

**SPİN VANASI SİSTEMLERİ İÇİN
YENİ TİP NANO TO_x-MgO (T = V, Ti)
TÜNEL BARIYERLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ**

Mustafa YILDIRIM

Doktora Tezi

Fizik Anabilim Dalı

Haziran-2015

**Bu tez çalışması Anadolu Üniversitesi Bilimsel Araştırma Tezleri
Komisyonu Başkanlığı tarafından desteklenmiştir. Tez No: 1006F138**

JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI

Mustafa Yıldırım'ın “**Spin Vanası Sistemleri İçin Yeni Tip Nano TO_x-MgO (T=V, Ti) Tünel Bariyerlerinin Geliştirilmesi**” başlıklı **Fizik** Anabilim Dalındaki, Doktora Lisans Tezi 19.06.2015 tarihinde, aşağıdaki jüri tarafından Anadolu Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Öğretim ve Sınav Yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

	Adı-Soyadı	İmza
Üye (Tez Danışmanı)	: Prof. Dr. R. MUSTAFA ÖKSÜZOĞLU	
Üye	: Prof. Dr. AYHAN ELMALI	
Üye	: Prof. Dr. ENGİN TIRAŞ	
Üye	: Prof. Dr. BEKİR AKTAŞ	
Üye	: Prof. Dr. NURAN AY	

Anadolu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun
..... tarih ve sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Enstitü Müdürü

ÖZET

Doktora Tezi

SPİN VANASI SİSTEMLERİ İÇİN YENİ TİP NANO TO_x-MgO (T=V, Ti) TÜNEL BARIYERLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ

Mustafa YILDIRIM

Anadolu Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Ramis Mustafa ÖKSÜZOĞLU
2015, 286 sayfa

Bu tez, manyetik hafıza ve pozisyon sensör uygulamaları için MgO bariyerli spin vanası sistemlerinin üretimi ve karakterizasyonlarını içermektedir. IrMn tabanlı değiş-tokuş etkileşimli spin vanası (EB-SV) ile antiferromanyetik katmanın olmadığı Pseudo spin vanası (P-SV) sistemleri manyetik sıçratma (MS) metodu kullanılarak üretilmiştir.

EB-SV sisteminde, tampon ve çekirdek katmanların EB sisteminin yapı ve manyetik özelliklerine olan etkisi incelenerek uygun değer EB katman yapısı elde edilmiştir. Bariyer katmanının geliştirilmesi için farklı tip MS metotları kullanılarak tek katman bariyer üretimleri yapılmış ve uygun üretim tekniği bulunmuştur. EB-SV sistemlerinin üretim sonrası tek yönlü manyetik alanda tavlama deneyleri yapılmış, tavlama sonrası manyetik ve yapı değişimleri incelenerek uygun değer tavlama sıcaklıkları belirlenmiştir. EB-SV sisteminin mikro fabrikasyonu gölgeleme maskesi kullanarak yapılmıştır. Optimum EB katmanı ve bariyer katmanı SV sistemine entegre edilerek, 1.8nm bariyer kalınlığında %98 TMR (tünel manyetodirenç) etkisi gözlenmiştir.

Tamamlayıcı bir çalışma olarak, MgO tabanlı, yeni nesil ve yüksek performanslı P-SV sistemleri üretilmiştir. P-SV sisteminin yapısal, manyetik, elektrik ve manyetodirenç özellikleri en iyi performanstaki P-SV sistemini elde etmek için sistematik olarak incelenmiştir. Litografi teknikleri kullanılarak mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV'ler için, Rowell kriterleri sağlanmıştır. Ayrıca, P-SV numunelerinin bariyer kalınlığı ve direnç alan bölgesine bağımlılığı incelenmiştir. Sonuç olarak, mikrofabrikasyonu tamamlanmış $25 \times 25 \mu\text{m}^2$ direnç alan bölgesine ve 2nm bariyer kalınlığına sahip bir P-SV sisteminde, oda sıcaklığında %508 TMR değeri elde edilmiştir. Ayrıca, üretilen P-SV sisteminde, tünelleme mekanizmasının uygulanan voltaja bağımlı olarak TMR değerine etkisi bulunmuş, ilk kez bu tür SV sistemlerinde Fowler Nordheim (FN) tünelleme etkisi gözlenerek, FN tünellemesinin TMR ve manyetik olmayan metalden saçılarak elde edilen manyetodirenç (GMR) etkisinin fiziksel olarak kesiştiğini temsil eden tünelleme mekanizması olabileceği gösterilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Pseudo spin vanası, GMR, TMR, direk ve Fowler-Nordheim tünel manyetodirençler.

ABSTRACT

PhD Dissertation

DEVELOPMENT OF NEW TYPE NANO TO_x-MgO (T=V, Ti) TUNNEL BARRIER FOR SPIN VALVE SYSTEMS

Mustafa YILDIRIM

**Anadolu University
Graduate School of Sciences
Physics PhD Program**

**Supervisor: Prof. Dr. Ramis Mustafa ÖKSÜZOĞLU
2015, 286 sayfa**

This thesis involves the fabrication and characterization of MgO based spin valve (SV) systems for magnetic memory and position sensor applications. Magnetron sputtering (MS) method was used to deposit the layers of IrMn based exchange bias spin valve (EB-SV) systems and pseudo spin valve (P-SV) systems which have stacking structure without antiferromagnetic pinning layer.

In the EB-SV systems, effect of buffer and seed layer on the structure and magnetic properties were investigated, and optimum stacking structure of EB systems were obtained. For the barrier layer, single layers were produced using different MS methods and a proper production technique was developed for that purpose. Having deposited the EB-SV systems, uni directional magnetic annealing (UDA) experiments were performed on the EB-SV systems, and optimum UDA temperature was found by investigation of structural and magnetic properties of the annealed EB-SV systems. The microfabrication of EB-SV systems were done using shadow masks. Optimized EB systems and barrier layer were integrated into an EB-SV system, and a TMR values of 98% was achieved at 1.8nm MgO thickness.

As a complementary study, new generation and high performance MgO based P-SV systems were produced. Structural, magnetic, electrical and magnetoresistance properties of P-SV systems were systematically investigated to obtain the best performance in these systems. The Rowell criteria, are met for the P-SV which were microfabricated using lithography techniques. Additionally, dependence of P-SV on barrier thickness and resistance area was examined. As a result, microfabricated P-SV systems having 2 nm MgO thickness and resistance area about $25 \times 25 \mu\text{m}^2$ shows 508% TMR value at room temperature. Moreover, effect of tunneling mechanism on the bias dependent TMR was found, and the Fowler Nordheim (FN) Tunneling effect was observed for the first time in P-SV systems, which may indicate that FN tunnelling represents the physical intersection between TMR and Giant magnetoresistance (GMR) effects which has nonmagnetic metallic spacer.

Key Words: Pseudo Spin Valve, GMR, TMR, Direct and Fowler Nordheim tunneling magnetoresistance.

TEŞEKKÜR

Öncelikle tezimin her aşamasında ayrıca lisans ve lisans sonrası çalışmalarım boyunca etkili yönlendirmeleri ve yapıcı eleştirileri ile bana sonsuz destek olan tez danışmanım Sayın Prof. Dr. Ramis Mustafa ÖKSÜZOĞLU'na teşekkürlerimi sunar, kendisi ile çalışmanın benim için büyük bir fırsat olduğunu belirtmek isterim.

Ayrıca, bu tez çalışması boyunca her konuda önerilerini esirgemeyen, değerli bilgilerini sunan Sayın Prof. Dr. Engin TIRAŞ ve Sayın Prof. Dr. Ayhan ELMALI'ya teşekkürlerimi sunarım.

Spin vanası sistemlerinin optimizasyon ve üretimi sürecinde yardımlarını esirgemeyen, mikrofabrikasyonu adımlarında destek olan değerli arkadaşlarım Hakan ÇINAR, Okan DENİZ ve Ahmet Murat YAĞCI'ya hem verdikleri destek için hem de değerli arkadaşlıkları için teşekkürlerimi sunarım.

Spin vanası sistemlerinin üretilmesi için, üretim ve karakterizasyon cihazlarının hazırlanmasında destek olan Barış ÇELTİKÇİ, Pınar BİLGİÇ, Ogeday ÇAPAR, Şükran GÜRCAN, Sami PEKDEMİR arkadaşlarıma ve Galvonamanyetik cihazında, ölçümler esnasında yardımlarını esirgemeyen Şükrü ARDALI arkadaşşıma teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışması boyunca üretim ve karakterizasyon cihazlarında meydana gelen arızaların tespiti ve çözümünde desteğini esirgemeyen Anadolu Üniversitesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği teknik ekibinde bulunan Sayın Seyfi YAMAN'a teşekkürlerimi sunarım.

Spin vanası sistemlerinin mikrofabrikasyon sürecinde, UNAM temiz alan kullanımı için danışmanlık yapan Sayın Doç. Dr. Necmi BIYIKLI'ya ve mikrofabrikasyon süreci boyunca yardımını esirgemeyen ve her konuda yardımcı olan sevgili arkadaşım Feyza Oruç'a ve UNAM temiz alan teknik ekibinden Sayın Semih YAŞAR ve Sayın Adem SARAÇ'a teşekkürlerimi sunarım.

Bana hayatım boyunca her konuda destek olan sevgili babam Cafer YILDIRIM'a, çalışmam boyunca beni her daim cesaretlendiren değerli kardeşlerim Hidayet YILDIRIM ve Volkan YILDIRIM'a; değerli ablam Fadime YILDIRIM'a ve çalışmalarım boyunca bana gösterdiği sonsuz sabır ve desteği için sevgili eşim

Nuray YILDIRIM'a; varlığıyla hayatımı anlamlandıran kıymetli oğlum Yekta YILDIRIM'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak, her ne kadar bu günlerimi göremese de varlığını her zaman hissettiğim, küçüklüğümde bana doktorum diye seslenen canım annem Nazife YILDIRIM'ı anıyor doktora tezimi kendisine atfediyorum.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET.....	i
ABSTRACT	ii
TEŞEKKÜR	iii
İÇİNDEKİLER	v
ŞEKİLLER DİZİNİ	viii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xxiii
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	xxiv

1 GİRİŞ	1
1.1 Teorik Önbilgiler ve Temel Kavramlar	4
1.1.1 Manyetodirenç.....	4
1.1.2 Anizotropik manyetodirenç (AMR).....	4
1.1.3 Dev manyetodirenç (GMR).....	6
1.1.4 Tünel manyetodirenç (TMR)	9
2 DENEYSEL ÇALIŞMALAR	26
2.1 Alttaş Hazırlama Süreci	26
2.2 İnce Filmlerin Depolanması Süreci	27
2.2.1 Manyetik sıçratma yöntemi (MS)	28
2.2.2 Termal buharlaştırma ile biriktirme yöntemi	30
2.2.3 Geliştirilmiş plazma kimyasal buhar ile biriktirme yöntemi.....	31
2.3 Yapısal Karakterizasyon Yöntemleri	32
2.3.1 X-Işını teknikleri	33
2.3.2 Yüksek çözünürlüklü geçirimli elektron mikroskobu (HRTEM)	37
2.3.3 Taramalı elektron mikroskobu (SEM)	39
2.3.4 Atomik kuvvet mikroskobu (AFM)	40
2.4 Manyetik Karakterizasyon	42

2.4.1	Titreşimli numune manyetometresi (VSM)	42
2.5	Direnç ve Manyeto-Direnç Karakterizasyonları	44
2.5.1	Dört nokta ölçüm sistemi (FPP) ile elektriksel karakterizasyon	45
2.5.2	Yarı-iletken parametre analizi ile manyeto-direnç ölçümleri	46
2.5.3	Galvonamanyetik ve Helmholtz bobin ölçüm düzeneği ile manyetodirenç ölçümleri	47
2.6	Litografi Süreçleri	50
2.6.1	Fotorezist kaplama	50
2.6.2	UV litografi	51
2.7	Aşındırma Süreçleri	52
2.7.1	Kuru aşındırma süreci	53
3	BULGULAR	55
3.1	SV Sistemini Oluşturan Her Bir Film Katmanının Optimizasyonu	55
3.2	Değiş-Tokuş Etkileşimli Spin Vanası Sistemleri (EB-SV)	59
3.2.1	EB-SV sisteminde tampon ve çekirdek tabaka optimizasyonu	63
3.2.2	EB-SV sisteminde bariyer tabakası optimizasyonu	81
3.2.3	EB-SV sistemlerin yapısal özellikleri	98
3.2.4	EB-SV sistemlerinin manyetik özellikleri	105
3.2.5	Gölgeleme maskeli EB-SV sistemlerinin üretimi	109
3.2.6	EB-SV sisteminin manyetodirenç ölçümleri	112
3.2.7	EB-SV sisteminde elde edilen genel sonuçlar	117
3.3	Pseudo-Spin Vanası Sistemleri (P-SV)	118
3.3.1	P-SV sisteminin yapısal özellikleri	119
3.3.2	P-SV Sisteminin manyetik özellikleri	146
3.3.3	P-SV sisteminin mikrofabrikasyon adımları	150
3.3.4	P-SV sisteminin direnç ve manyeto-direnç özellikleri	165
3.3.5	P-SV sisteminde elde edilen genel sonuçlar	196

3.4	MgO-x (x=Ta,V,Ti) Katkılı Bariyere Sahip P-SV Numuneleri (KP-SV)	198
3.4.1	KP-SV numunelerin yapısal karakterizasyonları	199
3.4.2	KP-SV numunelerin manyetizasyon karakterizasyonları	200
3.4.3	KP-SV numunelerin mikrofabrikasyon süreci ve karşılaşılan zorluklar.	203
3.4.4	KP-SV sisteminde elde edilen genel sonuçlar	204
4	SONUÇLAR ve ÖNERİLER	205
	KAYNAKLAR	210
Ek-1	Mikrofabrikasyon Süreç Adımları ve Parametreleri	225
Ek-2	P-SV numunelerinin katman kalınlıkları ve MgO kaplama süresi	238
Ek-3	P-SV numunesinin XRR modelleme sonuçları	239
Ek-4	Simon Modelinin Literatür verilerine göre testi	251
	ÖZGEÇMİŞ.....	252

