowicz, B. J., Giencke, J. E., Patnaik, S., Eom, C. B., Hellstrom, E. E. and Larbalestier, D. C. 2005. Improved upper critical field in bulk-form magnesium diboride by mechanical alloying with carbon. Appl. Phys. Lett. 86; 202502.

Sheng Z. Z. and Herman, A. M. 1988. Bulk superconductivity at 120 K in the Tl-Ca/Ba-Cu-O system, Nature 332; 138.

Simon, F., Janossy, A., Feher, T., Muranyi, F., Garaj, S., Forro, L., Petrovic, C., Bud'ko, S. L., Lapertot, G., Kogan, V. G. and Canfield, P. C. 2001. Anisotropy of superconducting MgB<sub>2</sub> as seen in electron spin resonance and magnetization data, Phys. Rev. Lett. 87 047002.

Tan, K. S. , Kim, N. K. , Kim, Y. J. , Jun, B. H. , Kim, C. J. 2008(a). Influence of heat treatment on the critical current density of MgB<sub>2</sub> bulk sintered in vacuum and flowing Ar atmosphere, Physica C 468,1366–1368.

Tan, K. S., Kim, N. K., Kim, Y. J., Jun, B. H., Kim, C. J. 2008(b). Influence of magnesium powder and heat treatment on the superconducting properties of MgB<sub>2</sub>/Fe wires, Supercond. Sci. Technol. 21;015015.

Tinkham, M. 1982. Introduction to Superconductivity, Pergoman Press, Oxford, New York.

Tomsic, M., Rindfleisch, M., Yue, J., McFadden, K., Doll, D., Phillips, J., Sumption, M. D., Bhatia, M., Bohnenstiehl, S., Collings, E. W. 2007. Development of magnesium diboride (MgB<sub>2</sub>) wires and magnets using in situ strand fabrication method, Physica C456; 203–208.

Ushio H., Matsuno S., Hamada T., Kamimura H. 2005. “Theory Of Copper Oxide Superconductors”, Springer, New York, USA , 1-16.

Varin, R. A., Chiu, S., Li, A., Calka, D., Wexler 2004. Application of controlled and electrical discharge assisted mechanical alloying for the synthesis of nanocrystalline MgB<sub>2</sub> superconducting compound. J. Alloys Compd. 370; 230.

Wang, X. L., Cheng, Z. X. and Dou, S. X. 2007. Silicon oil: A cheap liquid additive for enhancing in-field critical current density in MgB<sub>2</sub>, Appl. Phys. Lett. 90; 042501.

Wilke R. H. T., Bud'ko S. L., Canfield P. C. , Kramer M. J., Wu Y. Q., Finnemore D. K., Suplinskas R. J., Marzik J. V. and Hannahs S. T. 2005. Superconductivity in MgB<sub>2</sub> doped with Ti and C. Physica C, 418; 160-167.

- Wilke, R. H. T, Bud'ko, S. L., Canfield, P. C., and Finnemore, D. K., Suplinskas R. J., Hannahs, S. T. 2004, Systematic Effects of Carbon Doping on the Superconducting Properties of  $Mg(B_{1-x}C_x)_2$ , *Physical Review Letters*, 92; 21.
- Wu, M. K., Ashburn, J. R. Torng, C. J., Hor, P. H., Meng, R. L., Gao, L., Huang, Z. J., Wang, Y. Q., Chu, C. W. 1987. Superconductivity at 93 K in a new mixed-phase Yb-Ba-Cu-O compound system at ambient pressure, *Physical review Letters*, 58(9); 908-910.
- Xu, X., Kim, J. H., Yeoh, W. K., Zhang, Y. and Dou S. X. 2006. Improved  $J_c$  of  $MgB_2$  superconductor by ball milling using different media, *Supercond. Sci. Technol.* 19;L47–L50.
- Xu, M., Kitazawa, H., Takano, Y., Ye, J., Nishida, K., Abe, H., Matsushita, A. and Kido, G. 2001. Single crystal  $MgB_2$  with anisotropic superconducting properties, *condmat/0105271*.
- Xu, X., dos Santos, D., Kim, J., Yeoh, W., Qin, M. J., Konstantinov, K. K. & Dou, S. X. 2007. Effect of Boron powder purity on superconducting properties of bulk  $MgB_2$ . *Physica C*,460-462; 602-603.
- Yamada, H., Hirakawa, M., Kumakura, H. and Kitaguchi, H. 2006. Effect of aromatic hydrocarbon addition on in situ powder-in-tube processed  $MgB_2$  tapes, *Supercond. Sci. Technol.* 19;175.
- Yamada, H., Uchiyama, N., Matsumoto, A., Kitaguchi, H. and Kumakura, H. 2007(a). The excellent superconducting properties of in situ powder-in-tube processed  $MgB_2$  tapes with both ethyltoluene and SiC powder added, *Supercond. Sci. Technol.* 20;L30.
- Yamada, H., Uchiyama, N., Kumakura, H., Kitaguchi, H., Matsumoto, A. 2007(b). Superconducting Properties of Aromatic Hydrocarbon-Added Powder-in-Tube  $MgB_2$  /Fe Tapes, *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, 17; 2850-2853.
- Yanmaz, E., Savaşkan, B., Başoğlu, M., Koparan E.T., Dilley N. R., Grovenor, C. R. M. 2009. Complete Flux Jumping in Nano-structured  $MgB_2$  superconductors prepared by mechanical alloying, 480, 203-207.
- Yeoh, W. K., Horvat, J., Dou S. X. and Keast, V. 2004. Strong pinning and high critical current density in carbon nanotube doped  $MgB_2$ , *Supercond. Sci. Technol.* 17; S572.
- Yeoh, W. K. and Dou, S. X., 2007. Enhancement of  $H_{c2}$  and  $J_c$  by carbon-based chemical doping, *Physica C*, 456; 170-179.
- Yeoh, W. K., Kim, J. H., Horvat, J., Xu, X., Qin, M. J., Dou, S. X., Jiang, C. H., Nakane, T., Kumakura, H. and Munroe, P. 2006. Control of nano carbon substitution for enhancing the critical current density in  $MgB_2$ , *Supercond. Sci. Technol.* 19; 596.

