

**T.C.
İNÖNÜ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ULTRASONİK SPRAY PYROLYSİS (USP) YÖNTEMİ İLE İNCE/KALIN MgB₂
SÜPERİLETKEN FİMLERİN HAZIRLANMASI VE KARAKTERİZASYONU**

KÜBRA ONAR

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
FİZİK ANABİLİM DALI**

**MALATYA
AĞUSTOS 2011**

Tezin Başlığı : Ultrasonik Spray Pyrolysis (USP) Yöntemi ile MgB₂ süperiletken
İnce/Kalın Filmlerin Hazırlanması ve Karakterizasyonu

Tezi Hazırlayan : Kübra ONAR

Sınav Tarihi : 05.08.2011

Yukarıda adı geçen tez, jürimizce değerlendirilerek Fizik Anabilim Dalında Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir.

Sınav Jürisi Üyeleri

Prof. Dr. Ekrem YANMAZ (Başkan)

Doç. Dr. Yakup BALCI (Üye)

Doç. Dr. Mehmet Ali AKSAN (Üye)

İnönü Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Onayı

Prof. Dr. Asım KÜNKÜL

Enstitü Müdürü

ONUR SÖZÜ

Yüksek Lisans Tezi olarak sunduğum “ Ultrasonik Spray Pyrolysis (USP) yöntemi ile MgB₂ Süperiletken İnce/Kalın Filmlerin Hazırlanması ve Karakterizasyonu “ başlıklı bu çalışmanın bilimsel ahlak ve geleneklere aykırı düşecek bir yardıma başvurmaksızın tarafımdan yazıldığını ve yararlandığım bütün kaynakların hem metin içinde hem de kaynakçada yöntemine uygun biçimde gösterilenlerden oluştuğunu belirtir, bunu onurumla doğrularım.

Kübra ONAR

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

ULTRASONİK SPRAY PYROLYSIS (USP) YÖNTEMİ İLE İNCE/KALIN MgB₂ SÜPERİLETKEN FİLMLERİN HAZIRLANMASI VE KARAKTERİZASYONU

Kübra ONAR

İnönü Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

87 + xi sayfa

2011

Danışman: Doç. Dr. Yakup BALCI

Bu çalışmada nano boyutlu MgB₂ tanecikleri Ultrasonik Sprey Piroлиз (USP) tekniği kullanılarak üretilmiştir. Nano parçacıklar, taşıyıcı gaz olarak Argon kullanılarak Al₂O₃ altlıklar üzerine çökeltmiştir ve böylece farklı kalınlıkta filmler elde edilmiştir. Bu filmlerin yapısal, elektriksel ve manyetik özellikleri XRD, SEM-EDX, R-T, M-T ve M-H ölçümleri ile gerçekleştirilmiştir. MgB₂ filmlerin sonuçlarından iyi yapısal özellikler sergilediği görülmüştür. Filmlerin kritik sıcaklığı, T_c ~ 38 K olarak bulunmuştur. Bütün filmlerde mükemmel manyetik davranışlar elde edilmiştir. Filmler, 10⁶ Acm⁻²'nin üzerinde Bean formülü ile hesaplanan kritik akım yoğunluğu gösterdiler.

Anahtar Kelimeler: Süperiletkenlik, MgB₂ süperiletkeni, Ultrasonik Sprey Piroлиз, elektriksel ve manyetik özellikler

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

PREPARED AND CHARACTERIZATION OF THIN/THICK SUPERCONDUCTING MgB₂ FILMS BY ULTRASONIC SPRAY PYROLYSIS (USP) TECHNIQUE

Kübra ONAR

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

87 + ix pages

2011

Supervisor: Doç. Dr. Yakup BALCI

In this study, the nano-sized MgB₂ particles were fabricated using ultrasonic spray pyrolysis technique. The nano particles fabricated were deposited onto Al₂O₃ substrates using argon as the carrier gas and films in different thicknesses were obtained. Structural, electrical and magnetic characterizations of the thin films obtained were carried out by XRD, SEM-EDX, R-T, M-T and M-H measurements. It was seen from the results that the MgB₂ films showed good structural/microstructural properties. Critical transition point (T_c) of the films were found to be 38 K. Perfect magnetic behavior was obtained in all the films. Films showed critical current density, J_c , calculated by Bean's formula, above 10^6 Acm⁻².

Key Words: Superconductivity, MgB₂ superconductors, Ultrasonic Spray Pyrolysis, Electrical and Magnetic properties.

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışması İnönü Üniversitesi Rektörlüğü Bilimsel Araştırma Projeleri Yönetimi Birimi 2010/98' nolu proje kapsamında yapılmış olup bu projenin maddi olanakları kullanılmıştır. Projemize maddi olarak destekte bulunan Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi' ne,

Yüksek Lisans Tez çalışmamın her aşamasında yardım, öneri ve desteğini esirgemedi beni yönlendiren danışman hocam Sayın Doç. Dr. Yakup BALCI' ya ;

Bu noktaya ulaşmamda unutulmaz katkısı olan ve her zaman yol gösteren Sayın Prof. Dr. Eyyuphan YAKINCI' ya;

Bilgi birikimini bizlerle paylaşmaya her zaman hazır olan Sayın Doç. Dr. Mehmet Ali AKSAN' a;

Numunelerimin XRD ölçümlerini gerçekleştiren ve tecrübelerinden yararlandığım Sayın ve Yrd. Doç. Dr. Serdar ALTIN ve Uzman Emine ALTIN' a

Numunelerimin SEM ve EDX ölçümlerini gerçekleştiren ve tecrübelerinden yararlandığım Sayın Uzman Murat ÖZABACI' ya;

Numunelerimin R-T ölçümlerinde yardımlarını hiçbir zaman esirgemeyen Sayın Sinem TÜRKOĞLU' na;

Numunelerimin M-T ve M-H ölçümlerinde yardımlarını hiçbir zaman esirgemeyen Sayın Olcay KIZILASLAN' na;

Yüksek Lisans ders döneminden itibaren her zaman yanımda olan ve desteklerini eksik etmeyen İnönü Üniversitesi Fizik Bölümü Süperiletkenlik Grubu arkadaşlarıma;

Geç saatlere kadar süren çalışmalarımnda sabır gösteren ve maddi manevi desteğini eksik etmeyen sevgili annem Güler ONAR, babam Turgay ONAR, ve kardeşim Burak ONAR' a

TEŞEKKÜR EDERİM.

	İÇİNDEKİLER	
	ÖZET	
	ABSTRACT	
	TEŞEKKÜR	
	İÇİNDEKİLER	
	ŞEKİLLER DİZİNİ	
	TABLolar DİZİNİ	
	SEMBOLLER	
1.	GİRİŞ	1
2.	SÜPERİLETKENLİKTE KURAMSAL KAVRAMLAR	4
2.1.	Süperiletkenlikteki Fiziksel Parametreler.....	4
2.1.1.	Kritik Sıcaklık.....	4
2.1.2.	Kritik Manyetik Alan.....	5
2.1.3.	Kritik Akım Yoğunluğu.....	6
2.1.4.	Meissner Etkisi.....	6
2.1.5.	I.ve II. Tip Süperiletkenler.....	8
2.1.6.	II. Tip Süperiletkenlerin Manyetizasyonu.....	9
2.1.7.	Sızma Derinliği.....	11
2.1.8.	Uyum (Koherens) Uzunluğu.....	12
2.1.9.	Josephson Etkisi.....	12
2.2.	Süperiletkenlikle İlgili Teoriler.....	13
2.2.1.	London Teorisi.....	13
2.2.2.	Ginzburg-Landau Teorisi.....	16
2.2.3.	BCS Teorisi.....	18
2.3.	MgB ₂ Süperiletken Sistemi.....	20
2.3.1.	MgB ₂ Süperiletkeninin Genel Özellikleri.....	21
2.3.2.	MgB ₂ Süperiletkeninin Band Yapısı.....	25
2.3.3.	Basınca Bağlı Özellikleri.....	27
2.3.4.	Termal Genleşmesi.....	28
2.3.5.	İzotop Etkisi.....	29
2.4.	MgB ₂ İnce Film Hazırlama Teknikleri.....	30
2.4.1.	Lazerle Çökeltme (Pulsed Laser Deposition-PLD).....	31
2.4.2.	Moleküler Demet Epitaksi (Molecular Beam Epitaxy-MBE).....	32
2.4.3.	Magnetron veya İyon Demeti Yoluyla Püskürtme (Sputtering).....	33
2.4.4.	Buharlaştırma (Evaporation).....	33
2.4.5.	Kimyasal Buhar Çökeltme (Chemical Vapor Deposition-CVD).....	33
2.4.6.	HPCVD (Hybrid Physical Chemical Vapor Deposition).....	34
2.4.7.	Ultrasonik Sprey Piroliz Yöntemi (USP) ile MgB ₂ İnce Filmlerin Hazırlanması.....	34
2.4.8.	Ultrasonik Sprey Piroliz ile Sprey Piroliz Tekniğinin Karşılaştırılması.....	35
2.4.9.	Ultrasonik Sprey Piroliz ile Elde Edilen Damlacıkların Boyutlarının Hesaplanması.....	39
2.4.10.	MgB ₂ İnce Filmler için Uygun Altlık Seçimi.....	39
2.5.	Ultrasonik Sprey Piroliz Yöntemiyle MgB ₂ İnce Filmlerin Üretimi Konusunda Yapılan Çalışmalar.....	41
3.	MATERYAL VE YÖNTEM	44
3.1.	Numunelerin Hazırlanması.....	44
3.2.	X-Işını Kırınımı (XRD) Analizleri.....	46
3.3.	Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri.....	46

3.4.	Elektriksel Direnç Ölçümleri (R-T).....	46
3.5.	Manyetik Ölçümler (M-T, M-H).....	47
4.	TARTIŞMA VE BULGULAR.....	48
4.1.	Düşük Isıl İşlem Uygulanan Örnekler.....	48
4.1.1.	Al ₂ O ₃ ve MgO Altlıklı Filmlere ait XRD Sonuçları.....	48
4.1.2.	Al ₂ O ₃ ve MgO Altlıklı Filmlere Ait SEM-EDX Sonuçları.....	50
4.1.3.	Al ₂ O ₃ ve MgO Altlık Üzerinde Üretilen Filmlere Ait Manyetik Ölçüm (M-T, M-H) Sonuçları.....	54
4.1.4.	Düşük Isıl İşlem Uygulanan Örnekler İçin Genel Değerlendirme.....	57
4.2.	Al ₂ O ₃ Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmler.....	58
4.2.1.	Al ₂ O ₃ Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmlere Ait XRD Sonuçları	58
4.2.2.	Al ₂ O ₃ Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmlere Ait SEM-EDX Analiz Sonuçları	60
4.2.3.	Al ₂ O ₃ Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmlere Ait Elektriksel Ölçüm R-T Sonuçları.....	65
4.2.4.	Al ₂ O ₃ Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmlere Ait Manyetik Ölçüm (M-T, M-H) Sonuçları	67
4.2.5.	Yüksek sıcaklıklarda Isıtılmış Al ₂ O ₃ Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmler için Genel Değerlendirme	80
5.	SONUÇ.....	81
6.	REFERANSLAR.....	82
	ÖZGEÇMİŞ.....	87

ŞEKİLLER

Şekil 1.1.	1911’ de H. Kamerling Onnes ve Gilles Holst tarafından cıvada elde edilen süperiletken duruma geçişin görüldüğü ilk deneysel veri.....	1
Şekil 2.1.	a) Bir Süperiletken ve Normal Metalin Elektriksel Direncinin Sıcaklığa bağlılığı, b) Bir Süperiletkenin Diyamanyetik faza geçişi.....	5
Şekil 2.2.	Meissner Etkisi.....	7
Şekil 2.3.	(a) Süperiletken bir numunede manyetik alan daima dışlanır, numune içerisinde $B = 0$ ’ dır. (b) İdeal bir iletkene soğutmadan önce alan uygulanıyor. Numune T_c ’ nin altına kadar soğutulduktan sonra alan kaldırıldığında numune içerisinde bir miktar akı tuzaklanıyor.....	7
Şekil 2.4.	H_c alanında (S_M) Meissner durumundan aniden değişen I. Tip süperiletkenlerin tipik davranışları.....	8
Şekil 2.5.	I. Tip Süperiletkenlerin Faz Diyagramı $S_M =$ Süperiletken (Meissner) Fazı, $N =$ Normal Faz.....	8
Şekil 2.6.	II. Tip Süperiletkenlerin Farklı Davranışları.....	9
Şekil 2.7.	II. Tip Süperiletkenlerin Faz Diyagramı. $S_M =$ Meissner Fazı, $S_V =$ Vortex Fazı, $N =$ Normal Faz.....	9
Şekil 2.8.	İdeal II. Tip Süperiletkenin M-H Eğrisi.....	10
Şekil 2.9.	Gerçek bir II. Tip Süperiletkenin M-H eğrisi.....	10
Şekil 2.10.	Bir Süperiletken örnekte manyetik alanın sızma derinliği.....	11
Şekil 2.11.	İnce bir bariyer ile ayrılmış iki süperiletkenin geometrisi.....	12
Şekil 2.12.	a) SIS Tünel eklemi, b) SNS Sandviç, c) Bir daraltı ile şekillenmiş mikro köprü, d) nokta kontak eklemi, e) ve f) yakınlık etkisinden dolayı zayıf bağlantı.....	13
Şekil 2.13.	Düzen parametresinin sıcaklığa bağlılığı.....	17
Şekil 2.14.	Fonon aracılığı ile elektron-elektron etkileşmesi.....	19
Şekil 2.15.	a) MgB_2 ’ nin kristal yapısı [28] b) MgB_2 ’ nin yapısal analizinden elde edilen kristal yapısı.....	21
Şekil 2.16.	Farklı geometrilerdeki MgB_2 için en yüksek $H_{c2}(0)$ değerleri.....	22
Şekil 2.17.	Sıcaklığa karşı düşük kritik alan $H_{c2}(T)$	23
Şekil 2.18.	a) MgB_2 ’ nin kristal yapısı, b,c) Bor’ un Pxy orbitallerinden elde edilen fermi seviyesindeki bağlanma durumları, d) Bor’ un Pz orbitallerinden elde edilen fermi seviyesindeki π -bağının durumu, e) Bor atomlarının titreşim modları.....	25
Şekil 2.19.	MgB_2 ’ nin fermi yüzeyi. Yeşil ve mavi silindirler (hole-tipi) σ -bandları ve mavi (hole-tipi) ve kırmızı (elektron-tipi) tüp şeklindeki ağlar π -bantlarıdır.....	26
Şekil 2.20.	Örgü parametrelerinin basınç ile değişimi.....	27
Şekil 2.21.	a ve c-eksenleri boyunca gözlenen Termal Genleşme.....	28
Şekil 2.22.	Mg ve B’ un yerine geçen izotopları için sıcaklığa karşı manyetizasyon eğrileri.....	29
Şekil 2.23.	$X_{Mg}/X_B \geq 1/2$ atomik oranındaki Mg: B için basınç-sıcaklık faz diyagramı.....	30
Şekil 2.24.	Ultrasonik Sprey Piroliz için deneysel kurulum.....	36
Şekil 2.25.	Ultrasonik Sprey Piroliz (USP) yönteminde aerosol-partikül dönüşüm mekanizmasının şematik gösterimi.....	36
Şekil 2.26.	Sprey Piroliz deneysel kurulumunun şematik gösterimi.....	37
Şekil 2.27.	Sprey Piroliz yönteminde aerosol dönüşüm mekanizması.....	38
Şekil 4.1.	Düşük sıcaklıklarda Al_2O_3 altlık üzerine üretilen filmlerin XRD grafikleri.....	48

Şekil 4.2.	Düşük sıcaklıklarda MgO altlık üzerine üretilen filmlerin XRD grafikleri	49
Şekil 4.3.	Düşük sıcaklıklarda Al ₂ O ₃ altlık üzerinde üretilen filme ait SEM görüntüleri a) 215 büyütme, b) 454 büyütme, c) 500 büyütme, d) 2500 büyütme sonucu film yüzeyinde görülen geniş çatlaklar	50
Şekil 4.4.	Düşük sıcaklıklarda Al ₂ O ₃ altlık üzerinde üretilen filme ait EDX sonucu.....	51
Şekil 4.5.	Düşük sıcaklıkta MgO altlık üzerinde üretilen filme ait SEM görüntüleri a) 1000 büyütme, b,c) 2500 büyütme, d) 5000 büyütme sonucu film yüzeyinde görülen geniş ve derin çatlaklar.....	52
Şekil 4.6.	Düşük Sıcaklıklarda MgO altlık üzerinde üretilen filme ait EDX analiz sonucu.....	53
Şekil 4.7.	Düşük sıcaklıklarda Al ₂ O ₃ altlık üzerinde üretilen filme ait M-T grafiği.....	54
Şekil 4.8.	Düşük sıcaklıklarda MgO altlık üzerinde üretilen filme ait M-T grafiği.....	55
Şekil 4.9.	Düşük sıcaklıkta Al ₂ O ₃ altlık üzerinde üretilen filme ait M-H grafiği.....	56
Şekil 4.10.	Düşük sıcaklıkta MgO altlık üzerinde üretilen filme ait M-H grafiği.....	56
Şekil 4.11.	Saf haldeki MgB ₂ için XRD analiz sonucu.....	58
Şekil 4.12.	Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al ₂ O ₃ altlık üzerinde 12 ve 24 kez püskürtme yapılarak farklı kalınlıkta üretilen ince/kalın filmler için XRD sonuçları	59
Şekil 4.13.	Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al ₂ O ₃ altlık üzerinde 12 kez püskürtme yapılarak üretilen ince filme ait a) 1000 büyütme, b) 2500 büyütme, c) 5000 büyütme, d) 10000 büyütme ve e) 20000 büyütmedeki SEM görüntüleri.....	61
Şekil 4.14.	Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al ₂ O ₃ altlık üzerinde 24 kez püskürtme yapılarak üretilen kalın filme ait a) 1000 büyütme, b) 2500 büyütme, c) 5000 büyütme, d) 10000 büyütme ve e) 20000 büyütmedeki SEM görüntüleri.....	63
Şekil 4.15.	Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al ₂ O ₃ altlık üzerinde üretilen a) 12 kez püskürtme yapılan ince filme, b) 24 kez püskürtme yapılan kalın filme ait EDX analiz sonuçları	65
Şekil 4.16.	Yüksek sıcaklıkta Al ₂ O ₃ altlık üzerinde 12 ve 24 kez püskürtme yapılarak üretilen ince ve kalın filmlere ait R-T grafiği.....	66
Şekil 4.17.	Yüksek sıcaklıkta Al ₂ O ₃ altlık üzerinde 12 ve 24 kez püskürtme yapılarak üretilen ince ve kalın filmlere ait M-T grafiği.....	67
Şekil 4.18.	Yüksek sıcaklıkta Al ₂ O ₃ altlık üzerinde üretilen a) 12 kez püskürtme yapılan ince film, b) 24 kez püskürtme yapılan kalın film için M-H eğrileri	69
Şekil 4.19.	Al ₂ O ₃ Altlık üzerinde 12 kez püskürtme yapılarak üretilen ince film için J _c -H grafiği.....	79
Şekil 4.20.	Al ₂ O ₃ Altlık üzerinde 24 kez püskürtme yapılarak üretilen kalın film için J _c -H grafiği.....	79

TABLolar

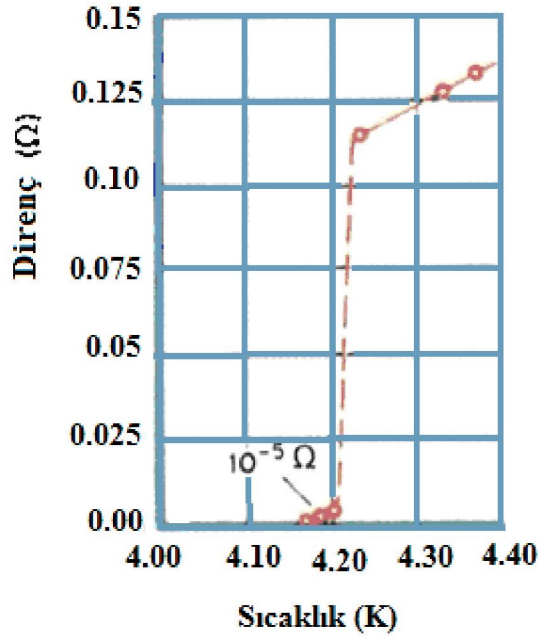
Tablo 2.1.	Bazı Elementler için Kritik sıcaklık (T_c), Sızma derinliği (λ), Koherens uzunluk (ξ) ve Kritik manyetik alan (H_c) değerleri.....	4
Tablo 2.2.	MgB ₂ 'nin Süperiletkenlik parametreleri ve değerleri.....	24
Tablo 2.3.	MgB ₂ ve yaygın olarak kullanılan bazı altlıkların kristal yapı ve örgü parametreleri.....	40
Tablo 3.1.	İlk yöntemle hazırlanan numunelere ait kodlar.....	45
Tablo 3.2.	İkinci yöntemle hazırlanan numunelere ait kodlar.....	45
Tablo 4.1.	Saf haldeki MgB ₂ 'ye ait kristalografik parametreler.....	59
Tablo 4.2.	a) 5 K' de b) 10 K' de c) 15 K' de d) 20 K' de e) 25 K' de ince film için hesaplanan kritik akım yoğunlukları.....	70
Tablo 4.3.	a) 5 K' de b) 10 K' de c) 15 K' de d) 20 K' de kalın film için hesaplanan kritik akım yoğunlukları.....	75

SEMBOLLER

T	Sıcaklık
T_c	Kritik Sıcaklık
ΔT_c	Süperiletkenlik Geçiş Sıcaklığı
H_c	Kritik Manyetik Alan
J	Akım Yoğunluğu
J_c	Kritik Akım Yoğunluğu
M	Manyetizasyon
E	Elektrik Alan
λ_L	London Sızma Derinliği
ξ	Uyum (Koherens) Uzunluğu
n_s	Süperelektron Sayısı
ψ	Kompleks Düzen Parametresi
κ	Ginzburg Landau Parametresi
σ	Sigma-Bağı
π	Pi-Bağı
Δ	Enerji Aralığı
α	İzotop Katsayısı
D_a	Damlacık Çapı
γ	Yüzey Gerilimi
ρ	Çözelti Yoğunluğu
f	Ultrasonik Frekans

1. GİRİŞ

Süperiletkenlik Hollandalı fizikçi Heike Kamerling Onnes ve asistanı Gilles Holst tarafından Leiden’de 1911 yılında keşfedilmiştir [1]. Şekil 1.1’ de gösterildiği gibi, Cıva’ nın 4.2 K’ nin altında aniden sıfıra düştüğü bulunmuş ve Kamerling Onnes bu keşfiyle 1913 yılında Nobel ödülünü almıştır.



Şekil 1.1. 1911’ de H. Kamerling Onnes ve Gilles Holst tarafından cıvada elde edilen süperiletken duruma geçişin görüldüğü ilk deneysel veri [2].

Cıvada süperiletkenliğin keşfinden iki yıl sonra, Kurşunun 7.2 K’ de süperiletken olduğu bulunmuştur [3]. 1930’ da süperiletkenlik, 9.2 K’ de Niyobyum’ da keşfedilmiştir [4]. Süperiletkenlerin manyetik özellikleri 1920 ve 1939 yılları süresince büyük dikkat çekmiştir. W. Meissner ve R. Ochsenfeld’ in manyetik alanın belli bir eşik değerinin altındaki akısını süperiletken içerisinden dışladığını ve bunun yeni bir termodinamik düzen oluşturduğunu 1933’ te ortaya çıkarmıştır [5]. Bu olay Meissner etkisi olarak bilinir ve süperiletkenliğin termodinamik davranışı için bir temel oluşturur.

Süperiletken tarafından manyetik akının dışlandığının keşfedilmesinin ardından Fritz ve Heitz London kardeşler 1935 yılında elektrik ve manyetik alanı etkileyen iki eşitlik ileri sürmüşlerdir [6]. Bu eşitlikler, zayıf bir dış manyetik alanda süperiletkenlerin diyamanyetizmasının tanımını verir. İki akışkan modelinin temelinde,

normal elektronlar sadece Maxwell eşitliklerine göre hareket ederken, Maxwell eşitlikleriyle birlikte London eşitlikleri süperiletken elektronların davranışlarını tanımlar. London eşitlikleri sadece Meissner etkisini açıklamaz, aynı zamanda “ London sızma derinliği (λ_L) ” olarak adlandırılan süperiletkenlerin karakteristik bir uzunluğu için de bir ifade oluşturur.

Süperiletkenlerdeki girdap'lar (vortex) 1937' de L.V. Shubnikov ve meslektaşları tarafından keşfedilmiştir [7]. Dış manyetik alan içerisinde bazı süperiletkenlerin alışılmadık dışında bir davranış sergilediğini bulmuşlardır. Aslında II. Tip süperiletkenler için iki tane kritik manyetik alanın bulunduğunu ve “ Mixed state (karışık durum) “ olarak tanımlanan süperiletkenler için yeni bir durum keşfetmişlerdir.

1950' de E. Maxwell ve C. A. Reynolds tarafından izotop etkisi bulunmuştur [8]. Cıvanın farklı süperiletken izotoplarının çalışılmasıyla kritik sıcaklık (T_c) ve izotop kütlesi (M) arasında bir ilişki saptanmıştır ($T_c M^{1/2} = \text{sabit}$).

Yine 1950' de V. Ginzburg ve L. Landau süperiletkenliğin ünlü teorilerinden birini ileri sürmüşlerdir [9]. Teori, L. Landau tarafından geliştirilen ikinci dereceden faz geçişlerinde kullanılmaktadır. Ginzburg-Landau Teorisi, süperiletken durumun fiziğinin anlaşılmasında önemli bir rol oynar. Bu teori, güçlü manyetik alanlarda süperiletkenlerin davranışlarını tanımlayabilir. Ginzburg-Landau Teorisi, London eşitliklerindeki sızma derinliği gibi “ Koherens (uyum) uzunluk “ denilen ikinci bir karakteristik uzunluk ifadesini de verir.

Süperiletkenliğin ilk mikroskopik teorisi, 1957' de günümüzde BCS teorisi olarak bilinen, J. Bardeen, L. Cooper ve R. Schrieffer tarafından ortaya atılmıştır [10]. BCS teorisinin temel düşüncesi, iki elektron arasındaki çekici potansiyelin ortaya çıkmasına neden olan zayıf bir elektron-fonon etkileşmesidir. Bunun sonucunda, Cooper çiftleri oluşur.

İki süperiletken arasındaki ince bir yalıtkan engel vasıtasıyla Cooper çiftlerinin kuantum mekaniksel olarak tünellemesi 1962' de B. D. Josephson tarafından teorik olarak tahmin edilmiştir [11]. Josephson' ın tahminleri bir yıl içinde doğrulanmış ve günümüzde “ Josephson etkisi “ olarak bilinmektedir.

1970 ve 1980' lerde birçok yeni süperiletken keşfedilmiştir. Bakır oksitlerde süperiletkenlik keşfedilmeden önce 23,2 K ile en yüksek kritik sıcaklık 1973' te Nb_3Ge bileşiğinde gözlenmiştir.

Yüksek sıcaklık süperiletkenlerin gerçek tarihi Bednorz ve Müller' in La-Ba-Cu-O seramiğinde geçiş sıcaklığının ~ 30 K' de süperiletkenliğin bulunduğu 1986 ' da başladı [12]. 1986' da bilim dünyası bakır oksitlerde yüksek sıcaklık süperiletkenliğin keşfiyle şaşırtıldı. Çünkü oksitler çok kötü iletkenlerdir. Süperiletkenlik alanında çalışan çoğu bilim adamının ilk tepkisi, fonon aracılıklı süperiletkenliğin çok yüksek bir sıcaklıkta imkânsız olmasından dolayı yeni bir mekanizmanın olabileceği düşüncesiydi. Süperiletken bakır oksitlerin keşfi bilim tarihinde görülmemiş bir oranda büyüyen araştırmalar ile devam etmiştir.

1987' de M. K. Wu ve P. W. Chu denetimindeki Alabama ve Houston üniversitesindeki gruplar ortaklaşa 93 K' de süperiletken olan Y-Ba-Cu-O bileşimini keşfettiler [13]. Sadece bir yıl sonra 1988' in başlarında Bi- ve Tl- tabanlı süperiletken bakır oksitleri $T_c = 110$ K ve $T_c = 125$ K' de keşfedilmiştir [14, 15]. Daha sonra $T_c = 135$ K ile en yüksek kritik sıcaklığa sahip Hg- tabanlı bakır oksitler 1993' te keşfedilmiştir [16]. Yüksek basınç altındaki kritik sıcaklığı 164 K' e çıkabilmektedir.

1995' te V. J. Emery ve S. A. Kivelson süperiletkenliğin, elektron çiftleşmesini ve faz uyumunu gerektirdiğini vurgulamışlardır [17]. Aynı yıl 1995' te J. M. Tranquada ve meslektaşları nötron kırınımından Nd katkılanmış $La_{2-x}Sr_xCuO_4$ (LSCO)' da spinlerin ve yüklerin (hole' lerin) dinamik modülasyonu olan çiftlenmenin var olduğunu bulmuşlardır [18].

2001 Ocak ayında Magnezyum Diboride (MgB_2)' ın 39 K' de süperiletken olduğu Japon Akimitsu ve grubu tarafından bulunmuştur [19].

2007 yılında Liang ve arkadaşları, La-Fe-P üçlü alaşımını kullanarak LaOFeP süperiletkenini sentezleyip yapısal özelliklerini belirlemişlerdir [20]. Bu bileşik, yaklaşık olarak 4.1 K' de süperiletkenlik geçişi göstermektedir. Hemen ardından Kamihara ve arkadaşları Fe katılmış LaOFeAs bileşiği ile T_c değerini 26 K' e yükseltmişlerdir [21]. Sonuç olarak, yapılan bu çalışmalarla süperiletkenlik ve manyetizma arasında da yeni bir pencere açılmış oldu.

2. SÜPERİLETKENLİKTE KURAMSAL KAVRAMLAR

2.1. SÜPERİLETKENLİKTEKİ FİZİKSEL PARAMETRELER

Hollandalı fizikçi H. Kamerling Onnes 1911 yılında Helyum gazının sıvılaştırılması ve çok düşük sıcaklıklara düşülmesi sonucunda, Hg (Cıva) metali üzerindeki elektriksel direncin 4,2 K civarında aniden sıfıra düşmesi ile süperiletkenliği bulmuştur.

Süperiletkenler ilk olarak üç temel faktör ile belirlenir. Bunlar; Kritik sıcaklık (T_c), Kritik manyetik alan (H_c) ve Kritik akım yoğunluğu (J_c)' dir. Süperiletkenliği ortadan kaldırmak için bu üç temel parametreden birini bozmak yeterli olacaktır. Bunlara ilaveten Meissner etkisi, sızma derinliği (λ), koherens uzunluk (ξ), izotop etkisi ve Josephson etkisi de süperiletkenliği tanımlayan diğer önemli parametrelerdir.

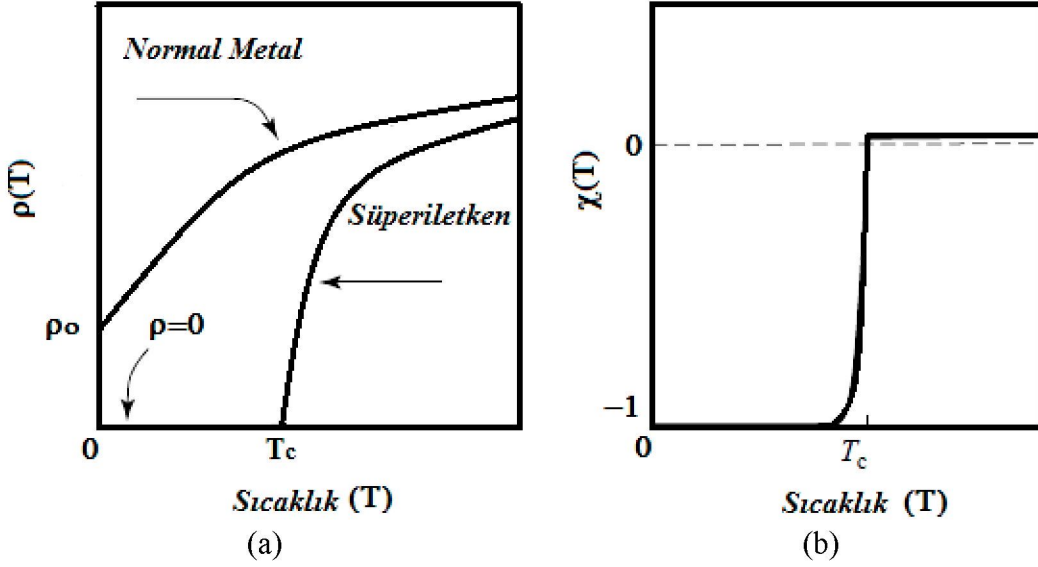
2.1.1. Kritik Sıcaklık (T_c)

Normal durumdan süperiletken duruma faz geçişi “ Kritik sıcaklık “ denilen bir sıcaklıkta gerçekleşir. Tablo 2.1.' de bazı metalik süperiletkenlerin geçiş sıcaklıkları ile birlikte diğer fiziksel parametreleri gösterilmiştir.

Tablo 2.1. Bazı Elementler için Kritik sıcaklık (T_c), Sızma derinliği (λ), Koherens uzunluk (ξ) ve Kritik manyetik alan (H_c) değerleri [26].

<i>Element</i>	$T_c(K)$	$\lambda (\text{Å})$	$\xi_0 (\text{Å})$	$H_c(T)$
<i>Al</i>	1.1	500	16000	0.01
<i>Pb</i>	7.2	390	830	0.08
<i>Sn</i>	3.7	510	2300	0.03
<i>In</i>	3.4	640	4400	0.03
<i>Tl</i>	2.4	920	-	0.02
<i>Cd</i>	0.56	1300	7600	0.003

Görüldüğü gibi, her süperiletkenin kritik sıcaklık değeri kendisine özgüdür.



Şekil 2.1. a) Bir Süperiletken ve Normal Metalin Elektriksel Direncinin Sıcaklığa bağlılığı, b) Bir Süperiletkenin Diyamanyetik faza geçişi [22].

Şekil 2.1. (a) ve (b)' de bir süperiletkenin iki basit karakteristik özelliği kısaca açıklanmıştır. Bunlardan şekil 2.1. (a)' da kritik sıcaklıkta ($\rho=0$) sıfır dirence aniden geçiş ile süperiletken olmayan durum karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Şekil 2.1. (b)' de ise, kritik sıcaklığın altında ideal diyamanyetik duruma ($\chi=-1$) geçiş gösterilmiştir. Süperiletkenliğin en önemli özelliklerinden bir tanesi diyamanyetik faza aniden geçiş yapmasıdır. Diyamanyetizmanın başlangıcı, öz direncin sıfıra yaklaştığı ($\rho \rightarrow 0$) sıcaklık eksenindeki noktaya oldukça yakındır. Şekilde manyetik duyunluğun (χ), T_c ' nin üzerinde pozitif fakat oldukça küçük olduğu görülür [22].