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1.	NiFe alaşımlarının dış bir manyetik alan altındaki direnç değişimi [11, 12]	5
Şekil 1.2.	GMR özelliği gösteren Fe/Cr/Fe oluşan sandviç yapı [14]	6
Şekil 1.3.	(a) ve (b) Sandviç yapının manyetik histerize eğrisi (c) ve (d) Uygulanan alana göre direnç ölçümü. a ve c'de uygulanan alan film büyütme doğrultusu yönünde (kolay eksen yönünde) olup b ve d'de ise uygulanan alan film büyütme doğrultusuna dik yöndedir [15].....	7
Şekil 1.4.	Fe/Cr/Fe üçlü tabakada uygulanan manyetik alana karşın elektriksel direncin değişimi [16].....	8
Şekil 1.5.	Eğer FM tabakalar birbirine P olarak düzenlenmişse, bir spin polarizasyonu her iki tabakadan düşük bir dirençle karşılaşarak ilerler ancak FM tabakaların AP diziliminde ise her iki polarizasyon yüksek bir dirençle karşılaşır [19]	9
Şekil 1.6.	Bir Potansiyel bariyer boyunca kuantum tünelleme olayı	10
Şekil 1.7.	Fe/Ge/Co tünel eklemine uygulanan manyetik alan kuvvetine karşı iletkenlik değişimi [21].....	11
Şekil 1.8.	Bir FM malzeme içerisindeki farklı spin kanalları için Fermi yüzeyindeki durum yoğunlukları eşit değildir [22]	12
Şekil 1.9.	(a) iki FM elektrotun P olduğu durumda, bir elektrottaki çoğunluk elektronları diğer elektrottaki çoğunluk boş durumlarını doldurmaktadır (b) AP olduğu durumda ise bir elektrottaki çoğunluk elektronları diğer elektrottaki azınlık boş durumları dolduruyor [23]	13

Şekil 1.10.	(a) Amorf AlO_x bariyer tabakası boyunca elektronun tünellemesi (b) kristal MgO(001) boyunca elektronun tünellemesi [1].....	14
Şekil 1.11.	Epitaksiyal HMK Fe(001)/MgO(001) arayüzeyi yapısı ve kristallografik ilişkinin (a) üstten (b) kesit görünümü. α_{Fe} ve α_{MgO} sırasıyla HMK Fe ve MgO birim hücrelerini göstermektedir [1]	16
Şekil 1.12.	$k_z = 0$ için azınlık ve çoğunluk elektronların durumlar yoğunluğu. (a) Elektrotların manyetik olarak P dizilimleri sonucunda DOS (b) elektronların AP dizilimleri sonucundaki DOS dağılımı [28].....	17
Şekil 1.13.	HMK Fe [001] yönündeki bant dağılımı. Kalın siyah ve gri çizgiler sırasıyla çoğunluk ve azınlık Δ_1 spin bantlarını, ince siyah ve gri çizgiler ise sırasıyla diğer çoğunluk ve azınlık spin bantlarını belirtmektedir [1].....	18
Şekil 1.14.	Fe(001)/MgO(001)/Fe(001) yapısında k_z 'nin fonksiyonu (k_x ve k_y) cinsinden tünelleme olasılığı. (a) P durumunda çoğunluk-spin iletkenliği b) P durumunda azınlık-spin iletkenliği, (c) AP durumunda iletkenlik [28].....	19
Şekil 1.15.	MR aygıtlarının MR değerine göre kullanım alanları [1]	22
Şekil 1.16.	TMR değerlerinin, (a) RA ve (b) MgO bariyer kalınlıklarına göre değişimi [56].....	24
Şekil 2.1.	SV sistemlerinin üzerine büyütüldüğü (a) Si/SiO ₂ (3'' – 76 mm) kesilmemiş alttaş, (b) Si/SiO ₂ (3'' – 76 mm) alttaş kesme cihazı ile kesilmiş alttaşlar.....	27
Şekil 2.2.	Üretim için kullanılan numune tutucular.....	27
Şekil 2.3.	DC-MS tekniğinin çalışma prensibinin şematik gösterimi [70].....	28

Şekil 2.4.	Anadolu Üniversitesi Sıçratma (Sputtering) Sistemi: a) UHV'li (A) metal, (B) oksit, (C) yükleme odacığı ve (D) Tek yönlü tavlamanın yapıldığı tavlama odacığından oluşmaktadır.	30
Şekil 2.5.	UNAM temiz alan içerisinde bulunan termal biriktirme cihazı	31
Şekil 2.6.	PECVD sisteminin şematik gösterimi [71]	32
Şekil 2.7.	UNAM temiz alan içerisinde bulunan PECVD cihazı	32
Şekil 2.8.	D8 X-Işını Kırınım cihazı.....	33
Şekil 2.9.	Bruker D8 Advance X-Işını cihazı ve optiksel bileşenleri	34
Şekil 2.10.	X-Işını ölçüm cihazının genel çalışma prensibinin şematik gösterimi [72].....	35
Şekil 2.11.	X-Işını yansıması sonucu oluşan salınım örüntüleri (Kiessing saçakları).....	36
Şekil 2.12.	Geçirimli elektron mikroskobu şematik gösterimi [73]	38
Şekil 2.13.	UNAM temiz alan içerisinde bulunan SEM mikroskobu	39
Şekil 2.14.	Anadolu Üniversitesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, İnce Film Laboratuvarında bulunan Atomik Kuvvet Mikroskobu	40
Şekil 2.15.	Atomlar arası kuvvet ile uzaklığın ilişkilendirildiği eğri	41
Şekil 2.16.	Manyetik karakterizasyonlarda kullanılan MicroSense marka VSM cihazı.....	42
Şekil 2.17.	Titreşimli numune magnetometresinin şematik gösterimi	43
Şekil 2.18.	Elektriksel karakterizasyon için kullanılan FPP sistemi	45
Şekil 2.19.	(a) Prop istasyonu, (b) Keithley 4200-SCS yarı iletken ölçüm sistemi	46

Şekil 2.20.	Manyetodirenç ölçümleri için yarı iletken ölçüm cihazına yerleştirilen, Anadolu Üniversitesi ince film grubu tarafından hazırlanan magnet aksamı	47
Şekil 2.21.	Galvano manyetik ölçüm düzeneğinde bulunan sekiz kanallı örnek tutucusu	48
Şekil 2.22.	Helmholtz sarımlı bobin magneto-transport cihazı	49
Şekil 2.23.	Numunenin konulduğu ve kontakların yapıldığı tutucu	50
Şekil 2.24.	UNAM alt yapısında kullanılan spin kaplama cihazı.....	51
Şekil 2.25.	UNAM alt yapısında bulunan EVG-620 UV maske litografi cihazı	52
Şekil 2.26.	UNAM alt yapısında bulunan Fiziksel aşındırma sistemi.....	53
Şekil 3.1.	SV sistemlerinin oluşturan (a) IrMn, (b) CoFe, (c) Au, (d) NiFe, (e) Ta, (f) CoFeB, (g) Ru, her bir katmanın XRR eğrileri ve bu eğrilere yapılan modelleme sonuçları	56
Şekil 3.2.	Alt tip Değiş-Tokuş Etkileşimli Spin Vanası sistemi.....	61
Şekil 3.3.	Uygulamada kullanılan bazı AFM katmanları için $J_K - T_B$ grafiği [84].	61
Şekil 3.4.	Tez kapsamında üretilen EB-SV sisteminin katman yapısının şematik gösterimi.....	62
Şekil 3.5.	Tampon ve çekirdek tabakaların optimizasyonu için üretilen çok tabakalı EB yapısının şematik gösterimi.	64
Şekil 3.6.	200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıtıl işlem uygulanan (a) EB-Ta, (b)EB-NiFe sistemlerinin XRD kırınım desenleri	66
Şekil 3.7.	EB-Ta ve EB-NiFe sistemlerinde hesaplanan YMK IrMn(111) örgü sabitlerinin Ta ve NiFe kalınlıklarına göre değişimi.	67
Şekil 3.8.	EB-Ta ve EB-NiFe sistemlerindeki YMK IrMn (111) pikinin (a) integral şiddeti, (b) FWHM ve (c) Scherrer	

	denklemleri kullanılarak elde edilen kristalit boyutu değerleri.....	69
Şekil 3.9.	Ta(6nm)/NiFe(8nm) sistemindeki EB etkileşimleri için tipik bir manyetizasyon eğrisi. Eğride <i>Hex – CoFe</i> ile IrMn/CoFe arayüzeyinde meydana EB etkileşimini, <i>Hex – NiFe</i> ise NiFe/IrMn arasında meydana gelen EB etkileşimini belirtmektedir.	71
Şekil 3.10.	(a) EB-Ta sistemindeki değişen Ta kalınlıklarına göre elde edilen (<i>M – H</i>) eğrileri ve (b) NiFe/IrMn arasında meydana gelen EB etkileşimini <i>Hex – NiFe</i> ayrıntılı gösterimi	72
Şekil 3.11.	EB-Ta sisteminden (<i>M – H</i>) eğrilerinde NiFe/IrMn ve IrMn/CoFe arayüzeylerinden elde edilen ve hesaplanan (a) <i>Hex – CoFe</i> ve <i>Hex – NiFe</i> (b) <i>Hc – CoFe</i> ve <i>Hc – NiFe</i> (c) <i>Jk – CoFe</i> ve <i>Jk – NiFe</i> değerleri. Eğrilerde, noktalar ölçüm verilerini, düz kesikli çizgiler ise okuyucunun göze hitap etmesi için kullanılmıştır	73
Şekil 3.12.	(a) EB-NiFe sisteminde değişen NiFe kalınlıklarına göre elde edilen (<i>M – H</i>) eğrileri ve (b) NiFe/IrMn arasında meydana gelen EB etkileşimini <i>Hex – NiFe</i> ayrıntılı gösterimi. Eğrilerde, noktalar ölçüm verilerini, düz çizgiler ise okuyucunun göze hitap etmesi için kullanılmıştır.....	74
Şekil 3.13.	Çekirdek katmanı NiFe ve sıkıştırılmış tabaka CoFe tabakalarının Ta/NiFe kalınlığına göre doyum manyetik momenti. Şekilde çizgisel fit ve x-ekseni ile kesişim noktası NiFe çekirdek katmanının manyetik ölü katmanını vermektedir. CoFe manyetik moment için gösterimdeki düz çizgi göze hitap için verilmiştir.	75
Şekil 3.14.	EB-NiFe sisteminden (<i>M – H</i>) eğrilerinde NiFe/IrMn ve IrMn/CoFe arayüzeylerinden elde edilen ve hesaplanan (a) <i>Hex – CoFe</i> ve <i>Hex – NiFe</i> (b) <i>Hc –</i>	

	<i>CoFe</i> ve <i>Hc – NiFe</i> (c) <i>Jk – CoFe</i> ve <i>Jk – NiFe</i> değerleri. Eğrilerde, noktalar ölçüm datasını, düz kesikli çizgiler ise okuyucunun göze hitap etmesi için kullanılmıştır.....	77
Şekil 3.15.	EB-Ta sisteminde, değişen Ta kalınlığına göre AFM IrMn tabakasının ortalama kristalit boyutu ve <i>Hc – CoFe</i> değişimleri. Grafikte düz çizgiler okuyucunun göze klavuzluk etmesi için kullanılmıştır.....	79
Şekil 3.16.	Ta ve NiFe kalınlıklarının değişimine bağlı olarak AFM IrMn katmanının (a) ortalama kristalit boyutu ve <i>Hc – NiFe</i> , (b)) ortalama kristalit boyutu ve <i>Hex – NiFe</i> değişimlerini göstermektedir. Grafiklerdeki düz çizgiler okuyucunun göze klavuzluk etmesi için kullanılmıştır.....	80
Şekil 3.17.	MgO optimizasyonu için üretilen tek katman yapısı.....	83
Şekil 3.18.	4mTorr sabit basınçta, voltaj limiti olmadan farklı RF gücünde (a) 120 W, (b) 150 W and (c) 180 W üretilen MgO filmlerin AFM görüntüleri.....	84
Şekil 3.19.	120 Watt RF proses gücünde ve 4mTorr proses basıncında, voltaj limiti olmadan farklı Ar:O ₂ oranları (a) 2.0:0.2, (b) 2.0:0.4 ve (c) 2.0:1.0 için üretilen MgO filminin AFM görüntüleri	85
Şekil 3.20.	Farklı proses güçlerinde (a) 70W(50V), (b) 90W (70V), (c) 120W(100V), (d) 150W (130V) ve parantez içerisinde verilen farklı voltaj limitlerinde, 4mTorr sabit proses basıncında üretilen MgO filmlerin yüzey morfolojisini gösteren AFM görüntüleri.....	88
Şekil 3.21.	4mTorr sabit proses basıncında ve 120W (100V) proses gücü ve voltaj limitinde, farklı (a) 2.0:0.2, (b) 2.0:0.4, (c) 2.0:0.6 Ar:O ₂ oranlarında elde edilen tek tabaka MgO filmlerin AFM görüntüleri.....	89
Şekil 3.22.	MgO için belirlenen Spektral Aralık ve Fit İşlemi.....	89