- Zhang, Y., Xu, X., Zhao, Y., Kim, J. H., Lu, C., Zhou, S. H., and Dou, S. X. 2008. Significant improvement of  $J_c$  in  $MgB_2$  bulk superconductor using ball-milled high-purity crystalline boron, *Supercond. Sci. Technol.* 21, 115004.
- Zhang, Y., Xu, X., Zhao, Y., Kim, J. H., Lu, C., Zhou, S. H. and Dou, S. X. 2008. Significant improvement of  $J_c$  in  $MgB_2$  bulk superconductor using ball-milled high-purity crystalline boron, *Supercond. Sci. Technol.* 21 115004.
- Zeng, R., Lu, L., Wang, J. L., Horvat, J., Li, W. X., Shi, D. Q., Dou, S. X., Tomsic, M. and Rindfleisch, M. 2007. Significant improvement in the critical current density of in situ  $MgB_2$  by excess Mg addition, *Supercond. Sci. Technol.* 20; L43–L47.
- Zhu, Y., Matsumoto, A., Senkowicz, B. J., Kumakura, H., Kitaguchi, H., Jewell, M. C., Hellstrom, E. E., Larbalestier, D. C., Voyles, P. M. 2007. Microstructures of SiC nanoparticle-doped  $MgB_2/Fe$  tapes, *J. Appl. Phys.* 102; 013913.
- Zhang, X., Wang, D., Gao, Z., Wang, L., Ma, Y., Qi, Z. and Watanabe, K. 2008. The doping effect of activated carbon on the superconducting properties of  $MgB_2$  tapes, *Supercond. Sci. Technol.* 21; 075008.
- Jiang, C. H., Dou, S. X., Cheng, Z. X. and Wang, X. L. 2008. Light carbon doping by oxygen free paraffin wax to enhance the current density of  $MgB_2$  in the entire field regime, *Supercond. Sci. Technol.* 21; 065017.
- Yamada, H., Igarashi, M., Kitaguchi, H., Matsumoto, A., and Kumakura, H. 2009. Influence of heat treatment on in situ powder-in-tube processed  $MgB_2$  tapes with added ethyltoluene and SiC powder, *Supercond. Sci. Technol.* 22, 075005.

## ÖZGEÇMİŞ

**Adı soyadı:** Meral Güngör Babaoğlu

**Doğum tarihi:** 27/ 07/ 1979

**Doğum Yeri:** Horasan

**Medeni Hali:** Evli

**Bildiği Yabancı Dil(ler):** İngilizce

### Eğitim Bilgileri:

Derece	Bölüm / Program	Üniversite	Yıl
Lisans	Fizik Eğitim	Balıkesir Üniversitesi	2001
Y. Lisans	Fizik	Gebze Yüksek teknoloji enstitüsü	2005

### Çalıştığı Kurum/Kurumlar ve Yıl:

Görev Yeri	Görev Ünvanı	Yıl
Kazım Karabekir İ.Ö.O., Kocaeli	Sınıf Öğretmeni	2002-2005
Milli Müdafaa İ. Ö. O. , Ankara	Sınıf Öğretmeni	2005-2008
Atatürk Teknik ve E. M. L., Ankara	Fizik Öğretmeni	2008- devam ediyor

### Yayınlar ve Poster sunumları

Meral G. Babaoğlu, Serap Safran, Özlem Çiçek, Hasan Ağıl, Ercan Ertekin, Md. Shahriar A. Hossain, Ekrem Yanmaz, Ali Gencer, Microstructural and superconducting properties of C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> added bulk MgB<sub>2</sub> superconductor (yayına kabul edildi, Journal of Magnetism and Magnetic Materials).

5. National Superconductivity Symposium ( USS5) 3-6 July 2011, İzmir “ The Physical Properties of C<sub>6</sub>H<sub>6</sub> Added Bulk MgB<sub>2</sub> Superconductor”

European Conference on Applied Superconductivity (EUCAS, 18-23 September 2011) “Microstructural and superconductivity properties of liquid C- Sources Added bulk MgB<sub>2</sub> superconductor.

**Çalıştığı Projeler:**

Nano boyutta SiC, C ve aromatik hidrokarbon katkılı MgB<sub>2</sub> süperiletken külçe, tel-şerit üretimi ve karakterizasyonu (TÜBİTAK, 2010- devam)

Çok Damarlı MgB<sub>2</sub> Süperiletken Üretimi, Nano-boyutta Katılama Yöntemi ile Özelliklerinin İyileştirilmesi ve Fiziksel Karakterizasyonu (Ankara Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri, 2008- devam)

**Katıldığı Bilimsel Etkinlikler :**

4. Ulusal Süperiletkenlik Sempozyumu, 10-13 Ağustos, 2009, Trabzon.

International Conference on Superconductivity and Magnetism (ICSM), 25-30 April 2010, Antalya.

5. National Superconductivity Symposium ( USS5) 3-6 July 2011, İzmir.

International Spring School and Educational Courses (ISSEC) 20-25 Nisan,2011, Antalya.