2.1.2. Kritik Manyetik Alan (H_c)

Süperiletkenliğin temel parametrelerinden bir tanesi de kritik manyetik alandır. Bir süperiletken madde belirli bir kritik manyetik alan (H_c) değerine kadar uygulanan manyetik alanı dışlayarak, süperiletkenlik özelliklerini korurken, kritik manyetik alanın üzerindeki alanlarda süperiletkenlik özelliklerini kaybederek normal duruma geçerler.

Süperiletkenlerin dışlayabilecekleri manyetik alanın büyüklüğünün bir sınırı vardır. Bu sınır, süperiletkenden süperiletkene ve sıcaklıkla değişmektedir. Buna bağlı olarak, bir süperiletkenin kritik manyetik alanı;

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

İle belirlenir.

2.1.3. Kritik Akım Yoğunluğu (J_c)

Süperiletken malzeme içerisine bir akım gönderildiğinde, bu akım numune içerisinde herhangi bir dirençle karşılaşmayacağı için, bir enerji kaybı olmaz ve dolayısıyla iletim kayıpsız olarak gerçekleşir. Normal metallerde ise, gönderilen elektrik enerjisinin bir kısmı ısı enerjisine dönüşür ve iletimde kayıplar meydana gelir.

Süperiletkenlerin temel parametrelerinden biri olan kritik akım yoğunluğu (J_c), kayıpsız akım taşıyabilme yeteneği olarak tanımlanır. Süperiletkenler, bu akımın altındaki akımları kayıpsız olarak taşıyabilirken, kritik akım yoğunluğunun üzerindeki akımlarda süperiletkenlik özelliklerini kaybederek normal duruma geçerler.

2.1.4. Meissner Etkisi

1911’ de Onnes’ in bulduğu sıfır elektriksel direncin keşfinden 22 yıl sonra Meissner ve Ochsenfeld, süperiletken durumun “ Mükemmel Diyamanyetizma “ olarak tanımlanan diğer bir karakteristik özelliğini keşfettiler. Meissner etkisi olarak bilinen bu özellik, süperiletkenlerde manyetik alanın dışlanması olayıdır. Bir manyetik madde için oluşturulan eşitlik, süperiletken durumda;

$$B = \mu_0 (H+M) = 0 \quad (2.2)$$

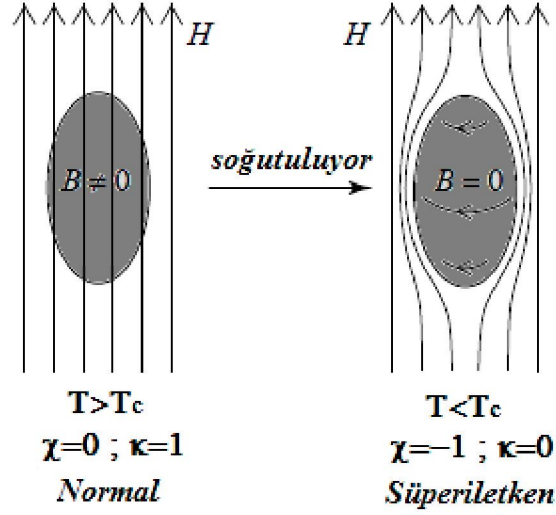
şeklinde yazılır. Süperiletkenlikte bu durum;

$$M = -H \quad (2.3)$$

anlamına gelir. Dolayısıyla, manyetik duyunluk, mükemmel diyamanyet için ideal değeri olan;

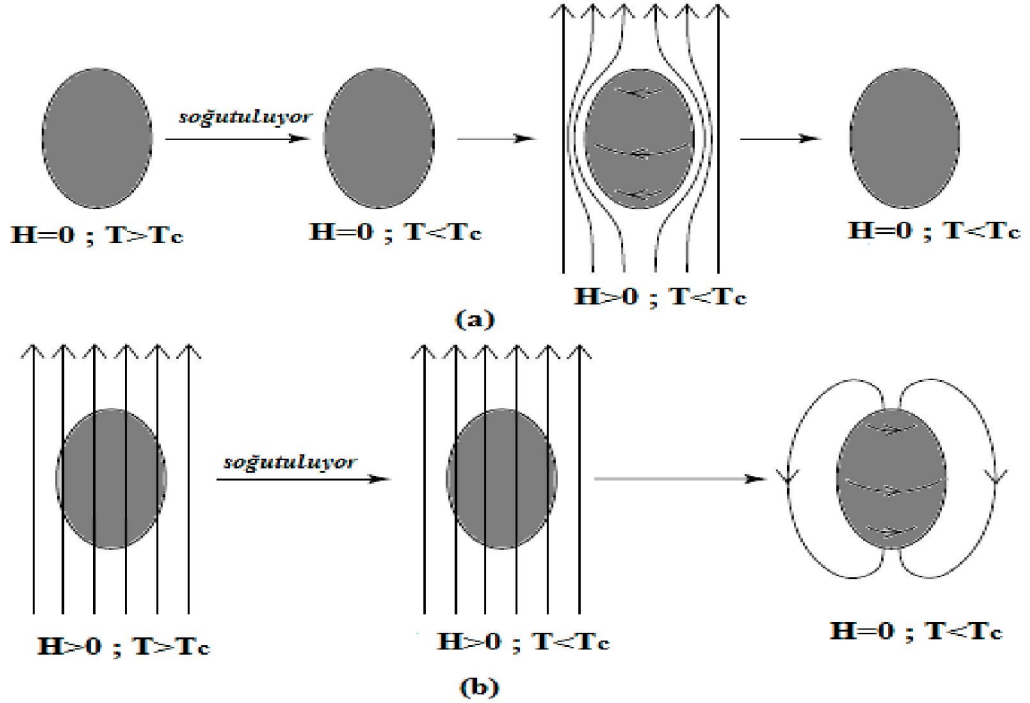
$$\chi = \frac{dM}{dH} = -1 \quad (2.4)$$

olur. Çünkü, geçirgenlik, $\kappa = 1 + \chi$ olup, kritik sıcaklığın altında $\kappa = 0$ olur [22].



Şekil 2.2. Meissner Etkisi [22].

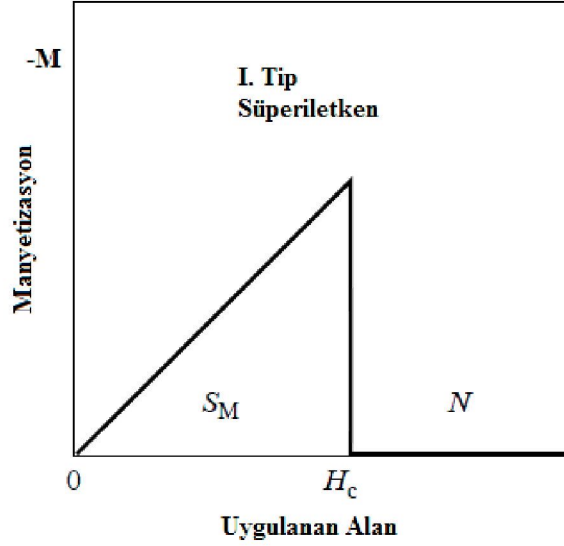
Bir süperiletken, zayıf bir manyetik alan altında kritik sıcaklığının altına soğutulduğunda, yüzey akımları indüklenir. İndüklenen bu yüzey akımları, süperiletken içerisinde net manyetik alanın sıfır olmasını sağlar. Bu akımlar, zamanla değişmez ve sıfır elektriksel dirençli “ Mükemmel Diyamanyetizma “ oluşur. Süperiletken malzemeleri bu özelliklerinden dolayı mükemmel iletkenlerden ayırıyoruz.



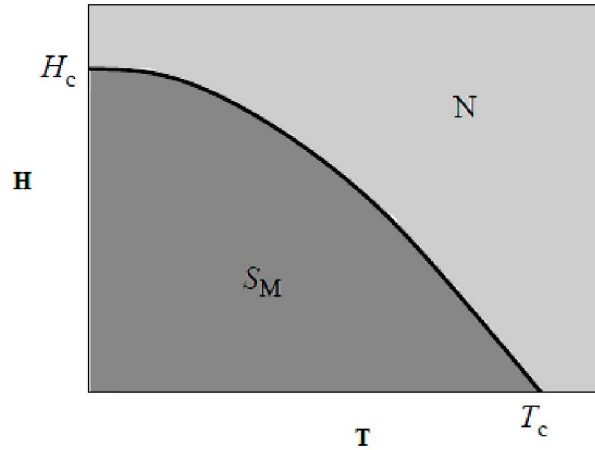
Şekil 2.3. (a) Süperiletken bir numunede manyetik alan daima dışlanır, numune içerisinde $B = 0$ 'dır. (b) İdeal bir iletkene soğutmadan önce alan uygulanıyor. Numune T_c 'nin altına kadar soğutulduktan sonra alan kaldırıldığında numune içerisinde bir miktar akı tuzaklanıyor [22].

2.1.5. I. ve II. Tip Süperiletkenler

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



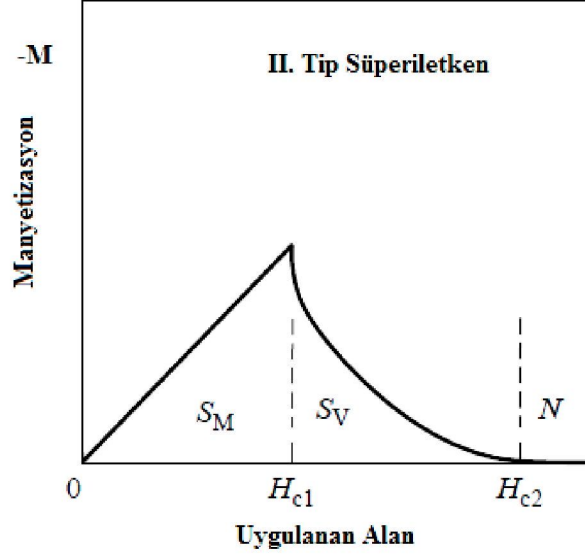
Şekil 2.4. H_c alanında (S_M) Meissner durumundan aniden değişen I. Tip süperiletkenlerin tipik davranışları [22].



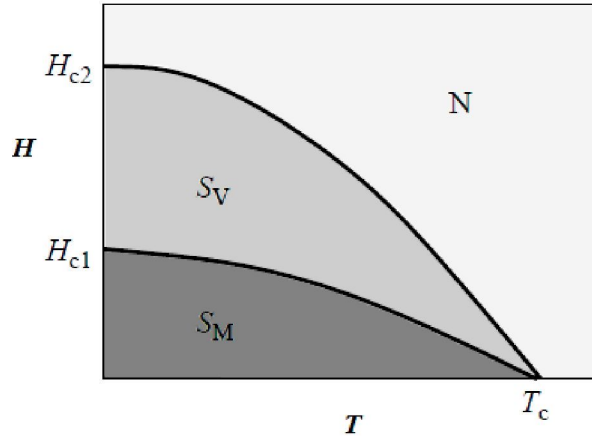
Şekil 2.5. I. Tip Süperiletkenlerin Faz Diyagramı. S_M = Süperiletken (Meissner) Fazı, N = Normal Faz [22].

II. Tip süperiletkenlerin en önemli özellikleri iki tane kritik manyetik alana sahip olmalarıdır. II. Tip süperiletkenler, düşük kritik alan H_{c1} değerinin altında Meissner etkisi gösterirken $H_{c1} < H_c < H_{c2}$ arasındaki alanlarda, yeni bir durum olan “ karışık durum (Mixed State) ” da bulunurlar. Bu durumda $B=0$ olup Meissner etkisi tam oluşmamıştır. H_{c1} ile H_{c2} arasında numuneye akı nüfuz etmesine karşın süperiletken özellik korunur. H_{c2}

yüksek kritik alan değerine gelindiğinde ise manyetik alan tamamen numune içerisine nüfuz eder ve numune normal duruma geçer.



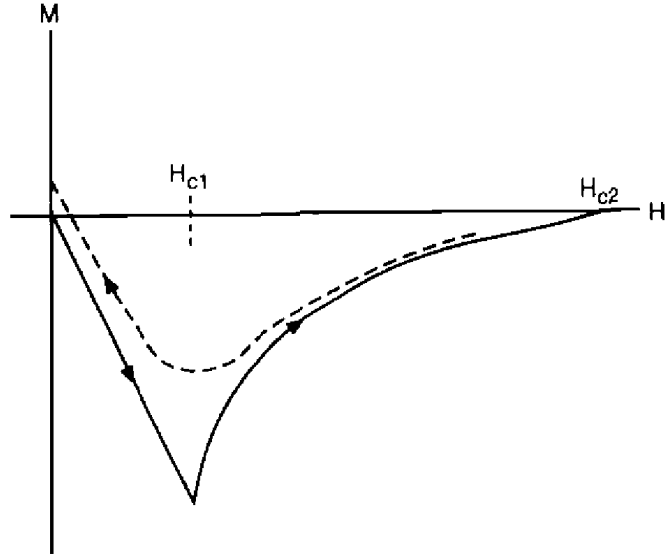
Şekil 2.6. II. Tip Süperiletkenlerin Farklı Davranışları [22].



Şekil 2.7. II. Tip Süperiletkenlerin Faz Diyagramı. S_M = Meissner Fazı, S_V = Vortex Fazı, N = Normal Faz [22].

2.1.6. II. Tip Süperiletkenlerin Manyetizasyonu

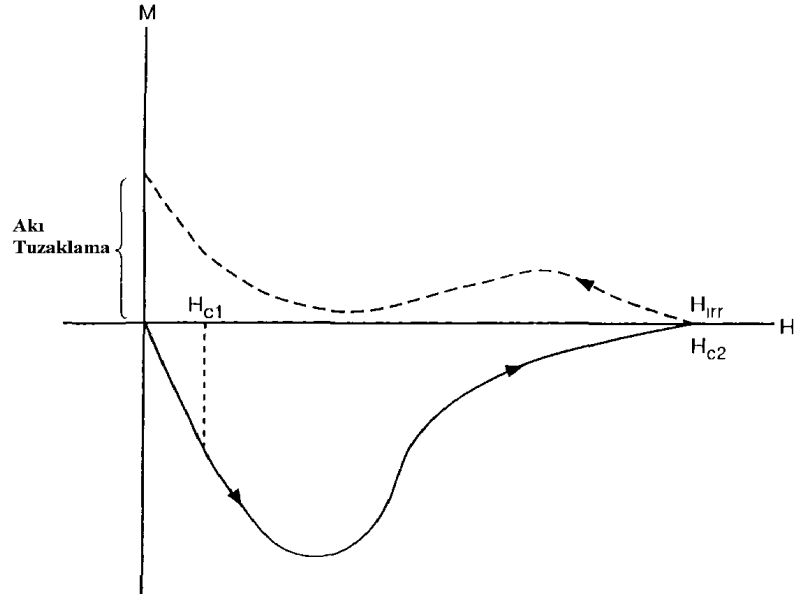
Materyallerin manyetik davranışları, uygulanan manyetik alanın (H), manyetizasyon'a (M) karşı çizilen grafikleri ile temsil edilir. Şekil 2.8.'de ideal olarak düşünülen bir II. Tip süperiletkenin M-H eğrisi görülmektedir. Uygulanan alan tam olarak sıfıra düşürüldüğünde, materyalde, kalıcı mıknatıslarda olduğu gibi bir miktar artık mıknatıslığa neden olan akı tuzaklanması vardır [23].



Şekil 2.8. *İdeal II. Tip Süperiletkenin M-H Eğrisi [23].*

1970' te J. E. Evetts bu durumun faz sınırlarında ve özellikle yüzeyde akı tuzaklanmasının varlığından kaynaklandığını göstermiştir [24]. Böylece bir miktar akı tuzaklanması II. Tip süperiletkenlerde kaçınılmazdır ve bu tuzaklamaların büyük bir kısmı pratik uygulamaların çoğu için istenilen bir durumdur.

Gerçek bir II. Tip süperiletkenin manyetizasyon eğrisi şekil 2.9.' da görüldüğü gibi daha karmaşık bir yapıya sahiptir.



Şekil 2.9. *Gerçek bir II. Tip Süperiletkenin M-H eğrisi [23].*

Öncelikle, H alanı H_{c1} geçer geçmez M manyetizasyonundaki ani değişim ortadan kalkar ve doğrusallıktan hafif bir sapma meydana gelir. Bu, materyale bir miktar akının

nüfuz ettiği ve diyamanyetizmanın artık mükemmel olmadığı anlamına gelir. Sonuçta, H alanının artması M manyetizasyonunun azalmasına ve akı nüfuzunun genişlemesine yol açar. H_{c2} alanına ulaşıldığında ise tam bir akı nüfuzu gözlenir ve bu durumda B=μ₀H olur. Bu durumda madde normal durumdadır. Uygulanan manyetik alan (H) azaltıldığında, B=μ₀(H+M) olduğundan B yüksek kalır. Bu, M manyetizasyonunun pozitif değere gideceği anlamındadır. Dolayısıyla, H=0 olduğunda B' nin değeri sonlu bir değerde kalır [23].

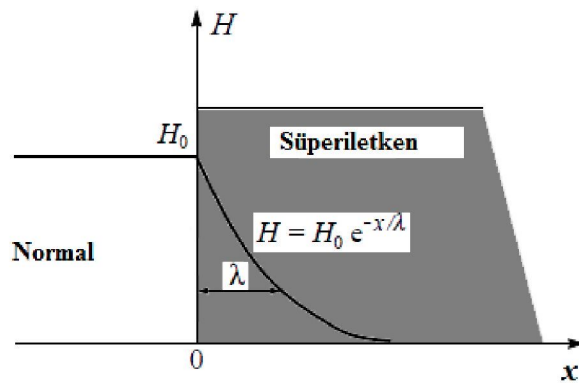
2.1.7. Sızma Derinliği (λ)

Bir süperiletkende, uygulanan manyetik alanı Meissner etkisiyle dışlamanın yolu, süperiletken içinde uygulanan alanı tamamen yok eden yüzeyindeki sürekli akımları oluşturmaktır. Bu yüzey akımları, sızma derinliği denilen λ kalınlığında çok ince bir tabakada akarlar. Sızma derinliğinin limiti direk olarak n_s akım yoğunluğu ile ilişkilidir [25].

$$\lambda^2(T) = \frac{m^* c^2}{4\pi e^2 n_s(T)} \quad (2.5)$$

burada, m*, taşıyıcı yükün etkin kütlesi, e, elektron yükü, c ise ışık hızı' dır.

Bir süperiletken örneğe manyetik alan uygulandığında, içerideki akıyı yok etmek için dolanan yüzey akımları, bu yüzey tabakasından akacaktır. Sonuç olarak, akı yoğunluğu, metalin sınırında hemen sıfıra düşmez, fakat yüzey akımlarının aktığı bölgede gittikçe azalır ve şekil 2.10.' da gösterildiği gibi bu azalma üsteldir [26].



Şekil 2.10. Bir Süperiletken örnekte manyetik alanın sızma derinliği [27].

$$H(x) = H_0 e^{-x/\lambda} \quad (2.6)$$

Burada H₀, süperiletken dışındaki manyetik alanın büyüklüğüdür.

2.1.8. Uyum (Koherens) Uzunluğu

Bir Cooper çiftinin iki elektronu arasındaki uzaklık “ koherens (uyum) uzunluk (ξ) “ olarak adlandırılır. BCS teorisinin temelinde, koherens uzunluk ve enerji aralığı birbiri ile ilişkilendirilir. Buna göre;

$$\xi_0 = \frac{\hbar \mathcal{G}_F}{\pi \Delta(0)} \quad (2.7)$$

ile verilir. Burada, \mathcal{G}_F , fermi hızıdır. ξ_0 niceliği, sıcaklıktan bağımsız gerçek koherens uzunluğudur. Ginzburg-Landau teorisinin temelinde, sıcaklığa bağlı koherens uzunluk ve gerçek koherens uzunluk arasındaki ilişki;

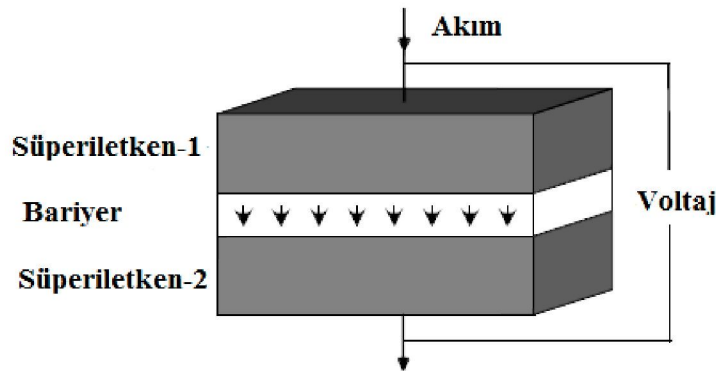
$$\frac{1}{\xi} = \frac{1}{\xi_0} + \frac{1}{\ell} \quad (2.8)$$

ile verilir.

Buradaki ℓ , bir elektronun alacağı serbest yoldur. Düşük sıcaklıklarda, $\xi \approx \xi_0$ olduğunda ℓ , santimetre uzunluğunda olabilir. Koherens uzunluk, metal süperiletkenlerde büyüktür. Örneğin, Al için koherens uzunluk $\xi = 16000 \text{ \AA}$ ve Nb için koherens uzunluk $\xi = 380 \text{ \AA}$ dur [25].

2.1.9. Josephson Etkisi

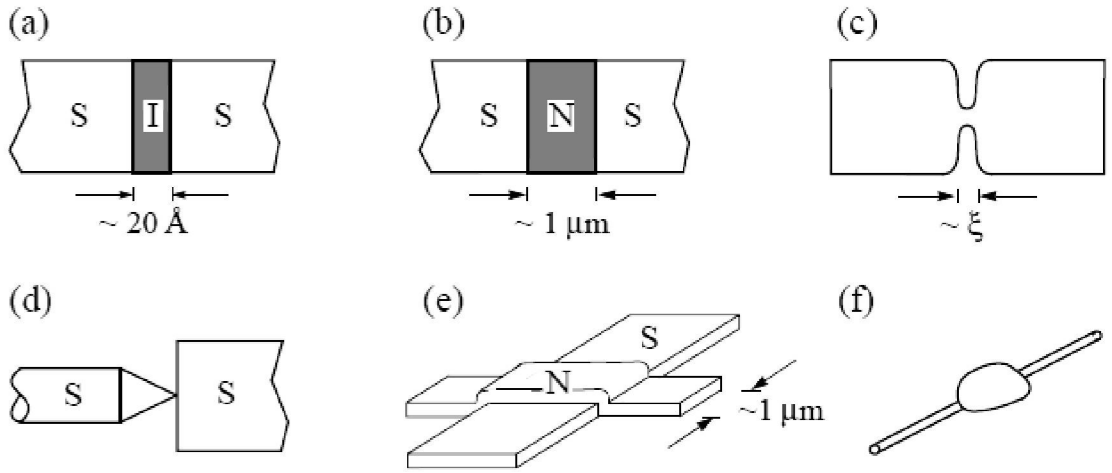
1962’ de Josephson, ince yalıtkan bir bariyer ile Cooper çiftlerinin tünellemesi ve bu esnada oluşan akımları hesaplamıştır. Josephson akımı, süperiletken durumda mikroskobik dalga fonksiyonunun fazı ile yakından ilişkilendirilen çok sayıda şaşırtıcı özellik sergiler. Bu keşfi ile Brian D. Josephson 1973’ te Nobel ödülünü almıştır.



Şekil 2.11. İnce bir bariyer ile ayrılmış iki süperiletkenin geometrisi [28].

Cooper çiftlerinin tünellemesinden kaynaklanan sıfır gerilim akımı DC-Josephson etkisi olarak adlandırılır. Josephson, dc akıma ek olarak, sürekli bir voltaj tünel bariyerine uyguladığında, değişken bir süperakımın akacağını da bulmuştur. AC süperakımın açısal frekansı, $\omega = 2e\mathcal{G}/\hbar$ dır. DC bir gerilim tünel bariyerine uygulandığında akan cooper çiftlerinin titreşim akımı AC-Josephson etkisi olarak adlandırılır. Bu Josephson etkileri, süperiletkenlik uygulamalarında önemli bir rol oynar.

Gerçekte, josephson etkisi sadece tünelleme eklemlerinde değil, aynı zamanda zayıf bağlantı olarak adlandırılan diğer durumlarda da bulunur. Şekil 2.12.' de farklı tür eklemler ve zayıf bağlantı yapıları şematik olarak gösterilmiştir [27].



Şekil 2.12. a) SIS Tünel eklemi, b) SNS Sandviç, c) Bir daraltı ile şekillenmiş mikro köprü, d) nokta kontak eklemi, e) ve f) yakınlık etkisinden dolayı zayıf bağlantı [27].

2.2. SÜPERİLETKENLİKLE İLGİLİ TEORİLER

2.2.1. London Eşitlikleri

1935'te F. Ve H. London bir süperiletkenin elektrodinamiği üzerine bir makale yayınladılar [6]. Maxwell eşitlikleriyle London eşitlikleri kullanılarak, uygulanan manyetik alanın süperiletken içerisinde aniden sıfıra düşmediğini fakat belli bir derinlikte nüfuz ettiğini gösterdiler [29].

Bir süperiletken metaldeki süperelektronlar, hareketleri sırasında herhangi bir dirençle karşılaşmazlar. Sürekli bir \vec{E} elektrik alanı materyale uygulanırsa, elektronlar bu alan altında hızlandırılırlar [26];

$$m\dot{\mathcal{G}}_s = e\vec{E} \quad (2.9)$$

burada, \mathcal{G}_s süperelektronların hızı, m; kütlesi ve e; yüküdür.

n_s , \mathcal{G}_s hızıyla hareket eden birim hacimdeki süperelektronların sayısı ise, oluşan akım yoğunluğu;

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

şeklinde ifade edilir. (2.9) eşitliğine göre;

$$\dot{\mathcal{G}}_s = \frac{e\vec{E}}{m} \quad \text{olduğundan,}$$

Eşitlik (2.10) ile verilen akım yoğunluğu ifadesinin zamana göre türevi alınarak $\dot{\mathcal{G}}_s$ ifadesi eşitlikte yerine yazıldığında;

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

Elde edilir.

Manyetik alanın elektrik alan ve akım yoğunluğu ile ilişkilendirildiği Maxwell denklemleri;

$$\dot{\vec{B}} = -\vec{\nabla} \times \vec{E} \quad (2.12)$$

$$\vec{\nabla} \times \vec{B} = \mu_0 \vec{J}_s \quad (2.13)$$

şeklindedir [30].

$$\dot{\vec{J}}_s = \frac{n_s e^2 \vec{E}}{m} \quad \text{ise,} \quad \vec{E} = \frac{m}{n_s e^2} \dot{\vec{J}}_s \quad (2.14)$$

Elde edilir. (2.14) eşitliği (2.12) eşitliğinde yerine yazıldığında;

$$\dot{\vec{B}} = -\frac{m}{n_s e^2} \vec{\nabla} \times \dot{\vec{J}}_s \quad (2.15)$$

halini alır.

(2.13) eşitliğine göre;

$$\vec{J}_s = \frac{1}{\mu_0} \vec{\nabla} \times \vec{B} \quad \text{ise ,} \quad (2.16)$$

Bu ifadenin zamana göre türevi alınarak (2.15) eşitliğinde yerine yazılırsa;

$$\dot{\vec{B}} = -\frac{m}{\mu_0 n_s e^2} \vec{\nabla} \times (\vec{\nabla} \times \dot{\vec{B}}) \quad (2.17)$$

elde edilir. $\frac{m}{\mu_0 n_s e^2}$ ifadesinin α gibi bir sabite eşit olduğu kabul edilirse,

$$\dot{\vec{B}} = -\alpha \vec{\nabla} \times (\vec{\nabla} \times \dot{\vec{B}}) \quad (2.18)$$

olur. (2.18) eşitliğindeki $\vec{\nabla} \times (\vec{\nabla} \times \dot{\vec{B}})$ ifadesi,

$$\vec{\nabla} \times (\vec{\nabla} \times \dot{\vec{B}}) = \nabla(\nabla \dot{B}) - \nabla^2 \dot{B} \quad (2.19)$$

şeklinde yazılabilir. Buna göre diğer bir Maxwell eşitliği $\vec{\nabla} \cdot \vec{B} = 0$ ($\text{div } \vec{B} = 0$) ile verilir [29]. Dolayısıyla

$$\dot{\vec{B}} = \alpha \nabla^2 \dot{\vec{B}} \quad \text{ve} \quad \nabla^2 \dot{\vec{B}} = \frac{1}{\alpha} \dot{\vec{B}} \quad (2.20)$$

elde edilir. Bu diferansiyel bir denklemdir [25].

$$\frac{\partial^2 B}{\partial x^2} = \frac{1}{\alpha} \dot{B} \quad (2.21)$$

şeklinde yazılabilir. Bu denklemin çözümü;

$$\dot{\vec{B}}(x) = \dot{\vec{B}}_0 \exp\left(\frac{-x}{\sqrt{\alpha}}\right) \quad (2.22)$$

şeklindedir.

Bu denklemler mükemmel bir iletkenin manyetik özelliklerini tamamen açıklamasına rağmen, bir süperiletkenin davranışını tanımlamada yetersizdir. F. ve H. London bir süperiletkenin manyetik davranışının sadece $\dot{\vec{B}}$ ile değil, aynı zamanda \vec{B} ile de doğru olarak tanımlanabileceğini gösterdiler [26]. Buna göre;

$$\vec{B} = -\frac{m}{n_s e^2} \vec{\nabla} \times \vec{J}_s \quad (2.23)$$

$$\vec{J}_s = \frac{n_s e^2 \vec{E}}{m} \quad (2.24)$$

Süperiletkenlerin elektrodinamiğini tanımlayan daha öncede ifade ettiğimiz, bu denklemler, “ London Eşitlikleri “ olarak bilinir. (2.24) eşitliği, bir metaldeki direnç özelliğini, (2.23) eşitliği ise diyamanyetizmayı tanımlar.

$$\vec{B}(x) = \vec{B}_0 \exp\left(\frac{-x}{\sqrt{\alpha}}\right) \quad (2.25)$$

Eşitliği, akı yoğunluğunun üstel olarak azaldığını gösterir. (2.22) eşitliği kullanıldığında akı yoğunluğunun, London sızma derinliğinde (λ_L), $x = \sqrt{\alpha}$ 'daki değerinin $1/e$ 'sine düşer [25]. London sızma derinliği;

$$\lambda_L = \sqrt{\frac{m}{\mu_0 n_s e^2}} \quad (2.26)$$

ile ifade edilir. London denklemleri, bir süperiletkenin yüzeyindeki akı yoğunluğunun çok hızlı bir şekilde üstel olarak düştüğünü tahmin etmiştir.

2.2.2. Ginzburg-Landau Teorisi

Ginzburg-Landau teorisi, 1950 yılında yayınlandı. Bu teori, süperiletkenlerin taşıyıcı yüklerinin yoğunluğunun sabit olduğunu varsayan London teorisinin önemli ölçüde genişletilmiş halini temsil eder [31]. Teorinin önemi süperiletken durumun önemli fiziksel özelliklerinin yavaş yavaş ortaya çıkmasıyla açığa kavuşmuştur. Düşük kritik sıcaklıklar için teorinin BCS teorisinden elde edildiği Gor'kov tarafından gösterilmiştir [32]. Teorinin büyük başarılarından bir tanesi de A. A. Abrikosov tarafından vortex durumunun tahmin edilmesi idi [33]. Teori, dört büyük bilim adamı olan Ginzburg, Landau, Abrikosov ve Gor'kov' un çalışmalarından sonra günümüzde GLAG teorisi olarak ifade edilmektedir. 2003' te A. A. Abrikosov ve V. L. Ginzburg, A. J. Leggett ile birlikte fizikte süperiletkenlik ve süperakışkanlık teorisini geliştirmelerinden dolayı Nobel ödülünü aldılar.

GLAG teorisi, manyetik alanın yokluğunda normal-süperiletken faz geçişinin ikinci dereceden faz geçişlerine bağlı olduğunu ifade eder. Landau, tam olarak böyle faz geçişleri için bir teori geliştirmiştir. Teoride, süperiletken durumu tanımlamak için Ginzburg ve Landau düzen parametresi olarak bir $\psi(r)$ fonksiyonu üretmişlerdir. $|\psi(r)|^2$ nin miktarı, süperiletken taşıyıcı yüklerin yoğunluğu olarak ifade edilir [28].

Ginzburg-Landau teorisinde serbest enerji;

$$F(T) = F_0(T) + \alpha|\psi|^2 + \frac{\beta}{2}|\psi|^4 + \dots \quad (2.27)$$

İle verilir. Eşitliğin türevini alıp sifıra eşitlediğimizde;

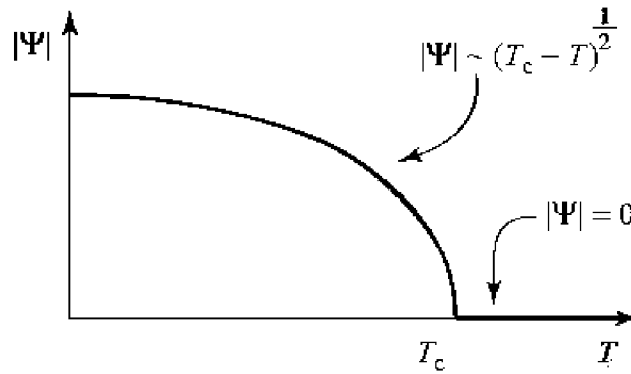
$$\frac{\partial F}{\partial |\psi|} = 0 \quad \Rightarrow \quad (\alpha + \beta|\psi|^2)|\psi| = 0 \quad (2.28)$$

Bir çözüm $|\psi| = 0$ olduğu durumdur. Diğer bir alternatif ise, $(\alpha + \beta|\psi|^2) = 0$ 'dır. Bu,

$$|\psi|^2 = -\left(\frac{\alpha}{\beta}\right) \quad (2.29)$$

verir. $\alpha = \alpha_1(T - T_c)$ burada, α_1 , bir sabit olup yararlı bir yaklaşım bulmamızı sağlar.

$$|\psi|^2 = \frac{\alpha_1}{\beta}(T_c - T) \quad (2.30)$$



Şekil 2.13. Düzen parametresinin sıcaklığa bağlılığı [22].

$$|\psi| = \left(\frac{\alpha_1}{\beta}\right)^{1/2} (T_c - T)^{1/2} \neq 0 \quad (2.31)$$

Şimdi GL teorisinden elde edilen koherens uzunluğa bakalım;

$$\alpha(T) + \beta|\psi|^2\psi + \frac{1}{2m}(-i\hbar\nabla)^2\psi = 0 \quad \rightarrow \text{I. GL Denklemi} \quad (2.32)$$

Bu, düzen parametresinin değişimi için bir diferansiyel eşitliktir;

$$-\frac{\hbar^2}{2m} \frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} + \alpha(T)\psi + \beta|\psi|^2\psi = 0 \quad (2.33)$$

α parametresi ile bölündüğünde,

$$\xi = \left(\frac{\hbar^2}{2m\alpha(T)}\right)^{1/2} \quad (2.34)$$

elde edilir.