Şekil 3.23.	Farklı bariyer kalınlığına sahip %10 Oksijen oranında üretilmiş MgO katmanlı EB-SV sisteminin şematik gösterimi.....	90
Şekil 3.24.	Farklı MgO bariyer kalınlıkları için SV sistemlerinin (a) XRD kırınım desenleri (b) IrMn (111) kırınım desenin fitting profile eğrisi ve (c) bu eğriden elde edilen değerler	91
Şekil 3.25.	Farklı MgO bariyer kalınlıkları için SV sistemlerinin (a) XRR eğrileri ve (b) MgO bariyer kalınlığına göre SV toplam kalınlığının değişimi	92
Şekil 3.25.	Farklı MgO bariyer kalınlıkları için SV sistemlerinin (a) XRR eğrileri ve (b) MgO bariyer kalınlığına göre SV toplam kalınlığının değişimi	93
Şekil 3.26.	(a) 4.0nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin farklı sıcaklıklarda manyetik alanda 1saat tavlama ile elde edilen XRD kırınım desenleri (b) IrMn(111) pikinin fit eğrisi (c) Fit eğrisinden elde edilen FWHM ve Integral Intensity değerlerinin UDA sıcaklığına göre değişimi.....	94
Şekil 3.27.	Farklı sıcaklıklarda manyetik alanda tavlama, 4.0nm kalınlık MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemleri için XRR eğrileri	95
Şekil 3.28.	Farklı UDA tavlama sıcaklıklarında üretilen 4 nm kalınlıktaki MgO bariyerli SV sistemlerin manyetizasyon eğrileri	96
Şekil 3.29.	Cu destek plakalı MgO hedef malzemesinden üretilen filmlerin manyetizasyon eğrileri	97
Şekil 3.30.	Farklı O ₂ katkısız MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemleri için elde edilen XRD kırınım desenleri.	98
Şekil 3.31.	(a) Farklı O ₂ katkısız MgO bariyer kalınlıkları için SV sistemlerinin XRR eğrileri ve (b) bu eğrilerden elde edilen SV sistemlerinin toplam kalınlığının değişimi.....	99

Şekil 3.32.	O ₂ katkısız MgO bariyer kalınlıkları için IrMn(111) pikinin (a) Rocking Curve (RC) eğrileri ile (b) bu eğrilerden elde edilen integral şiddetinin ve pik yarı genişliklerinin değişimi.....	100
Şekil 3.33.	Farklı MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin 300 °C'de 1 saat tavlama ile elde edilen XRD kırınım desenleri.....	102
Şekil 3.34.	2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200 °C'de UDA ısıtma işlem zamanına göre XRD kırınım desenlerinin değişimi	103
Şekil 3.35.	2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200 °C'de UDA ısıtma işlem zamanına göre (a) IrMn (111) pikinin RC eğrisi ve (b) RC eğrisinin fit edilmesiyle elde edilen değerlerin tavlama zamanına göre değişimi.....	103
Şekil 3.36.	2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200 °C'de UDA ısıtma işlem zamanına göre XRR eğrileri	104
Şekil 3.37.	(a) Farklı MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 300 °C'de UDA ısıtma işlem zamanına göre manyetizasyon eğrilerinin b) <i>H_{pin}</i> değerlerinin c) <i>Hex</i> ve <i>H_c</i> değerlerinin değişimi.....	105
Şekil 3.38.	2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200 °C'de UDA ısıtma işlem zamanına göre manyetizasyon eğrileri	107
Şekil 3.39.	2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200 °C'de UDA ısıtma işlem zamanına göre manyetizasyon eğrilerinden elde edilen (a) <i>H_{pin}</i> değerleri ve (b) <i>Hex</i> ile <i>H_c</i> değerleri	108
Şekil 3.40.	(a) Gölgeleme maskesi, (b) üretim esnasında Argon atmosferi altında gölgeleme maskesini değiştirme odacığı.	110

Şekil 3.41.	(a) Gölgeleme maskesi ile alt kontak, EB-SV sistemi ve üst kontakın tanımlanması,.....	111
Şekil 3.42.	(a) Gölgeleme maskesi ile oluşturulan TMR tipi SV sistemi ve (b) SEM yüzey görüntüsü	111
Şekil 3.43.	Anadolu Üniversitesi Galvanomanyetik ölçüm düzeneğinde gerçekleştirilen manyetodirenç eğrisi	112
Şekil 3.44.	Üretilen 50x50µm ² 'lik Si/ SiO ₂ /Au/Ta/ NiFe/IrMn/ CoFe/ MgO(xnm)/CoFe/Ta/Au SV sisteminde ölçülen (a) x= 0.9 nm için I-V eğrisi ve (b) x= 0.9 nm için manyetodirenç eğrisi.	113
Şekil 3.45.	Üretilen 50x50µm ² 'lik Si/ SiO ₂ /Au/Ta/ NiFe/IrMn/ CoFe/ MgO(xnm)/CoFe/Ta/Au SV sisteminde ölçülen (a) x= 1.8 nm için I-V eğrisi ve (b) x= 1.8 nm için manyetodirenç eğrisi	115
Şekil 3.46.	Üretilen 50x50 µm ² lik Spin vanası junction Si/SiO ₂ /Au/Ta/NiFe/IrMn/CoFe/MgO(xnm)/CoFe/Ta /Au sisteminde ölçülen (a) x= 2.2 nm için I-V eğrisi ve (b) x= 2.2 nm için manyetodirenç eğrisi	116
Şekil 3.47.	EB-SV ile P-SV sistemlerini oluşturan tabakalar ve arasındaki farklar. Tabaka boyutları kalınlıkları ifade etmemektedir, göze hitap etmesi açısından boyutlar rastgele çizilmiştir.	118
Şekil 3.48.	Tez kapsamında üretilen P-SV sisteminin şematik gösterimi.....	119
Şekil 3.49.	PSV sistemini oluşturan tampon-çekirdek tabakası ve elektrotların optimizasyonu için üretilen (a)SiO ₂ /Ta(5nm), (b) SiO ₂ /Ta(5nm)/Ru(25nm), (c) SiO ₂ /Ta(5nm)/Ru(25nm)/ Ta(5nm), (d) SiO ₂ /Ta(5)/Ru(25)/Ta(5)/CoFeB(15)/Ta(5) sistemleri.....	120
Şekil 3.50.	PSV numunesini oluşturan çekirdek ve tampon tabakalarının (a) tavlansadan önce (b) 400°C tavlandıktan sonra yapılan XRD ölçümü sonuçları ve	

	(c) üzerine elektrot tabaka eklendiğinde alınan XRD sonuçları. Şekiller içerisinde bu sonuçlardan elde edilen FWHM, integral şiddet ve 2theta analiz sonuçları tabloda verilmiştir.....	121
Şekil 3.51.	(a) P-SV'nin tek tabakaları (b) çekirdek ve tampon tabakalarının XRR ölçümü (içi-boş daire ile belirtilmiştir) ve ilgili simülasyonları (çizgi ile belirtilmiştir.)	123
Şekil 3.52.	Değişen MgO kalınlıklarına göre (a) 0.4nm (b) 0.6nm (c) 0.8nm (d) 1.0nm (e) 1.2nm (f) 1.4nm (g) 1.6nm (h) 1.8nm (ı) 2.0nm (j) 2.2 nm (k) 2.4nm (l) 2.6 nm değişen tavlama sıcaklıklarında tavlanan P-SV numunelerinin yapılan XRD kırınım desenleri	127
Şekil 3.53.	2° sıyırma (grazing) açısı ile alınmış MgO 2nm kalınlıkta 400°de tavllanmış numunenin düzlemsel kırınım eğrisi	135
Şekil 3.54.	P-SV numunelerinin XRD ölçüm sonucunda elde edilen Ru pikinin analiz edilmesi sonucunda değişen MgO kalınlığına göre (a) FWHM, (b) Ru kristalit boyutu (c) 2θ değerleri	136
Şekil 3.55.	Değişen MgO kalınlıklarında ve tavlama sıcaklıklarında alınan XRR ölçümleri ve bu ölçümlere yapılan fit analiz eğrileri. Eğrilerdeki siyah noktalar deneysel ölçüm sonucunu, kırmızı çizgiler ise fit eğrilerini göstermektedir	140
Şekil 3.56.	UDA işlemi öncesi numunenin (a) büyük ve (b) küçük büyütme oranlarında HRTEM görüntüleri.....	142
Şekil 3.57.	Tek düzlemlili manyetik alan altında ısıtıl işlem sonrası P-SV numunesinin (a) büyük, (b) küçük büyütme oranlarında HRTEM görüntüsü ve (c) numune üzerinden alınan elektron kırınım indeksi SAED görüntüsü. Şekil (b) içerisinde bulunan her bir katman	

	için seçili kare alanlardan yapılan FFT analizi sonuçları şekil(b)'nin yan tarafında verilmiştir.....	144
Şekil 3.58.	Üretim esnasında uygulanan manyetik alan yönüne paralel (0) ve dik (90) olarak uygulanan manyetik alan ile ölçülen histerize eğrileri: sol tarafta olanlar UDA işlemi öncesi, sağ tarafta olanlar ise 150 °C UDA işlemi sonrası alınan eğrilerdir.	147
Şekil 3.59.	Farklı bariyer kalınlıklarına sahip P-SV numunelerinin farklı tavlama sıcaklıklarından sonra elde edilen M-H eğrileri	148
Şekil 3.60.	Farklı bariyer kalınlıklarına sahip P-SV numunelerinin (a) doyum manyetizasyonu (b) zorlayıcı alan değerlerinin tavlama sıcaklıklarına göre değişimi.....	149
Şekil 3.61.	Litografi ile şekillendirilecek farklı direnç alan bölgesine sahip P-SV eklemlerin 63mm'lik çapa sahip alttaş üzerinde dağılımı	152
Şekil 3.62.	L-Edit Programı ile çizilen litografi maskeleri. Birinci Litografi maskesi ((1) kelebek maskesi), ikinci litografi maskesi ((2) kare maske), üçüncü litografi maskesi ((3) pasivasyon tabakası), dördüncü litografi maskesi ((4) kontak petler)	152
Şekil 3.63.	Birinci mikrofabrikasyon süreci, kelebek yapının tanımlanması için (a) P-SV numunesinin 76.2mm'lik alttaş üzerinde şematik gösterimi ve fotorezist kaplama süreci, (b) UV ışınına maruz bırakılma, fotorezistin çözünmesi ve aşındırma işlemi, (c) tek kıymık üzerinden kelebek yapının tanımlanması süreci	154
Şekil 3.64.	Kelebek yapının tanımlanma işlemi sonucunda 72mm'lik alttaş üzerinde kelebek yapının (a) fotoğraf görüntüsü ve bir kelebek yapı üzerinden (b) optik mikroskop görüntüsü.....	155

Şekil 3.65.	İkinci mikrofabrikasyon süreci, kare yapının tanımlanması için (a) fotorezist kaplama ve aşındırma işlemi yapılmıştır. (b) tek kıymık üzerinden kare-yapının tanımlanması süreci.....	157
Şekil 3.66.	Kare yapının ortaya çıkarılmasından sonra (a) optik mikroskop ile (b) kare yapının üzerindeki resistin kaldırılması ile optik mikroskopta yakınlaştırılmış görüntüsü.....	157
Şekil 3.67.	Üçüncü mikrofabrikasyon süreci, pasivasyon katmanının kaplanması için (a) SiO ₂ kaplama, fotorezist kaplama ve aşındırma işlemi yapılmıştır. (b) 76,2mm'lik ve tek kıymık üzerinden pasivasyon katmanının kaplanması ve aşındırma işlemi sonrası görünümleri.....	159
Şekil 3.68.	Pasivasyon katmanının aşındırma sonucu optik mikroskop görüntüsü.....	160
Şekil 3.69.	Dördüncü mikrofabrikasyon süreci, altın kontaklarının kaplanması için (a) fotorezist kaplama, fotorezist çözündürme ve Au kaplama işlemi, (b) Au kaldırma işlemi sonrasında 76,2mm'lik alttaş üzerinde numunelerin 3 boyutlu, üstten görünümleri ile gerçek fotoğraf görüntüsü.....	161
Şekil 3.70.	Mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV numunesinin (a) 3-boyutlu şematik gösterimi ve (b) ilgili katmanların HRTEM görüntüsü.....	163
Şekil 3.71.	Mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV numunesinden alınan fotoğraf, SEM ve HRTEM mikroskop görüntüleri.....	164
Şekil 3.72.	Bariyer kalınlıkları (a) 0.8nm (b) 1.2nm (c) 1.6nm (d) 2.0nm olan P-SV numunelerinin I-V eğrileri ve bu eğrilerin türevinin alınmasıyla elde edilen direnç eğrileri. (e) Bariyer kalınlığının direnç ile değişimi.....	166