II. GL denklemi;

$$J = \frac{e}{m} \psi^* (-2eA) \psi = -\frac{4e^2 |\psi|^2}{m} A \quad \text{olduğundan} \quad (2.35)$$

London eşitliğinden;

$$J = -\frac{1}{\mu_0 \lambda_L^2} A \quad \text{idi.}$$

Bu iki denklemden;

$$\frac{4e^2 |\psi|^2}{m} = \frac{1}{\mu_0 \lambda_L^2} \Rightarrow \lambda_L^2 = \frac{m}{(2e)^2 \mu_0 |\psi|^2} \quad (2.36)$$

olarak elde edilir.

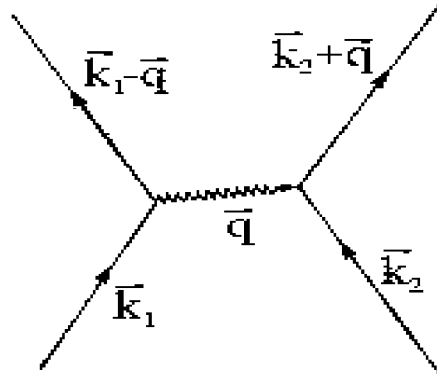
Elde ettiğimiz ξ ve λ_L önemli sonuçları, süperiletkenlikte başlıca öneme sahip olan $\kappa = \frac{\lambda_L}{\xi}$ ile ifade edilen “Ginzburg Landau Parametresi” ‘ni ortaya çıkarmıştır.

Buna göre, $\kappa < \frac{1}{\sqrt{2}}$ ise numune, I. tip süperiletkenlerin, $\kappa > \frac{1}{\sqrt{2}}$ ise numune, II. tip süperiletkenlerin özelliklerini gösterir.

2.2.3. BCS Teorisi

Ginzburg-Landau teorisi, süperiletkenlerin temel özelliklerinin çoğunu anlatmada şaşırtıcı derecede başarılı olmasına rağmen sınırlıydı. Çünkü süperiletkenliğin mikroskobik kökenini açılamıyordu. 1957’ de Bardeen, Cooper ve Schrieffer (BCS), elementel süperiletkenlerin özelliklerinin çoğunu nicel olarak tahmin eden süperiletkenliğin mikroskopik teorisini sundular [34].

Mikroskopik teorisinin araştırılmasındaki bu ilk adım 1950’ de Fröhlich’ in, iki elektronun birlikte bir çift oluşturabileceği elektron-fonon etkileşmesine dikkat çekmesiyle atılmıştır. Fröhlich’ in ifade ettiği etkileşmede, bir elektron diğer bir elektron tarafından hızlı bir şekilde soğrulan bir fonon yayınlar ve bir fononun soğrulması, elektronlar arasında zayıf bir etkileşmeye neden olur. Kısacası elektronlar arasındaki etkileşmeyi, bir fonon yayınlanması olarak düşünebiliriz [26].



Şekil 2.14. *Fonon aracılığı ile elektron-elektron etkileşmesi [27].*

Daha sonraki çalışmalarda, elektron-örgü-elektron etkileşmesi bir enerji aralığına yol açtığı ortaya çıkmıştır. 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 aracılığıyla etkileşirler. Bununla birlikte, elektron ve kristal örgüsünün uyarılmaları arasındaki etkileşmelerin elektron-elektron çekimi halini aldığı ve bu çekimin, Coulomb itmesinden daha kuvvetli olduğunda süperiletkenliğin oluştuğu bulunmuştur [35]. Bu durum şöyle açıklanabilir; mutlak sıfır sıcaklığında, kristal örgü içerisine bir elektron girdiğinde, kristal örgü içerisinde bulunan pozitif yüklü çekirdekler ile arasında bir etkileşme ortaya çıkacaktır. Çekirdekler ağır ve yavaş oldukları için yer yer pozitif yük yoğunlaşmasına neden olacaktır. Örgüye ikinci bir elektron girmesi durumunda, birinci ve ikinci elektronlar arasında bir Coulomb etkileşmesi meydana gelecek, ancak elektronun kristal örgü ile etkileşmesi elektronlar arasındaki etkileşmeden daha kuvvetli olduğu için Coulomb etkileşmesini perdeleyecek ve iki elektronun birlikte hareket etmesi sağlanacaktır.

Süperiletkenliğin temelini araştırılmasındaki diğer bir işaret izotop etkisinin keşfi ile ortaya çıkmıştır. Süperiletkenlerin farklı izotoplarının farklı kritik sıcaklıklara eşit olduğu bulunmuştur ve $T_c M^\alpha = \text{sabit}$ şeklinde ifade edilir. M, izotop kütlesidir. BCS teorisine göre, süperiletken elementlerin çoğu için α , 0.5'e yakındır [36].

2.3. MgB₂ SÜPERİLETKEN SİSTEMİ

MgB₂, 1950' den beri bilinen eski bir materyaldir. Fakat basit hegzagonal yapısı ve ~ 40 K civarında dikkate değer derecede yüksek kritik sıcaklıkta süperiletken olduğu yakın bir zamanda keşfedilmiştir [19,37].

MgB₂' de süperiletkenliğin keşfi, süperiletkenlik alanındaki ilgileri canlandırmış ve Bor bileşikleriyle ilgili süperiletkenlik araştırmaları başlamıştır [38,39,40]. Bu bileşiklerin temel özellikleri, intermetalikler arasında çok yüksek kritik sıcaklığa sahip olmaları, anizotropik tabakalı yapıya sahip olmaları ve süperiletkenlik ile manyetizma arasında güçlü bir karşılıklı etkileşimlerinin olmasıydı [41]. Dolayısıyla, bu keşif hafif elementleri içeren bileşiklerdeki yüksek kritik sıcaklık tahminlerini doğrulamıştır ve MgB₂' nin süperiletkenliğinde metalik Bor tabakalarının önemli bir rol oynadığı düşüncesi oluşmuştur [42].

MgB₂' nin süperiletkenlik bildirisi, T_c=9.5 K' de TaB₂, T_c=0.7 K' de BeB_{2.75}, T_c=35 K' de grafit-sülfür bileşiği gibi MgB₂ ile ilişkilendirilebilen birçok süperiletkenin keşfi için katalizör olmuştur [43,44,45]. Bunlardan en etkili olanı ise, T_c=11.2 K' de tek bir element için çok yüksek bir kritik sıcaklık olan Bor elementinin basınç altındaki süperiletkenliği ile ilgili keşiftir [46].

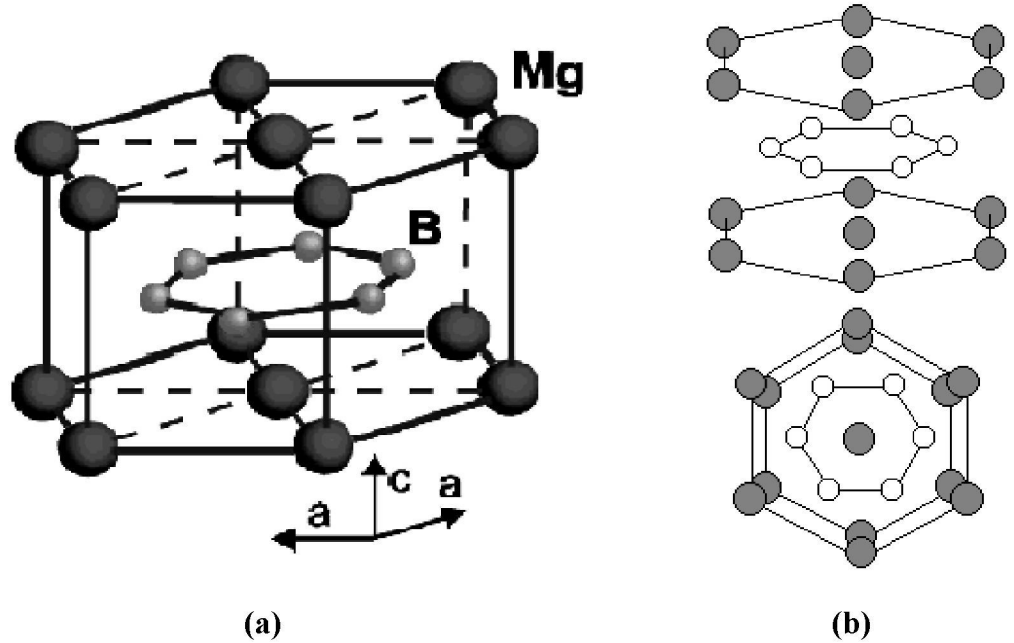
Akimitsu ve grubunun 10 Ocak 2001' de Sendai' deki bir konferansta MgB₂'nin süperiletken olduğunu bildirmesinin ardından, fizikçiler topluluğundan MgB₂' ye neden böyle bir ilginin olduğu sorulan sorulardan bir tanesidir [19]. Neticede kritik sıcaklığı, Cıva tabanlı yüksek sıcaklık süperiletkenlerden elde edilen 134 K' den üç kat daha küçüktü. Bakır-oksitlerden farklı olarak MgB₂, düşük anizotropiye, büyük koherens uzunluğa, akım akışı için tanecik sınırlarında saydamlığa sahip olması ve daha birçok özelliği Magnezyum Diboride alaşımını pratik uygulamalar için tercih edilebilir duruma getirmiştir.

2.3.1. MgB₂ Süperiletkeninin Genel Özellikleri

İntermetalik süperiletkenlerde veya bakır-oksit içermeyen süperiletkenlerde, süperiletkenlik geçiş sıcaklığının sınırının 30 K kadarlık bir bölgede olduğu biliniyordu. MgB₂ keşfedilinceye kadar intermetalik bir süperiletkenin sahip olduğu en yüksek süperiletkenlik geçiş sıcaklığı $T_c=23$ K ile Nb₃Ge süperiletkenine aitti. Ancak MgB₂'nin keşfedilmesiyle intermetalik bileşikler içerisinde en yüksek geçiş sıcaklığı $T_c \sim 40$ K' de gözlenmiş oldu [37].

Yaklaşık 40 K' deki kritik sıcaklığı BCS teorisinden tahmin edilen teorik değere oldukça yakındır [47]. BCS teorisinin temelinde küçük kütleli elementlerin, yüksek fonon frekansına sahip olmalarının süperiletkenlik geçiş sıcaklığının artmasına neden olduğundan bahsedilir. Dolayısıyla, MgB₂'deki yüksek kritik sıcaklık değeri hem hafif bir element olan Bor ile hem de Bor düzlemleri arasındaki güçlü kovalent bağ ile desteklenir [22].

MgB₂, P6/mmm uzay grubunda olup, şekil 3.1.' de gösterildiği gibi basit hegzagonal yapıya sahiptir.

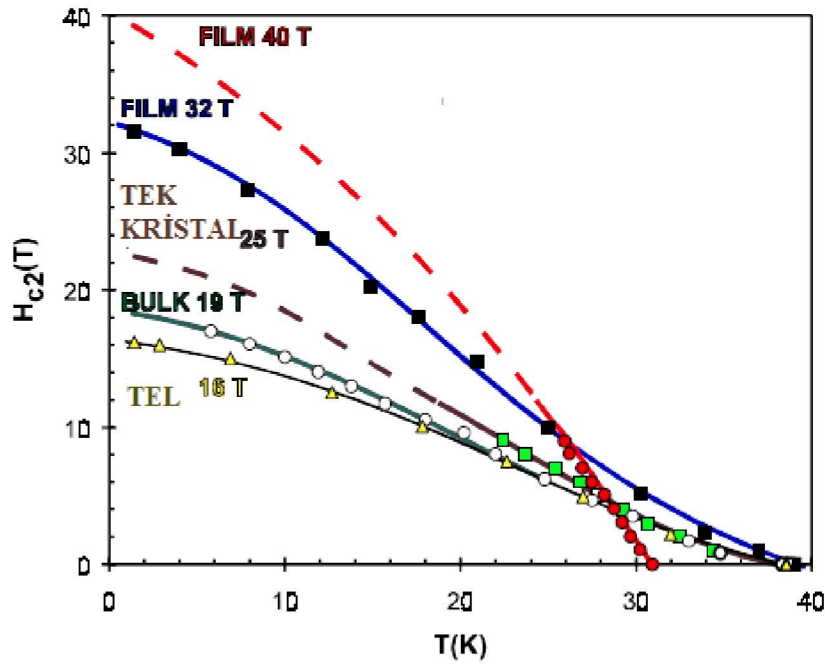


Şekil 2.15. a) MgB₂'nin kristal yapısı [28] b) MgB₂'nin yapısal analizinden elde edilen kristal yapısı

Yapı, Magnezyum ve Bor tabakalarının birbirini izlemesinden oluşur. Mg tabakaları, üçgen örgü düzlemlerinden ve B₂ tabakaları grafitte benzer şekilde hegzagonal

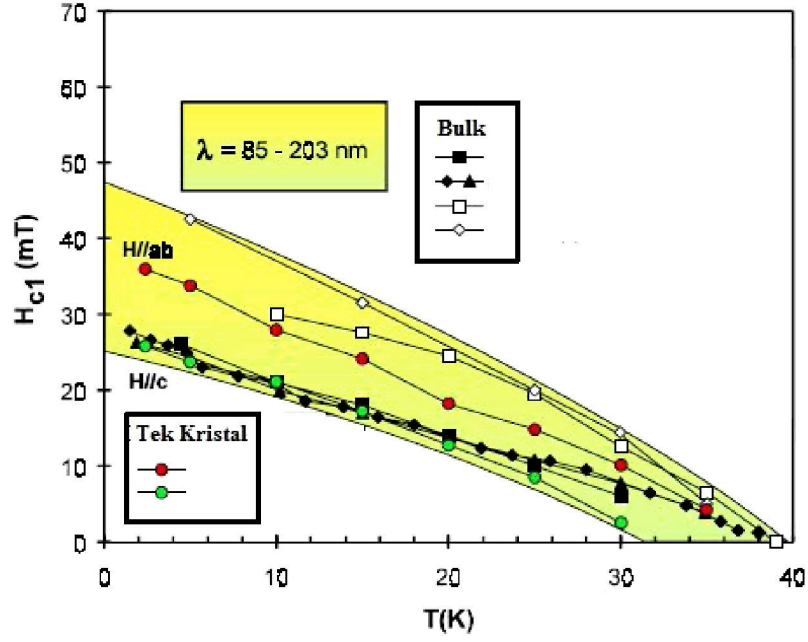
bal peteği örgü düzlemlerinden oluşur. Bu düzlemler iki boyutlu yapıya sahip olduklarından, materyalin kristal yapısının bir sonucu olarak iki boyutta süperiletkenlik sergilemeleri beklenir. B_2 tabakalarındaki komşu B atomları arasındaki mesafe yaklaşık olarak 0.178 nm ve Mg tabakalarındaki komşu Mg atomları arasındaki mesafe yaklaşık olarak 0.3086 nm' dir. Mg atomları, B atomları ile şekillenen hegzagonal köşegenlerin merkezine yerleştirilirken, B atomları 60° döndürülen iç hegzagonda yer almaktadır. Bu yapı AlB_2 -tipi kristal yapı olarak ifade edilir [48,49].

MgB_2 , II. tip bir süperiletkendir. Bunu kritik manyetik alan değerlerine bakarak kolayca görebiliriz.



Şekil 2.16. Farklı geometrilerdeki MgB_2 için en yüksek $H_{c2}(0)$ değerleri [53].

Şekil 3.2.' de farklı şekillerdeki MgB_2 için düşük sıcaklıklarda en yüksek $H_{c2}(T)$ değerlerinin eğrileri gösterilmiştir. Yüksek kritik alanın en yüksek değerleri filmler için elde edilmiştir. 39 K kritik sıcaklığı ile filmler, $H_{c2}(T)=32$ T yüksek kritik alan değerine sahiptir [50]. Yüksek kritik alan için ikinci en iyi değer $H_{c2}(0)=25$ T ile tek kristallerden elde edilmiştir [48]. Bunu $H_{c2}(0)=19$ T ile bulk [51] ve 16 T ile şerit MgB_2 takip etmiştir [52]. Şekil 3.3.' te ise sıcaklığa karşı düşük kritik alan verileri gösterilmiştir. Değerlerin çoğu 25 ile 48 mT arasına yerleştirilmiştir.



Şekil 2.17. Sıcaklığa karşı düşük kritik alan $H_{c2}(T)$ [53].

Anizotropi, bir numunedeki karakteristik özelliklerin, numunenin eksenlerine göre farklılık göstermesidir. MgB_2 'nin yapısındaki bağlanmalarda düşük olmasına rağmen açık bir şekilde anizotropi dikkat çeker. Bunu, a ve c eksenleri boyunca mevcut örgü parametrelerinin basınç ile değişiminde görebiliriz. Buna göre, c-eksenindeki örgü parametreleri, Mg-B düzlem dışı bağlarının Mg-Mg bağlarından daha zayıf olduğunu gösteren a-eksenindeki örgü parametrelerinden basınç ile daha hızlı azaldığını söyler.

Çoğu manyetizasyon ve transport ölçümleri, MgB_2 'nin tanecik sınırlarında weak-link elektromanyetik davranışını sergilemediğini gösterir [54]. Weak-link bakır tabanlı yüksek sıcaklık süperiletkenlerde yaygın ve ciddi bir problemdir. Weak-link davranışının olmayışı MgB_2 için bir avantaj olup, bu, akımın tanecik sınırlarından etkilenmeden numunede baştanbaşa akacağını doğrular.

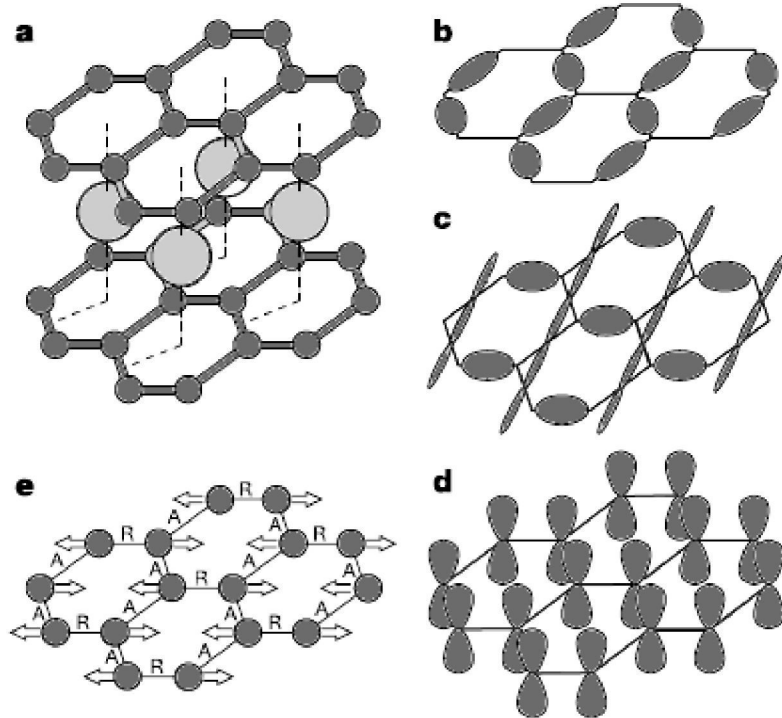
Tablo 2.2. *MgB₂'nin Süperiletkenlik parametreleri ve değerleri [53].*

Parametreler	Değerleri
Kritik Sıcaklık (T _c)	T _c ~40 K
Hegzagonal Örgü Parametreleri	a = 0.3086 nm c = 0.3524 nm
Taşıyıcı Yük Yoğunluğu	n _s = 1.7–2.8 × 10 ²³ holes/cm ³
İzotop Etkisi	$\alpha_T = \alpha_B + \alpha_{Mg} = 0.3 + 0.02$
Yüksek kritik Alan (H _{c2})	H _{c2} //ab(0) = 14–39 T H _{c2} //c(0) = 2–24 T
Düşük Kritik Alan (H _{c1})	H _{c1} (0) = 27–48 mT
Tersinmezlik Alanı (H _{irr})	H _{irr} (0) = 6–35 T
Kritik Akım Yoğunlukları (J _c)	J _c (4.2 K, 0 T) > 10 ⁷ A/cm ² J _c (4.2 K, 4 T) = 10 ⁶ A/cm ² J _c (4.2 K, 10 T) > 10 ⁵ A/cm ²
Koherens Uzunluğu	$\xi_{ab}(0) = 3.7 - 12$ nm $\xi_c(0) = 1.6 - 3.6$ nm
Sızma Derinliği	$\lambda(0) = 85 - 180$ nm
Enerji Aralığı	$\Delta(0) = 1.8 - 7.5$ meV

2.3.2. MgB₂ Süperiletkeninin Band Yapısı

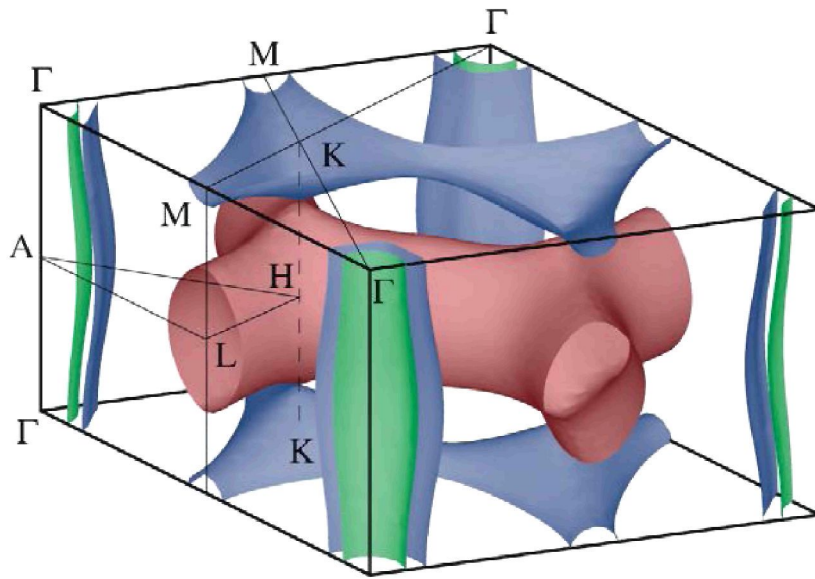
MgB₂ çalışmalarındaki teorik araştırmalar etkileyici ve başarılı bir şekilde yürütülmüştür. İlk olarak MgB₂'nin elektronik yapısı ve elektron-fonon çiftlenmesi ortaya çıkarılmıştır. MgB₂'de enerji aralığı ve band tanımlamalarını izleyen teorik çalışmaların sonucu, deneylerle olağanüstü bir biçimde uyum içinde olduğu görülmüştür.

MgB₂ tabakalı yapıya sahip bir metaldir. Şekil 3.4.'te gösterildiği gibi Bor atomları bal peteği tabakaları şeklinde oluşmuştur ve Magnezyum atomları Bor düzlemleri arasındaki hegzagonların merkezine yerleştirilmiştir. Fermi seviyesindeki elektronik durumların başlıcaları Bor orbitallerindeki (σ) ve (π) bağlarıdır. σ -bağları Bor düzlemleriyle sınırlanılmıştır. Böylece, MgB₂, tabakalı yapısındaki σ -bağlarını kısmi olarak doldurmasıyla oluşabilir. σ -bağı Bor atomlarının düzlemdaki titreşimiyle çok güçlü bir şekilde birleşir. Bu güçlü çiftlenmenin ortalama 6.8 meV enerji aralığı (Δ) ile σ -bağının güçlü elektron çifti şekillenimi ile sonuçlandığı görülmüştür. Fermi yüzeyinin sadece belli bir kısmı veya Bor düzlemlerinde sınırlanılan bu güçlü çiftlenme süperiletkenlikten sorumlu temel katkıdır. Ancak fermi yüzeyinin kalan kısmındaki π -bağı ortalama 1.8 meV enerji aralığı (Δ) ile daha zayıf çiftlenme oluşturur [55].



Şekil 2.18. a) MgB₂'nin kristal yapısı, b,c) Bor'un Pxy orbitallerinden elde edilen fermi seviyesindeki bağlanma durumları, d) Bor'un Pz orbitallerinden elde edilen fermi seviyesindeki π -bağının durumu, e) Bor atomlarının titreşim modları [55].

MgB₂'nin Fermi yüzeyindeki elektronlar, Magnezyum atomuna iletkenlik bandındaki s elektronlarını veren Bor atomunun başlıca p elektronlarıdır [56,42]. Dört tane iletkenlik bandı vardır. Bor atomunun iki adet σ -bandının, σ -bağı Pxy orbitallerinden elde edilirken, iki adet π -bandı, hole-tipi π -bağı ve elektron-tipi Pz orbitallerinden elde edilir. σ -bağı Bor düzlemlerinde sınırlandırılmış olup, iki boyutludur ve π -bağı, bütün yönlerde genişleyen üç boyutlu bağlardır [42,55]. Elektron yoğunluk dağılımı, Bor düzlemlerindeki bağların güçlü kovalent, bu düzlemler arasındaki bağların ise metalik olduğunu gösterir [57]. MgB₂'nin fermi yüzeyi şekil 3.5.' te verilmiştir. Γ -A çizgileri etrafındaki iki silindir, iki adet σ -bağıdır ve iki perdeli tünel, iki adet π -bağından dolayıdır.



Şekil 2.19. MgB₂'nin fermi yüzeyi. Yeşil ve mavi silindirler (hole-tipi) σ -bandları ve mavi (hole-tipi) ve kırmızı (elektron-tipi) tüp şeklindeki ağlar π -bantlarıdır [58].

BCS teorisine göre tanımlanan $\Delta(0) = 1.764 kT_c$ ifadesinden σ -band aralığı $T_c = 45 K$ ' de ve π -band aralığı $T_c = 15 K$ ' de süperiletkenliğe neden olur. Bu yüzden, bunlar arasındaki çiftlenme sonucu süperiletkenlik MgB₂' de $\sim 40 K$ ' de meydana gelir [59].

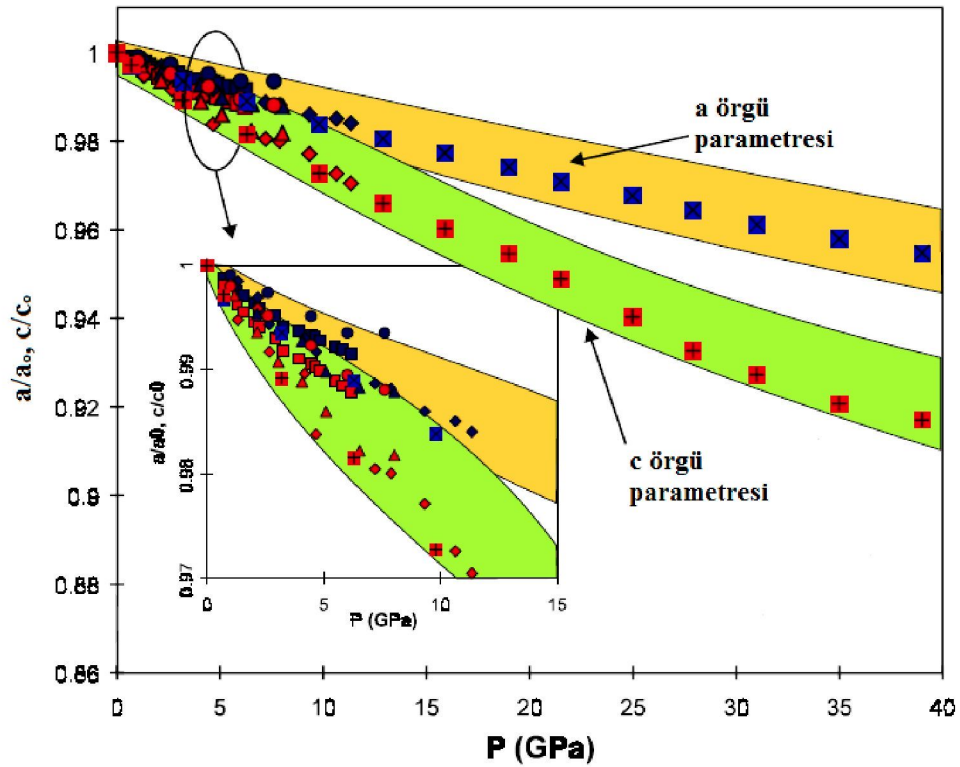
2.3.3. MgB₂'nin Basınca Bağlı Özellikleri

MgB₂ kristal yapısının basınca karşı cevabı, birbiri ile yarışan teorik modellerin tahminlerini kontrol etmek için önemlidir. Örneğin, Al gibi BCS-tipi Süperiletkenler olan basit metallerde kritik sıcaklık, basınç altında güçlenen örgüden elektron-fonon çiftlenme enerjisi azaldığı için düşer [60].

Bir dış basınç uygulandığında, kritik sıcaklığın artmasına neden olabilen güçlü fonon frekansının baskın olduğu B-B ve B-Mg bağlarının küçülmesinden dolayı fermi enerjisindeki durum yoğunluğunun azaldığını görülür.

MgB₂'nin süperiletkenliğini açıklamak için hole-tabanlı teorik bir yaklaşım, artan basınçla B-B düzlemindeki mesafenin azalmasının bir sonucu olarak, kritik sıcaklık üzerine pozitif bir basınç katsayısı olduğunu tahmin eder [61].

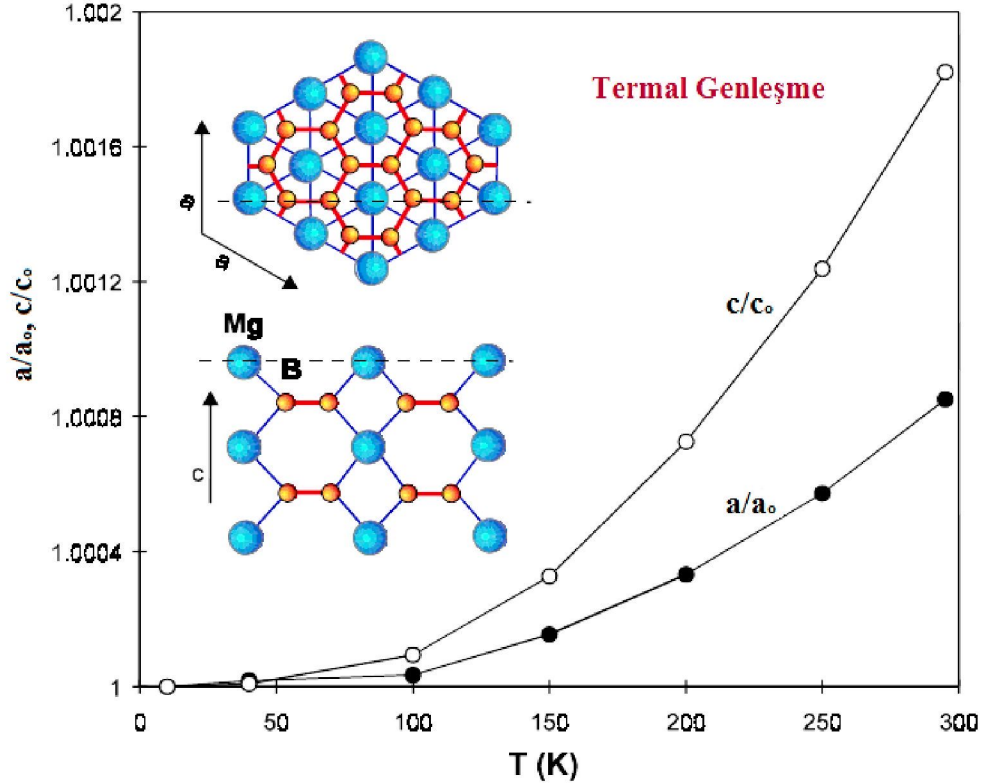
MgB₂, en yüksek basınçlara kadar sert bir biçimde hegzagonal olarak kalır, yapısal bir değişim gözlenmez. Bu şekil 3.6.' da verilen normalize edilmiş hegzagonal örgü sabitleri a ve c' nin basınç ile değişiminde gösterilmiştir.



Şekil 2.20. Örgü parametrelerinin basınç ile değişimi [53].

2.3.4. MgB₂' nin Termal Genleşmesi

Termal genleşme, MgB₂' nin basınca bağlılığına benzer olarak, şekil 3.7.' de görüldüğü gibi c-ekseninde, a-ekseninden yeteri kadar büyük bir tepkiyle güçlü bir anizotropi gösterir. C-eksenindeki örgü parametresi, a-eksenindeki örgü parametresi ile karşılaştırıldığında, aynı sıcaklıkta iki kat daha büyük olduğu görülür [62].

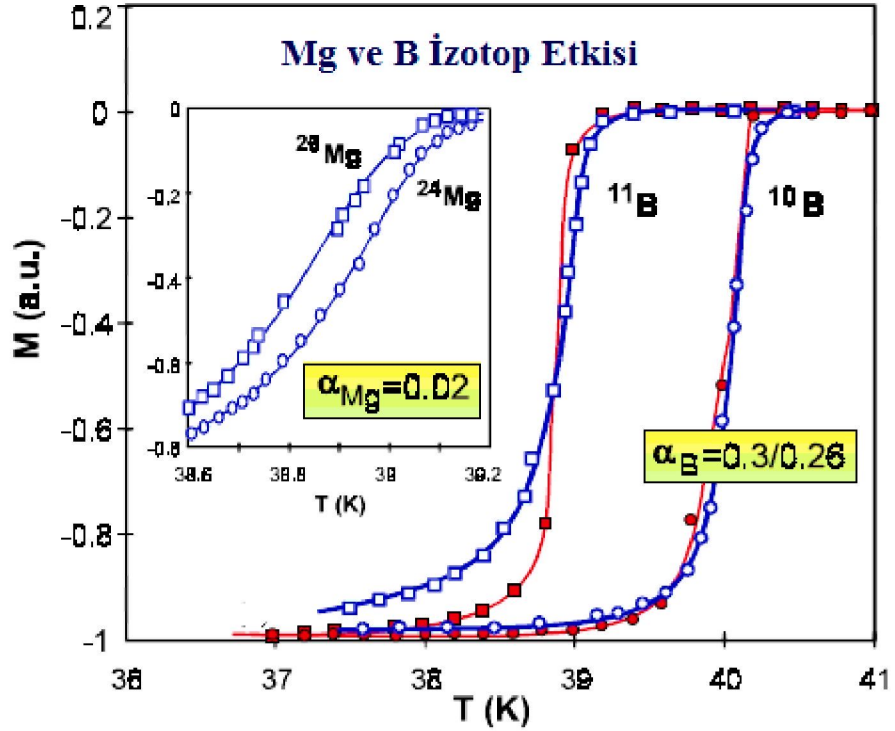


Şekil 2.21. a ve c-eksenleri boyunca gözlenen Termal Genleşme [53].

Bu gerçek, Mg-B düzlem dışı bağlarının Mg-Mg düzlemindeki bağlardan daha zayıf olduğunu gösterir. Güçlü B-B kovalent bağ ile bağlanmışken, Mg iyonize olmuştur ve iki elektronunu B iletim bandına vermiştir [42].

2.3.5. İzotop Etkisi

Şekil 3.8.' de Mg ve B' un yerini alan izotopları için MgB₂'nin kritik sıcaklığa etkisi gösterilmiştir. Bor' un izotop katsayısı $\alpha_B = 0.26$ ve Mg' un izotop katsayısı $\alpha_{Mg} = 0.02$ 'dir [52]. Bu, Mg' un titreşim frekansının kritik sıcaklık üzerinde çok küçük bir katkıya sahip olduğu ve MgB₂' nin süperiletkenliğinde B atomlarının titreşimlerinin önemli bir rol oynadığı anlamına gelir.



Şekil 2.22. Mg ve B' un yerine geçen izotopları için sıcaklığa karşı manyetizasyon eğrileri [53].

Bor atomunun yerine izotopunun geçmesi, kritik sıcaklığı yaklaşık 1 K değiştirirken, Mg atomunun yerine izotopunun geçmesi, kritik sıcaklığı on kat daha az değiştirir.

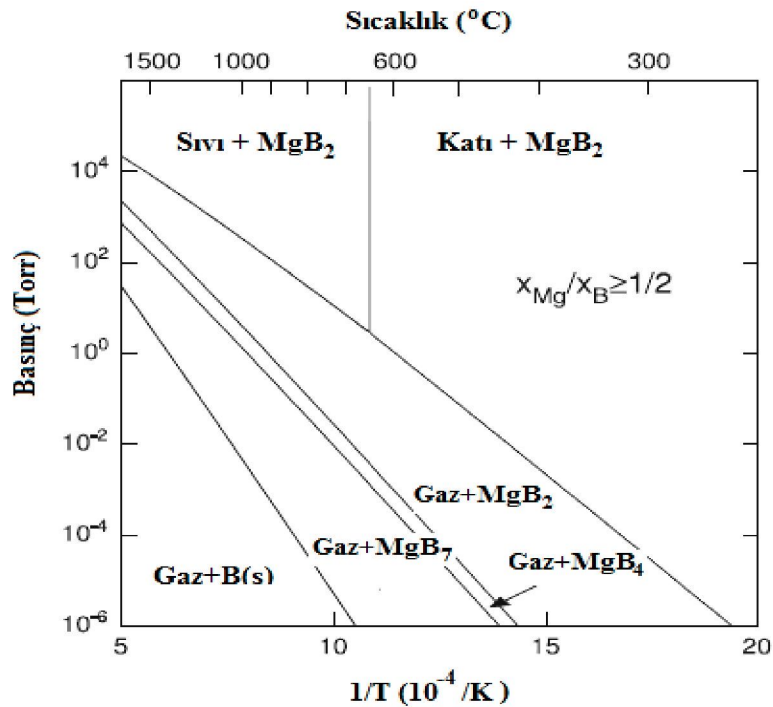
2.4. MgB₂ İNCE FİLM HAZIRLAMA TEKNİKLERİ

İnce filmler, her teknolojik materyalin teknolojik uygulamalarına ek olarak temel araştırmalar için önemlidir. 2001' de $T_c \sim 39$ K' de MgB₂' nin süperiletkenliğinin keşfinden sonra [37], MgB₂ ince filmlerin üretilmesi için büyük çaba harcanmıştır. Bu çabaların sonucu olarak, yüksek kalitede MgB₂ ince filmler üretilmiş ve yüksek manyetik alan iletkeni olarak elektronik aletlerde, devrelerde ve radyo frekanslarında kullanılmıştır.

MgB₂ ince filmler alanındaki ilerleme, Mg' un buharlaşmasını, MgB₂' nin faz düzenini [63], yükselen sıcaklıklarda Mg' un düşük yapışkanlık katsayısını ve Mg' un oksijenle reaktifliğini[64,65] içeren bir seri büyük zorlukların başarıyla üstesinden gelinmesiyle sonuçlanmıştır.

Mg' un uçucu olmasından dolayı, yeterli Mg buhar basıncı olmadığında yüksek sıcaklıklarda MgB₂ bozunur. MgB₂ ince filmlerin çökeltmesi için en önemli gereksinim, yükselen çökeltme sıcaklıklarında yüksek Mg buhar basıncı sağlamaktır [63].

MgB₂ ince filmlerin çökeltmesi için MgB₂' nin basınç-sıcaklık faz diyagramını bilmek önemlidir. Çünkü Mg uçucu bir element iken, B yüksek bir erime sıcaklığına sahiptir. Bu durum, Mg' un buhar basıncı ile B arasında çok büyük bir dengesizlik ortaya çıkarmaktadır. MgB₂' nin basınç-sıcaklık faz diyagramı Liu et al. tarafından hesaplanmıştır [63] ve şekil 3.9' da gösterilmiştir [66].



Şekil 2.23. $X_{Mg}/X_B \geq 1/2$ atomik oranındaki Mg: B için basınç-sıcaklık faz diyagramı [63]

Şekil 3.9’ da, MgB_2 ’ yi termodinamik olarak düzenli tutmak için çok yüksek Mg buhar basıncı gereksinimini karşılayan “Gaz + MgB_2 ” ile gösterilmiştir. Örneğin, epitaksiyel MgB_2 ince filmlerin büyütülmesi için istenen 750 °C’ deki çökeltme 44mTorr’ dan daha büyük bir Mg buhar basıncı gerektirir. Azaltılan çökeltme sıcaklığı ile filmlerin kristalliği azalırken karşılaşılan bu gereksinimin zorluğundan kaçınılabilmektedir. Örneğin, faz düzeni için gereken Mg buhar basıncı, kolayca elde edilebilen 300 °C’ de yaklaşık 10^{-8} Torr civarındadır [66]. MgB_2 filminin bileşimi, Mg kısmi basıncı oldukça büyütüldüğü sürece atomik olarak kontrol edilebilir. Yani, Mg/B oranı $\frac{1}{2}$ ‘ den çok büyüktür ve gaz fazında Mg fazlalığı uzaklaştırılır. Şekil 3.9’ da verilen basınç-sıcaklık faz diyagramında görüldüğü gibi bütün MgB_2 ’ ler için oran $X_{Mg}/X_B \geq 1/2$ ‘ dir [63].

Kaliteli MgB_2 filmler üretmek için, çökeltme boyunca oksijen ve karbondan gelen safsızlıkları önlemek ciddi derecede önemlidir. Mg, Oksijen ile yüksek derecede reaktiftir [67]. Mg’ un oksitlenmesi, Mg buhar basıncının etkisini azaltır ve MgB_2 oluşmasını engelleyen MgO şekillenir. Bu da nanokristal yapıya ve zayıf süperiletkenlik özelliklerine neden olur. Karbon katkılanması, MgB_2 ’ nin kritik sıcaklığını düşürür [68]. Film üretimi sırasında karbon safsızlığı çoğunlukla püskürtme veya lazer ablasyonundaki kaynak materyallerden gelir. Ancak, oksijen ve karbon katkılanması da MgB_2 ’ nin yüksek kritik manyetik alan değerini artırabilir [69].

MgB_2 materyalinin bulk şekillenimi difüzyon veya katıhal reaksiyon metotları ile kolayca hazırlanabilir [70]. Ancak ince film üretimi için büyük çaba sadece yüksek T_c elde etmek için değil, aynı zamanda yüksek kritik akım yoğunluğu ve iyi manyetik özellikler elde etmek için harcanmıştır [71,72]. Çalışmalar, yüksek kalitedeki ince filmlerin özellikle PLD (Pulsed Laser Deposition) [73], elektron-beam Epitaxy [74], HPCVD (Hybrid Physical Chemical Vapor Deposition) ve termal buharlaştırma metotları kullanılarak üretilebildiğini gösterir. Yüksek kaliteli MgB_2 filmlerin üretimi için hazırlama metodunun çeşidine bağlı olarak, hedef materyalin kalitesi, çökeltme zamanı, in- situ ya da ex-situ ısıtma süreçlerindeki güçlükler, uygun altlık ve altlık problemleri gibi bazı önemli güçlükler ortaya çıkabilmektedir [75].

2.4.1. Lazerle Çökeltme (Pulsed Laser Deposition-PLD)

Lazerle çökeltme süreci (Pulsed Laser Deposition-PLD), 20 yıldan daha uzun bir süredir kullanılmaktadır. Bununla birlikte son zamanlarda yeni yüksek T_c ’ li süperiletken ince filmlerin sentezi için en uygun ve en verimli teknik olarak öncelik kazanmıştır. Bu

işlem, vakum çemberi içerisindeki hedefe yüksek güçte lazer tutulması, hedefteki malzemenin buharlaşarak altlık üzerine kaplama yapılabilmesini sağlar. Bu işlem, çok yüksek basınçlı vakum ortamlarında veya bir alt gazın atmosferinde yapılabilir. Lazer demeti hedefe ulaştığında, enerji hedef tarafından absorplanarak termal enerjiye çevrilir. Buharlaşma oluşur ve plazma ortaya çıkar. Plazmanın içerisinde çok yüksek enerjili parçacıklar vardır. Bu parçacıklar sıcak altlık üzerinde birikerek film tabakasını oluşturur [76].

Yüksek kalitedeki MgB_2 ince filmler MgO ve Al_2O_3 altlıklar üzerine PLD ile elde edilirler. Standart iki adımlı prosedürde, amorf bir tabaka, oda sıcaklığında sitokiyometrik hedeften çökeltilir [77]. Bu amorf tabaka, amorf Mg-B filmleri, amorf B filmleri ve sitokiyometrik olmayan oranlarda karışmış B ve Mg karışımı olabilir [78]. Daha sonra süperiletken fazı kristallendirmek için magnezyum atmosferinde tavlama yapılır [77]. Elde edilen filmler, 38 K' de kritik sıcaklığı, 15 K' de 22 T' ya kadar çok yüksek kritik manyetik alanı ve XRD analizleri ile kanıtlanan c-ekseni boyunca güçlü bir yönelim gösterir [77]. Ancak farklı materyallerin entegrasyonunu gerektiren uygulamalar için tavlama süreçleri bazı dezavantajlar sunar. Bu yüzden MgB_2 süperiletkeninin in-situ çökeltilmesi gerekli görülmektedir [77].

2.4.2. Moleküler Demet Epitaksi (Molecular Beam Epitaxy-MBE)

Genellikle in-situ büyütme, MBE' deki (Molecular Beam Epitaxy) gibi çok yüksek vakum (Ultra High Vacuum) sistemlerinde yapılır [79]. K. Ueda, büyütülme sıcaklığı, kalınlığa bağlılık, Mg fazlalığının etkilerini ve in-situ tavlamanın etkilerini yayınlamıştır. Çalışmasında filmler, ~300 °C' de MBE sistemi ile uygun altlık üzerinde büyütülmüştür [79].

MBE, oksitlerden yarıiletkenlere kadar geniş bir yelpazedeki materyallerin epitaksiyel filmlerini büyütme işlemidir. İlk kez yarıiletken bileşiklerin büyütülmesi için uygulanmıştır. Günümüzde de elektronik endüstrisinde bazı materyallerin yüksek teknolojik değerinden dolayı büyük ölçüde yaygın kullanımı olan bir yöntemdir. Bu yöntemde, yüksek vakum ortamında ışıldayan atom ve moleküllerin atomik olarak saf bir yüzey elde etmek için önceden ısıtılmış bir kristal üzerine düşmesi olayıdır. Gelen elektronlar, altlık ile birleşerek epitaksiyel film gibi bir kristal tabakası oluştururlar. Bu filmler dikkate değerdir. Çünkü bileşim hemen hemen atomik olarak beklenmeyen kristal ara yüzeylerinin oluşumunu hızla değiştirebilir. Böylece, büyüme sırasında tam olarak

kontrol edilen tek yapıları geniş bir yelpazede üretmek mümkündür. Büyütülme ortamının saflığından ve bütün bileşenlerin tam olarak kontrol edilmesinden dolayı, MBE sistemi katıhal teorisinde kullanılan hemen hemen idealize edilmiş bir modeldir [80].

2.4.3. Magnetron veya İyon Demeti Yoluyla Püskürtme (Magnetron Sputtering)

Kullanılan diğer bir ince film çökeltme tekniği de magnetron veya iyon demeti yoluyla püskürtme yöntemidir. Diğer yöntemlere göre birçok avantaj sunan bu yöntemde, ağır kütleli gaz iyonlarının (genellikle Argon gazı) hızlandırılarak hedef maddesinin bombardıman edilmesi ve böylece hedef malzemeden atomların sökülmesidir. Altlığın üst tarafı, hedef malzemeden çıkan parçacıkların ve ek olarak konulan reaksiyon gazlarının doğrudan kendisine gelmesi ve ince filmin büyütülmesi için hedef malzemeye doğru yönlendirilmiştir. Kristal yapının oluşumu için altlık, bir ısıtıcı yardımıyla ısıtılır.

2.4.4. Buharlaştırma (Evaporation)

Bu tekniklere ek olarak buharlaştırma metodu da önemli bir metottur. Bir bor tabakası, buharlaştırıcı bir aygıt ile üretilir ve daha sonra tavlama süreci Mg buharında gerçekleştirilir [81]. Süperiletkenlik özellikleri de 39 K' de gözlenen kritik sıcaklığı ve sıfır alanda 10^7 Acm^{-2} yi aşan çok yüksek kritik akım yoğunluğu ile mükemmeldir [81]. Ancak film çökertilmesinden kaynaklanan oksijen ve karbon kirliliğinden kurtulmak zordur. Oksijen, çökeltme süresince düşük vakumdan dolayı filmde ortaya çıkar ve karbon ise kaynak materyalde mevcuttur. Son zamanlarda Hana et al. Mg buharında CVD ile kaplanan B filmlerini çökelterek saf MgB_2 filmleri üretmiştir [82]. Bor kaynağı olarak diborane (B_2H_6) ve Hidrojen taşıyıcı gazını kullanarak CVD çökeltme çok saf filmlerin elde edilmesi ile sonuçlanmıştır.

2.4.5. Kimyasal Buhar Çökeltme (Chemical Vapor Deposition-CVD)

Kimyasal buhar çökeltme (Chemical Vapor Deposition-CVD) etkinleştirilmiş bir ortamda (ısı, plazma ile) gazlı tepkenlerin kimyasal reaksiyonlarını ve ayrışmalarını kapsar. Bu süreci düzenli bir ürünün oluşumu takip eder. Çökeltme, gaz fazında meydana gelen homojen gaz reaksiyonlarını ve tanecik veya filmlerin oluşumuna neden olan ısıtılmış bir yüzeyin çevresinde meydana gelen heterojen kimyasal reaksiyonları kapsar.

Bu atomik çökeltme metodu, atomik veya nanometre skala seviyesinde yapısal kontrol ile yüksek derecede saf materyalleri elde etmeyi mümkün kılar. CVD metodunun belirgin avantajları, sınırlandırmaları yanında daha ağır basmaktadır. Genellikle, CVD, çok yönlü bir çökeltme tekniğidir. Geniş yelpazedeki uygulamalar için temel oluşum metotlarından bir tanesini oluşturur [83]. CVD metodu ile MgB_2 ince film üretilmesi için, bor filmler yaklaşık $495\text{ }^\circ\text{C}$ ' de B_2H_6 (diborane)' dan kimyasal buhar çökeltme (CVD) ile çökeltilir ve bunu $800\text{ }^\circ\text{C}$ ' de Mg buharında tavlama takip eder. Tavlama filmler 39 K ' de T_c (başlangıç) ve yaklaşık 36 K ' de $T_c(0)$ kritik sıcaklık değerine sahiptirler [84].

2.4.6. HPCVD (Hybrid Physical Chemical Vapor Deposition)

Bütün MgB_2 ince film üretim teknikleri içerisinde (Hybrid Physical Chemical Vapor Deposition) HPCVD en etkili olanıdır [85–87]. Bu teknikte, Mg termal olarak buharlaşan katı (bulk) Mg parçalarından, B ise diborane (B_2H_6)' dan sağlanır. Teknik, çökeltme için kullanılan sıcaklıkta termodinamik faz durumunu tatmin eden yüksek bir Mg buhar basıncı sağlar ve Mg' un oksitlenmesini ortadan kaldıran, üretim sırasında Hidrojen ortamını azaltmak için kullanılır. Orijinal HPCVD sisteminde tek bir alıcı hem altlığı hem de altlığın yanında yer alan Mg parçalarını ısıtmak için kullanılır. Altlık yaklaşık 100 Torr H_2 taşıyıcı gazda, $700\text{ }^\circ\text{C}$ civarında indüktif olarak ısıtıldığında, altlık çevresinde yüksek bir Mg buhar basıncı oluşur. B_2H_6 gazı reaktörde ortaya çıkarıldığında MgB_2 oluşmaya başlar. Çökeltme B_2H_6 gazının kapatılmasıyla sona erdirilir ve film H_2 ' de oda sıcaklığına soğutulur. İyi kalitede epitaksiyel MgB_2 ince filmler, ortamda H_2 azaltıldığından dolayı HPCVD ile üretilir ve yüksek saflıkta Mg ve B kaynakları bu teknikte kullanılır.

2.4.7. Ultrasonik Sprey Piroлиз (USP) Yöntemi ile MgB_2 İnce Filmlerin Hazırlanması

MgB_2 süperiletkeni, Nb-tabanlı süperiletken materyaller gibi teknolojik uygulamalarda kullanılan bilinen düşük kritik sıcaklığa sahip materyallerin yerini almaya aday bir materyaldir. Ucuz ham maddesiyle, basit metalik kristal yapısı mevcut MgB_2 materyalini ticarileştirmede, diğer süperiletken materyaller arasında yüksek derecede rekabetçi yapar. Araştırma gruplarının çoğu fiziksel özelliklerinin çalışılması üzerinde durmuştur, bazıları ise uygulamalar alanında yoğunlaşmıştır. Uygulamalar açısından MgB_2 materyalinin ince/kalın film şekillenimi sadece elektronik sektörü için değil aynı

zamanda HT_c sistemlere göre daha düşük maliyeti ve daha kolay üretim metotlarından dolayı ilgili endüstrilerdeki tel, şerit ve kablo üretimleri de çok büyük önem taşımaktadır. Uygulamalar için nano boyutlu ve çok ince tanecikli MgB_2 ' ye ihtiyaç vardır [88].

Nano boyutlu MgB_2 tanecikli Ultrasonik Sprey Piroiliz (USP) yöntemi ile hazırlanabilir. Ultrasonik Sprey Piroiliz (USP), küresel metal ve oksit nano parçacıkların üretimi için oldukça kolay bir metottur. USP, son ürün özelliklerini, çözelti ve çözelti konsantrasyonunun seçimi veya aerosol bozunma parametrelerinin değişimi ile kontrol edilebildiği için, kontrol edilen parçacık boyutu ile parçacıkların küçük ve büyük çaptaki üretimi için faydalı bir araçtır. Aynı zamanda başlangıç çözeltisinin molar oranı, viskozitesi ve çözücünün çeşidi gibi çözelti özellikleri, istenilen ürün bileşimi ve morfolojisini elde etmek için seçilebilir [89].

2.4.8. Ultrasonik Sprey Piroiliz ile Sprey Piroiliz Tekniğinin Karşılaştırılması

Ultrasonik Sprey Piroiliz (USP), oldukça düşük sinterleme sıcaklığına, mikron altı ve dar parçacık boyut dağılımına sahip, kimyasal ve faz bileşimi belirlenen yüksek saflıkta, homojen parçacıkların üretimi için faydalı bir metottur. Bu metot, başlangıç çözeltilerinin ultrasonik atomizasyonu ve yükselen sıcaklıklarda fırında oluşturulan aerosol' lerin üretiminden oluşur [90]. Kısacası, USP metodu, aerosol oluşumuna ve bu aerosol taneciklerinin istenilen boyutlarda partiküllere dönüşmesine dayalı olarak çalışır.

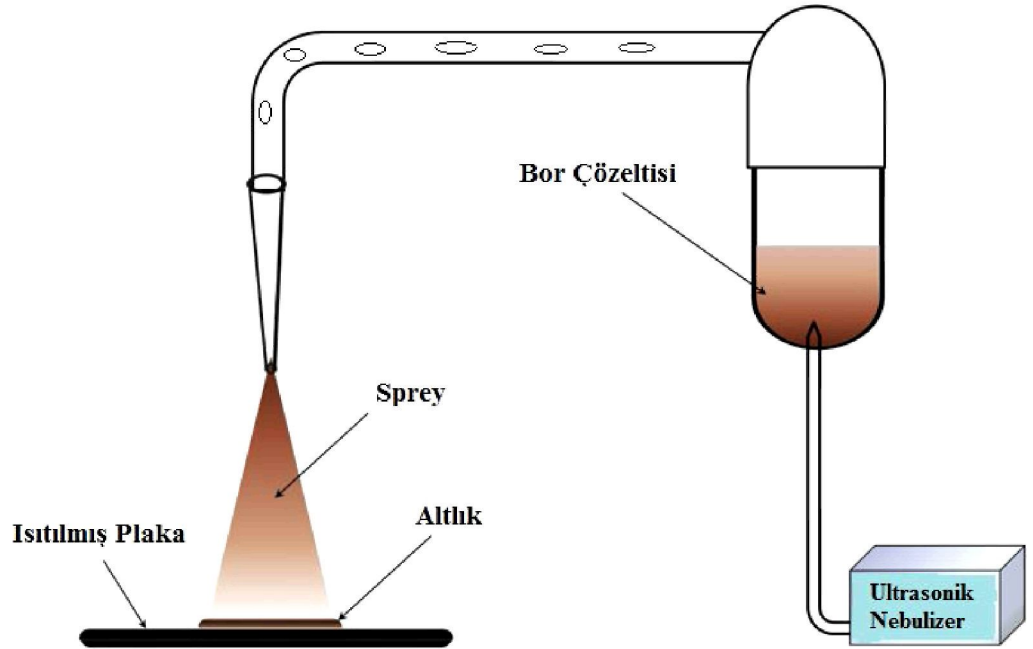
Ultrasonik Sprey Piroiliz (USP), ince film üretimi için en basit tekniklerden bir tanesidir. Sadece bir başlangıç çözeltisi, ultrasonik nebulizer, hava desteği, boru şeklinde bir tüp ve ısıtılmış altlık yüzeyi gereklidir. Ultrasonik nebulizer 1-3 μm aralığında damlacık çapına sahip bir aerosol tekniği meydana getirir. Şekil 2.24' deki düzenekte görüldüğü gibi, aerosol ısıtılmış altlık üzerine boru şeklindeki tüp vasıtasıyla ve hava desteği ile çökeltilir. Altlık üzerine taşınmış olan aerosol, yoğun bir film olarak şekillenir [91].

bulunmasıdır. Elde edilen parçacıkların, faz bileşenlerini, homojenliğini, boyut dağılımını ve morfolojisini kontrol etmek mümkündür [90].

Sprey Piroлиз tekniği, Ultrasonik Sprey Piroлиз tekniğinden farklı bir oluşumdur. Verilen bir altlık için filmin kalitesinin sadece tavlama şekline değil, aynı zamanda hazırlama şekline de bağlı olduğu bilinmektedir. Bundan dolayı, Sprey Piroлиз, ince ve kalın filmler, seramik kaplamalar ve tanecikler hazırlamak için araştırmalarda dikkate alınan bir oluşum tekniğidir. Sprey Piroлиз kolay ve ekonomik olmasının dışında yüksek kalitede altlık ve kimyasal gerektirmez.

Nano boyutlu, küresel MgB_2 tanecikleri, akı tuzaklama (flux pinning) özelliklerini geliştirmek ve yüksek kritik manyetik alan (H_{c2}) değerini artırmak için Sprey Piroлиз ile başarılı bir şekilde üretilebilir. Mikroyapı ve ortalama parçacık boyutu, çözelti konsantrasyonu, fırın sıcaklığı ve taşıyıcı gazın akış kütlesi ile etkilenir. Parçacık boyutu, çözeltide çözünen konsantrasyonunun azalmasıyla küçülür ve daha sonra düzenli hale gelir [93].

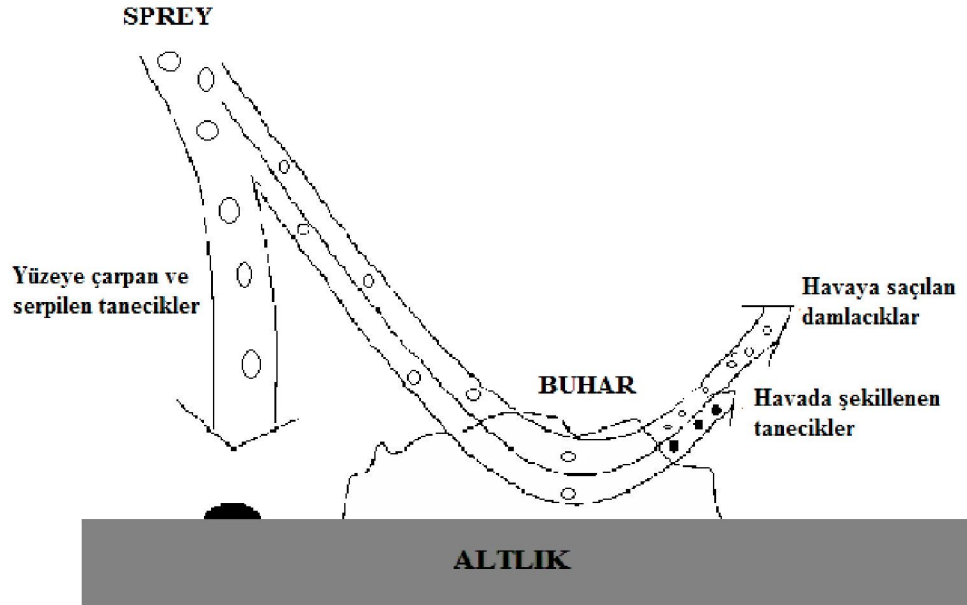
Bir başlangıç çözeltisi, altlık, ısıtıcı, sıcaklık kontrol aygıtı ve nebulizer' den oluşan Sprey Piroлиз yönteminin deneysel kurulumu Şekil 2.26' da görölmektedir. Sprey Piroлиз deneysel kurulumunu kullanarak ex-situ metot ile farklı kalınlıklarda MgB_2 filmler başarılı bir şekilde üretilebilmiştir [94].



Şekil 2.26. Sprey Piroлиз deneysel kurulumunun şematik gösterimi [94]

Eşit olarak mikron ve mikron altı parçacık boyut dağılımına sahip damlacıklar elde etmek için bir nebulizer kullanılır. Genellikle başlangıç çözeltileri, belirli bir frekansta çalışan nebulizer ile buharlaştırılır. Oluşan buhar, taşıyıcı gaz, hava ve bir cam boru ile ısıtılmış altlığa taşınır. Başlangıç çözeltisi, ultrasonik dalgalar ile küçük damlacıklara dönüştürülür. Bu damlacıklar, dar parçacık boyut dağılımına sahiptir ve ısıtılmadan taşıyıcı gaz ile taşınabilsin diye hareketleri durağan değildir. Çözücü buharlaştırılarak, altlık üzerine ulaştırılır. Tepkenler altlığa difüz eder ve bir heterojen reaksiyon ince/kalın filmlerin oluşumuna olanak sağlayarak elde edilir. Bu yöntemdeki avantaj ise, gaz akış oranının aerosol akış oranından bağımsız olmasıdır [95].

Sprey Piroliz' i kullanarak film çökeltme ise, başlangıç çözeltisinin atomizasyonu, oluşan aerosol' ün dönüşümü ve altlık yüzeyinde bozunması olmak üzere üç temel adıma ayrılabilir. Aerosol, damlacığa dönüşür ve sonuçta buharlaşır. Şekil 2.27' de Sprey Piroliz metodunda aerosol dönüşümü görülmektedir. Filmlerin bir kimyasal buhar çökeltme şeklinde sıcak altlık yüzeyine çok yakından geçen damlacıkların buharından oluşturulduğu düşünülür [96].



Şekil 2.27. Sprey Piroliz yönteminde aerosol dönüşüm mekanizması [96]

2.4.9. Ultrasonik Sprey Piroлиз (USP) ile Elde Edilen Damlacıkların Boyutlarının Hesaplanması

Ultrasonik nebulizer ile püskürülen damlacıkların ortalama çapı;

$$D_d = 0.34 \left(\frac{8\pi\gamma}{\rho f^2} \right)^{1/3} \quad (2.37)$$

eşitliği ile yaklaşık olarak hesaplanmıştır [93].

D_d ; damlacık çapı, γ ; çözeltilinin yüzey gerilimi, ρ ; çözeltilinin yoğunluğu ve f ; uygulanan ultrasonik frekanstır.

Sonuç olarak, Ultrasonik Sprey Piroлиз tekniği kullanılarak elde edilen ürünün boyutunu, özelliklerini etkileyen başlıca faktörler olduğu söylenebilir. Bunlardan başlıcaları, başlangıç çözeltisi ve konsantrasyonu, sıcaklık, ultrasonik nebulizerin çalışma frekansdır. Bu faktörlerin değişmesiyle farklı özelliklere sahip ürünler elde etmek mümkün olacaktır.

Başlangıç çözeltisi göz önüne alındığında, çözülebilirliği ve uçuculuğu elde edilen ürün açısından önem taşımaktadır. Aynı zamanda başlangıç çözeltilisinin konsantrasyonu elde edilen ürünün boyutu ve morfolojisi açısından önem taşıyan faktördür. Reaksiyon sıcaklığının artması da yine tanecik boyutunu ve tanecik boyut dağılımının azaldığını göstermektedir. Çalışma frekansı ise, damlacık çapı için verilen 2.7 eşitliğinde de görüldüğü gibi damlacık boyutu ile ters orantılı olarak değişmektedir. Frekans arttıkça daha küçük damlacıkların oluştuğu görülür.

2.4.10. MgB₂ İnce Filmler için Uygun Altlık Seçimi

En iyi kalitede ince filmler üretmek için, altlık seçimi önemli bir parametredir. Çökeltilecek ince film ve altlığın örgü parametresi arasındaki uyumsuzluk, ince film oluşum reaksiyonunu etkiler. MgB₂ süperiletkeni, hegzagonal kristal yapıya sahiptir. İyi kalitede MgB₂ ince filmler üretmek için kullanılan altlığın örgü parametreleri, MgB₂'nin örgü parametreleri ile uyum içinde olmalıdır.

İnce film büyütülmesi üzerine yapılan araştırmalarda Al₂O₃ (001) tek kristalinin, MgB₂ filmlerin epitaksiyel büyütülmeleri için en iyi altlık olduğu bulunmuştur. In-situ ısıtma işlem sürecinde çok önemli olan, yüksek sıcaklık ısıtma davranışlarında MgB₂

filmler ile reaksiyonda bulunmayışı ve özellikle elektronik uygulamalar için gerekli olan yüksek dielektrik sabiti de Al₂O₃ altlıkların avantajıdır [97].

Tablo 2.3. MgB₂ ve yaygın olarak kullanılan bazı altlıkların kristal yapı ve örgü parametreleri [98].

<i>Altlık</i>	<i>Kristal Yapı</i>	<i>a (Å)</i>	<i>C (Å)</i>	<i>Yüzey (Örgü Sabiti (Å))</i>
SrTiO ₃	Kübik	3.905		(100) Kare (3.905)
MgO	Kübik	4.21		(100) Kare (4.21)
Si	Kübik	5.431		(100) Kare (5.43) (111) Hegzagonal (3.84)
Al ₂ O ₃	Hegzagonal	4.76	12.99	C Hegzagonal (4.76) R Dikdörtgen (4.76 × 15.39)
SiC	Hegzagonal	3.081	15.12	(001) Hegzagonal (3.081)
MgB ₂	Hegzagonal	3.086	3.522	(001)

2.5. MgB₂ İNCE FİMLERİN ÜRETİMİ KONUSUNDA YAPILAN ÇALIŞMALAR

2001 yılında MgB₂' de süperiletkenliğin keşfinden sonra, araştırmacılar tarafından çok fazla ilgi toplamış ve MgB₂'nin bulk, tel, şerit, ince/kalın film şekillerinde birçok çalışmalar yapılmıştır. İnce filmlerin teknolojik açıdan kullanılabilirliği ve özellikle MgB₂ ince filmlerin elektronik sektörü için tercih edilebilir olması MgB₂ ince film üretimini önemli hale getirmiştir. Bunun sonucu olarak, farklı yöntemler, altlık ve ısıtma işlem süreçleri kullanılarak en iyi T_c ve J_c değerlerine sahip MgB₂ ince filmler üretmek amaçlanmış ve aynı zamanda kullanılan yöntemlerin T_c ve J_c gibi süperiletkenlik özelliklerine etkileri incelenmiştir. Bu anlamda yapılan çalışmalardan bazıları aşağıda özetlenmiştir.

X.H.Fu vd. [84] tarafından süperiletken MgB₂ ince filmler, iki adımda ex-situ yaklaşım ile Al₂O₃ altlık üzerine hazırlanmıştır. Amorf bor filmler, yaklaşık 495 °C' de % 99,99 saflıktaki B₂H₆ gazı kullanılarak CVD (Chemical Vapor Deposition) ile çökeltilmiş ve bunu 800 °C' de magnezyum buharında tavlama işlemi takip etmiştir. Tavlama filmler, 39 K' de T_c(başlangıç) ve 36 K' de T_c(0) kritik sıcaklık değerlerine sahiptirler. XRD kırınım desenleri, altlık yüzeyinde yüksek derecede c-eksenine yönelmiş bir kristal yapısı gösterir. SEM incelemeleri ise, pürüzsüz yüzey ve iyi kristalleşmiş MgB₂ tanecikleri içeren filmler ortaya çıkarmıştır.

V.Ferrondo vd. [77] tarafından yüksek kalitede MgB₂ ince filmler MgO ve Al₂O₃ altlıklar üzerine PLD (Pulsed Laser Deposition) ile elde edilmiştir. İlk adım, bir süperiletken faz elde etmek için ikinci adımda tavlama süperiletken olmayan bir tabakanın çökeltilmesidir. Yaygın olarak kullanılan bu tabakalar, sitokiyometrik hedeften oda sıcaklığında çökeltilen amorf Mg-B filmler, amorf B filmlerdir. Bu ilk adımdan sonra süperiletken fazı kristalleştirmek için magnezyum atmosferinde tavlama. Elde edilen filmler, 38 K' de kritik sıcaklığa sahip olup, XRD analizleri güçlü bir şekilde c-ekseni yönelimi gösterir.