Şekil 3.73.	(a) ile (b) 1nm ve (c) ile (d) 2 nm bariyer kalınlığına sahip numunenin manyetik alan olmadan ve manyetik alan altındaki I-V eğrileri ((a)-(c))ve direnç değerleri.....	169
Şekil 3.74.	1nm bariyer kalınlığına sahip P-SV numunesinin farklı direnç-alan bölgesine göre TMR değişimi	171
Şekil 3.75.	Bir bariyer üzerine gelen elektronun dalga fonksiyonu ($\Psi_{L\rightarrow}$), bariyere çarpıp yansıyan elektron dalga fonksiyonu ($\Psi_{L\leftarrow}$), bariyerdan geçen elektron dalga fonksiyonu($\Psi_{R\rightarrow}$).....	172
Şekil 3.76.	Voltaj uygulanan bir MTJ yapısının bariyer durumlarını gösteren şematik yapı	174
Şekil 3.77.	İki metal elektrot arasındaki yalıtkan bariyerin genel bariyer görünütüsü [134]	175
Şekil 3.78.	Litografisi tamamlanmış eklem yapısı ve kontak alım şekli.....	178
Şekil 3.79.	P-SV numunelerinden alınan V-I eğrileri (a) Brinkman ve (b) Simmon eşitliklerine göre fit sonuçları. Siyah eğriler ölçümden elde edilen, kırmızı eğriler ise teorik modelleme sonucu elde edilen eğrileri vermektedir.....	179
Şekil 3.80.	Düşük sıcaklık (a) Direnç, (b) İletkenlik ve (c) 12K sıcaklıkta Manyetik alanlı ve alansız V-I eğrisi d) 12 K sıcaklıkta manyetik alanlı ve alansız direnç değeri	180
Şekil 3.81.	Bariyer kalınlığı 2nm olan, 25x25 μm^2 alan bölgesine sahip MTJ numunesinin J-V eğrilerinin (a) $\pm 0.5\text{V}$ (b) $\pm 0.8\text{V}$ (c) $\pm 1.0\text{V}$ (d) $\pm 1.3\text{V}$ (e) $\pm 1.5\text{V}$ (f) $\pm 1.8\text{V}$ uygulanan voltaja göre Brinkman fit eğrileri	184
Şekil 3.82.	(a) Düşük ($\leq 0.8\text{V}$) ve yüksek uygulama ($> 0.8\text{V}$) voltaj değerleri için iletkenliğin logaritmik türevi ($\tilde{g}(V)$ -Voltaj(V)). Şekildeki noktalar ölçüm noktalar olup, çizgi ise okuyucunu gözüne klavuzluk etmesi için kullanılmıştır. Grafik içerisinde Gundlach bariyer	

	profili Röttländer tarafından önerilmiştir ve BDR modelinden farklıdır; bariyer profilinde E_F Fermi enerji seviyesini, ϕ ortalama bariyer yüksekliğini göstermektedir	186
Şekil 3.83.	(a) Düşük ($\leq 0.8V$) ve yüksek uygulama ($> 0.8V$) voltaj değerleri için manyetik alan altında (paralel) ve manyetik alan olmadan (anti-paralel) ölçülen diferansiyel direnç (dV/dI) değerleri ve (b) bu değerlerden hesaplanan TMR değerinin uygulama voltajına göre değişimi	187
Şekil 3.84.	2nm bariyer kalınlığına ve $25 \times 25 \mu m^2$ direnç alan bölgesine sahip P-SV numunesinin XRR datası (içi boş halka ile verilmiştir) ve ilgili dataya yapılmış simülasyon (kırmızı düz çizgi) eğrisi. Simülasyon sonucunda elde edilen sonuçlar grafik içerisindeki tablo halinde verilmiştir. Grafik içerisinde yansıtıcı (specular) ve yansıtıcı olmayan (off specular) ölçüm sonucu verilmiştir.	190
Şekil 3.85.	(a) düşük ($\leq 0.8V$) ve yüksek uygulama ($> 0.8V$) voltaj değerleri için manyetik alan altında (paralel) ve manyetik alan olmadan (anti-paralel) ölçülen diferansiyel iletkenlik (dI/dV) değerleri.	191
Şekil 3.86.	Farklı uygulama voltajlarına göre, (a) 0.5V (b) 0.8V (c) 1.0V(d) 1.3V(e) 1.5V(f) 1.8V, $\ln(J/V^2) - 1/F$ grafikleri. Şekillerin içerisinde verilen $\ln(J/F^2) - \ln(1/F)$ grafiklerde DT ve FN tünelleme süreçlerine geçişlerin daha iyi farkedilebilmesi için verilmiştir. Elde edilen bariyer yükseklikleri (eV) ve etkin bariyer genişliği d şematik olarak şekiller içerisinde verilmiştir. Şekillerde, I ve M harfleri sırasıyla bariyerde elektronun yalıtkan ve metal olarak algıladığı	

	kısımları temsil etmektedir. Bariyer şekillerindeki ok işareti elektronun pozitif voltaj bölgesinden akışını temsil etmektedir.	195
Şekil 3.87.	MgO-x Bariyer katkılaması yapılmış numunelerin tabaka yapısının şematik gösterimi.	198
Şekil 3.88.	Ti katkılı ve katkısız MgO bariyerine sahip P-SV numunelerinin XRD kırınım desenleri	199

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 3.1.	Tek tabaka ince filmleri için XRR eğrilerinin teorik modellemesinden elde edilen kalınlık değerleri. Üretim zamanı ve depolama oranları (kalınlık/üretim zamanı).....	58
Çizelge 3.2.	Farklı proses gücünde ve farklı Ar:O ₂ gaz akış oranlarında voltaj limiti olmadan ve voltaj limiti konularak üretilen tek katman MgO numune serisi.	87
Çizelge 3.3.	P-SV sistemini oluşturan Ta, Ta/Ru/Ta, Ta/Ru/Ta/CoFeB/ Ta Ta numunelerinin XRR fit sonuçları.	126
Çizelge 3.4.	Değişen MgO kalınlıklarında ve değişen tavlama sıcaklıklarında ölçülen XRR eğrilerinin aktif tabakalar için fit analiz sonuçları. Tabloda kalınlık ve pürüzlülük değerleri sırasıyla t ve σ ile belirtilmiştir. Kalınlık değerleri $\pm 0.5\text{nm}$, pürüzlülük değerleri ise $\pm 0.03\text{nm}$ hata payı içermektedir.	141
Çizelge 3.5	Katkılanmış MgO bariyerine sahip P-SV numunesinin katman kalınlıkları.....	198

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

AC	: Alternatif Akım
A-FM	: Anti-Ferromanyetik
AFM	: Atomik Kuvvet Mikroskobu (Atomic Force Microscopy)
AMR	: İzotropik Olmayan Manyetodirenç (Anisotropic Magnetoresistance)
AP	: Paralel Olmayan (Anti-Paralel)
HMK	: Hacim merkezli kübik (body centered cubic)
BDR	: Brinkman, Dyne, Rowell
CCD	: Yük Çiftlenimli Aygıt (Charge Coupled Device)
CIP	: Düzleme Paralel Akım (Current In-Plane)
CMOS	Tamamlayıcı metal-oksit yarı iletkeni (Complementary metal oxide semiconductor)
CPP	: Düzleme Dik Akım (Current Perpendicular Plane)
DC	: Doğru Akım (Direct Current)
DC-MS	: Doğru Akım Manyetik Sıçratma (Direct Current Magnetron Sputtering)
DOS	: Durumlar Yoğunluğunlu (Density Of States)
DT	: Direk tünelleme (Direct Tunneling)
EB	: Değiş-Tokuş (Exchange Bias)
EB-SV	: Değiş Tokuş Etkileşimli Spin Vanası (Exchange Biased Spin Valve)
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik (face centered cubic)
FFT	: Hızlı Fourier dönüşümü (Fast Fourier Transform)
FIB	: Odaklanmış İyon Demeti (Focused Ion Beam)
FM	: Ferromanyetik
FN	: Fowler Nordheim

FPP	: Dört nokta iğne (Four Point Probe)
FWHM	: Yarı yükseklik genişliği (Full width at half maximum)
GIXD	: Düşük Açı X-Işını Kırınımı (Grazing Incidence X-Ray Diffraction)
GMR	: Dev Manyetodirenç (Giant Magnetoresistance)
GPS	: Küresel Konumlama Sistemi (Global Positioning System)
HDD	: Yüksek Yoğunluklu Sabit Disk (Hard Disk Drive)
HRTEM	: Yüksek Çözünürlüklü Geçirimli Elektron Mikroskobu (High Resolution Transmission Electron Microscopy)
KP-SV	: Katkılı Bariyere Sahip Pseudo Spin Vanası
LPCVD	: Düşük Basınçta Kimyasal Biriktirme Metodu (Low Pressure Chemical Vapour Deposition)
MBE	: Moleküler Demet Epitaksi (Molecular Beam Epitaxy)
MDL	: Manyetik Ölü Tabaka (Magnetic Dead Layer)
MEMS	: Mikro elektronik mekanik sistemler (Micro Electronic Mechanical Systems)
MOSFET	: Metal-Oksit Yarı iletkenli Alan Etkili Transistör (Metal-Oxide Semiconductor Field Effect Transistor)
MR	: Manyetodirenç (Magnetoresistance)
MRAM	: Manyetik Rastgele Erişim Hafızası (Magnetic Random Access Memory)
NM	: Manyetik Olmayan (Non-Magnetic)
P	: Paralel
PDC-MS	: Atmalı Doğru Akım Manyetik Sıçratma (Pulsed-DC Magnetron Sputtering)
PECVD	: Plazma Destekli Çiftlenmiş Plazma (Plasma Enhanced Coupled Plasma)

P-SV	: Pseudo Spin Vanası
PVD	: Fiziksel Buhar Biriktirme (Physical Vapor Deposition)
RA	: Direnç Alan (Resistance Area)
RC	: Salınım Eğrisi (Rocking Curve)
RF	: Radyo Frekansı
RF-MS	: Radyo Frekansı Sıçratma Tekniği (RF Magnetron Sputtering)
SAED	: Seçilmiş Alan Elektron Kırınımı (Selected Area Electron Diffraction)
SCI	: Bilimsel Alıntı İndeksi
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu (Scanning Electron Microscopy)
SyFM	: Sentetik Ferromagnet (Synthetic Ferromagnet)
S-I-S	: Yarıiletken-Yalıtkan-Yarıiletken (Semiconductor-Insulator-Semiconductor)
STT	: Spin Transfer Tork
STMRAM	: Spin Tork Manyetik Rastgele Erişim Hafızası (Spin Tork Magnetic Random Access Memory)
SV	: Spin Vanası (Spin Valve)
TEM	: Geçirimli Elektron Mikroskobu (Transmission Electron Microscopy)
TMR	: Tünelleme Manyetodirenci (Tunneling Magnetoresistance)
UDA	: Tek Yönlü Manyetik Alanda Tavlama (Uni-Directional Magnetic Annealing)
UHV	: Ultra Yüksek Vakum (Ultra High Vacuum)
UNAM	: Ulusal Nanoteknoloji Araştırma Merkezi
UV	: Ultra Viyola
VSM	: Titreşimli Numune Manyetometresi (Vibration Sample Magnetometer)

XRD	:	X-Işını Kırınımı (X-Ray Diffraction)
XRR	:	X-Işını Yansıması (X-Ray Reflectometry)
WKB	:	Wentzel, Kramers and Brillouin

Alt ve üst indisler

AP	: Paralel olmayan
b	: Elektrikte Uygulama Voltajı
b	: Sıcaklıkta kararlılık
c	: Tabaka Kalınlığında Kritik
DC	: Doğru akım
ex	: Manyetizmada Değiş-Tokuş
F	: Fermi
f	: Manyetik Tabakalarda Ferromanyetik
g	: Aralık
ind	: İndüklenen
k	: İzotropik olmayan enerji sabiti
L	: Sol
o	: Derece
P	: Paralel
pin	: Manyetizmada sıkıştırma
R	: Sağ
RF	: Radyo Frekans
s	: Manyetizmada doyum
z	: z Yönünde Bileşen

1 GİRİŞ

Günümüz modern haberleşme ve bilgi çağının temelleri, 18. Yüzyılda Franklin'in gök gürültüsü ve yıldırım doğa olaylarını açıklamasına dayanmaktadır. O zamanlar Franklin'in açıklaması büyük bir gizem olarak görülse de yük akışı ve onun sonuçlarını veren ilk resmi fikir olarak kayıtlara geçmiştir. Franklin'den sonra bugün Coulomb kuvveti olarak bilinen, Coulomb'un elektron yükünü matematiksel olarak açıklaması ile elektroniğin temelleri atılmaya başlanmıştır. Bugünün elektrik ve haberleşme bilimlerinin temelini oluşturan Maxwell Denklemleri ile elektron yükünün doğası ve etkileri nihai bir temele oturtulmuştur. Maxwell denklemlerinin günlük hayatta ilk kullanımı Edison ile başlamış ve 20. Yüzyıla kadar birçok buluşla elektronik, kendi esas bileşenleri olmaksızın kimliğini bulmaya başlamıştır. Elektroniğin temel bileşenleri radyoyu icat eden İtalyan mucit Marconi ve Henry Hertz'in çalışmaları ile atılmıştır. 20. Yüzyılın başlarında boşluk tüpünün radyo cihazlarında kullanılması ilk elektronik cihaz olarak kayıtlara geçmiştir. Çünkü boşluk tüpünün içerisinde, günümüz katı-hal cihazlarının temelini oluşturan, alternatif akımını (Alternative Current: AC) direk akıma (Direct Current: DC) dönüştüren diyot kullanmıştır. 1905 yılında Einstein'ın Foto-Elektrik Etkiyi açıklayarak Nobel ödülü kazanması ile kuantum teorisinin etkileri başlamış ve elektronik, kuantum teorisi bulguları ile başka bir boyut almıştır. Bilgisayarın ikinci dünya savaşı sırasında keşfedilmesi, iletişimyonda devrim niteliği olan televizyonun keşfedilmesi elektronik aygıtların kullanımını daha da artırmış ve elektroniğe olan ilgi daha da artmıştır. Diyot aygıtların elektronik cihazlar içerisinde kullanılması yüksek güç tüketimi, düşük güvenilirlik ve iyi soğutma tertibatları gibi birçok sorunları da beraberinde getirmiştir. Bu nedenle bilim adamları 20. Yüzyılın ortalarında katı-hal aygıtlarına yönelmiştir. Bu amaçla, Russel Ohl, saf silikona üç-beş değerlikli elementi katkılayarak iki tabakalı pn-eklemlili diyot oluşturmuştur. Bu diyotlar yeni yükselteçlerde kullanılmış ve yeni ufuklara yol açarak ilk kez Bardeen ve Brattain tarafından transistör etkisinin bulunmasını sağlamıştır. Transistör etkisi günümüz elektroniğin başlangıcı olarak kabul edilmektedir. Transistör etkisi beraberinde elektronik cihazların tek bir ana kart üzerinde toplanabilmesi için entegre devrelerini, daha ekonomik, daha küçük

ve daha az güç tüketen metal oksit yarı iletkenli alan etkili transistör'lerin (**Metal–Oxide–Semiconductor Field-Effect Transistor: MOSFET**) keşfine yol açmıştır. 1965 yılında Moore ve Noyce yayınladığı bir makalede, birçok transistörün tek bir Silisyum çip üzerinde kullanım sayısının eksponansiyel olarak artacağını söylemiştir. Bugün Moore kanunu olarak bilinen bu kanun, her 18 ayda bir tümleşik devre üzerine yerleştirilebilecek bileşen sayısının iki katına çıkacağını, bunun bilgisayarların işlem kapasitelerinde büyük artışlar yaratacağını, üretim maliyetlerinin ise aynı kalacağını, hatta düşme eğilimi göstereceğini öngörmektedir. Moore kanunu günümüze kadar geçerliliğini sürdürmüştür ancak transistörlerin atom boyutuna inmesi ile Moore kanunu geçerliliğini yitirmektedir. Teknolojinin geldiği bu sınırlamada yeni bir gelişime ihtiyaç duyulmuştur.