R.Micunek vd. [99] tarafından 200 nm kalınlığında süperiletken MgB₂ ince filmler, bor ve magnezyumun safir altlık üzerine buharlaştırılmasıyla hazırlanmıştır. MgB₂ ince filmler, rf magnetron püskürtme ile bor ve dc-magnetron püskürtme ile magnezyum olmak üzere iki bağımsız magnetron kaynağından çökeltilmiştir. Altlıklar, vakum çemberine yerleştirilmeden önce etanol, alkol ve saf su ile kimyasal olarak temizlenmiş ve daha sonra çökeltme işlemi boyunca dönen dairesel bir tutucu üzerine

kilitlenmiştir. Vakum çemberi, 10^{-4} Pa basınçtaki turbo moleküler pompa ile boşaltılmıştır ve hemen ardından 7.4×10^{-4} Pa basınçta Argon gazı ile doldurulmuştur. Bor, 250 W güçteki rf magnetron püskürtme ile çökeltilmiş ve magnezyum 29 W güçteki dc-magnetron püskürtme ile çökeltmiştir. Bor çökeltme işlemi sürekli devam ederken, magnezyum çökeltme işlemi her iki dakikada 30 saniye süre ile devam etmiş ve 40 dakikada 200 nm kalınlığında MgB_2 ince filmler elde edilmiştir. Daha sonra 500-700 °C sıcaklık aralığında, Argon atmosferinde ex-situ tavlama işlemi yapılmış ve elde edilen MgB_2 ince filmler $T_c(\text{başlangıç}) \leq 35$ K ve $T_c(0) \leq 32$ K kritik sıcaklık değerleri ile düzgün bir süperiletkenlik geçişi gösterirler.

Y.Zhang vd. [101] tarafından 7.5 nm'den daha az kalınlıkta çok ince süperiletken MgB_2 filmler, Al_2O_3 altlık üzerine HPCVD (Hybrid Physical Vapor Deposition) ile epitaksiyel olarak büyütülmüştür. MgB_2 fazının termodinamik düzeni için gerekli olan yüksek Mg buhar basıncı 660–720 °C aralığındaki bozunma sıcaklığında Mg kaynağı ısıtılarak elde edilmiştir. Bor, B_2H_6 gazının termal bozunması ile sağlanmıştır. Elde edilen filmler, saf, oksitsiz bir faz düzeni ve süreklilik gösterirler. 7.5 nm kalınlığındaki film için J_c değeri yaklaşık olarak 10^6 Acm^{-2} şeklinde elde edilmiştir.

Z.D.Yakıncı vd. [100] tarafından 350–1150 nm kalınlıkta MgB_2 filmler, yüksek saflıkta B ve Mg taneciklerinden Al_2O_3 (001) tek kristal altlıklar üzerine termal buharlaştırma metodu ile hazırlanmıştır. İki adımda hazırlama ve yüksek vakum filmlerin üretimi için kullanılmıştır. İlk adımda, B istenilen kalınlığa bağlı olarak 20–60 dakika arasında 400 A' e kadar dc akım kullanılarak tek kristal Al_2O_3 (001) altlık üzerine buharlaştırılmıştır. İkinci adımda, Mg istenilen kalınlığa bağlı olarak 10–30 dakika 260 A' e kadar dc akım kullanılarak B kaplanan altlıklar üzerine buharlaştırılmıştır. Hem Mg hem de B tabakalarının buharlaştırılmasından sonra, altlıklar vakum çemberi içerisinden alınarak, 0.5 gr saf Mg tanecikleriyle birlikte molibden tüp içerisine yerleştirilmiş ve 15 dakika Argon atmosferinde 950 °C' de ısıl işlem uygulanmıştır. Üretilen filmler, Mikroyapı, transport ve manyetik özellikler ile analiz edilmiştir. En iyi T_c ve $T_c(0)$ değerleri 39.5 K ve 38 K' de elde edilmiştir. Hazırlanan filmlerin kritik akım yoğunluğunun yüksek derecede kalınlığa bağlı olduğu bulunmuş ve maksimum kritik akım yoğunluğu değeri 10 K' de 3.18×10^6 Acm^{-2} olarak hesaplanmıştır.

M.E.Yakıncı vd. [75] tarafından süperiletken MgB_2 ince filmler Ultrasonik Sprey Piroliz (USP) sistemi kullanılarak hazırlanmıştır. 2.4 MHz USP sistemi ve farklı Mg, B, saf su ve LAPSA konsantrasyonlarını içeren çeşitli çözeltiler ve gaz atmosferi, 500 nm ile

1 μ m kalınlığında MgB₂ filmler elde etmek için kullanılmıştır. Üretilen filmlerin bazılarına çökeltme boyunca püskürtme çemberinde in-situ işlem uygulanmış ve bazıları da magnezyum buhar basıncı altında tüp fırında ex-situ tavlannmıştır. Hazırlanan örneklerin T_c ve T_c(0) değerleri ex-situ ve in-situ hazırlanan filmler için sırasıyla 39.5 K ile 37.4 K ve 39.5 K ile 37 K olarak elde edilmiştir. En yüksek kritik akım yoğunlukları ex-situ tavlanan filmler için 4.12×10^6 Acm⁻² ve in-situ hazırlanan filmler için 4.01×10^6 Acm⁻² olarak elde edilmiştir.

C.Shekhor vd. [94] tarafından farklı kalınlıklarda polikristal MgB₂ filmler MgO (100) altlık üzerine Sprey Piroiliz ile çökeltilmiştir. Bu çözelti, farklı zaman aralıklarında MgO altlık üzerine 300 °C' ye ısıtılmış bir fırın içinde püskürtülmüştür. Püskürtme tamamlandıktan sonra örnekler oda sıcaklığına kadar soğutulmuştur. Daha sonra, bu filmlerin etrafına Mg metal parçaları konularak Ta boat içerisine yerleştirilmiş ve tüp fırında 900 °C' ye ısıtılmıştır. Bu sıcaklıkta Mg, film etrafında yeterli Mg buhar basıncı oluşturmuştur. Elde edilen filmlerin direnç davranışı, süperiletkenlik geçiş eğrisinin dar bir geçiş aralığı ile 39–37 K aralığında olduğu gözlenmiştir.

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Numunelerin Hazırlanması

Tez kapsamında, Üniversitemiz Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezinin (İBTAM) Süperiletkenlik laboratuvarında, Ultrasonik Sprey Piroiliz (USP) tekniği kullanılarak tek kristal Al_2O_3 ve MgO altlıklar üzerine ilki düşük sıcaklıklarda olmak üzere iki farklı şekilde yapılan püskürtme sonucu farklı kalınlıkta filmler elde edilmiştir.

Yaptığımız çalışmalarda % 99.5 saflıkta Magnezyum asetat tetrahidrat ($(CH_3COO)_2Mg \cdot 4H_2O$) kimyasal malzemesi (Merck), % 99.99 saflıkta Borik asit (H_3BO_3) kimyasal malzemesi (Alfa Aesar) ve % 99.9 saflıkta Magnezyum Diboride (MgB_2) kimyasal malzemesi (Alfa Aesar) kullanıldı.

Yaptığımız ilk çalışmada, Magnezyum asetat tetrahidrat (1.25 gr) ve saf su (15ml) karışımı manyetik karıştırıcıda 15 dakika homojen bir karışım elde edilinceye kadar karıştırıldı. Daha sonra Borik asit (2gr) ile saf su (30 ml) karışımı da homojen bir karışım elde edilinceye kadar karıştırıldı. Magnezyum asetat tetrahidrat ve Borik asit kimyasal maddelerinin ayrı ayrı saf suda çözülmesiyle elde edilen bu iki çözelti, ayrı bir beher içerisinde birbirine katılarak tamamen homojen bir karışım elde etmek için manyetik karıştırıcı yardımıyla 24 saat karıştırıldı.

Alkol ve aseton ile temizlenmiş ve kurutulmuş olan tek kristal Al_2O_3 ve MgO altlıklar üzerine püskürtme işlemi yapıldı. ~ 250 °C' deki taş fırın içerisinde tek kristal Al_2O_3 altlıklar ısıtılarak belirli bir mesafeden (~ 30 cm) beş' er dakika ara ile ~ 60 saniye kadar püskürtme işlemi yapıldı (her püskürtme sonrası, altlıkların üzerindeki kaplamanın kurumaması beklendi). Bu işlem beş kez tekrarlandıktan sonra altlık üzerindeki kaplamanın homojen olduğu görüldü. Tek kristal MgO altlıklar üzerine yapılan kaplamada ise, belirli bir mesafeden (~ 30 cm) ~ 60 saniye kadar püskürtme yapılarak, altlıklar ~ 650 °C' de ısıtılmış olan tüp fırına sürülerek 10 dakika ısıtıldı. Bu işlem de beş kez tekrarlandı. Her püskürtme sonrası altlıkların ısıtılmasıyla da düzgün bir kaplama elde edildi. Farklı altlıklar üzerine yapılan her iki film de Mg' un yüksek sıcaklıklarda buharlaşmasından dolayı, bir miktar MgB_2 tozu ile birlikte Titanyum folyo ile üzeri kapatılan bir alumina bot içerisine konuldu ve bir tüp fırına yerleştirildi. Yine MgB_2 ' nin çok hızlı bir şekilde oksitlendiği düşünülerek tüp fırın vakum altına alındıktan sonra, Argon atmosferinde dakikada 10 °C ile 640 °C ' ye çıkıldı ve bu sıcaklıkta 20 dakika beklendikten sonra 10 °C ile oda sıcaklığına düşürüldü.

Tablo 3.1. İlk yöntemle hazırlanan numunelere ait kodlar

Sembol	Uygulanan İşlem
MgAlB ₂	Düşük sıcaklıkta ısıtılmış Al ₂ O ₃ altlık üzerinde elde edilen film
MgMgB ₂	Düşük sıcaklıkta ısıtılmış MgO altlık üzerinde elde edilen film

Yaptığımız ikinci çalışmada ise, Ball Milling ‘ de (Retsch MM400) 2 saat inceltmiş olan Magnezyum Diboride (MgB₂) kimyasal malzemesi ile etanol (8 ml) karışımı manyetik karıştırıcı yardımı ile 2 saat karıştırıldıktan sonra püskürtme yapıldı. Tek kristal Al₂O₃ altlıklar 400 °C’ de sabit tutuldu. Bu arada altlıklar üzerinde bulunabilecek alkol veya asetondan gelen safsızlıkların buharlaşması sağlandı. Daha sonra altlıklar, 900 °C’ ye çıkarılıp 20 dakika bekletildikten sonra 30 saniye süre ile Magnezyum Diboride (MgB₂) püskürtüldü. Kaplanmış olan altlıklar, 600 °C’ de tutulan fırına sürülerek Argon atmosferinde 5 dakika bekletildi. Altlıkların yüzeyi tam olarak (düzgün ve homojen) olarak kaplanabilmesi için 12 ve 24 kez bu işlem tekrar edildi. 12 kez kaplanan filmlerin yaklaşık kalınlığının ~ 57.7 µm ve 24 kez kaplanan filmlerin kalınlığının ise ~518.25 µm olduğu elektron mikroskobu yardımı ile tespit edildi. Her iki yöntemle elde edilen filmlerin SEM, XRD, R-T, M-T, M-H ölçümleri yapılmıştır.

Tablo 3.2. İkinci yöntemle hazırlanan numunelere ait kodlar

Sembol	Uygulanan İşlem
İnce	Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al ₂ O ₃ altlık üzerine 12 kez püskürtme yapılarak elde edilen MgB ₂ film
Kalın	Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al ₂ O ₃ altlık üzerine 24 kez püskürtme yapılarak elde edilen MgB ₂ film

3.2. X-Işını Kırınımı (XRD) İncelemeleri

Üretilen filmlerin X-ışınları kırınım desenleri, üniversitemizin Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezinin (İBTAM) Süperiletkenlik biriminde bulunan “Rigaku RadB-DMAX-II” bilgisayar kontrollü X-Işını difraktometresi ile yapıldı. Kristal yapı analizleri ise “Jade 6.0+ Crystal Refinement” programında bulunan referans verilerle karşılaştırarak hesaplandı.

Ölçümler sırasında, film yüzeyinde herhangi bir hasar (çatlak, çizilme... vb.) oluşturmayacak şekilde X-Işını cihazının özel cam örnek tutucusu üzerine altlıklar yapıştırılarak, ölçümler $2\theta = 3 - 80^\circ$ arasında ve sabit olarak 3° dakika tarama hızı ile alınmış olup, ölçümler süresince $\lambda = 1.5405 \text{ \AA}$ dalga boyuna sahip $\text{CuK}\alpha$ radyasyonu kullanılmıştır.

3.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) incelemeleri

İnsan gözünün çok ince ayrıntıları görebilme olanağı sınırlıdır. Bu nedenle, görüntü iletimini sağlayan ışık yollarının mercekle değiştirilerek, daha küçük ayrıntıların görülebilmesine olanak sağlayan optik cihazlar geliştirilmiştir. Elektro-optik prensipler çerçevesinde tasarlanmış taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscope-SEM) bu amaca hizmet eden bir cihazdır. Taramalı elektron mikroskobunda (SEM) görüntü, yüksek voltaj ile hızlandırılmış elektronların numune üzerine odaklanması prensibine dayanır.

Üretilen filmlerin yüzey yapılarının incelenmesi, üniversitemizin Bilimsel ve Teknolojik Araştırma Merkezinin (İBTAM) Süperiletkenlik biriminde bulunan X-Işını spektroskop (EDX) ‘a sahip olan LEO EVO-40XVP model taramalı elektron mikroskobu ile gerçekleştirildi.

3.4. Elektriksel Direnç Ölçümleri (R-T)

Üretilen filmlerin elektriksel özellikleri, filmlerin elektriksel direncinin sıcaklıkla değişimi (R-T) belirlenerek incelenmiştir. Ölçümlerimiz Leybold LT-10 kapalı devre He cryostat sistemi kullanılarak alınmıştır. Ölçümler, 25–290 K arasında alınmış olup, ölçümler sırasında dört nokta kontak metodu ve gümüş boya kullanılmıştır.

3.5. Manyetik Ölçümler (M-T), (M-H)

Üretilen filmlerin manyetizasyonunun uygulanan alanla değişimi (M-H), histerisiz eğrileri ve (M-T) eğrileri “Physical Properties Measurement Systems, Quantum Design-9 T (PPMS)” ile elde edilmiştir. Ölçümler 5, 10, 15, 20, 25, 30 ve 35 K olmak üzere yedi farklı sıcaklıkta -9 T ile +9 T arasında alınmıştır. Buradan elde edilen manyetizasyon değerleri yardımıyla,

$$J_c = \frac{20\Delta M}{a \left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \text{ Acm}^{-2} \quad (3.1)$$

ile verilen Bean formülü kullanılarak, filmler için kritik akım yoğunluğu değerleri hesaplanmış ve kritik akım yoğunluğunun uygulanan alanla değişimi grafikte verilmiştir.

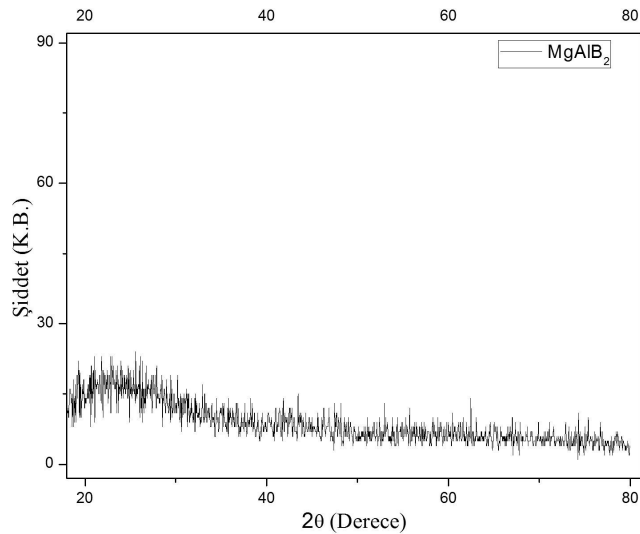
4. TARTIŞMA VE BULGULAR

Tez kapsamında yaptığımız çalışmalarda önceki bölümde de belirttiğimiz gibi iki yöntem tabip ettik. İlk olarak Al_2O_3 ve MgO tek kristal altlıklar üzerine kapladığımız ince filmlerin ısıtma işlemleri sırasında Mg ' un yüksek sıcaklıklara çıktığında çok hızlı bir şekilde buharlaştığını dikkate alarak düşük sıcaklıklarda ısıtma işlemi uyguladık. İkinci çalışmada ise, Al_2O_3 tek kristal altlıklar yüksek sıcaklıkta belli bir süre bekletildikten sonra, sıcak altlık üzerine püskürtme yaptık ve her püskürtme sonrası kısa süreli ısıtma işlemi uyguladık. Bu şekilde ince ve kalın olmak üzere farklı kalınlıkta filmler ürettik. Kullandığımız her iki yöntem, farklı sonuçlar görmemizi sağladı. Buna göre, elde ettiğimiz sonuçlar aşağıda sırası ile verilmektedir.

4.1. DÜŞÜK ISIL İŞLEM UYGULANAN ÖRNEKLER

4.1.1. Al_2O_3 ve MgO Altlıklı Filmlere Ait XRD Sonuçları

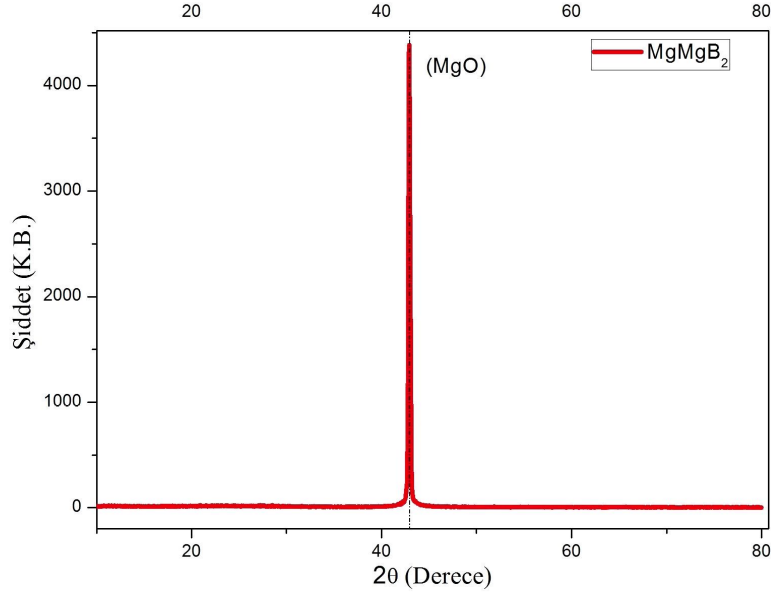
Düşük ısıtma işlemi uygulanarak Al_2O_3 ve MgO tek kristal altlıklar üzerinde üretilen filmlerin XRD analizi sonuçları şekil 4.1. ve şekil 4.2.' de verilmektedir. Şekillerde görüldüğü gibi filmlerde MgB_2 fazına ait herhangi bir bulguya rastlanılmamıştır. Bu durumun ortaya çıkma sebebi ise, daha önce de belirtildiği gibi düşük ısıtma işlemi uygulanmasından kaynaklanmaktadır. Şekil 4.1.a' da Al_2O_3 altlık üzerinde üretilen filme ait XRD sonucu görülmektedir.



Şekil 4.1. Düşük sıcaklıklarda Al_2O_3 altlık üzerine üretilen filmlerin XRD grafikleri

Bu grafiğe göre, altlık üzerinde oluşan fazın amorf bir karaktere sahip olduğu söylenebilir. Al_2O_3 altlık üzerinde, bizim ürettiğimiz filmlerin kırınım desenlerinde görüldüğü gibi, altlığa ait herhangi bir pike rastlanılmamıştır. Bu, altlık üzerindeki film tabakasının yeterince kalın ve boşlukların bulunmadığı anlamına gelir.

Şekil 4.2.' de ise, MgO altlık üzerinde üretilen filme ait XRD analizi sonucu görülmektedir.

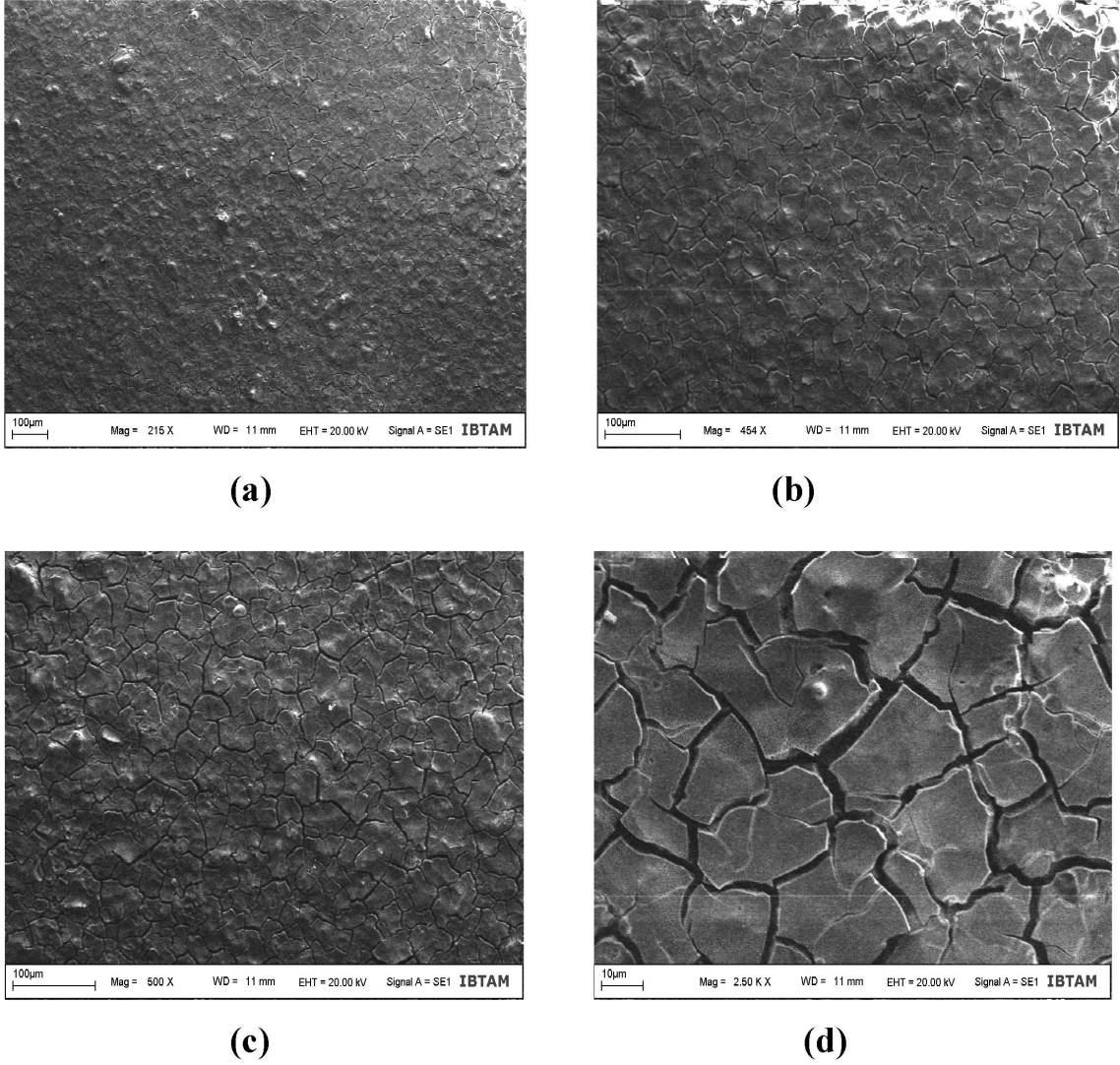


Şekil 4.2. *Düşük sıcaklıklarda MgO altlık üzerine üretilen filmlerin XRD grafikleri*

Bu grafikte de MgB_2 ' ye ait herhangi bir faz bulunmamaktadır. Sadece MgO tek kristal altlığa ait bir pik görülmektedir. Bu durum ise, MgO üzerinde üretilen film tabakasında, düşük ısı işlem sıcaklığı, düşük Mg buharı gibi yetersiz deney koşulları ve MgB_2 süperiletkeninin hassas bir karaktere sahip olması nedeniyle, XRD analizi sonuçları beklenildiği gibi elde edilememiştir.

4.1.2. Al₂O₃ ve MgO Altlıklı Filmlere Ait SEM-EDX Sonuçları

Hazırlanan filmlerin, kalınlıkları ve yüzey morfolojileri SEM-EDX analizleri kullanılarak incelenir. Buna göre, Al₂O₃ ve MgO altlık üzerinde üretilen filmlerin karakterlerini tam olarak yorumlamak için SEM-EDX analizlerinden faydalandık. Şekil 4.3.' te Al₂O₃ altlık üzerinde üretilen filme ait farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri görülmektedir.

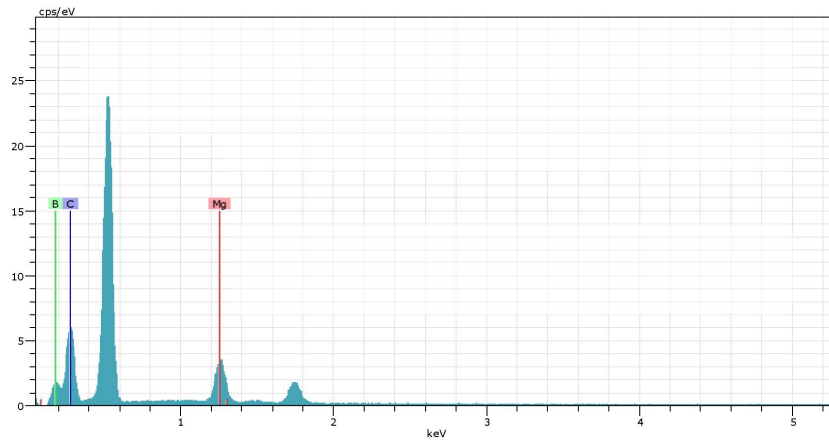
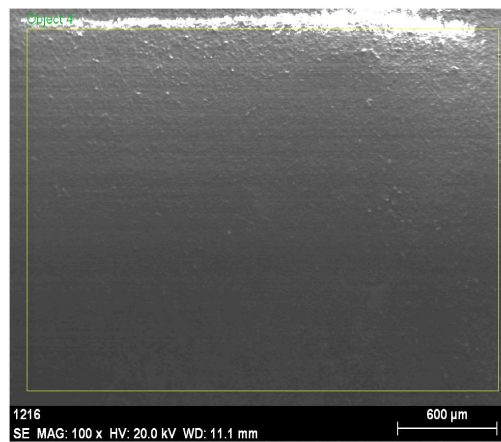


Şekil 4.3. *Düşük sıcaklıklarda Al₂O₃ altlık üzerinde üretilen filme ait SEM görüntüleri a) 215 büyütme, b) 454 büyütme, c) 500 büyütme, d) 2500 büyütme sonucu film yüzeyinde görülen geniş çatlaklar*

Şekilde görüldüğü gibi, altlık üzerindeki film tabakasında çok fazla miktarda çatlak hemen dikkat çekmektedir. Bu çatlakların oluşmasındaki temel neden, çok yüksek sıcaklıklara çıkılmadığı için film tabakasını oluşturan tanecikler arasında güçlü ve düzgün

bir bağlanma oluşmamıştır. Aynı zamanda belli sürelerde püskürtme yapılarak hemen ardından altlıkların belli sürelerde ısıtılması sırasında, nemli olan altlık yüzeyindeki film tabakasının aniden kurutulması ve film tabakasının ani bir buharlaşmaya maruz kalması çatlakların bu derece fazla olmasının diğer bir sebebidir. Bununla birlikte püskürtme sayısının fazla olması nedeniyle altlık üzerindeki film tabakasının kalınlığı artmış ve bundan dolayı oluşan çatlaklar altlık yüzeyine inmemektedir. Gerçekte, elde ettiğimiz bu sonuç XRD analizinin sonucu ile uyum içerisindedir. Çünkü XRD analizleri sonucunda da Al_2O_3 tek kristal altığa ait herhangi bir faza rastlanılmamıştır.

Şekil 4.4.' te Al_2O_3 altlık üzerinde üretilen filme ait EDX sonuçları ve normalize edilmiş atomik ağırlıkları görülmektedir.

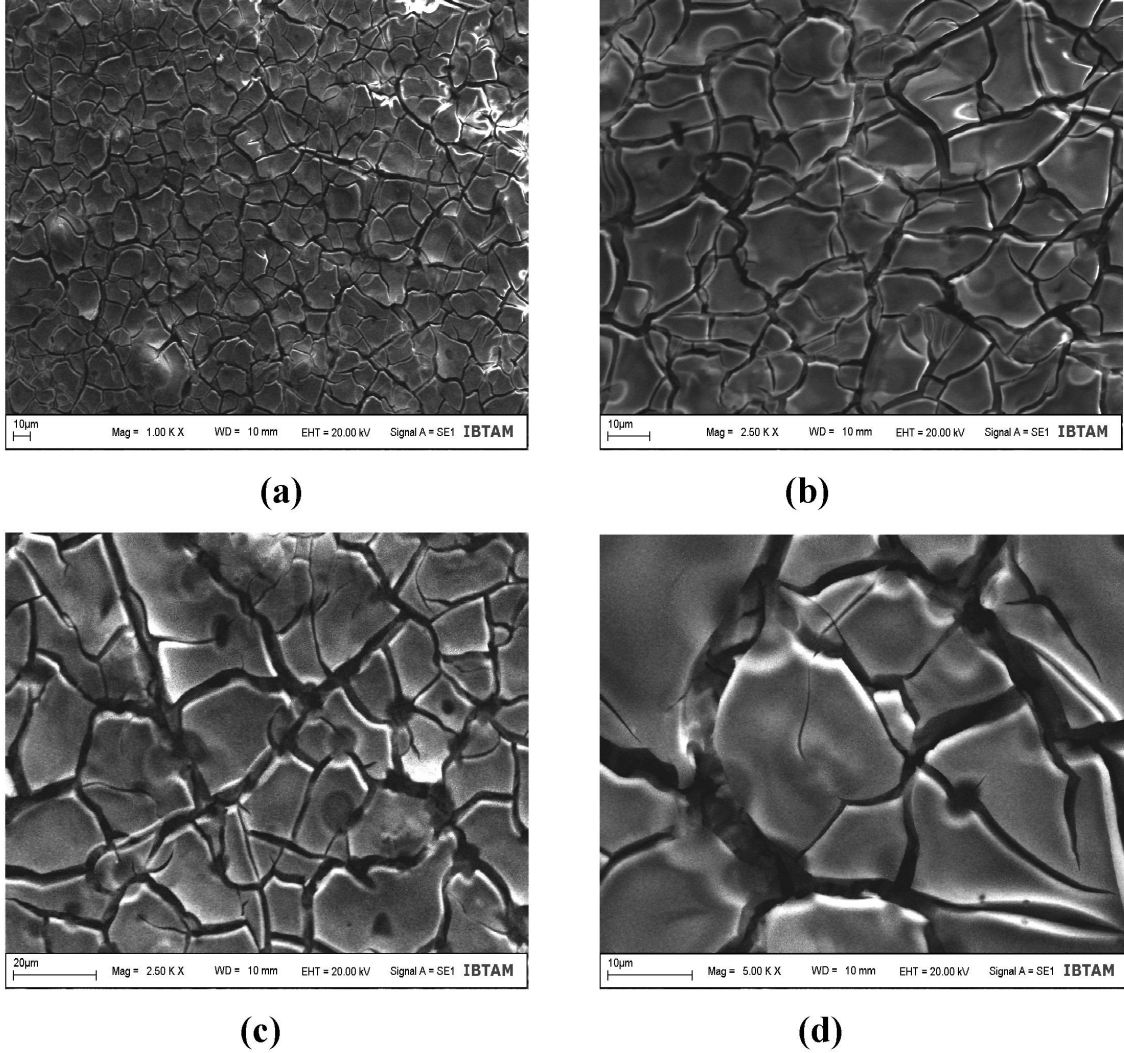


Element	Atomik Ağılık (%)
B	19.15
C	77.84
Mg	3.02

Şekil 4.4. Düşük sıcaklıklarda Al_2O_3 altlık üzerinde üretilen filme ait EDX sonucu

EDX analizi sonuçlarına göre, üretilen film tabakası üzerinde, MgB_2 fazının oluşmasını engelleyen safsızlık fazının oldukça baskın olduğu görülmektedir.

Şekil 4.5.' te MgO altlık üzerinde üretilen filme ait farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri görülmektedir.

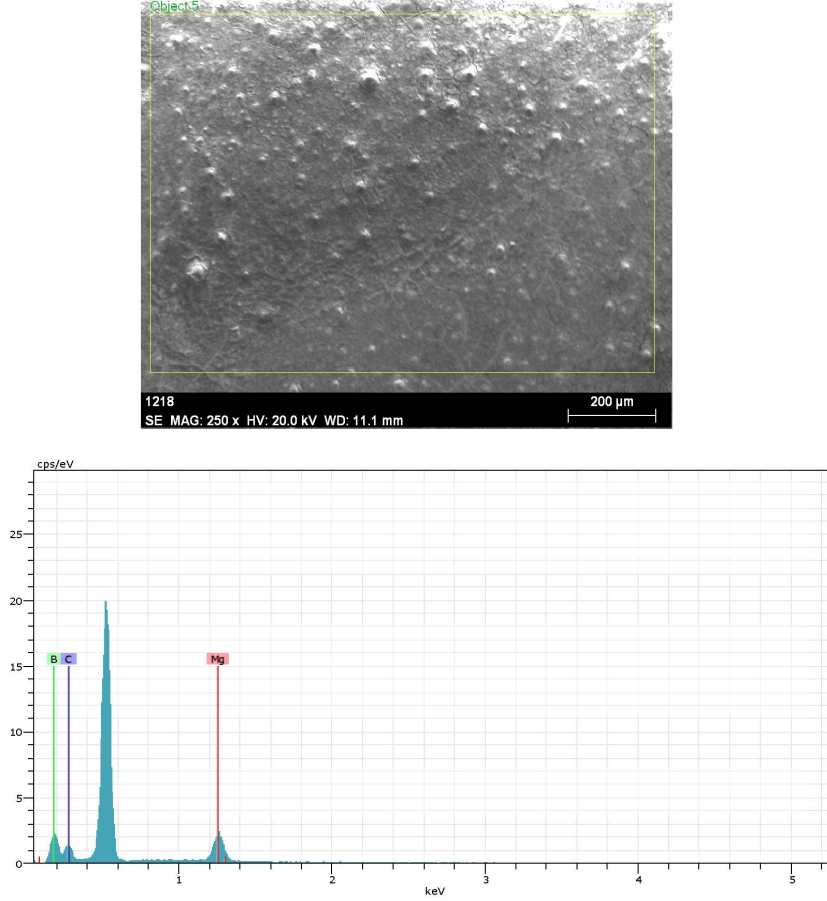


Şekil 4.5. Düşük sıcaklıkta MgO altlık üzerinde üretilen filme ait SEM görüntüleri **a)** 1000 büyütme, **b,c)** 2500 büyütme, **d)** 5000 büyütme sonucu film yüzeyinde görülen geniş ve derin çatlaklar

Burada da Al_2O_3 altlık üzerinde üretilmiş filme benzer şekilde çok sayıda çatlak mevcuttur. Ancak buradaki çatlakların Al_2O_3 altlık üzerinde üretilmiş olan filmde daha geniş ve derin olduğu söylenebilir. Bunun nedeni, düşük ısı işlem uygulanmasından dolayı tanecikler arasında güçlü bir bağlantının bulunmamasıdır. Bununla birlikte, daha önce de belirtildiği gibi tanecikli bir yapıya sahip olan MgB_2 için en uygun altlığın Al_2O_3 tek kristal altlık olmasıdır. Çünkü MgB_2 gibi hegzagonal yapıya sahip olan Al_2O_3 altlığın kristal örgü parametreleri ve termal genişmesi MgB_2 için en uygun değerdedir. MgO

altlık üzerinde elde ettiğimiz filmde de MgB_2 fazı oluşmamasına rağmen, çatlakların derinlikleri ve sayısı artmıştır. Aslında bu sonuçta XRD analiz sonuçları ile uyum içerisindedir. Çünkü MgO altlık üzerinde üretilen filme ait herhangi bir faza rastlanılmamasına karşın, XRD sonuçlarında MgO altlığına ait pik, çatlakların neden olduğu boşluklardan dolayı gözlenmiştir.

Şekil 4.6.' da MgO altlık üzerinde üretilen filme ait EDX analizi sonucu ve normalize edilmiş atomik ağırlıkları görülmektedir.



Element	Atomik Ağırlık
B	31.95
C	62.98
Mg	5.07

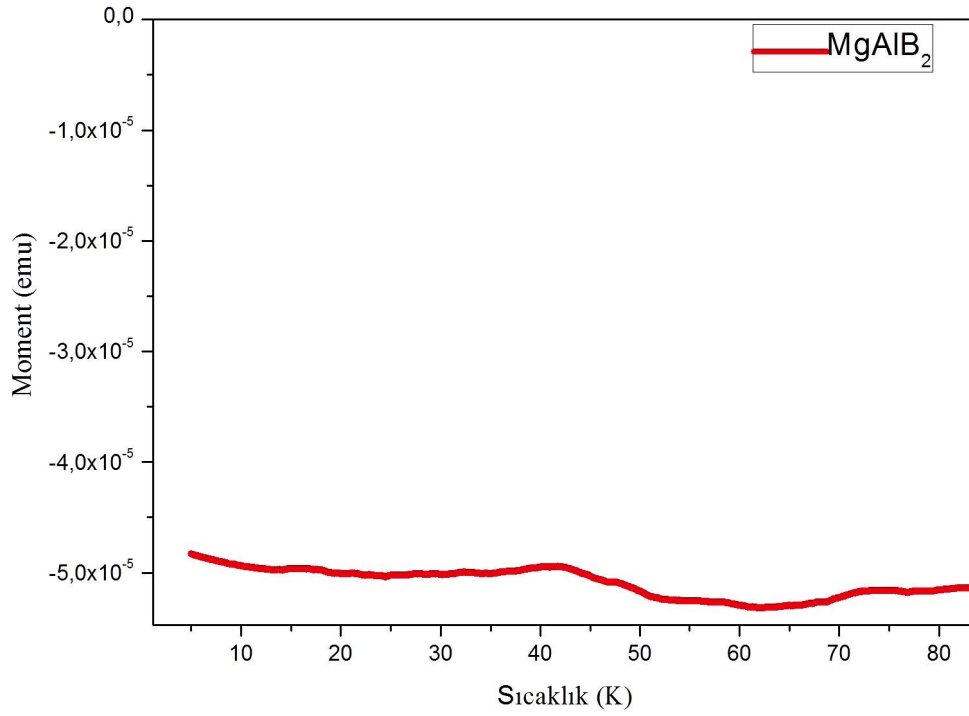
Şekil 4.6. Düşük Sıcaklıklarda MgO altlık üzerinde üretilen filme ait EDX analiz sonucu

Burada da, çok yüksek sıcaklıklara çıkmadığımız için numuneden uzaklaştıramadığımız C' dan kaynaklanan safsızlık fazının oldukça baskın olduğunu

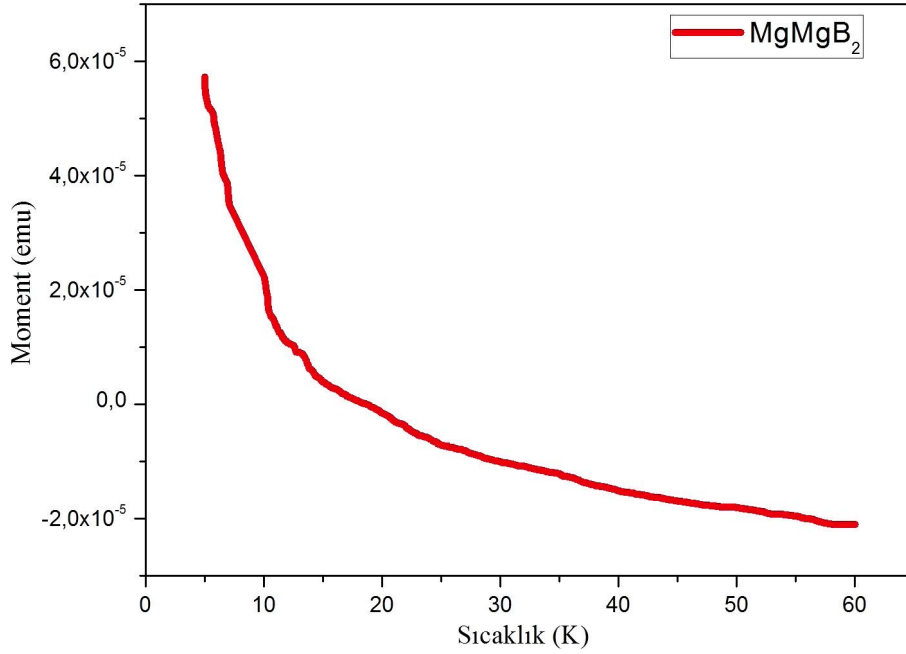
görmekteyiz. Bu sonuçlara göre, her iki altlık üzerinde üretilen filmlerde de çok fazla çatlak olması, film yüzeyinin süreksiz olmasına neden olmuştur.

4.1.3. Al₂O₃ ve MgO Altlık Üzerinde Üretilen Filmlere ait Manyetik Ölçüm (M-T, M-H) Sonuçları

Şekil 4.7.' de Al₂O₃ ve şekil 4.8.' de MgO altlık üzerinde üretilen filmlere ait M-T eğrileri görülmektedir. Yaptığımız XRD ve SEM sonuçlarından da anlaşıldığı gibi, her iki altlık üzerinde üretilen filmlerde süperiletken MgB₂ fazı oluşmamıştır. Bundan dolayı manyetik ölçüm sonuçlarında da herhangi bir süperiletken faz geçişi görülmemektedir.



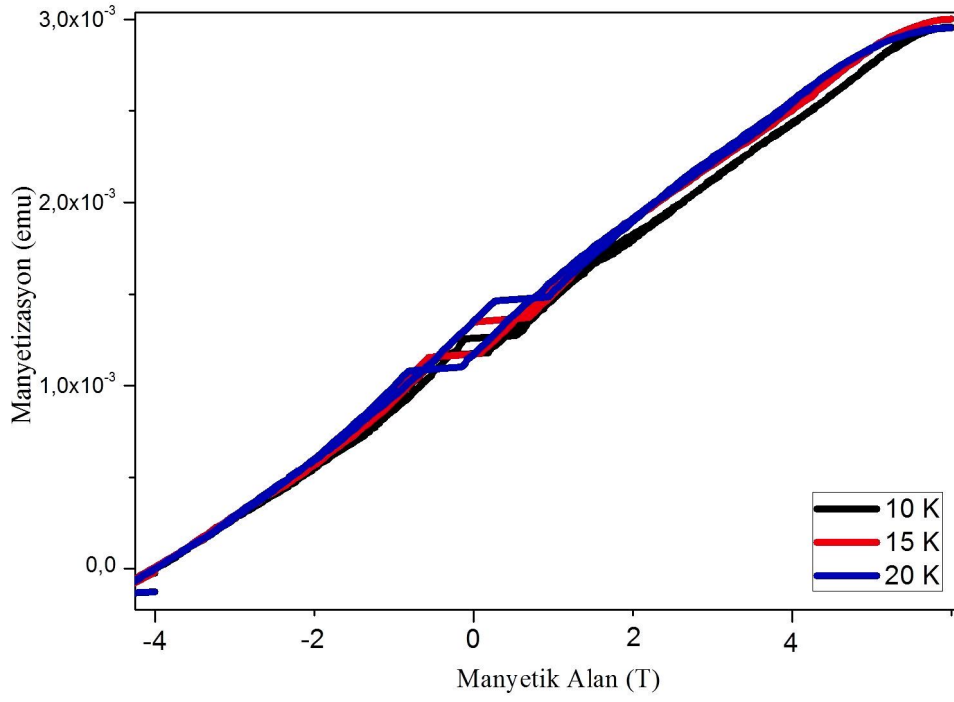
Şekil 4.7. Düşük sıcaklıklarda Al₂O₃ altlık üzerinde üretilen filme ait M-T grafiği



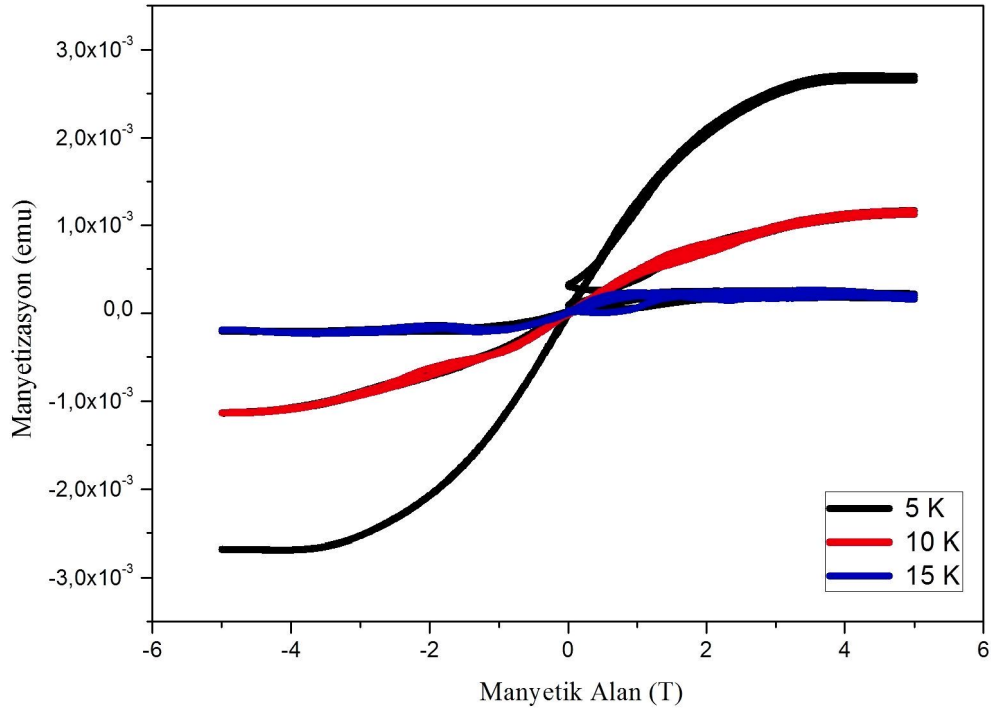
Şekil 4.8. *Düşük sıcaklıklarda MgO altlık üzerinde üretilen filme ait M-T grafiği*

Örneklerin manyetik davranışlarını, uygulanan manyetik alanın (H), manyetizasyona (M) karşı çizilen grafikleri ile ifade ediyoruz. Şekil 4.9.' da Al_2O_3 ve şekil 4.10.'da MgO altlık üzerinde üretilen filmlere ait M-H eğrileri görülmektedir. Her iki örnek için sonuçlar, 5 K, 10 K ve 15 K olmak üzere üç farklı sıcaklık değeri için elde edilmiştir.

Şekil 4.9.' da verilen Al_2O_3 altlık üzerinde üretilen filme ait M-H eğrisi incelendiğinde, daha önceki sonuçlarda da ifade edildiği gibi süperiletken bir faz oluşmadığı için bir süperiletkenin sahip olması gerekenden çok farklı bir M-H eğrisi elde ettik.



Şekil 4.9. Düşük sıcaklıkta Al_2O_3 altlık üzerinde üretilen filme ait M-H grafiği



Şekil 4.10. Düşük sıcaklıkta MgO altlık üzerinde üretilen filme ait M-H grafiği

4.1.4. Düşük Isıl İşlem Uygulanan Örnekler İçin Genel Değerlendirme

Yaptığımız bu çalışmada, alınan ölçüm sonuçlarından anlaşıldığı gibi süperiletken MgB_2 fazını elde edemedik. Daha önceki bölümlerde de açıklandığı gibi MgB_2 ince film üretiminde birçok problemle karşılaşmaktadır. Bu problemlerden en önemli olanları MgB_2 materyalinin hava ortamında bırakıldığında çok hızlı bir şekilde oksitlenmesi ve bunun sonucunda oluşan MgO fazının süperiletken MgB_2 fazının ortaya çıkmasını engellemesidir. Bir diğer önemli problem ise, yüksek sıcaklıklara çıkıldığında Mg ' un buharlaşmasıdır.

Biz de yaptığımız çalışmalarda bu problemlerle karşı karşıya kaldık. Yaptığımız bu çalışmada düşük sıcaklıkları tercih etmemizin sebebi, Mg ' un yüksek sıcaklıklarda çok hızlı bir şekilde buharlaşma özelliğine sahip olmasıydı. Ancak bu durumda da EDX sonuçlarından da görülebileceği gibi, çok yüksek sıcaklıklara çıkamadığımız için deney sırasında oluşması mümkün olan (C gibi) safsızlıkları örnekten uzaklaştıramadık. Düşük sıcaklıktaki ısıl işlemi, kullandığımız fırını vakuma aldıktan sonra, Argon atmosferinde yapmış olmamıza rağmen, püskürtme sırasında film yüzeyinin oksitlenmesine engel olamadık.

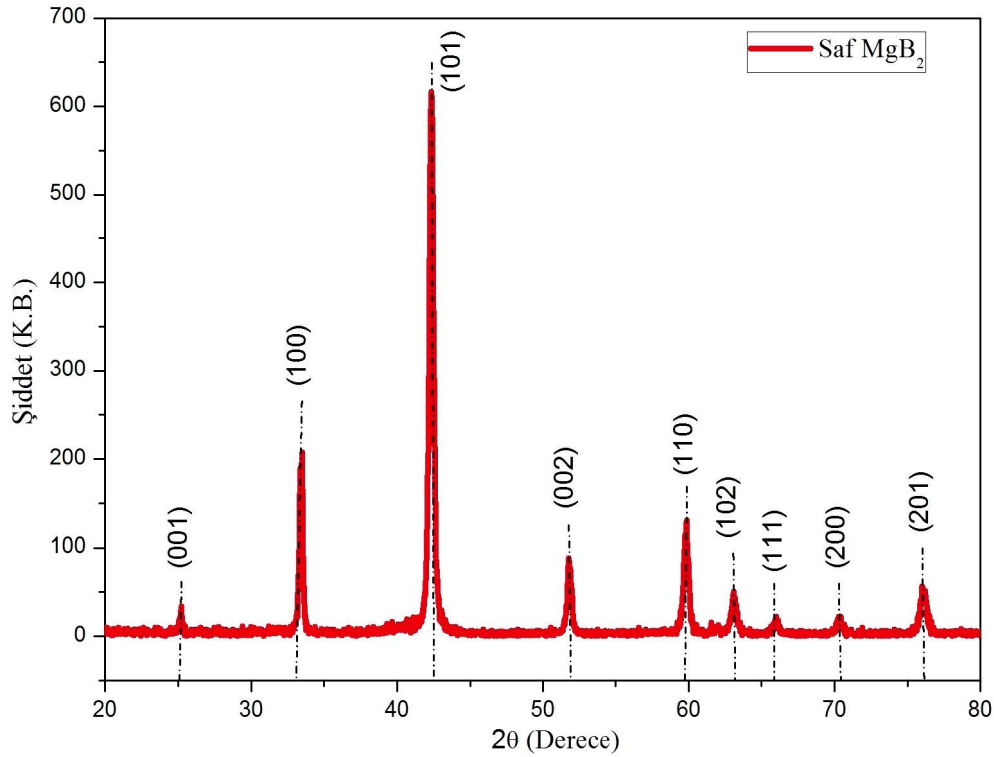
Düşük sıcaklıkta ısıl işlem uygulamamızın olumsuz etkilerinden bir tanesi de, SEM mikroskopik görüntülerinden de kolayca görülebileceği gibi, altlık üzerindeki film tabakasının yüzeyinde oluşan çok sayıda çatlaktır. Film yüzeyinde oluşan bu çatlaklar dolayısıyla R-T ölçümünü alamadık. Bunun temel nedeni, meydana gelen bu çatlaklar film yüzeyi üzerinde taneciklerin birbirinden ayrılması ve sonuçta süreksiz bir film yüzeyi elde edilmesidir. Bu da film yüzeyi üzerinde akımın akışını engellemektedir. Aynı zamanda tanecikli yapıya sahip olan MgB_2 materyaline yeterli ısıl işlem uygulanmadığı için tanecikler arasında güçlü bir bağ oluşmamıştır ve bu durum kristalleşmenin olmadığını bir kanıttır.

Sonuç olarak, karşılaştığımız problemlerin süperiletken MgB_2 fazının oluşmasına engel olduğunu gördük. Bundan dolayı, süperiletken MgB_2 fazını elde edebilmek için farklı bir yöntem denedik ve bu yöntem sayesinde süperiletken MgB_2 fazını elde etmeyi başardık. Bu yöntemi kullanarak Al_2O_3 altlık üzerinde ürettiğimiz ince ve kalın olmak üzere farklı kalınlıklarda elde ettiğimiz filmlere ait olumlu sonuçlar aşağıda sırasıyla verilmektedir.

4.2. Al₂O₃ ALTLIK ÜZERİNE ÇÖKELTİLEN İNCE/KALIN FİMLER

4.2.1. Al₂O₃ Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmlere Ait XRD Sonuçları

Basit hegzagonal yapıya sahip, P6/mmm uzay grubunda yer alan ve kristal örgü parametreleri, $a = 0.3086$ nm ve $c = 0.3524$ nm olan toz haldeki saf MgB₂' nin XRD analiz sonucu şekil 4.10.' da görülmektedir.



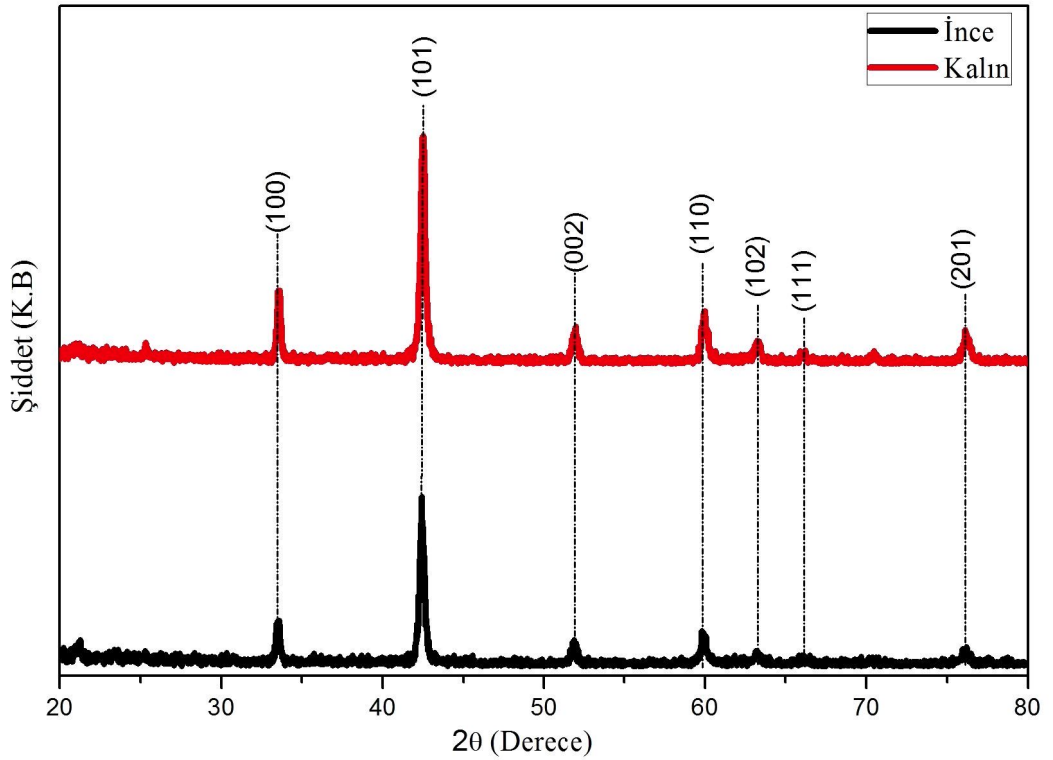
Şekil 4.11. Saf haldeki MgB₂ için XRD analiz sonucu

Bu sonuçlara göre, MgB₂ için hesaplanan kristalografik parametrelerin değerleri ise Tablo 4.1.' de verilmektedir.

Tablo 4.1. Saf haldeki MgB_2 ' ye ait kristalografik parametreler

d (Å)	I (Şiddet)	(hkl)	2θ
3.5221	4.0	(001)	25.265
2.6741	26.0	(100)	33.482
2.1295	100.0	(101)	42.411
1.7608	12.0	(002)	51.884
1.5433	21.0	(110)	59.884
1.4706	11.0	(102)	63.171
1.4135	5.0	(111)	66.043
1.3363	4.0	(200)	70.401
1.2494	11.0	(201)	76.123
1.1603	11.0	(112)	83.189

Al_2O_3 altlık üzerinde ince ve kalın olarak ayırdığımız iki farklı kalınlıktaki filmlerin XRD analiz sonuçları şekil 4.12.' de görülmektedir.



Şekil 4.12. Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al_2O_3 altlık üzerinde 12 ve 24 kez püskürtme yapılarak farklı kalınlıkta üretilen ince/kalın filmler için XRD sonuçları

Al_2O_3 üzerinde elde ettiğimiz filmlerin XRD analiz sonuçları, saf MgB_2 ile karşılaştırıldığında uyum içinde olduğu görülmektedir. Bu da, Al_2O_3 altlık üzerinde ince ve kalın olmak üzere iki farklı formda üretilen filmlerin, her ikisinin de süperiletken fazda olduğunu ifade eder. Aynı zamanda, XRD analizi sonucunda süperiletken MgB_2 fazının dışında herhangi bir safsızlık fazı ve bununla birlikte Al_2O_3 tek kristal altlığına da ait herhangi bir faz gözlenmemektedir. Bu durum, tanecikli yapıya sahip olan MgB_2 'nin tanecikleri arasındaki bağlantının çok güçlü olduğunu ve tanecikler arasında boşlukların önemsenmeyecek kadar az (ya da bulunmadığını), dolayısıyla uygulanan X-ışınının altlık yüzeyine inemediğini göstermektedir.

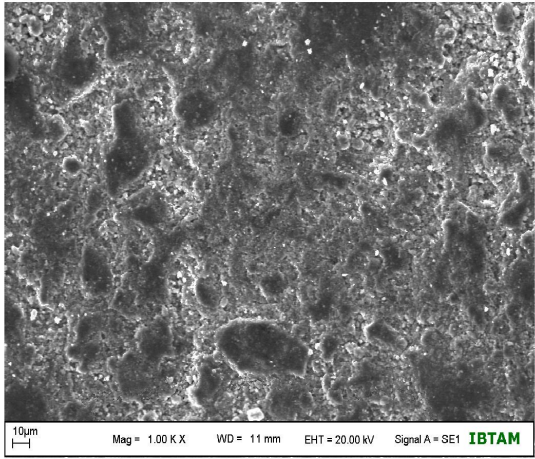
XRD analizleri için en önemli gözlem, elde edilen piklerin şiddetidir. Çünkü Al_2O_3 altlık üzerinde elde ettiğimiz ince ve kalın film için piklerin şiddeti değişmektedir. Pik şiddeti kalın film için daha fazla olup, ince filmde kalın filme göre yaklaşık olarak %27.5 azalmaktadır.

Sonuç olarak, yaptığımız bu çalışmada yüksek sıcaklıkta ısıtılmış olan Al_2O_3 tek kristal altlıklara püskürtme yaparak ince ve kalın film elde ettik. Altlık yüksek sıcaklıkta ısıtıldığı için ve her püskürtme sonrası yine yüksek sıcaklıktaki bir fırın içerisine sürüldüğü için elde edilen filmlerde iyi bir kristalleşme olduğu yani tanecikler arası bağlanmanın güçlü olduğu ve safsızlık fazlarını içermediği sonucuna ulaştık.

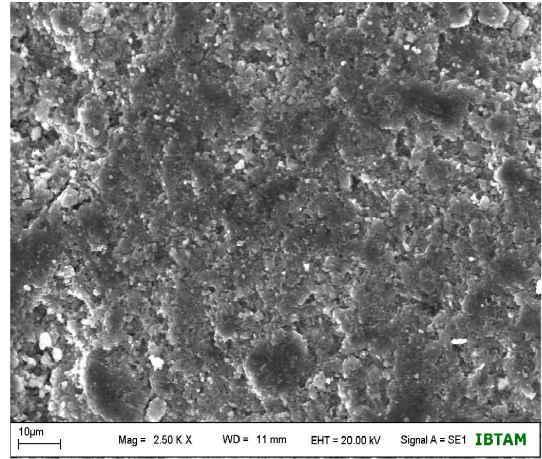
4.2.2. Al_2O_3 Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmlere Ait SEM-EDX Analiz Sonuçları

Düzen, parlak bir yüzey yapısı ile uygun ısı işlem sıcaklıklarında iyi kalitede MgB_2 ince ya da kalın film üretebilmek için kullanılması gereken en ideal altlığın Al_2O_3 tek kristal altlık olduğunu belirtmiştik. Buna bağlı olarak yüksek sıcaklıklarda ısıtılmış olan Al_2O_3 altlık üzerinde düzen ve homojen bir kaplamanın gerçekleşmesi için 12 ve 24 kez püskürtme yaparak ince ve kalın formda filmleri ürettik. Elde edilen SEM analiz sonuçlarına göre, filmlerin kalınlığının, morfolojilerine bağlı olmadığı tespit edilmiştir.

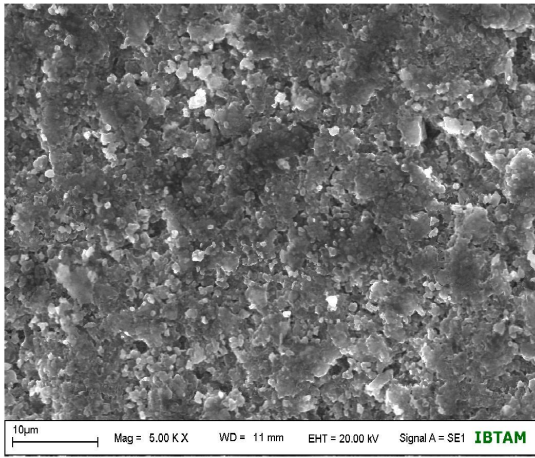
Şekil 4.13.'te yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al_2O_3 altlık üzerinde 12 kez püskürtme yapılarak ve her püskürtme sonrasında belli bir sıcaklıkta ısıtarak üretilen ince filme ait SEM görüntüleri görülmektedir.



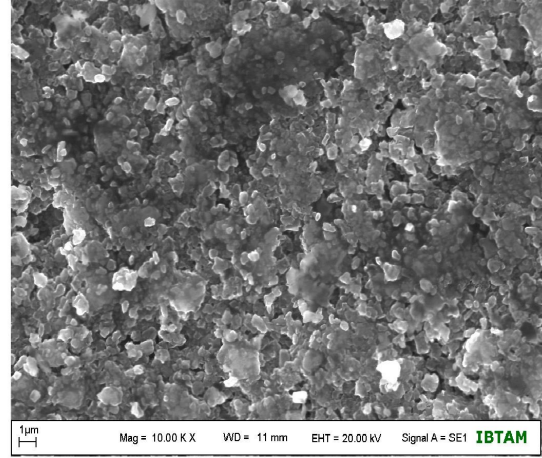
(a)



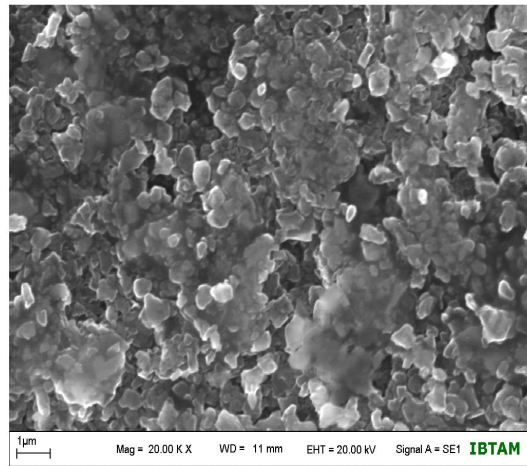
(b)



(c)



(d)

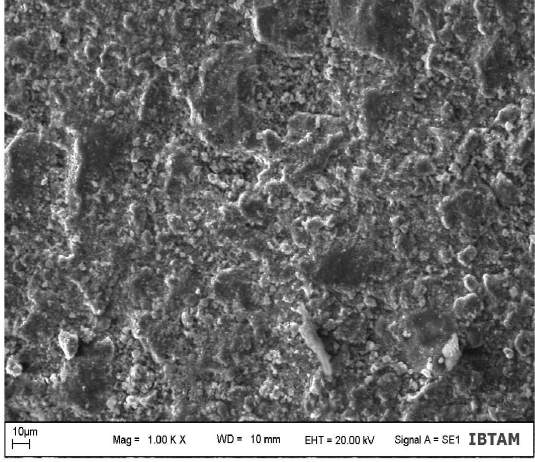


(e)

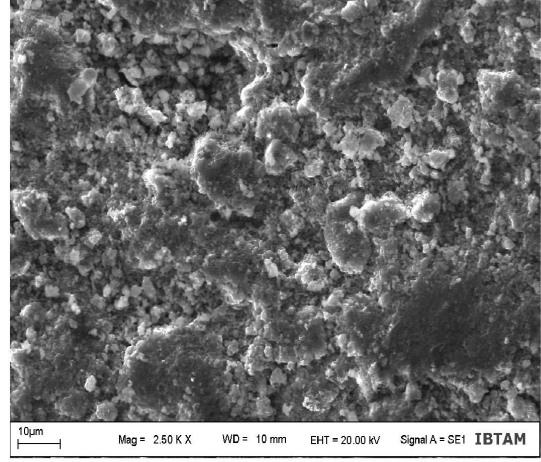
Şekil 4.13. Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al_2O_3 altlık üzerinde 12 kez püskürtme yapılarak üretilen ince filme ait **a)** 1000 büyütme, **b)** 2500 büyütme, **c)** 5000 büyütme, **d)** 10000 büyütme ve **e)** 20000 büyütmedeki SEM görüntüleri

Elde edilen SEM görüntülerine göre, tanecikli yapıya sahip olan MgB_2 materyalinin, ince film formunda tanecik büyüklüklerinin hemen hemen birbirine yakın olduğu görülmektedir. Püskürtme yapılmadan önce altlığın yüksek sıcaklıklarda ısıtılması, püskürtülen taneciklerin altlık yüzeyine tutunmasını kolaylaştırmış, püskürtme sayısının fazla olması taneciklerin homojen olarak dağılmasını sağlamış ve her püskürtme sonrası altlığın ısıtılması da tanecikler arası bağlanmayı güçlendirerek iyi bir kristalleşmenin olmasına olanak sağlamıştır.

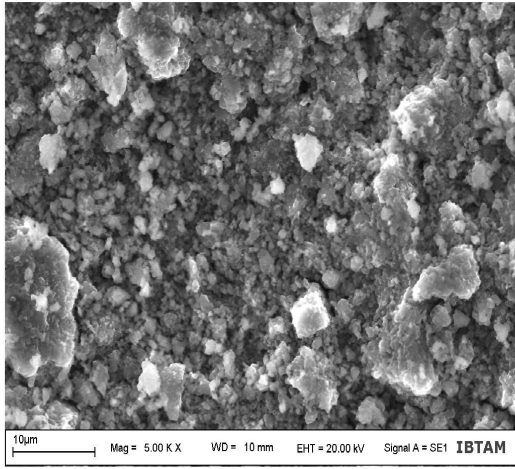
Şekil 4.14.' te yine sıcak altlık üzerinde 24 kez püskürtme ile aynı şekilde üretilen kalın filme ait SEM görüntülerini görülmektedir. Kalın formdaki film için de ortalama tanecik büyüklüğünün birbirine yakın olduğunu farklı büyütme oranlarındaki SEM görüntülerinden kolayca görülmektedir. Tanecik büyüklüklerinin birbirine yakın olması aslında, altlık yüzeyi üzerindeki her noktaya aynı uzaklıktan, eşit miktarda kaplama yapıldığını göstermektedir. Bunun sonucu olarak altlık yüzeyi üzerinde taneciklerin belli bölgelerde daha fazla yoğunlaşmadığı homojen bir tanecik dağılımı elde ettik.