Bilim adamları elektronun yük özelliği ile birlikte spin özelliğini kullanarak elektronik aygıtlara yeni bir kavram getirmiştir. Bu kavram spintronik olarak adlandırılmaktadır. Elektronun yük ve spin özelliğinin aynı anda kullanılması, elektronik aygıtlara göre birçok avantajı ve serbestliği beraberinde getirmektedir. Spintronik temelli aygıtlar, dışarıdan bir manyetik alan uygulanması ile basit bir şekilde kontrol edilebilmektedir. Bu prensiple çalışan aygıtların başında Manyetodirençli rasgele erişimli bellekler (**Magnetoresistance Random Axes Memory: MRAM**), spin tork manyetik rasgele erişim bellekler (**Spin Torque Magnetic Random Access Memory: STMRAM**) ve spin transfer tork (spin transfer torque: STT) (nano-oscillator microwave sources) nano-titreşimli mikro dalga kaynaklar gelmektedir [1-5, 8, 9]. Spintronik aygıtlar, elektronik aygıtlara göre daha hızlı işleve, daha az güç tüketimine, daha yüksek termal kararlılığa ve özellikle bilgi taşıma teknolojisinde kaybolmayan bilgi özelliği ile birçok avantaja sahiptir. Her ne kadar, deneysel anlamda spintronik üzerine birçok çalışma yapılmış olsa da, spintronik alanın özellikle tünelleme sürecinin fiziksel açıklığa kavuşması için yeni çalışmalara ihtiyaç duymakta, birçok bilim dalını kapsayan araştırmacıların da ilgi odağı haline gelmektedir.

Spintronik aygıtlarda, yüksek performans isteğinin artması, Si alttaş üzerine Spin Vanası (**Spin Valve: SV**) sisteminin entegrasyonu için zorlu süreç koşullarının iyileştirilmesine, Tünel manyetodirenç (**Tunnel Magnetoresistance: TMR**) değerinin artması için SV'nin ve onu oluşturan malzeme yapılarının sürekli

gelişimine ihtiyaç duyulmaktadır. Bu nedenle, bu gibi aygıtlarla ilgili temel fiziksel fenomenlerinin anlaşılmasına ve temel araştırmaların yapılmasına sürekli ihtiyaç duyulmaktadır. Bu tez çalışmasında teknolojik uygulamalar için SV sistemlerinin geliştirilmesi amaçlanmış ve zorluklar tanımlanmıştır. Bu zorluklar; SV sistemlerini oluşturan her bir katmanın ve bariyer katmanın üretimi ve optimizasyonu, değiş tokuş katmanın optimizasyonu ve değiş tokuş fenomeninin temelini anlaşılması, CoFe ferromanyetik katmanların atomik düzeyde ara yüzeyin pürüzsüzlüğünün sağlanması ve doku kalitesinin elde edilmesi ve bu aygıtlarda mikrofabrikasyon tekniklerinin uygulanması şeklindedir.

Tezin giriş bölümünde, manyetodirenç ile ilgili temel bilgiler ve fiziksel fenomenler anlatılmıştır. Bunun dışında, yüksek TMR değerlerinin elde edilebilmesi için bariyer katmanı ve elektrotlar hakkında fiziksel temel bilgiler sunulmuştur.

Tezin deneysel yöntemler bölümünde, SV sistemlerinin üretiminde kullanılan manyetik sıçratma tekniği anlatılmıştır. Ayrıca, SV sistemlerin yapısal, manyetik ve manyeto direnç karakterizasyonlarında kullanılan teknikler sunulmuştur. SV sistemlerinin mikrofabrikasyon adımlarında kullanılan litografi ve dağlama teknikleri anlatılmıştır.

Tezin bulgular bölümünde, MgO tabanlı değiş-tokuş etkileşimli spin vanası (EB-SV: **E**xchange **B**iased-**S**pin **V**alve) ve P-SV olmak üzere iki kısımdan oluşmaktadır. Birinci kısımda, EB-SV sistemleri manyetik saçtırma yöntemiyle gölgeleme maskesi kullanılarak üretilmiş, yapısal, manyetik ve manyeto- direnç özellikleri incelenmiştir. İkinci kısımda, daha yüksek TMR değerleri gösteren P-SV numuneleri manyetik saçtırma yöntemiyle üretilmiştir. P-SV numunelerinin mikrofabrikasyon süreci Ulusal Nanoteknoloji Merkezi (**U**lusal **N**anoteknoloji ve **A**raştırma **M**erkezi: UNAM) bünyesinde bulunan temiz alan altyapısı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. P-SV numunelerinin yapısal, manyetik ve manyetodirenç özellikleri incelenmiştir. Ayrıca, SV sistemlerinin uygulama alanlarında gerekli olan yüksek TMR değerine sahip sistemlerin MgO bariyerine atomik seviyede $3d^2$ V, $3d^3$ Ti, $5d^3$ Ta geçiş metali katkılandırılması yapılmış, yapısal ve manyetik özellikleri incelenmiştir.

Son olarak tezin sonuçlar ve öneriler bölümünde, SV sistemlerinden elde edilen genel sonuçlar özetlenmiş, daha iyi performansa sahip SV sistemlerinin üretilmesi için ihtiyaç duyulan ek çalışmalar ve gelecek çalışmalar için öneriler sunulmuştur.

1.1 Teorik Önbilgiler ve Temel Kavramlar

Bu bölümde, bu tez kapsamında üretilen Spin Vanası (Spin Valve: SV) sistemlerinin daha iyi anlaşılabilmesi amacıyla teorik önbilgiler sunulmuştur.

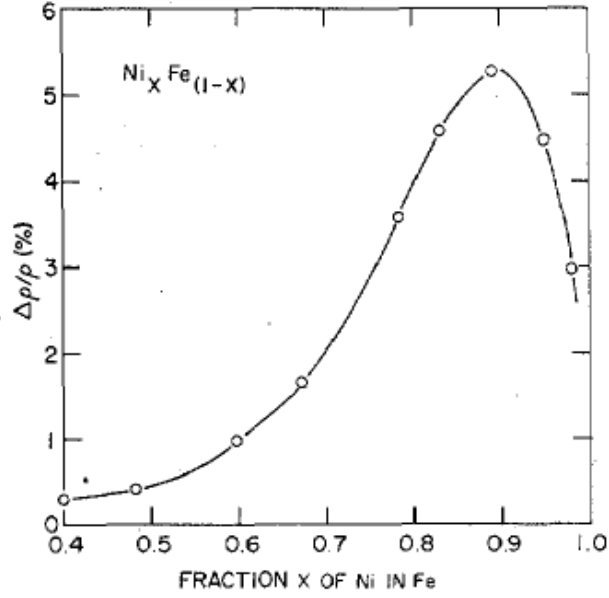
1.1.1 Manyetodirenç

Manyeto-direnç (**M**agnetoresistance: MR) bir malzemeye dış bir manyetik alanın uygulanması ile malzemenin elektrik direncinin değişmesidir. MR ilk olarak 1857 yılında Thomson tarafından gözlenmiştir [10]. Gözlenen bu olgu, daha sonra anizotropik MR (**A**nisotropic **M**agnetoresistance: AMR) olarak adlandırılmıştır. MR olgusunun ticari uygulaması ilk keşfedilmesinden 100 yıl sonra, benzer malzemelerin direncinin %1-2 değişim göstermesi ile başlamıştır. Son otuz yıldır, farklı tipte MR'lar keşfedilmiştir. Bunlardan en önemlileri dev-MR (**G**iant **M**agnetoresistance: GMR) ve tünelleme-MR (**T**unnel **M**agneto **R**esistance: TMR)'dır. GMR ve TMR özelliklere sahip malzemeler AMR özellikli malzemelerden yüzlerce kat fazla MR göstermesi nedeniyle yeni spintronik uygulamaların vazgeçilmez malzemeleri olarak görülmektedir.

1.1.2 Anizotropik manyetodirenç (AMR)

1857 yılında, William Thompson, Nikel (Ni) ve Demire (Fe) dış manyetik alan uygulayarak %1'den daha az elektriksel direncinin değiştiğini gözlemlemiştir. Bu gibi malzemelerin elektriksel direnci uygulanan manyetik alanın yönüne bağlıdır. Manyetik alan ile akım yoğunluğu arasında spin-yörünge etkileşmesinden kaynaklanan bu etki, AMR olarak adlandırılmaktadır [10]. Malzemenin direnci, uygulanan manyetik alan ile sinüsel olarak

değişmektedir. 1970’li yıllarda bu etki sistematik olarak çalışılmış ve araştırmacılar Demir (Fe), Nikel (Ni) ve Kobalt (Co) tabanlı malzemelerde direncin %6’ya kadar değiştiğini bulmuşlardır (Şekil 1.1) [11,12].



Şekil 1.1. NiFe alaşımlarının dış bir manyetik alan altındaki direnç değişimi [11, 12]

Direnç değişiminin büyüklüğü, malzemenin tamamen mıknatıslandığında ve mıknatıslanmadığındaki direncin görelî olarak değişmesine bağlıdır. Buna göre, görelî direnç değişimi ile ifade edilir. Burada, ρ_0 , sıfır manyetik alan altındaki malzemenin öz direnç değerini $\rho_{||}$ ve $\rho_{\perp}$ sırasıyla akım yönüne paralel ve dik uygulanan manyetik alan altındaki öz direnç değerlerini ifade etmektedir.

$$\frac{\Delta\rho}{\rho_0} = \frac{\rho_{||} - \rho_{\perp}}{\frac{1}{3}\rho_{||} + \frac{2}{3}\rho_{\perp}} \quad (1.1)$$

Bir daire içerisinde bulunan tek bir manyetik alan $\vec{M}$, akım yoğunluğu $\vec{j}$ ile belli bir θ açısı yapmaktadır. Öz direncin θ açısı ile ilişkisi

$$\rho(\theta) = \rho_{||} \sin^2 \alpha + \rho_{\perp} \cos^2 \alpha \quad (1.2)$$

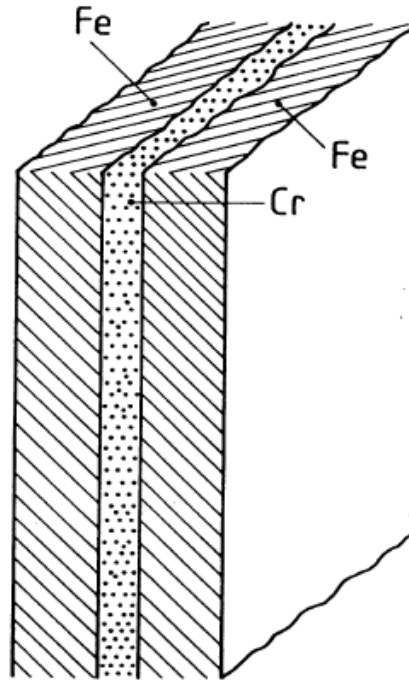
ile ifade edilmektedir. Günümüzde AMR değeri en geleneksel hali ile

$$AMR = \frac{R_{||} - R_{\perp}}{R_{\perp}} \quad (1.3)$$

şeklinde tanımlanmaktadır. Burada, direnç, akım yönüne göre manyetik alanın dik ve paralel olarak ölçülmesi ile AMR ifadesi verilmiştir [13]. AMR 1990’larda birçok sensor uygulamasında, özellikle sabit disk ve okuma kafalarında yaygın olarak kullanılmıştır. AMR’nin, manyetik alanın değişimine karşı hassas olmasından dolayı, manyetik bilgi bitlerin boyutlarının azalmasına olanak tanımış ve bu nedenle sabit disklerin bilgi boyutları hızlı bir artış göstermiştir. Her ne kadar günümüzde AMR teknolojisi okuma kafalarında GMR’dan dolayı popülerliğini yitirse de, günümüzde halen manyetik kumpaslarda, küresel konumlama sistemi cihazlarında (**G**lobal **P**ositioning **S**ystem: **GPS**) ve diğer küçük manyetik alana duyarlı uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaya devam etmektedir.

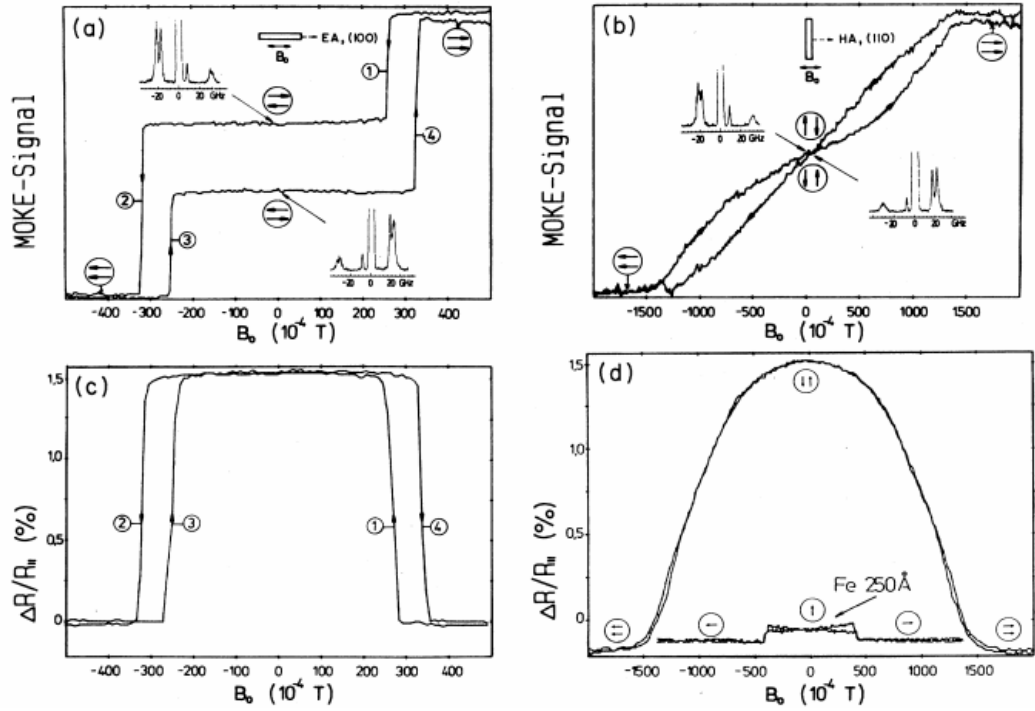
1.1.3 Dev manyetodirenç (GMR)

GMR etkisi gösteren aygıtlar, iki ferromanyetik (**Ferromagnetic: FM**) iletken tabaka arasına, manyetik olmayan ince iletken bir tabaka (bariyer tabakası) yerleştirilerek oluşturulan sandviç yapıya sahip aygıtlardır (Şekil 1.2).



Şekil 1.2. GMR özelliği gösteren Fe/Cr/Fe oluşan sandviç yapı [14]

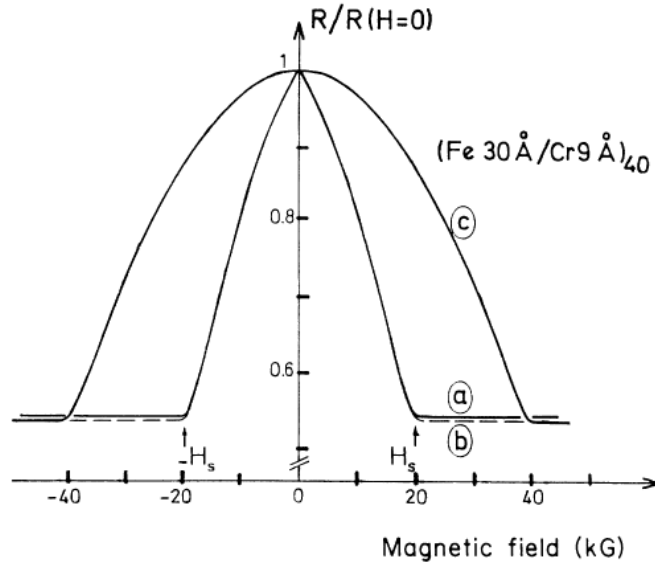
İlk olarak 1988 yılında Albert Fert ve Peter Grünberg' in liderliklerini yaptıkları birbirinden bağımsız iki grup tarafından gözlenmiştir. Peter Grünberg bu tip bir sandviç yapıda, FM tabakaların belli bir bariyer tabakası kalınlığında anti-ferromanyetik (**Anti-Ferromagnetic: A-FM**) olarak çiftlendiğini gözlemlemiştir [15]. Daha sonra aynı grup, sandviç yapının direncinin, uygulanan manyetik alanla dev bir değişim gösterdiğini gözlemlemiştir (Şekil 1.3). Sandviç yapıdaki iki FM tabaka eğer birbirine paralel bir spin yönelimindeyse düşük elektriksel dirence, anti-paralel yönelimindeyse yüksek elektriksel dirence sahiptir. Albert Fert ve ark. aynı yıl içerisinde A-FM olarak çiftlenmiş Fe/Cr/Fe üçlü tabakanın, uygulanan manyetik alanla oldukça yüksek elektriksel direnç değişimine sahip olduğunu göstermiştir [16] (Şekil 1.4).



Şekil 1.3. (a) ve (b) Sandviç yapının manyetik histerize eğrisi (c) ve (d) Uygulanan alana göre direnç ölçümü. a ve c'de uygulanan alan film büyütme doğrultusu yönünde (kolay eksen yönünde) olup b ve d'de ise uygulanan alan film büyütme doğrultusuna dik yöndedir [15]

Albert Fert ve ark. üçlü tabakanın spin-aşağı ve spin-yukarı kanallarından ayrı ayrı etkilendiğini bularak bu büyük direnç değişimini açıklamıştır. Buna göre akım kendisi ile aynı spin polarizasyonuna sahip bir FM tabakadan geçtiğinde, göreceli

olarak büyük bir saçılım gerçekleşir. Buna karşın akım kendisinden farklı bir spin polarizasyonuna sahip A-FM katmanından geçtiğinde ise bu saçılım gerçekleşmez [17]. Bu durum, Fermi yüzeyindeki her bir spin polarizasyonun farklı sayıdaki geçici durumlarından (evanescent state) kaynaklanmaktadır. Buna göre, Fe/Cr/Fe sandviç yapısı; spin polarizasyonun değişkenlerinden biri, eğer tabakalar birbirine paralel (P) yönelimliyse her iki tabakadan kolayca geçebilir ve düşük dirence neden olur. Eğer ferrromanyetik tabakalar anti-paralel (AP) yönelimliyse spin polarizasyonun değişkeni sadece kendisi ile aynı yönelime sahip FM tabaka içerisinden geçer, ancak kendisi ile farklı yönelime sahip FM tabakada büyük bir dirençle karşılaşır böylece toplam direnç oldukça yüksek olur (Şekil 1.5).



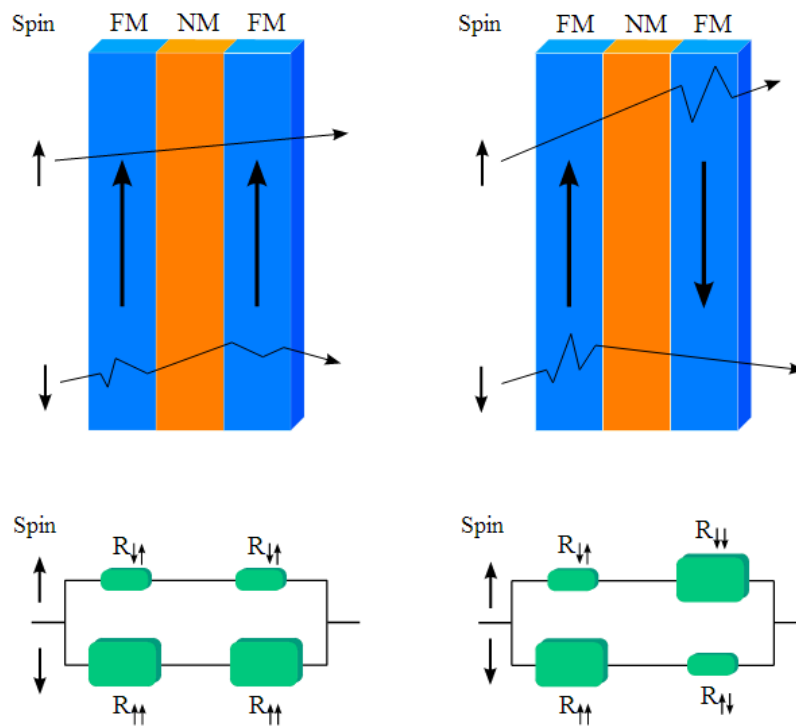
Şekil 1.4. Fe/Cr/Fe üçlü tabakada uygulanan manyetik alana karşın elektriksel direncin değişimi [16]

GMR değeri, AP ve P direnç durumlarının farkının P durumdaki dirence bölünmesi ile hesaplanır.

$$GMR = \frac{R_{AP} - R_P}{R_P} \quad (1.4)$$

Burada, R_{AP} , FM tabakalarının AP manyetizasyon yönelimi durumundaki direnci, R_P FM tabakalarının P manyetizasyon yönelimi durumundaki direncini vermektedir. GMR değerlerin AMR değerlerinden çok fazla olmasından dolayı, okuma

kafalarında GMR tipi okuma kafaları kullanılmaya başlanmıştır. Bu gibi yüksek duyarlılığa sahip okuma kafalarının, alan yoğunluğu $200\text{ GB/in}\dot{\text{c}}^2$ olan yüksek alan yoğunluklu sabit disklerde kullanılması sağlanmıştır. İlerleyen yıllarda $1\text{ TB/in}\dot{\text{c}}^2$ alan yoğunluklarına kadar da erişilebileceği tahmin edilmektedir [18]. Bu gibi yüksek duyarlılıklı okuma kafaları ile her bir manyetik bit boyutu daha da aşağılara çekilmiş ve bu nedenle TMR gibi daha da hassas teknolojilere ihtiyaç duyulmuştur.

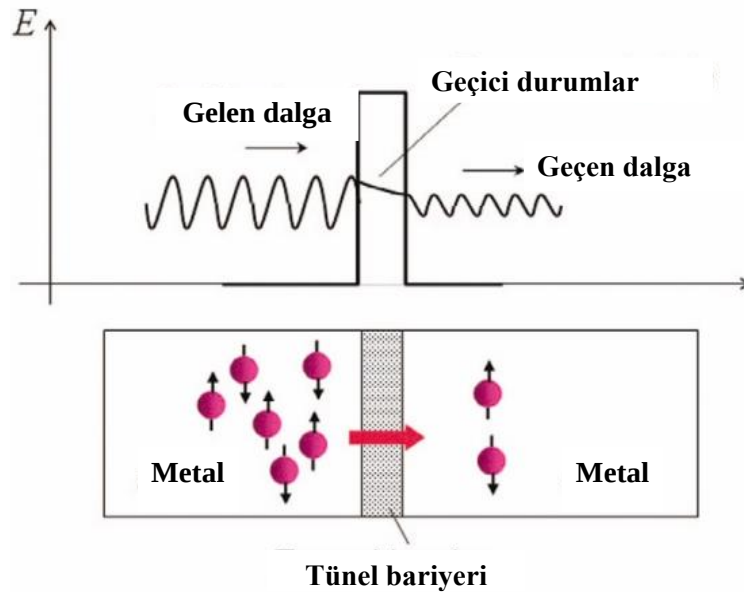


Şekil 1.5. Eğer FM tabakalar birbirine P olarak düzenlenmişse, bir spin polarizasyonu her ki tabakadan düşük bir dirençle karşılaşarak ilerler ancak FM tabakaların AP diziliminde ise her iki polarizasyon yüksek bir dirençle karşılaşır [19]

1.1.4 Tünel manyetodirenç (TMR)

Bir elektron kendi enerjisinden daha büyük bir enerjiye sahip potansiyel bir bariyer ile karşılaştığında, dalga özelliğinden dolayı bariyer içerisinde ilerlemeye devam eder [20]. Eğer bariyer, elektronun geçebileceği kadar ince ise elektron dalgası bariyerin diğer tarafında da gözlenebilmektedir (Şekil 1.6). Bu duruma

elektronun tünellemesi denir. Bazı aygıtlar elektronun tünelleme özelliğini kullanmaktadır, bu tür aygıtlara tünel eklemi denilmektedir ve iki iletken tabakanın arasındaki birkaç Angstrom ile birkaç nanometre arasında değişen yalıtkan bir tabakanın (tünel bariyer) oluşturduğu sandviç yapıya sahiptir. Böyle bir yapıya bir voltaj uygulandığında, uygulanan voltaj ile enerji kazanan elektronlar yalıtkan bariyerdeki geçici enerji durumlarından geçerek tünelleme yapabilir. Bariyerin sahip olduğu direnç, Ohm kanunu ($R = V / I$) ile ifade edilir ve çizgisel olmayan bir $V - I$ eğrisine sahip olur.

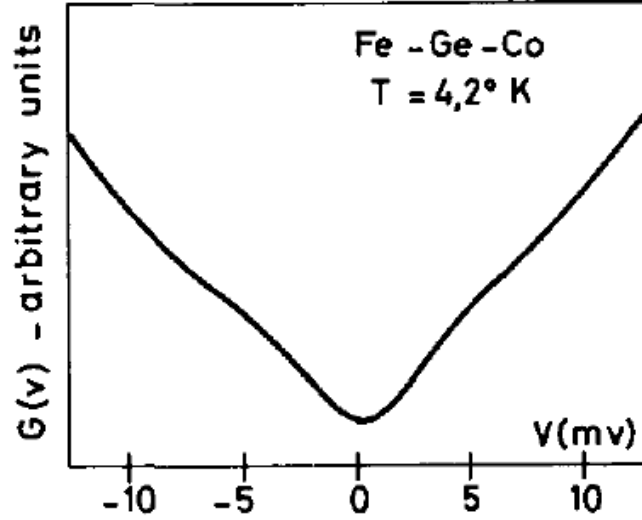


Şekil 1.6. Bir Potansiyel bariyer boyunca kuantum tünelleme olayı

1975 yılında, Michael Julliere FM malzemeler eğer bir tünel ekleminde iletken tabaka olarak kullanılmışsa, o tünel ekleminin iletkenliğinin G , uygulanan manyetik alanın büyüklüğüne bağlı olacağını keşfetmiştir (Şekil 1.7) [21]. Julliere, $4.2K$ sıcaklığında, tünel ekleminde bulunan iki FM tabakanın manyetizasyonunun birbirine P olması durumundaki iletkenliğin, AP olması durumundaki iletkenliğinden %14 daha fazla olduğunu bulmuştur.

Julliere, tünel eklemindeki iki FM tabaka arasındaki iletkenliğin, her iki FM elektrotun durum yoğunluğu ile orantılı olduğunu söylemiştir. Bir FM malzeme,

belli bir yönelime sahip spinlerin durum yoğunluğu, Fermi yüzeyinde bulunan diğer yönelime sahip spinlerin durum yoğunluğundan daha büyüktür (Şekil 1.8).



Şekil 1.7. Fe/Ge/Co tünel eklemine uygulanan manyetik alan kuvvetine karşı iletkenlik değişimi [21].

Fermi'nin altın kuralına göre, belli bir spin polarizasyonuna sahip elektronlar aynı spin yönelime sahip boş durumlar olduğu takdirde elektronların tünelleyebileceğini söylemektedir. Bu nedenle, FM manyetizasyon yönelimi P olan bir tünel eklemine, spinin korunduğu varsayılırsa, bir tabakadaki azınlık spin taşıyıcıları diğer tabakadaki azınlık durumlarını doldurmalıdır. Benzer şekilde, bir çoğunluk spin taşıyıcıları da diğer tabakadaki çoğunluk spin durumlarını doldurmaktadır (Şekil 1.9). Bu durumda her iki elektrot büyük durum yoğunluklarına sahip olmasından dolayı toplam iletkenliğinin de yüksek olması beklenmektedir.