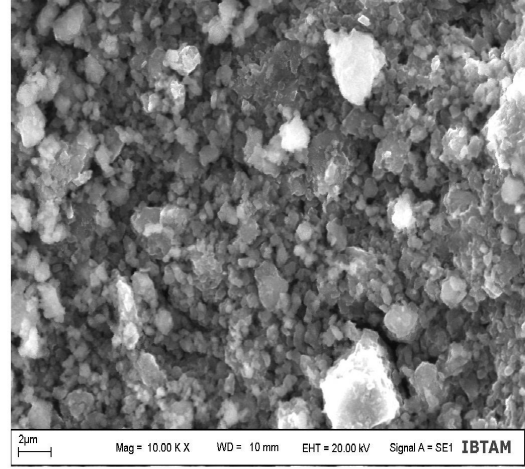
(a)



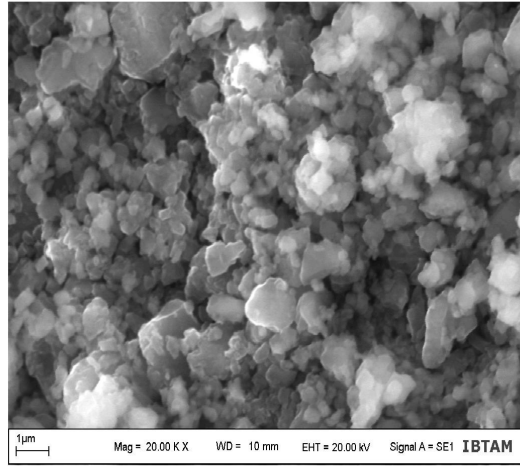
(b)



(c)



(d)

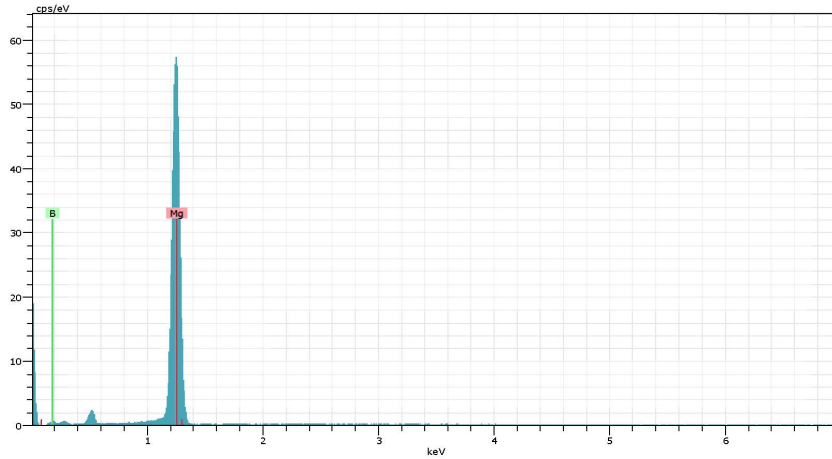
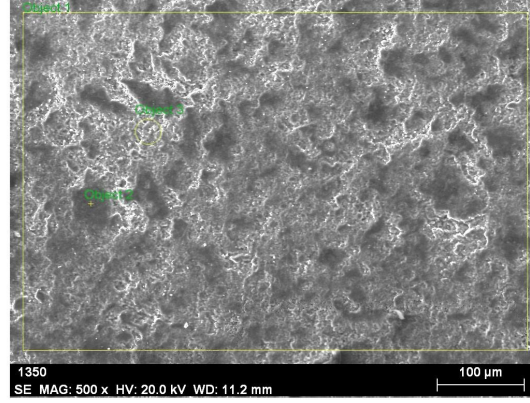


(e)

Şekil 4.14. Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al_2O_3 altlık üzerinde 24 kez püskürtme yapılarak üretilen kalın filme ait **a)** 1000 büyütme, **b)** 2500 büyütme, **c)** 5000 büyütme, **d)** 10000 büyütme ve **e)** 20000 büyütmedeki SEM görüntüleri

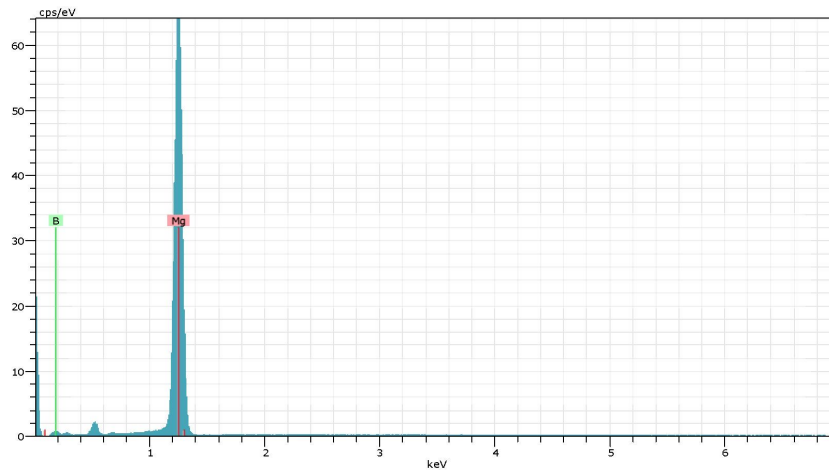
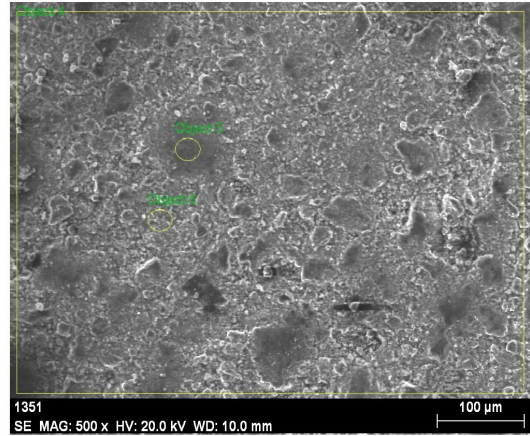
Her iki SEM görüntüsünden de anlaşıldığı gibi filmlerin ince ya da kalın olması, altlık üzerindeki film tabakasının yüzeyinde bulunan taneciklerin dağılımını etkilememektedir. Her iki oluşumda da taneciklerin dağılımı homojendir.

Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al_2O_3 altlık üzerinde ince ve kalın formda üretilen MgB_2 filmler için şekil 4.15. a ve b' de verilen EDX analiz sonuçları, filmlerin tüm yüzeyi üzerinde homojen bir MgB_2 faz dağılımının bulunduğunu gösterir. Film yüzeyinde reaksiyona girmemiş Mg, B tanecikleri ya da diğer safsızlık fazlarına rastlanılmamıştır. Bu da altlık yüzeyi üzerindeki MgB_2 film tabakasının iyi bir şekilde kristalleştiğinin kanıtıdır. Ancak üretilen MgB_2 film yüzeyinin oksijene yüksek derecede duyarlı olduğu ve hava ortamında çok kısa sürede MgO fazının film yüzeyinde oluşabileceği ve bunun da üretilen filmlerin süperiletkenlik özelliklerini olumsuz yönde etkilediği bulunmuştur.



Element	Atomik Ağırlık
B	53.28
Mg	46.72

(a)



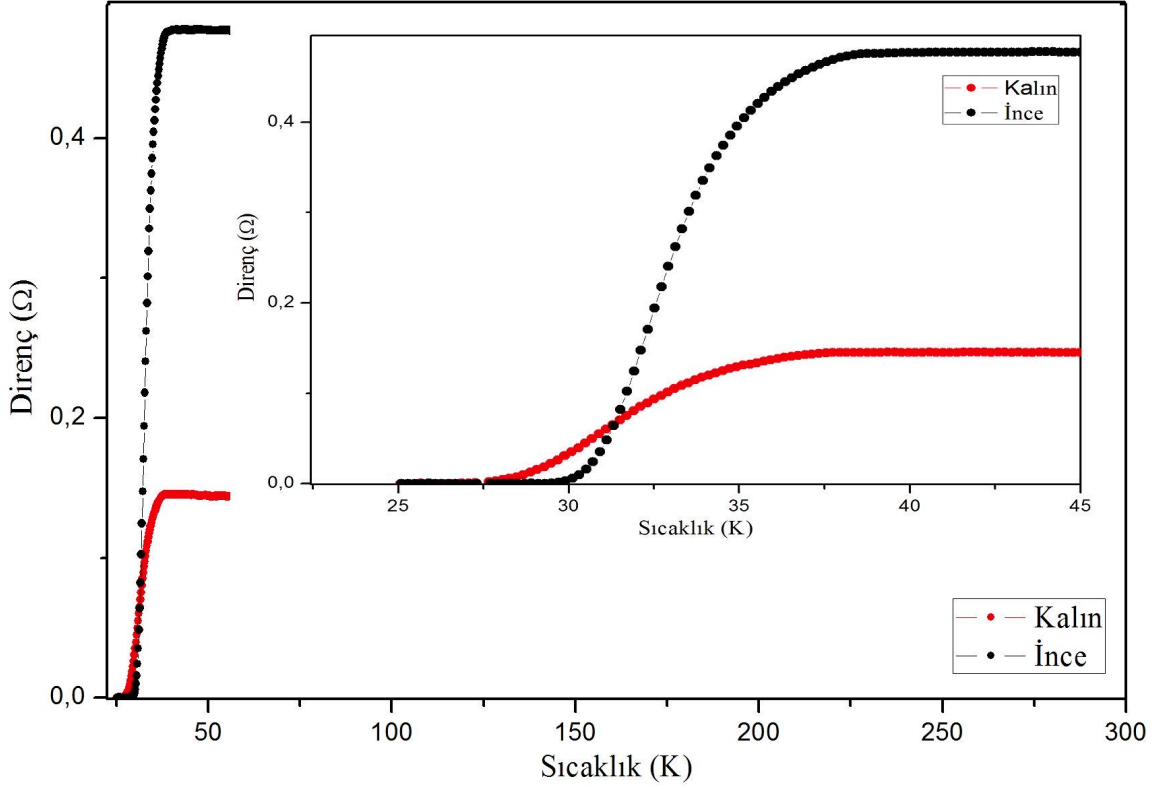
Element	Atom Ağırlığı
B	52.98
Mg	47.02

(b)

Şekil 4.15. Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al_2O_3 altlık üzerinde üretilen a) 12 kez püskürtme yapılan ince filme, b) 24 kez püskürtme yapılan kalın filme ait EDX analiz sonuçları

4.2.3. Al_2O_3 Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmlere Ait Elektriksel Ölçüm R-T Sonuçları

Yüksek sıcaklıkta ısıtılmış Al_2O_3 altlık üzerinde ince ve kalın formda üretilen filmlere ait R-T grafiği şekil 4.16.' da görülmektedir. Süperiletken MgB_2 ince film için $T_c(\text{baş})$ ve $T_c(0)$ değerleri sırasıyla, ~ 38.86 K ve ~ 30.05 K' dir. Süperiletken MgB_2 kalın Film için $T_c(\text{baş})$ ve $T_c(0)$ değerleri ise, ~ 37.12 K ve ~ 29.67 K' dir.

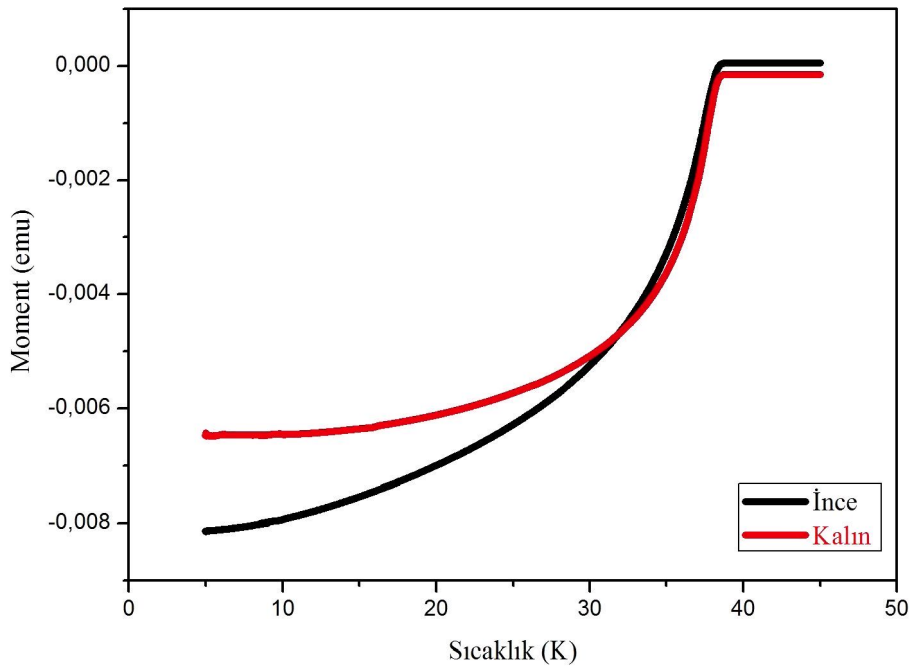


Şekil 4.16. Yüksek sıcaklıkta Al_2O_3 altlık üzerinde 12 ve 24 kez püskürtme yapılarak üretilen ince ve kalın filmlere ait R-T grafiği

Bilindiği gibi süperiletkenlik faz geçişi sırasında $\Delta T_c = T_c(baş) - T_c(0)$ ile verilen ΔT aralığının dar olması, materyalin o kadar homojen ve kaliteli bir süperiletken olduğu anlamına gelir. SEM görüntülerinden de hatırlanacak olursa, film yüzeyi üzerinde oluşması mümkün çatlaklar gibi yüzeyde akımın akışını engelleyen bir faktöre rastlanmadığı için düzgün bir R-T grafiği elde edilmiştir.

4.2.4. Al₂O₃ Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmlere Ait Manyetik Ölçüm (M-T, M-H) Sonuçları

Süperiletkenliğe geçiş sıcaklığını hesaplamak ve uygulanan alanın geçiş sıcaklığına olan etkisini incelemek için manyetizasyonun sıcaklığa bağlı olarak değişimi (M-T) ölçümlerini yaptık. Yüksek sıcaklıkta Al₂O₃ altlık üzerinde ince ve kalın formda üretmiş olduğumuz filmlere ait M-T grafiği şekil 4.17.' de verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi hem ince hem de kalın film için düzgün bir eğri elde edilmiştir.



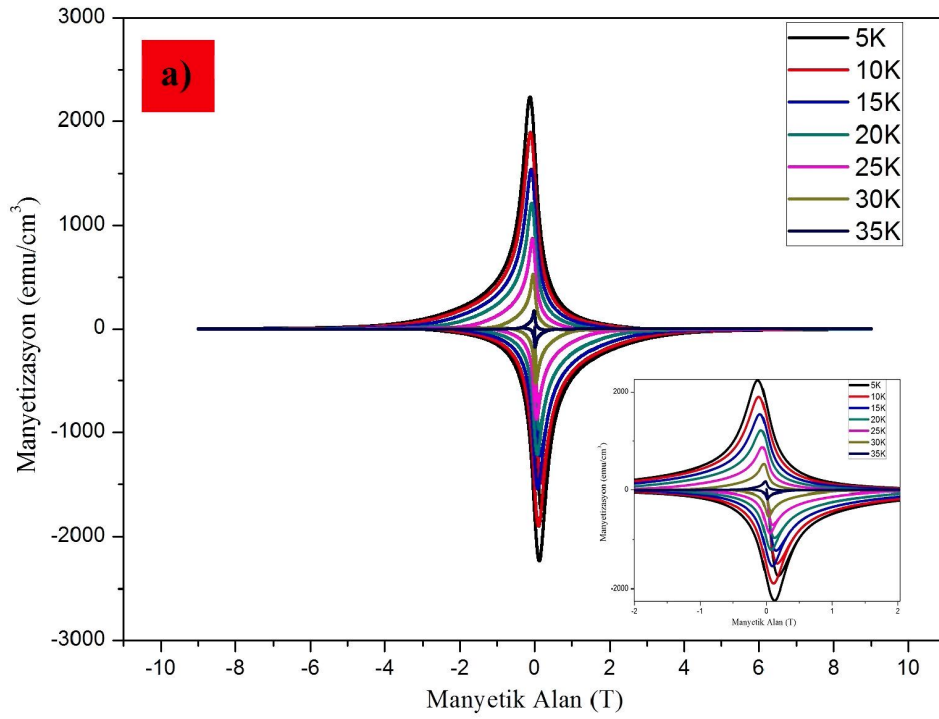
Şekil 4.17. Yüksek sıcaklıkta Al₂O₃ altlık üzerinde 12 ve 24 kez püskürtme yapılarak üretilen ince ve kalın filmlere ait M-T grafiği

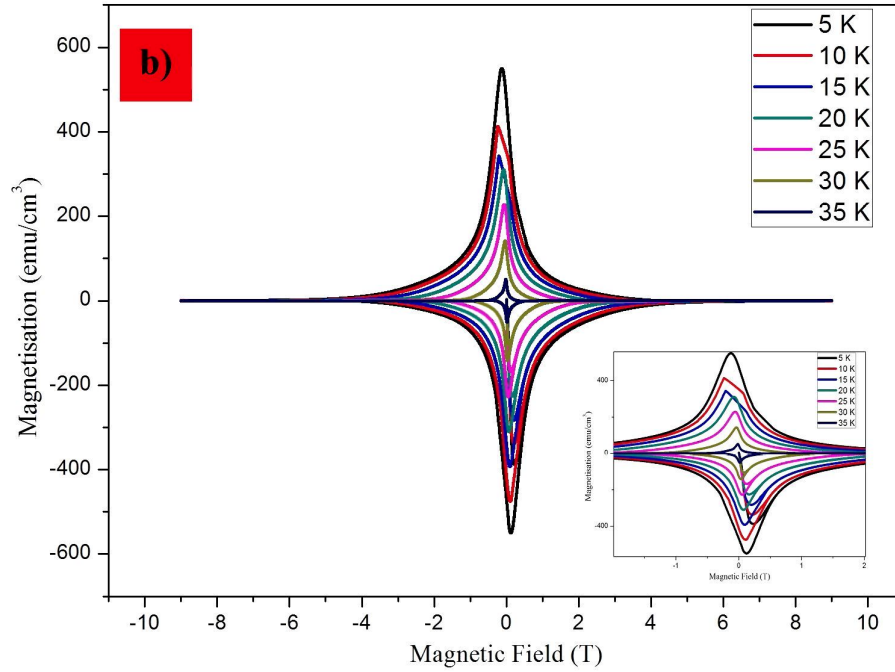
Elde ettiğimiz M-T eğrilerinde, manyetik momentlerin hızlı değişmeye başladığı andaki sıcaklık değeri ya da başka bir ifadeyle diyamanyetizmaya geçiş sıcaklığı numunenin süperiletkenliğe geçiş sıcaklığına ($T_{c(baş)}$) karşılık gelir. Buna göre, ince film için diyamanyetizmaya geçiş ya da süperiletkenlik geçiş sıcaklığı ~38,71 K iken bu değer kalın film için ~38,46 K' dir. Elde ettiğimiz bu sonuçların, daha önce belirttiğimiz R-T sonuçları ile uyum içerisinde olduğu görülmektedir.

Manyetizasyon ölçümleri, süperiletkenlerin kritik akım özelliklerinin açıklanmasında önem taşımaktadır. Kritik akım yoğunluğu, bir süperiletkenin (pinning)

akı tuzaklama özelliklerine bağlıdır. Yapısal ya da kimyasal safsızlıklar kristal içerisinde akı hareketini engelleyen birer faktör olarak davranırlar, bu durumdan dolayı yapıda pinning merkezleri oluşur. Pinning şiddeti ne kadar büyük olursa, kritik akım yoğunluğu o kadar büyük ve histerisiz eğrisi de geniş olur. Süperiletkenlerin pratik uygulamalarında yüksek manyetik alan altında, süperiletkenlerden yüksek akımlar geçirebilmek için mümkün olduğunca çok pinning merkezlerinin bulunması istenen bir durumdur.

Al_2O_3 altlık üzerinde elde ettiğimiz ince ve kalın filmlerin M-H ölçümleri 0 K ile 35 K arasında yedi farklı sıcaklıkta alınmıştır. Şekil 4.18. a ve b' de görüldüğü gibi, diyamanyetik davranışlarından dolayı saf süperiletken materyallerin sahip olduğu genel özelliğe sahip olan histerisiz eğrileri elde edilmiştir.





Şekil 4.18. Yüksek sıcaklıkta Al_2O_3 altlık üzerinde üretilen a) 12 kez püskürtme yapılan ince film, b) 24 kez püskürtme yapılan kalın film için M-H eğrileri

Şekil 4.18 a ve b' de görüldüğü gibi ölçümler -9 T ile +9 T arasında alınmış olup, manyetik alan arttırıldığında manyetizasyon azalmaktadır ve her sıcaklıkta aldığımız ölçüm sonuçlarında simetrik M-H eğrileri elde edilmiştir.

İnce ve kalın filme ait M-H eğrileri incelendiğinde, 5 K' de en geniş M-H eğrilerinin ve 35 K' e gelindiğinde ise en küçük M-H eğrilerinin elde edildiğini görmekteyiz. M-H eğrisinin genişliğinin artması ile numune içerisindeki pinning merkezlerinin sayısı orantılıdır. Dolayısıyla kritik akım yoğunluğu da artmaktadır. Elde ettiğimiz grafiklerden faydalanarak, her bir sıcaklık değeri için tüm sıcaklıklarda;

$$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1 - \frac{a}{3b}\right)} Acm^{-2}$$

ile verilen Bean eşitliğini kullanarak kritik akım yoğunluğunu hesapladık. Burada, $\Delta M = M_+ - M_-$, elektromanyetik alanın 1 cm^3 ' ünde ölçülen manyetizasyon, a ve b filmin boyutları ve J_c ise kritik akım yoğunluğudur.

Tablo 4.2.a,b,c,d,e' de ince film için ve Tablo 4.3.a,b,c,d' de kalın film için her alan değerine karşılık gelen kritik akım yoğunluğu değerleri görülmektedir

Tablo 4.2. a) 5 K' de 8 T' ya kadar b) 10 K' de 8 T' ya kadar c) 15 K' de 8 T' ya kadar d) 20 K' de 7 T' ya kadar ve e) 25 K' de 5 T' ya kadar 12 kez püskürtme yapılan ince film için hesaplanan kritik akım yoğunlukları

H (T)	M_+	M_-	$\Delta M = M_+ - M_-$	$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \text{Acm}^{-2}$
0	2221,6683	-2217,3279	4438,9962	4410000
0,2	852,0742	-1911,5181	2763,5923	2750000
0,4	497,4243	-1216,9397	1714,364	1760000
0,6	296,6791	-768,6087	1065,2878	1060000
0,8	202,9980	-583,9231	786,9211	783000
1	157,4957	-491,5803	649,076	646000
1,2	117,0941	-410,2146	527,3087	524000
1,4	101,4314	-334,5119	435,9433	433000
1,6	66,0571	-280,8409	346,898	345000
1,8	56,6118	-231,0387	287,6505	286000
2	36,0040	-200,9857	236,9897	235000
2,2	26,5588	-171,7913	198,3501	197000
2,4	16,2549	-152,0421	168,297	167000
2,6	11,5182	-121,1878	132,706	132000
2,8	6,2100	-111,0137	117,2237	116000
3	1,3441	-90,6654	92,0095	91500
3,2	-3,6032	-81,3847	77,7815	77400
3,4	-6,2521	-67,4177	61,1656	60800
3,6	-9,1418	-56,3405	47,1987	46900
3,8	-11,7907	-45,2633	33,4726	33300
4	-13,2618	-41,2536	27,9918	27800
4,2	-13,2320	-34,8248	21,5928	21400
4,4	-12,9924	-30,0758	17,0834	17000
4,6	-12,8023	-25,7228	12,9205	12800
4,8	-12,1116	-22,4135	10,3019	10200
5	-11,4498	-19,4208	7,921	7930
5,5	-9,4556	-15,1160	5,6604	5630
6	-7,7382	-11,7776	4,0394	4020
6,5	-6,0208	-9,3504	3,3296	3310
7	-4,9080	-7,4315	2,5235	2510
7,5	-3,9967	-6,0208	2,0241	2010
8	-3,2870	-5,0044	1,7174	1700

(a)

H (T)	M_+	M_-	$\Delta M = M_+ - M_-$	$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \text{Acm}^{-2}$
0	1881.2024	-1874.9443	3756.1467	3730000
0,2	574.2607	-1503.381	2077.6417	2060000
0,4	330.6828	-939.4814	1270.1642	1260000
0,6	241.7045	-656.9755	898.68	894000
0,8	163.8486	-515.7226	679.5712	676000
1	138.2673	-438.9789	577.2462	574000
1,2	89.0094	-340.6385	429.6479	427000
1,4	71.5193	-296.5331	368.0524	366000
1,6	45.6644	-235.6980	281.3624	280000
1,8	36.5391	-199.9573	236.4964	235000
2	27.4138	-182.4672	209.881	208000
2,2	19.0490	-147.4870	166.536	165000
2,4	11.1594	-126.9742	138.1336	137000
2,6	6.3687	-108.6096	114.9738	114000
2,8	1.9771	-94.6365	96.6136	96100
3	-4.2301	-75.3326	71.1025	70700
3,2	-8.0014	-62.3194	54.318	54000
3,4	-10.4656	-51.2844	40.8188	40600
3,6	-11.3471	-41.5533	30.2062	300700
3,8	-11.9122	-36.2107	24.2985	24100
4	-12.4845	-30.4147	17.9302	17800
4,2	-12.2043	-26.0086	13.8043	13700
4,4	-11.7424	-21.6913	9.9489	9900
4,6	-11.3871	-19.2345	7.8474	7810
4,8	-10.9201	-17.3564	6.4363	6400
5	-9.8643	-15.0215	5.1572	5130
5,5	-8.1018	-11.6353	3.5335	3510
6	-6.3099	-8.8423	2.5324	2520
6,5	-4.9385	-6.8904	1.9519	1940
7	-4.0426	-5.5191	1.4765	1460
7,5	-3.2517	-4.4677	1.216	1210
8	-2.6209	-3.5672	0.9463	942

(b)

H (T)	M_+	M_-	$\Delta M = M_+ - M_-$	$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \text{Acm}^{-2}$
0	1503.1754	-1532.3608	3035.5362	3020000
0,2	554.7967	-1314.9769	1869.7736	1860000
0,4	306.7472	-881.5619	1188.3091	1180000
0,6	151.8282	-499.1896	651.0178	648000
0,8	120.4862	-395.3133	515.7995	513000
1	90.0397	-333.5248	423.5645	421000
1,2	61.8141	-285.0715	346.8856	345000
1,4	37.5268	-224.3533	261.8801	260000
1,6	32.8731	-191.8811	224.7542	223000
1,8	16.9317	-151.1419	168.0736	167000
2	10.0434	-130.6739	140.7173	140000
2,2	3.3520	-107.8442	111.1962	110000
2,4	-1.1745	-87.5730	86.3985	86000
2,6	-8.4669	-67.8561	59.3892	59100
2,8	-9.9363	-53.7741	43.8378	43600
3	-12.7527	-46.6719	33.9192	33700
3,2	-13.9714	-35.3189	21.3475	21200
3,4	-13.8575	-29.0613	15.2038	15100
3,6	-13.4410	-24.2711	10.8301	10700
3,8	-12.6426	-20.2445	7.6019	7560
4	-11.4624	-17.4675	6.0051	5970
4,2	-10.8214	-15.2752	4.4538	4430
4,4	-9.7120	-13.4261	3.7141	3690
4,6	-8.6026	-11.5610	2.9584	2940
4,8	-7.8891	-10.3498	2.4607	2440
5	-7.2207	-9.1195	1.8988	1890
5,5	-5.4284	-6.9978	1.5694	1560
6	-4.2269	-5.3128	1.0859	1080
6,5	-3.2980	-4.0205	0.7225	719
7	-2.6006	-3.1460	0.5454	542
7,5	-2.0529	-2.4428	0.3899	388
8	-1.5864	-1.8726	0.2862	284

(c)

H (T)	M_+	M_-	$\Delta M = M_+ - M_-$	$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \text{Acm}^{-2}$
0	1189.3936	-1198.8048	2388.1984	2370000
0,2	328.2080	-887.1098	1215.3178	1200000
0,4	201.6277	-565.9026	767.5306	764000
0,6	100.6560	-363.9597	464.6157	462000
0,8	58.2187	-287.8651	346.0838	344000
1	44.9408	-247.1406	292.0814	290000
1,2	23.7821	-188.7243	212.5064	211000
1,4	13.2028	-156.9863	170.1891	169000
1,6	2.6235	-114.2090	116.8325	116000
1,8	-4.9744	-85.1373	80.1629	79800
2	-9.2923	-72.1836	62.8913	62600
2,2	-12.2636	-50.3616	38.098	37900
2,4	-13.5849	-38.9102	24.3253	25200
2,6	-14.1797	-30.3083	16.1286	16000
2,8	-13.8408	-24.1298	10.286	10200
3	-12.6303	-19.1811	6.5508	6520
3,2	-11.2050	-15.6693	4.4643	4440
3,4	-9.6479	-12.9691	3.3212	3300
3,6	-8.5048	-10.9980	2.4932	2480
3,8	-7.2628	-9.2339	1.9711	1960
4	-6.3267	-7.8838	1.5571	1550
4,2	-5.4987	-6.8487	1.35	1340
4,4	-4.8452	-5.9790	1.1338	1120
4,6	-4.2546	-5.0968	0.8422	838
4,8	-3.6188	-4.2607	0.6419	639
5	-3.1512	-3.7654	0.6142	611
5,5	-2.1235	-2.5166	0.3931	391
6	-1.3728	-1.6406	0.2678	266
6,5	-0.8213	-0.9901	0.1688	168
7	-0.4288	-0.5169	0.0881	87
-	-	-	-	-

(d)

H (T)	M_+	M_-	$\Delta M = M_+ - M_-$	$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \text{Acm}^{-2}$
0	858.7007	-856.1583	1714.859	1700000
0,2	208.3849	-602.3635	810.7484	807000
0,4	84.9752	-342.1298	427.105	425000
0,6	47.9522	-218.1835	266.1357	264000
0,8	16.8315	-168.8196	185.6511	184000
1	10.3927	-137.6989	148.0916	147000
1,2	4.4905	-94.7737	99.2647	98800
1,4	-3.9370	-66.2985	62.3685	62000
1,6	-12.7454	-43.3648	30.6194	30400
1,8	-13.9141	-30.7182	16.8041	16700
2	-13.0809	-21.1357	8.0548	8010
2,2	-11.1977	-14.4109	3.2132	3190
2,4	-9.0555	-10.8692	1.8137	1800
2,6	-7.3893	-8.5160	1.1267	1120
2,8	-5.8630	-6.7725	0.9093	905
3	-4.8843	-5.6836	0.7993	795
3,2	-3.9779	-4.5570	0.5791	576
3,4	-3.1828	-3.6645	0.4817	479
3,6	-2.5841	-2.9119	0.3278	326
3,8	-2.0233	-2.3055	0.2822	280
4	-1.5647	-1.7176	0.1529	152
4,2	-1.1948	-1.2608	0.066	65
4,4	-0.9466	-1.0183	0.0717	71
4,6	-0.7146	-0.7701	0.0555	55
4,8	-0.2791	-0.3035	0.0244	24
5	-0.2070	-0.234	0.027	26
6	-	-	-	-
7	-	-	-	-
8	-	-	-	-

(e)

Tablo 4.3. a) 5 K' de 8 T' ya kadar b) 10 K' de 8 T' ya kadar c) 15 K' de 8 T' ya kadar d) 20 K' de 6 T' ya kadar 24 kez püskürtme yapılan kalın film için hesaplanan kritik akım yoğunlukları

H (T)	M_+	M_-	$\Delta M = M_+ - M_-$	$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \text{Acm}^{-2}$
0	546.6362	-545.2855	1091.9217	865000
0,2	262.3899	-497.4489	759.8388	602000
0,4	186.8220	-341.4601	528.2821	418000
0,6	122.3466	-221.5520	341.8986	272000
0,8	86.2959	-157.0466	243.3425	192000
1	74.5100	-129.3153	203.8253	161000
1,2	62.7242	-105.0503	167.7745	132000
1,4	50.2451	-93.2645	143.5096	113000
1,6	38.4593	-77.3190	115.7783	91700
1,8	30.8332	-65.5332	96.3664	76300
2	22.5138	-61.3738	83.8876	66400
2,2	18.3541	-49.5876	67.9417	53800
2,4	14.8877	-41.2682	56.1559	44500
2,6	14.7630	-32.1340	46.897	37100
2,8	12.3373	-29.7083	46.0456	33300
3	9.9116	-24.8569	34.7685	27500
3,2	7.4859	-22.8354	30.3213	24000
3,4	5.4644	-15.5583	21.0227	16600
3,6	3.2852	-14.8695	18.1547	14300
3,8	2.5590	-12.0858	14.6448	11600
4	1.2277	-10.6364	11.8641	9400
4,2	0.5015	-8.5758	9.0773	7190
4,4	-0.2246	-7.8496	7.625	6040
4,6	-0.5626	-6.1185	5.6159	4450
4,8	-1.0461	-4.9636	3.9175	3100
5	-1.0461	-3.8993	2.8532	2260
5,5	-1.1593	-2.7444	1.5851	1250
6	-1.0657	-1.9634	0.8977	711
6,5	-0.8413	-1.5145	0.6732	533
7	-0.6071	-1.1730	0.5659	448
8	-03671	-0.6615	0.2944	233

(a)

H (T)	M_+	M_-	$\Delta M = M_+ - M_-$	$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1 - \frac{a}{3b}\right)} \text{Acm}^{-2}$
0	413.0894	-472.4987	885.5881	702000
0,2	223.5633	-335.0994	558.6627	442000
0,4	138.5741	-273.0572	411.6313	326000
0,6	92.9631	-168.5204	261.4835	207000
0,8	73.4156	-142.4570	215.8726	171000
1	63.5002	-119.5099	183.0101	145000
1,2	47.0689	-96.5628	143.6317	113000
1,4	40.5531	-83.5311	124.0842	98300
1,6	34.0373	-63.9836	98.0209	77700
1,8	24.4051	-54.0682	78.4733	62200
2	20.1335	-48.9790	69.1525	54800
2,2	18.4368	-43.4531	61.8899	49000
2,4	12.9109	-36.1905	49.1014	38900
2,6	11.1742	-27.0333	38.2075	30200
2,8	7.2808	-22.7164	29.9972	23700
3	5.0611	-19.7991	24.8602	19700
3,2	4.3001	-16.1208	20.4206	16100
3,4	2.7131	-13.3219	16.035	12700
3,6	0.6606	-9.3728	10.0334	7950
3,8	0.3057	-7.5338	7.8395	6210
4	-0.4685	-6.4047	5.9362	4700
4,2	-0.9821	-5.6309	4.6488	3680
4,4	-1.4413	-4.5213	3.08	2440
4,6	-1.4046	-3.5897	2.1851	1730
4,8	-13244	-3.1512	1.8298	1450
5	-1.4953	-2.7126	1.2173	964
5,5	-1.1591	-1.9050	0.7459	591
6	-0.9091	-1.4070	0.4979	394
6,5	-07108	-1.0578	0.347	275
7	-0.5361	-0.7862	0.2501	198
8	-0.2675	-0.4322	0.1647	130

(b)

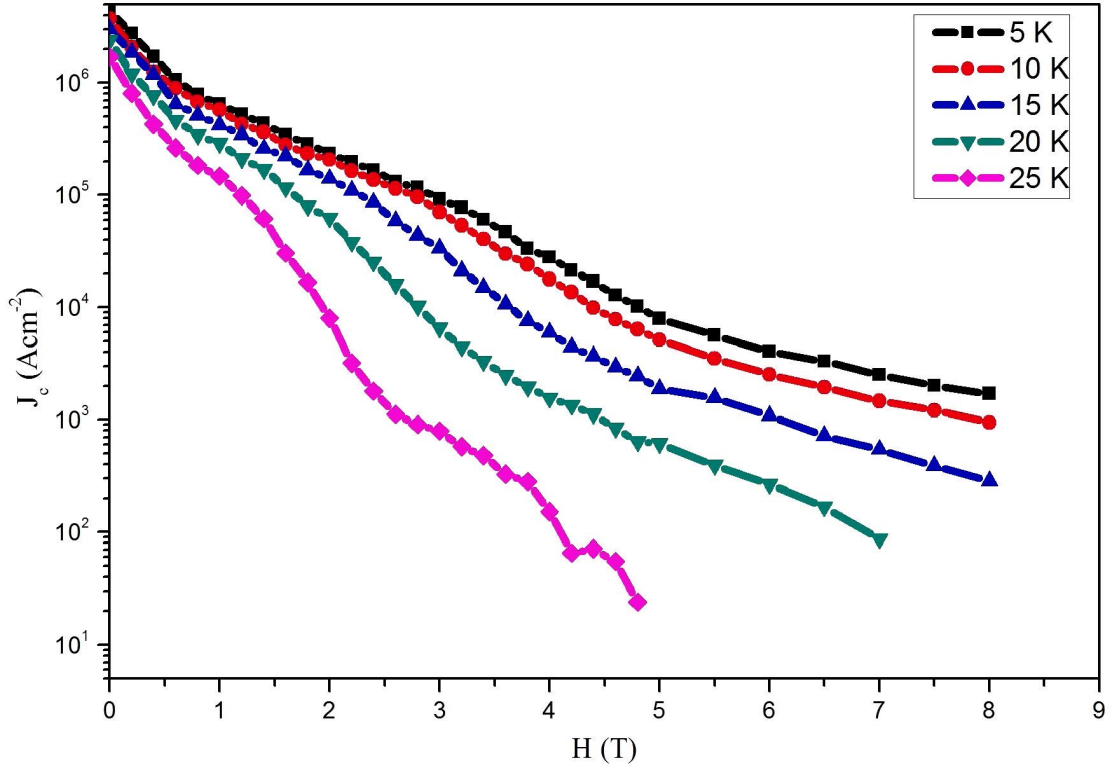
H	M_+	M_-	$\Delta M = M_+ - M_-$	$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1 - \frac{a}{3b}\right)}$
0	348.1941	-388.4953	736.6894	583000
0,2	194.4014	-279.2558	473.7472	375000
0,4	119.1071	-219.4449	338.552	268000
0,6	77.3524	-143.8350	221.1874	745000
0,8	54.1051	-102.3059	156.411	123000
1	46.2056	-91.6979	137.9035	109000
1,2	35.8233	-78.8329	114.6562	90800
1,4	33.1149	-63.2595	96.3744	76300
1,6	22.6562	-50.2671	72.9233	57800
1,8	17.6574	-41.7398	59.3972	47000
2	14.2759	-34.976	49.2526	39000
2,2	10.8943	-29.8309	40.7252	32200
2,4	9.1301	-23.0679	32.198	25500
2,6	4.0789	-16.8587	20.9376	16500
2,8	2.1005	-14.0560	16.1565	12800
3	1.4225	-11.2935	12.716	10000
3,2	0.1793	-8.8071	8.9864	7120
3,4	-0.6376	-7.1732	6.5356	5180
3,6	-0.9510	-5.2874	4.3364	3430
3,8	-1.3111	-4.1916	2.8805	2280
4	-1.5215	-3.3744	1.8529	1460
4,2	-1.5836	-2.8362	1.2526	992
4,4	-1.4646	-2.2979	0.8333	660
4,6	-1.3699	-2.0285	0.6586	522
4,8	-1.2387	-1.7320	0.4933	391
5	-1.0867	-1.5090	0.4223	334
5,5	-0.8052	-1.0867	0.2814	223
6	-0.5820	-0.7877	0.2057	163
6,5	-0.4193	-0.5611	0.1418	112
7	-0.2848	-0.3837	0.0989	78
8	-0.086	-0.1333	0.0473	37

(c)

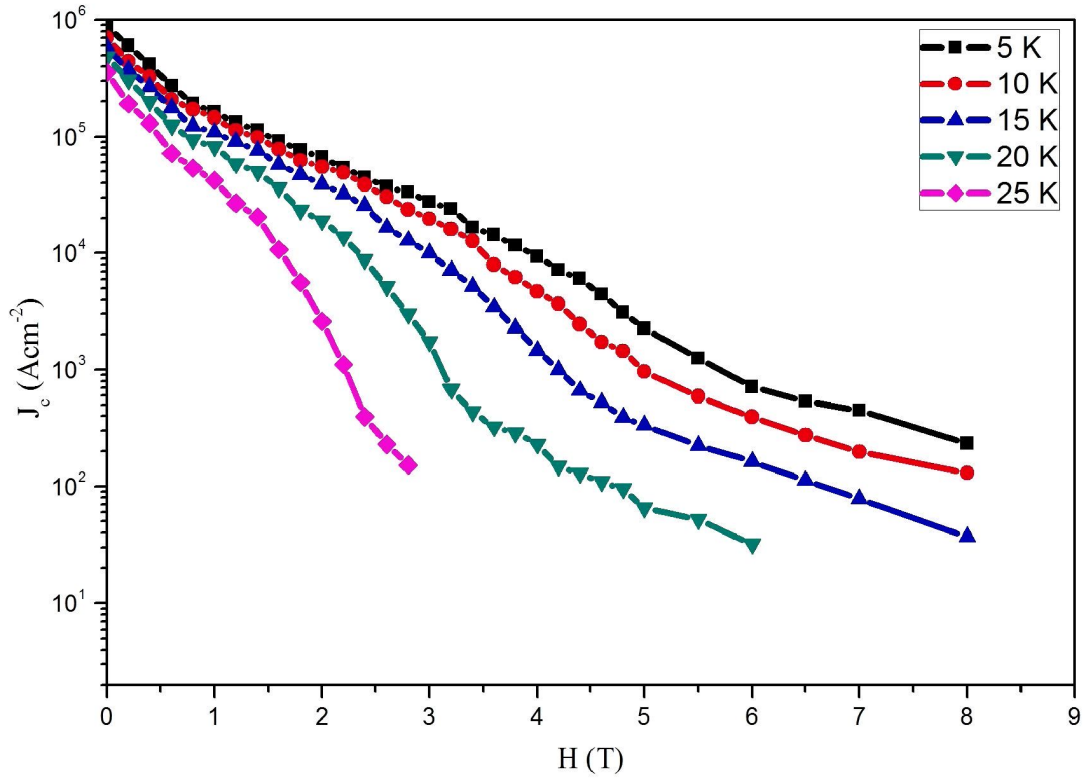
H	M_+	M_-	$\Delta M = M_+ - M_-$	$J_c = \frac{20\Delta M}{a\left(1 - \frac{a}{3b}\right)}$
0	306.3098	-305.9184	612.2282	485000
0,2	133.6649	-254.3971	388.062	307000
0,4	90.8925	-160.2979	251.1904	199000
0,6	52.7862	-104.1105	156.8967	124000
0,8	39.3712	-79.4192	118.7904	94100
1	32.5665	-70.4759	103.0424	81600
1,2	23.6232	-50.2562	73.8794	58500
1,4	19.1516	-43.6460	62.7976	49700
1,6	1.5422	-33.1846	45.7268	36200
1,8	7.5537	-21.8748	29.4285	23300
2	5.3842	-18.5736	23.9578	18900
2,2	3.2148	-14.2347	17.4495	13800
2,4	1.0021	-10.0778	11.0819	8780
2,6	-0.7168	-7.2165	6.4997	5150
2,8	-1.2269	-4.9966	3.7697	2980
3	-1.5440	-3.7370	2.193	1730
3,2	-1.6068	-2.4607	0.8539	676
3,4	-1.4348	-1.9834	0.5486	434
3,6	-1.2984	-1.7076	0.4092	324
3,8	-1.1775	-1.5407	0.3632	287
4	-0.9873	-1.2796	0.2913	230
4,2	-0.8447	-1.0316	0.1879	148
4,4	-0.4716	-0.8347	0.1631	129
4,6	-0.5681	-0.7066	0.1385	109
4,8	-0.4734	-0.5933	0.1199	95
5	-0.3973	-0.4795	0.0822	65
5,5	-0.2101	-0.2759	0.0658	52
6	-0.0487	-0.0902	0.0415	32
7	-	-	-	-
8	-	-	-	-

(d)

Elde ettiğimiz bu kritik akım yoğunluğu değerlerini kullanarak, kritik akım yoğunluğunun uygulana manyetik alana (J_c -H) karşı grafiği ince ve kalın filmler için aşağıdaki şekil 4.19. ve şekil 4.20.' de gösterilmiştir.



Şekil 4.19. Al_2O_3 Altlık üzerinde 12 kez püskürtme yapılarak üretilen ince film için J_c - H grafiği



Şekil 4.20. Al_2O_3 Altlık üzerinde 24 kez püskürtme yapılarak üretilen kalın film için J_c - H grafiği

Kritik akım yoğunluğu hesaplamalarında, uygulanan alanın artmasıyla bir azalmanın gözlenmesinin sebebi, süperiletken materyalin sahip olduğu pinning özellikleridir. Bilindiği gibi ideal bir II. tip süperiletkenin histerisiz eğrisi tersinir bir karaktere sahiptir. Ancak gerçek bir süperiletkende olası safsızlıklardan dolayı numune içerisinde bir miktar akı tuzaklanacaktır. Burada da uygulanan alan arttıkça süperiletken numune içerisinde tuzaklanan akı azalır. Bu da kritik akım yoğunluğunun azalmasına neden olur. Bunun dışında elde ettiğimiz kritik akım yoğunluğunun sıcaklığa bağlı grafiklerinde film kalınlığının artmasıyla kritik akım yoğunluğunun azaldığı görülmektedir.

4.2.5. Yüksek sıcaklıklarda Isıtılmış Al_2O_3 Altlık Üzerinde Üretilen İnce/Kalın Filmler için Genel Değerlendirme

Yaptığımız bu çalışmada, deneysel hataları mümkün olduğunca en aza indirerek MgB_2 süperiletken fazını elde etmeyi başardık. MgB_2 süperiletkeninin en büyük problemi olan oksitlenme özelliğini, kullandığımız bu yöntemde ihmal edilebilecek kadar azalttık. Şöyle ki, olabilecek oksitlenme, her püskürtme sonrası yapılan ısıl işlem sırasında film $600\text{ }^\circ\text{C}$ ' de kururken, kullandığımız etanol' ün içeriğinden dolayı Argon gazının etkisiyle su buharı şeklinde dışarı atılır. Böylece, süperiletken fazın oluşmasını engelleyen veya üretilen filmin kalitesini düşüren oksitlenme faktörünü en aza indirgemiş olduk. Aslında, ürettiğimiz filmlere ait SEM mikroskopik görüntüleri de bunu destekleyecek yöndedir. Çünkü elde ettiğimiz filmler oksitlenmiş olsaydı, SEM görüntülerinde oksitlenmiş bölgeler yer yer beyazlıklar şeklinde karşımıza çıkardı.

Bu yöntemle elde ettiğimiz ince ve kalın filme ait tüm analiz sonuçları beklediğimiz yönde ortaya çıktı. Son olarak, M-H eğrilerinden faydalanarak kritik akım yoğunluklarını -9 T ile $+9\text{ T}$ arasında hesapladık. Buna göre, kritik akım yoğunluğunun, sıcaklık ve uygulanan alana ilaveten film kalınlığına da bağlı olarak değiştiğini gördük. Bu da, MgB_2 filmlerin manyetik özelliklerinin diskolasyonlara ve çok küçük miktardaki safsızlıklara dahi yüksek derecede hassas olduğunu göstermektedir.

5. SONUÇ

Tez kapsamında yaptığımız bu çalışmada, iki yöntem takip etmemizin nedeni, ilk olarak düşük sıcaklıkta sıcak altlık üzerine püskürtme ve daha sonrasında düşük sıcaklıkta ısıtma işlemleri yaparak süperiletken fazı ortaya çıkarmaktır. Ancak, denediğimiz bu yöntem sonucunda altlık yüzeyinde oluşturduğumuz film tabakasında iyi bir kristalleşme ve süperiletken faz elde edemedik. Bu durum bizi daha farklı bir yöntem denemeye yöneltti.

Kullandığımız ikinci yöntemde başarılı sonuçlar elde ettik. Elde ettiğimiz ince ve kalın filmlerin XRD analiz sonuçları süperiletken MgB_2 fazının oluştuğunu, SEM mikroskopik görüntüleri, tanecikli bir yapıya sahip olan MgB_2 ' de ortalama tanecik büyüklüklerinin birbirine yakın olduğunu, yüzeyde çatlakların ve dikkat çeken oranda oksitlenmenin olmadığını ortaya çıkardı. Aynı zamanda elektriksel ölçümler, beklenildiği gibi ince filmler için ~38 K' de ve kalın filmler için ~37 K' de T_c (baş) değerine sahiptirler. 5 K, 10 K, 15 K, 20 K, 25 K, 30 K ve 35 K' deki sıcaklıklarda elde ettiğimiz tüm histerisiz eğrilerinin birbirinin simetriği olduğunu gördük. Elde ettiğimiz M-T eğrilerinden faydalanarak diyamanyetizmaya geçiş sıcaklığını ya da süperiletkenlik geçiş sıcaklığını ($T_{c(baş)}$) elde ettik. Aynı zamanda bulduğumuz değerleri R-T ölçümlerinden elde ettiğimiz $T_{c(baş)}$ değerleri ile karşılaştırarak her iki sonucun uyumlu olduğunu gözlemledik. M-H eğrilerinden faydalanarak kritik akım yoğunluklarını hesapladık ve en yüksek kritik akım yoğunluğu değerinin ince film için 5 K' de $4.41 \times 10^6 \text{ Acm}^{-2}$ olduğunu ve kalın film için de yine 5 K' de $8.65 \times 10^5 \text{ Acm}^{-2}$ olduğunu gördük.

REFERANSLAR

- [1] H.K. Onnes, **Leiden Commun.** 120b, 122b, 124c,(1911)
- [2] V.L. Ginzburg, E.A. Andryushin, *Superconductivity*, Revised Edition 2.
- [3] H.K. Onnes, **Leiden Commun.** 140b, c 141b (1913)
- [4] W. Meissner, H. Franz, Supraleitfähigkeit von Niobium, Physikalisch- Technische Reichsanstalt, **Mitteilung**: (1930) 558–559
- [5] W. Meissner, R. Ochsenfeld, **Naturwissenschaften** 21 (1933) 787
- [6] F. London, H. London, **Prog. Roy. Soc.** (London) A (1935) 149,71
- [7] L.W. Shubnikow and I.E. Nakhutin, **Nature** 139 (1937) 589
- [8] E.Maxwell, **Phys. Rev.** 78 (1950) 477
- [9] [V.L.Ginzburg and L.D. Landau **Zh. Eksp. Teor. Fiz.** 20 (1950) 1064
- [10] J. Bardeen, L. Cooper, J.R. Schrieffer, **Phys. Rev.** 108 (1957) 1175
- [11] B.D.Josephson, **Physics Letters**, 1 (1962) 251
- [12] J.G. Bednorz, K.A. Müller. Possible high- T_c superconductivity in the Ba-La-Cu-O system, **Z. Phys. B.** 64 (1986) 189
- [13] M.K. Whu, J.R. Asheburn, C.J. Torng, P.H. Hor, R.L. Meng, L. Gao, J. Huangz, Y. Wang, C.W. Chu, **Phys. Rev. Lett.** 58 (1987) 908
- [14] H. Maeda, Y. Tanaka, M. Fukutumi, T. Asono, **Jpn. J. Appl. Phys.** 27 (1988) L209
- [15] M.R. Hazen, L.W. Finger, R.J. Angel, T.C. Prewith, R.L. Ross, A.M. Hermann, **Phys. Rev. Lett.** (1988) 60,657
- [16] S. N. Putilin, E.V. Antipov, O. Chmaissen, M. Marezio, *Superconductivity at 94 K in $HgBa_2CuO_{4+\delta}$* , **Nature** 362 (1993) 226
- [17] V. Emery and S Kivelson, **Nature**, 374 (1995) 434
- [18] J.M.Tranquada, B.J.Sternlieb, J.D.Axe, Y.Nakamura and S.Uchida, **Nature** 375 (1995) 561
- [19] J. Akimitsu, 2001 Symposium on Transition Metal Oxides (Sendai, Japan, 10 January 2001, Superconductivity of metallic boron in MgB_2 **Phys. Rev. Lett.** 86 (2001) 4656
- [20] C.Y.Liang, R.C.Che, H.X.Yang, H.F. Tian, R.J.Xiao, J.B.Lu, R.Li and Q.Li, *synthesis and structural characterization of $LaOFeP$ Superconductors* “ **Supercond. And Sci. Technol.** 20 (2007) 687-690
- [21] Y.Kamihara, et al. **J.Am.Chem.Soc.**108
- [22] K. Fosshiem and A. Sudbø, *Superconductivity Physics and Applications*,, **John Wiley & Sons Ltd.** Norway (2004)
- [23] T.P.Sheahen, *Introduction to High-Temperature Superconductivity*, **Kluwer Academic Publishers** (2002)
- [24] J.E.Evetts, **Phys, Rev.** B2 (1970) 95
- [25] A.Marouchkine, *High-Temperature Superconductivity in Cuprates*, **Kluwer Academic Publishers** (2002)
- [26] A.C. Rose-Innes, E.H. Rhoderic, *Introduction to superconductivity*, **Pergamon** (1978)
- [27] A.Marouchkine, *Room-Temperature Superconductivity*, **Cambridge International Science Publisng** (2004)
- [28] W.Buckel, R.Kleiner, *Superconductivity; Fundamentals and Applications* , **Wiley**, Weinheim (2004)
- [29] S.Fujita, S.Goday, *Theory of High-Temperature Superconductivity*, **Kluwer Academic Publishers** (2003)
- [30] J.D.Jackson, *Classical Electrodynamics*, Wiley, Newyork (1962)
- [31] F.London, H.London **Z. Phys.** 96, 359 (1935); F.London, *Une conception nouvelle de la supraconductivite*, Hermann, Paris (1937)
- [32] L.P.Gor’kov: **Sov. Phys. JETP** 9, 1364 (1960)

- [33] A.A.Abrikosov: **Sov. Phys. JETP** 5, 1174 (1957)
- [34] Charles P. Poole Jr., Horacio A. Farach, Richard J. Creswick, Ruslan Prozorov, *superconductivity*, **Elsevier Ltd.** (1995-2007)
- [35] C.Kittel, *Introduction to solid state Physics*, **Wiley** (2005)
- [36] P.Müller, A.V.Ustinov, *The Physics of Superconductors*, **Springer-Verlag** (1997)
- [37] J.Nagamatsu, N.Nakagawa, T.Muranaka, Y.Zenitani and J.Akimitsu, *Superconductivity at 39 K in magnesium diboride*, **Nature** 410 (2001) 63
- [38] I.Felner, *Absence of superconductivity in BeB₂*, **Physica C** 353 (2001) 11
- [39] V.A.Gasparov, N.S. Sidorov, I.I. Zver'kova and M.P. Kulakov, *Electron Transport in Diborides: Observation of Superconductivity in ZrB₂*, **JETP Lett.** 73 (2001) 532
- [40] G.K.Strukova, V.F.Degtyareva, D.V.Shovkun, V.N.Zverev, V.M.Kiiko, A.M.Ionov and A.N.Chaika, *Superconductivity in the Re-B system*, **cond-mat/0105293** (2001)
- [41] H.Eisaki, H.Takaji, R.J.Cava, B.Batlogg, J.J.Krajewski, Peck, W.F.Jr, K.Mizuhashi, J.O.Lee and S.Uchida **Phys. Rev B** 50 (1994) 647
- [42] J.Kortus, I.I.Mazin, K.D.Belashchenko, V.P.Antropov and L.L. Boyer, *Superconductivity of metallic boron in MgB₂*, **Phys. Rev. Lett.** 86 (2001) 4656
- [43] D.Kaczorowski, A.J.Zaleski, O.J.Zogal and J.Klamut, *Incipient superconductivity in TaB₂*, **condmat/0103571**(2001)
- [44] D.P.Young, P.W.Adams, J.Y.Chan and F.R.Fronczek, *Structure and Superconducting Properties of BeB₂*, **cond-mat/0104063** (2001)
- [45] R.da Silva, J.H.S.Torres and Y.Kopelevich, *Superconductivity at 35 K in Graphite-Sulfur Composites*, **cond-mat/0105329** (2001)
- [46] M.I. Eremets, V.V. Struzhkin, H.K. Mao, R.J. Hemley, *Superconductivity in boron*, **Science** 293 (2001) 272, 4
- [47] W.L.McMillan, **Phys. Rev.** 167 (1968) 331
- [48] V.Russel, F.A.Konda and A.J.King, **Acta Crystallogr.** 6 (1953) 870
- [49] N.V.Vekshina, L.Ya.Markovskii, Yu.D.Kandroshev and T.K.Voevodskaya, **J.Anal.Chem.USSR** 44 (1971) 970
- [50] M.H.Jung, M.Jaime, A.H.Lacerda, G.S.Boebinger, W.N.Kang, H.J.Kim, E.M. Choi and S.I.Lee, *Anisotropic Superconductivity in Epitaxial MgB₂ Films*, **Chem. Phys. Lett.** 343 (2001) 447
- [51] Y.Takano, H.Takeya, H.Fujii, H.Kumakura, T.Hatano, K.Togano, H.Kito and H.Ihara, *Superconducting Properties of MgB₂ Bulk Materials Prepared by High Pressure Sintering*, **Appl. Phys. Lett.** 78 (2001) 2914
- [52] S.L.Bud'ko, C.Petrovic, G.Lapertot, C.E.Cunningham, P.C.Canfield, M.H. Jung and A.H.Lacerda, *Magneto-resistivity and H_{c2}(T) in MgB₂*, **Phys. Rev. B** 63 (2001) 220503
- [53] C. Buzea, T. Yamashita, *Review of the superconducting properties of MgB₂*, **Supercond. Sci. Technol.** 14 (2001) R118
- [54] D.C.Larbalestier, L.D.Cooley, M.O.Rikel, A.A.Polyanskii, J.Jiang, S.Patnaik, X.Y.Cai, D.M.Feldman, A.Gurevich, A.A.Squitieri, M.T.Naus, C.B.Eom, E.E.Hellstrom, R.J.Cava, K.A.Regan, N.Rogado, M.A.Hayward, T.He, J.S.Slusky, P.Khalifah, K.Inumaru and M.Haas, *Strongly linked current flow in polycrystalline forms of the superconductor MgB₂*, **Nature** 410 (2001) 186
- [55] H.J. Choi, D.Roundy, H.Sun, M.L. Cohen and S.G.Louie, *The origin of the anomalous superconducting properties of MgB₂*, **Nature** 418 (2002) 759

- [56] J.M.An, W.E.Pickett, *Superconductivity of MgB₂, covalent bonds driven metallic*, **Phys.Rev.Lett.** 864366–9 (2001)
- [57] I.I.Mazin and V.P.Antropov, *Electronic structure, electron–phonon coupling, and multiband effects in MgB₂*, **Physica C** 385 (2003) 49–65
- [58] X.X.Xi, *Two band superconductor magnesium Diboride*, **Rep.Prog.Phys** 71 (2008) 116 501
- [59] W.Pickett, *Mind the double gap*, **Nature** 418 (2002) 733–4
- [60] D.U.Gubser and A.W.Webb, **Phys. Rev. Lett.** 35 (1975) 104
- [61] J.E.Hirsch, *Hole superconductivity in MgB₂: a high T_c cuprate without Cu*, **Phys. Lett. A** 282 (2001) 392
- [62] J.D.Jorgensen, D.G.Hinks and S.Short, *Lattice Properties of MgB₂ versus Temperature and Pressure*, **Phys. Rev. B** 63 (2001) 224522
- [63] Z.K.Liu, D.G.Schlom, Q.Li and X.X.Xi, *Thermochemistry of the Mg–B system; implication for the Deposition of MgB₂ thin films*, **Appl. Phys. Lett.** 78 (2001) 378–80
- [64] C.B.Eom, *High critical current density and enhanced irreversibility field in superconducting MgB₂ thin films*, **Nature** 411 (2001) 558–60
- [65] A.J.M.von Evren, T.H.Kim, M.Muenzenberg and J.S.Moodera, *Highly crystallized as-grown smooth and superconducting MgB₂ films by Molecular Beam Epitaxy*, **Appl.Phys.Lett.** 81 (2001) 49 82–4
- [66] X.X.Xi, *MgB₂ thin films*, **Supercond.Sci.Technol.** 22 (2009) 043001(15pp)
- [67] T.Ishiguro, Y.Hiroshima and T.Inoue, *MgO(200) highly oriented films on Si(100) synthesized by ambient controlled Pulsed KrF excimer Laser Deposition method*, **Japan.J.Appl.Phys.** 35 (1996) 3537
- [68] J.Kortus, O.V.Dalgov and R.K.Kremer, *Band filling and interband scattering effects in MgB₂; carbon versus aluminum doping*, **Phys.Rev.Lett.** 94 (2005) 027002
- [69] R.H.T.Wilke, S.L.Bud'ko, P.C.Confield, D.K.Finnemore, R.J.Suplinskas and S.T.Honnahs, *Systematic effects of carbon doping on the superconducting properties of Mg(B_{1-x}C_x)₂*, **Phys.Rev.Lett.** 92 (2004) 217003
- [70] I.Zlotnikov, I.Gotman and E.Y.Gutmanas, *Processing of dense bulk MgB₂ superconductor via pressure-assisted thermal explosion mode of SHS*, **J.Eur.Ceram.Soc.** 25 (2005)
- [71] J.R.Thompson, K.D.Sorge, C.Cantoni, H.R.Kerchner, D.K.Christen and M.Paranthaman, *Vortex pinning and slow creep in high J_c MgB₂ thin films: a magnetic and transport study*, **Supercond.Sci.Technol.** 18 (2005) 970–971
- [72] Y.Zhu, F.Hunte, C.G.Zhuang, Q.R.Feng, Z.Z.Gan, X.X.Xi, D.C.Larbaestier and P.M.Voyles, *MgO Platelets and high critical field in MgB₂ thin films doped with carbon from methane*, **Supercond.Sci.Technol.** 22 (2009) 125001
- [73] Y.Zhao, Y.S.Wu, C.Kang, D.Wexler, M.Vas, M.R. Went and S.X.Dou, *Phase evolution in PLD MgB₂ films during the in situ annealing process*, **Supercond.Sci.Technol.** 20 (2007) 467–471
- [74] H.Sosiati, S.Hata, N.Kuwano, Y.Tomokiyo, H.Kitaguchi, T.Doi, H.Yamamoto, A.Matsumoto, K.Saitoh and H.Kumakura, *Relationship between microstructure and J_c property in MgB₂/α-Al₂O₃ film fabricated by in situ electron beam evaporation*, **Supercond.Sci.Technol.** 18 (2005)
- [75] M.E. Yakinci, Y.Aydogdu, M.A. Aksan, Y.Balci, S.Altin, *Effects of in-situ and ex-situ heat-treatment procedures on the transport properties of the MgB₂ superconducting thin films fabricated by Ultraonic Spray Pyrolysis (USP) system*, **J.Supercond.Nov.Magn.** 24 (2011) 241–245

- [76] http://en.wikipedia.org/wiki/Pulsed_laser_deposition
- [77] V.Ferrando, S.Amaruso, E.Bellingeri, R.Bruzze, P.Manfrinetti, D.Marrè, R.Velotta, X.Wang and C.Ferdehini, *Growth methods of c-axis oriented MgB₂ thin films by Pulsed Laser Deposition (PLD)*, **Supercond.Sci.Technol.** 16 (2003) 241–245
- [78] C.Ferdeghini, V.Ferrando, G.Grassano, W.Ramadan, E.Bellingeri, V.Braccini, D.Marrè, P.Manfrinetti, A.Palenzona, F.Borgatti, R.Felici and T-L Lee, *Growth of c-oriented MgB₂ thin films by Pulsed Laser Deposition structural characterization and electronic anisotropy*, **Supercond.Sci.Technol.** 14 (2001) 952-957
- [79] K.Ueda and M.Natio, *As-grown superconducting MgB₂ thin films prepared by Molecular beam Epitaxy*, **Apply.Phys.Lett.** 79 (2001)
- [80] J.R.Arthur, *Molecular beam Epitaxy*, **Surface Science** 500 (2002) 189–217
- [81] S.H.Moon, J.H.Yun, H.N.Lee, J.I.Kye, H.G.Kim, W.Chung and B.Oh, *High critical current densities in superconducting MgB₂ thin films*, **Apply.Phys.** 013924 (2008) 31
- [82] M.Honna, *Clean epitaxial MgB₂ films fabricated by the ex-situ annealing of Chemical vapour Deposition grown B films in Mg vapour*, **Supercond.Sci.Technol.** 21 (2008)
- [83] K.L.Cloy, *Chemical vapour Deposition of coatings*, **Progress in Materials Science** 48 (2003) 57–170
- [84] X.H.Fu, D.S.Wang, Z.P.zhang, J.Young, *Superconducting MgB₂ thin films prepared by Chemical Vapor Deposition from diborane*, **Physica C** 377 (2002) 407–410
- [85] X.H.Zeng, *In-situ epitaxial MgB₂ thin films for superconducting electronics*, **Nat.Matter.** 1 (2002) 35–8
- [86] C.G.Zhuang, S.Meng, C.Y.zhang, Q.R.Feng, Z.Z.Gan, H.Yang, Y.Jia, H.H.Wen and X.X.Xi, *Ultrahigh current-carrying capability in clean MgB₂ film*, **J.Appl.Phys.** 013924 (2008)
- [87] X.X.Xi, *MgB₂ thin films by Hybrid Physical Chemical Vapor Deposition*, **Physica C** 456 (2007) 22–37
- [88] M.E.Yakinci, M.A.Aksan, Y.Balci, S.Altin, Y.Onal, Y.Aydogdu, *Nanosized spherical MgB₂ superconducting powder fabrication using MHz range Ultrasonic Spray Pyrolysis (USP) system*, **J.Supercond.Nov.Magn** 24(2011) 235-239
- [89] S.C.Park, J.K.Chung, Y.J.Kim, S.G.Kang, K.J.Sang, C.J.Kim, *synthesis and characterization of nano sized MgB₂ powder by Spray pyrolysis method*, **Physica C** 468 (2008) 1817–1820
- [90] D.J.Jarackovic, V.Jakanovic, Lj.Kostic-Gvozdenovic and D.Uskokovic, *Synthesis of mullite nanostructured spherical powder by ultrasonic spray pyrolysis*, **Pergamon** (1998) 341-348
- [91] A.Nakaruk, D.Ragazzon, C.C.Sorrell, *Anatase thin films by Ultrasonic spray pyrolysis*, **J.Anal. Appl.Pyrolysis** (2008)
- [92] J.M.Bian, X.M.Li, T.L.chen, X.D.Gao, W.D.Yu, *Preparation of high quality MgO thin films by Ultrasonic Spray Pyrolysis*, **Applied Surface Science** 228 (2004) 297–301
- [93] J.W.Ko, J.Yoo, Y.K.Kim, K.C.Chung, S.I.Yoo, X.L.Wang, S.X.Dou, *MgB₂ powder preparation through a spray pyrolysis process*, **Physica C** 445–448 (2006) 797–800

- [94] C..Shekhor, O.N.Srivastava, *Effect of film thickness on the transport properties of MgB₂ synthesized by spray pyrolysis*, **Physica C** 471 (2011) 104–107
- [95] P.S.Patil, *Versality of Chemical spray pyrolysis technique*, **Material chemistry and Physics** 59 (1999) 185–198
- [96] D.Perednis, L.J. Gauckler, *Thin film Deposition using spray pyrolysis*, **Journal of Electroceramics** 14 (2005) 103–111
- [97] Z.D.Yakinci, Y.Aydogdu, *Synthesis and characterization of MgB₂ thin films prepared by 2.4 MHz Ultrasonic Spray Pyrolysis system*, **J.Supercond.Nov.Magn.** 24 (2011) 529–534
- [98] M.Natio, K.Ueda, *MgB₂ Thin Films for superconducting electronics*, **Supercond.Sci.Technol.** 17 (2004) R1-R18
- [99] R. Micunek, A. Plecenik, P. Ku, M. Zahoran, M. Toma'sek, T. Plecenik, M. Gregor, M. S. Tefecka, V. Jacko, J. Gregus, B. Grancic, M. Kubinec, M. Mahel, *Preparation of MgB₂ superconducting thin films by magnetron sputtering*, **Physica C** 435 (2006) 78-81
- [100] Z.D.Yakinci, Y. Aydoğdu, *Thickness Dependence of Critical Current Density in MgB₂ Films Prepared by Thermal Evaporation Method*, **J Supercond Nov Magn** 24 (2011) 523–527
- [101] Y.Zhang, Z.Lin, Q. Dai, D. Li, Y.Wang, Y.Zhang, Y.Wang and Q.Feng, *Ultrathin MgB₂ films fabricated on Al₂O₃ substrate by hybrid physical–Chemical vapor deposition with high T_c and J_c*, **Supercond. Sci. Technol.** 24 (2011)

ÖZGEÇMİŞ

1986 yılında Malatya’ da doğdu. İlk ve orta öğrenimini Gazi İlköğretim Okulu ve Atatürk Kız Lisesinde tamamladı. 2005 yılında İnönü Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümünü kazandı ve 2009 yılında bölüm birinciliği ile tamamladı. Aynı yıl İnönü Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü Katıhal Fiziği Anabilim dalında Yüksek Lisansa başladı. 2010 yılında İnönü Üniversitesi Fizik Bölümü Katıhal Anabilim Dalında Araştırma Görevlisi olmaya hak kazandı.

KATILDIĞI BİLİMSEL TOPLANTILAR

1. The International Student Workshop on Condensed Matter and Materials Physics (ISWCMMP), Antalya 2009
2. International Spring School and Education Course, Antalya 2010
3. International Conference on Superconductivity on Superconductivity and Magnetism, Antalya 2010
4. 5. Ulusal Süperiletkenlik Sempozyumu, İzmir 2011