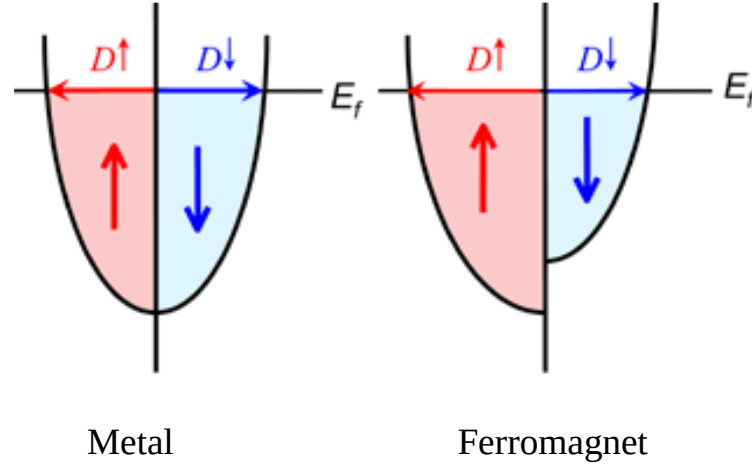
Tabakalar AP bir dizilime sahip olduğunda, bir elektrottaki çoğunluk elektronları diğer elektrottaki azınlık durumlarını doldurarak akımın oldukça azalmasına neden olur, çünkü ikinci elektrottaki, aynı spin kanalının durum yoğunlukları oldukça küçüktür. TMR değeri Julliere tarafından;

$$TMR = \frac{G_P - G_{AP}}{G_{AP}} = \frac{R_{AP} - R_P}{R_P} = \frac{2P_1P_2}{1 + P_1P_2} \quad (1.5)$$

denklemleri ile tanımlanmıştır. Denklem (1.5)'teki P_1 ve P_2 sırasıyla birinci ve ikinci FM elektrotun spin polarizasyonudur. FM malzemedeki spin polarizasyonu P ;

$$P = \frac{N_{\text{çoğunluk}} - N_{\text{azınlık}}}{N_{\text{çoğunluk}} + N_{\text{azınlık}}} \quad (1.6)$$

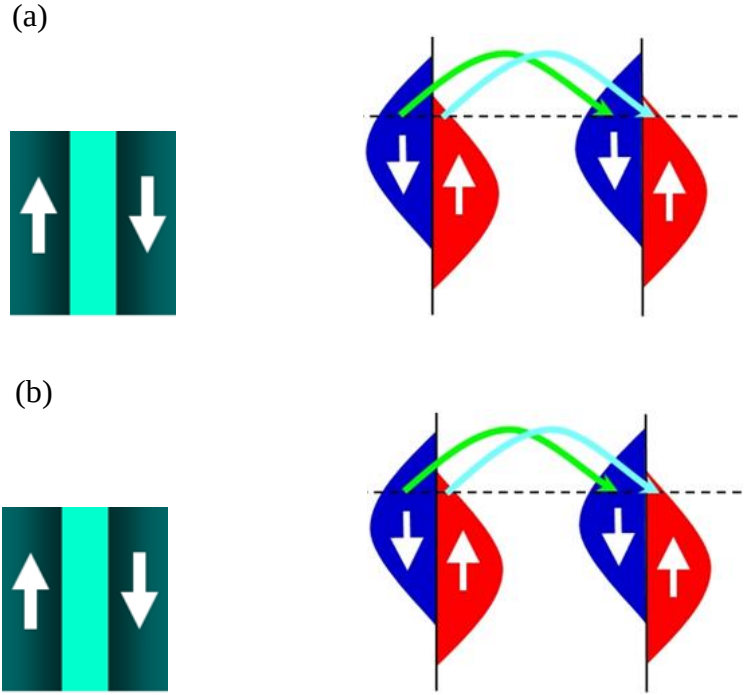
denklemleri ile verilir. Burada $N_{\text{çoğunluk}}$ ve $N_{\text{azınlık}}$ sırasıyla, çoğunluk ve azınlık spin taşıyıcı sayısıdır.



Şekil 1.8. Bir FM malzeme içerisindeki farklı spin kanalları için Fermi yüzeyindeki durum yoğunlukları eşit değildir [22]

1975 yılında Julliere'nın deneylerinden sonra 1995 yılına kadar TMR etkisi çok fazla ilgi görmedi. Ancak 1995 yılında birbirinden bağımsız iki grup, Al_2O_3 yalıtkan tabakasını FM/Amorf-Yalıtkan/FM tünel eklemine kullanarak oda sıcaklığında %12 kadar büyük bir MR değişimi gözlemlemiştir [24, 25]. Bu değer, manyetik sensör uygulaması için bu tür manyetik tünel eklemelerine (Magnetic Tunnel Junction: MTJ) olan ilgiyi artırmıştır. Farklı spin polarizasyonuna sahip FM malzemeler kullanılarak TMR oranı oda sıcaklığında %70 değerlerine kadar ulaşılmıştır [26], bu değer AlO_x bariyer kullanılarak elde edilen bir MTJ'nin teorik olarak tahmin edilen değeridir [27]. Ancak bu değer birçok spintronik aygıt uygulaması için yeterli olmamıştır. Örneğin MRAM sistemlerinde oda sıcaklığında %150'den daha fazla MR oranı gerekmektedir. Bunun yanı sıra yeni jenerasyon

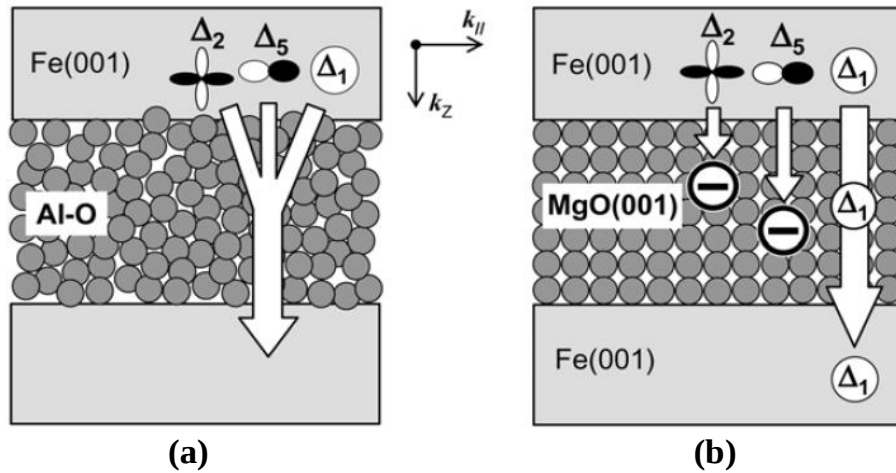
yüksek yoğunluklu sabit disk (**H**ard **D**isk **D**rive: HDD) okuma kafaları için hem yüksek MR değerine hem de ultra-düşük tünel direncine ihtiyaç duyulmaktadır. Bu nedenle AlO_x tabanlı MTJ'ler yeni nesil aygıt uygulamaları için yeterli gelmemektedir.



Şekil 1.9. (a) iki FM elektrotun P olduğu durumda, bir elektrottaki çoğunluk elektronları diğer elektrottaki çoğunluk boş durumlarını doldurmaktadır (b) AP olduğu durumda ise bir elektrottaki çoğunluk elektronları diğer elektrottaki azınlık boş durumları dolduruyor [23]

2001 yılında, iki bağımsız grup, Fe(001)/MgO(001)/Fe(001) bir MTJ yapısında TMR değerinin %1000 kadar yüksek değerlere ulaşılacağını teorik olarak öngörmüştür [28, 29]. Amorf AlO_x tabanlı MTJ yapılarda bu gibi yüksek TMR değerlerinin elde edilmemesinin nedeni, elektronun bariyer boyunca eş-fazlı tünelleme yapamamasından kaynaklanmaktadır. Üst elektrotu Fe(100) olan amorf AlO_x bariyer tabakası boyunca elektronun tünelleme olayı Şekil 1.10a'da gösterilmiştir. Bariyerin amorf olması ve içerisinde farklı simetrik dalga fonksiyonlarına sahip olması elektrotta birden fazla Bloch durumlarını ortaya çıkarmaktadır. Kristal yapının simetrik olmaması, oluşan birden fazla Bloch

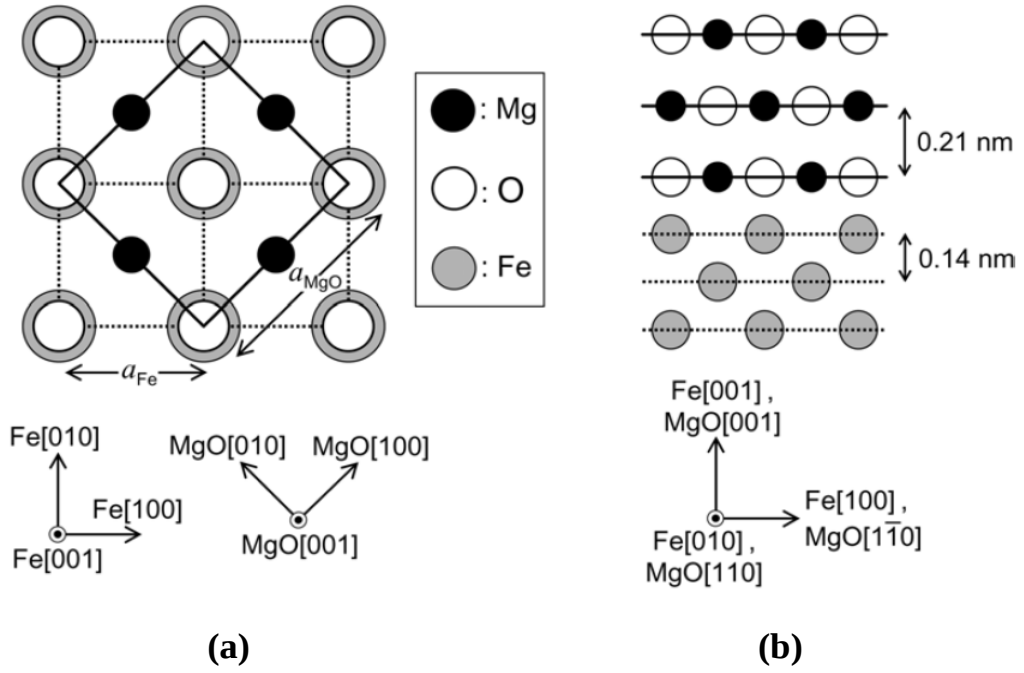
durumunun AlO_x bariyer içerisindeki boşluk durumları ile çiftlenmesine ve bunun sonucunda sonlu bir tünelleme olayı gerçekleşmesine neden olur. Bu tür tünelleme olayına eş-fazlı olmayan tünelleme denir. Eş fazlı olmayan tünellemede elektron, bariyer boyunca saçılma yaparak ilerler ve momentumunu koruyamaz. 3d FM ve alaşım malzemelerinde, Δ_1 simetriye ($s-p-d$ hibritleşmiş durumlar) sahip Bloch durumları genellikle Fermi enerji seviyesinde (E_F) pozitif spin polarizasyonuna sahiptir. Buna karşın, Δ_2 simetriye (d durumları) sahip Bloch durumları E_F civarında negatif bir spin polarizasyonuna sahiptir. Julliere, tünelleme olasılıklarının elektrottaki her bir durum için eşit olduğunu varsayımıştır. Bu varsayım tamamen eş-fazlı olmayan bir tünelleme ile ilişkilidir, çünkü içerisinde hiçbir momentum ve eş-fazlılık korunmamaktadır. Julliere'nin bu varsayımı amorf AlO_x bariyeri için bile geçerli değildir. Her ne kadar Ni ve Co gibi malzemelerin spin polarizasyonu negatif değere sahip olsa da, bu malzemeler AlO_x ile kombine edildiğinde elde edilen net spin polarizasyonu pozitif olarak çıkmaktadır [30]. Bu farklılık, bir MTJ eklemünde tünelleme olasılığının tamamen elektrotlardaki her bir Bloch durumunun simetrisine bağlı olduğunu göstermektedir.



Şekil 1.10. (a) Amorf AlO_x bariyer tabakası boyunca elektronun tünellemesi (b) kristal MgO(001) boyunca elektronun tünellemesi [1]

Bu sonuç, tünelleme olayında, yüksek polarizasyona sahip Δ_1 Bloch durumlarının diğer Bloch durumlarından daha yüksek bir tünelleme olasılığına sahip olduğunu göstermektedir. Bu da FM elektrotlarda net bir pozitif spin polarizasyonu ile sonuçlanır. 3d FM metal ve alaşımlar elektrot olarak kullanıldığında, Δ_2 gibi negatif spin polarizasyonuna sahip diğer bloch durumları da tünelleme sürecine katkıda bulunur ve bundan dolayı elektrotlardaki net spin polarizasyonu 0.6 değerine düşer. Bu nedenle Julliere'nin spin modeline göre FM/ AlO_x /FM malzemedede elde edilebilecek %100 maksimum TMR değeri ($0 < polirazasyon < 0.6$) arasındadır. AlO_x için elde edilen %70 TMR değeri bu değere çok yakındır. Eğer polarize olmuş Δ_1 Bloch durumları bariyer boyunca eş-fazlı tünelleme yaparsa, çok daha yüksek polarizasyonu tünelleme akımı dolayısıyla yüksek TMR elde edilmesi beklenir. Bu tür bir tünelleme elektrotlarla kristografik bir simetriye sahip bir bariyer tabakasının kullanılması ile gerçekleşebilir (Şekil 1.10b). Amorf AlO_x bariyer tabakasına sahip MTJ yapısında tünelleme olayı Julliere'nin varsayımı olan tamamıyla eş-fazlı olmayan tünelleme ile MgO bariyerli tabakanın oluşturduğu eş-fazlı tünelleme arasında ara bir tünelleme süreci olarak düşünülmektedir.

Öncü çalışmalar tek kristal bir MgO(001) alttaş üzerine HMK Fe (001) filmi epitaksiyal olarak büyütülebileceğini göstermiştir [31]. Şekil 1.11'de gösterildiği gibi, Fe atomları O atomlarının üzerine oturmuştur ve Fe-O mesafesi komşu MgO atomik düzlemlerine tamamen eşit mesafededir [32]. Fe-Fe atomları ve O-O düzlem mesafeleri arasında %3'lük küçük bir örgü uyumsuzluğu olduğu hesaplanmıştır [33]. Bu örgü uyumsuzluğu Fe ve MgO tabakaları arasında örgü bozukluğu ya da bu iki tabakanın ara-yüzeyindeki kaymalardan kaynaklandığı varsayılmaktadır. Teorik çalışmaların sonuçlarına göre ,epitaksiyal Fe(100)/MgO(100)/Fe(100) MTJ yapısında Fe Δ_1 durumların MgO bariyeri boyunca eş-fazlı tünelleme yapması beklenmektedir [28, 29]. TMR iletkenliğini bariyer ve elektrotlar içerisinde bulunan durumların doğası belirlemektedir. Özellikle, elektrotta bulunan yayılan durumlar (propagating states) ve bariyer malzemesi içerisinde bulunan geçici durumların (evanescent states) birbirine simetrik olup olmaması TMR iletkenliğini etkileyen en önemli faktörlerdendir.

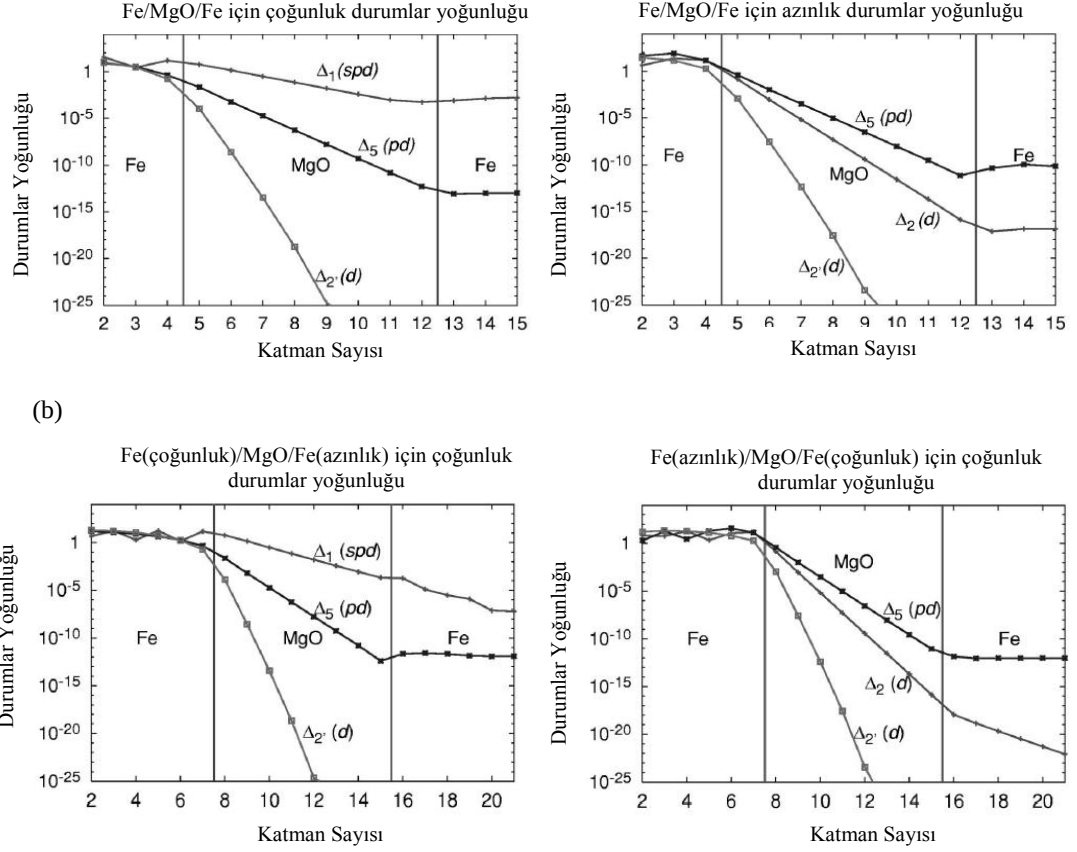


Şekil 1.11. Epitaksiyal HMK Fe(001)/MgO(001) ara yüzeyi yapısı ve kristallografik ilişkinin (a) üstten (b) kesit görünümü. a_{Fe} ve a_{MgO} sırasıyla HMK Fe ve MgO birim hücrelerini göstermektedir [1]

Tünelleme olasılığının en yüksek olduğu $k_{||} = 0$ için Fe/MgO/Fe yapısının azınlık ve çoğunluk elektronlarının tünelleme ile ilişkilendirilmiş durumlar yoğunluğu (Density Of States: **DOS**) Şekil 1.12’de verilmiştir.

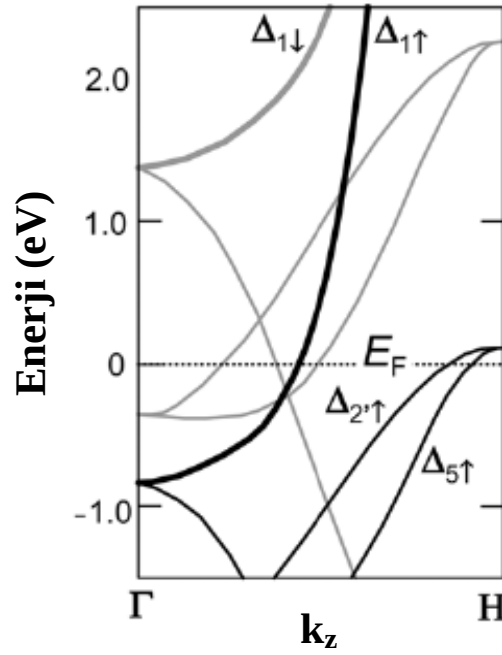
Çoğunluk ve azınlık elektronları dört adet Fe(100) Bloch durumuna sahiptir. Çoğunluk kanalında Δ_1 , iki kere dejenere olmuş Δ_5 ve Δ_2 durumları bulunurken azınlık kanalında çoğunluk kanalı ile aynı simetriye sahip durumlar bulunmaktadır. Ancak azınlık kanalında Δ_1 durumu, Δ_2 azınlık durumu ile yer değiştirmektedir. Elektrotların manyetik olarak birbirine yönelmeleri durumunda (Şekil 1.12a), Δ_1 durumu bariyer içerisinde en düşük bozunuma sahip olduğu gözlenmektedir. Bu nedenle elektrotların manyetik olarak P olduğu durumda baskın tünelleme kanalı $Fe \Delta_1 \leftrightarrow MgO \Delta_1 \leftrightarrow Fe \Delta_1$ kanalıdır. Her bir Fe(100) Bloch durumunun MgO bariyer içerisindeki bozulma oranları $k_{||} = 0$ için HMK Fe [001] doğrultusunda bant dağılımı ile tahmin edilebilir (Şekil 1.13). E_F civarında hem çoğunluk hem de

azınlık spinlerinin bulunmasından dolayı Fe'nin net spin polarizasyonu oldukça düşüktür. Ancak Fe Δ_1 bandı E_F civarında tamamen polarize olmuş spinlere sahip olduğu için, elektronları tünelleme esnasında baskın rol oynar.



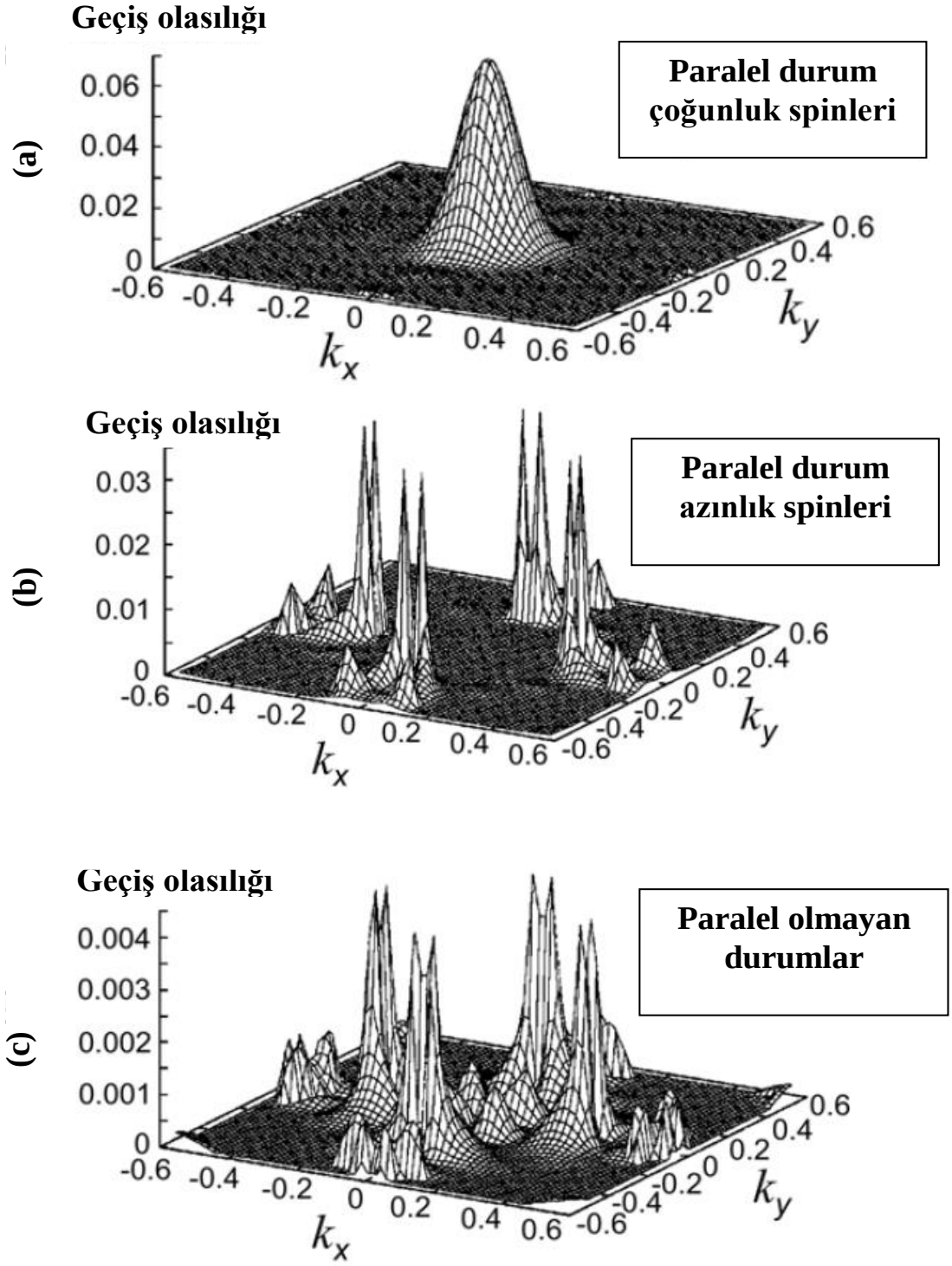
Şekil 1.12. $k_{||} = 0$ için azınlık ve çoğunluk elektronların durumlar yoğunluğu. a) Elektrotların manyetik olarak P dizilimleri sonucunda DOS b) elektronların AP dizilimleri sonucundaki DOS dağılımı [28]

P manyetik yönelime sahip epitaksiyal Fe(001)/MgO(001)/Fe(001) MTJ'de yüksek iletkenlik, hem elektrotlardaki baskın spin elektronların Δ_1 olması hem de bariyerin en düşük bozulma oranı Δ_1 geçici durumuna sahip olmasından dolayı, Fe Δ_1 elektronları $Fe \Delta_1 \leftrightarrow MgO \Delta_1 \leftrightarrow Fe \Delta_1$ simetrik kanalından tünellediği zaman beklenir. Elektrotların manyetik olarak birbirine AP yöneliminde sonlu bir tünelleme akımı oluşmaktadır[28]. Şekil 1.14'de geçiş olasılığı $k_{||}$ 'nın fonksiyonu



Şekil 1.13. HMK Fe [001] yönündeki bant dağılımı. Kalın siyah ve gri çizgiler sırasıyla çoğunluk ve azınlık Δ_1 spin bantlarını, ince siyah ve gri çizgiler ise sırasıyla diğer çoğunluk ve azınlık spin bantlarını belirtmektedir [1]

olarak verilmiştir. Çoğunluk spin iletimi için, P manyetik alan yönelime sahip elektrotlarda çoğunluk Δ_1 spin durumlarının eş fazlı tünellemesinden dolayı geçiş olasılığı, $k_{||}=0$ için baskın hale gelmektedir (Şekil 1.14a). Elektrotların P durumunda azınlık spin iletimi ve AP yönelmeleri durumundaki geçiş olasılığı sırasıyla Şekil 1.14b ve Şekil 1.14c'de verilmiştir. Buna göre sivri uçlu geçiş olasılıkları bulunmaktadır. Bu noktalar ara-yüzey rezonans durumları arasındaki rezonans tünelleme olarak adlandırılır [28]. Bu nedenle AP durumunda sonlu bir tünel akımı gözlenir. Her ne kadar elektrotların AP durumunda sonlu bir tünel akımı gözlenirse de, P durumunda gözlenen tünel akımı AP durumuna göre çok daha büyüktür, bu yüzden TMR yapıları sistemlerde MR oranı çok yüksek olmaktadır. Teorik çalışmalarda Fe/MgO/Fe MTJ yapısının çok büyük TMR değerlerini verme olasılığı öngörüldükten sonra, birçok deneysel girişim tamamen epitaksiyal Fe(001)/MgO(001)/Fe(001) MTJ'i üretmek için yapıldı [34-36]. O yıllarda en yüksek %30 TMR değeri elde edilmiştir ki bu değer teorik öngörünün çok aşağısında olup, hali hazırdaki AlO_x tabanlı MTJ'lerden daha düşük

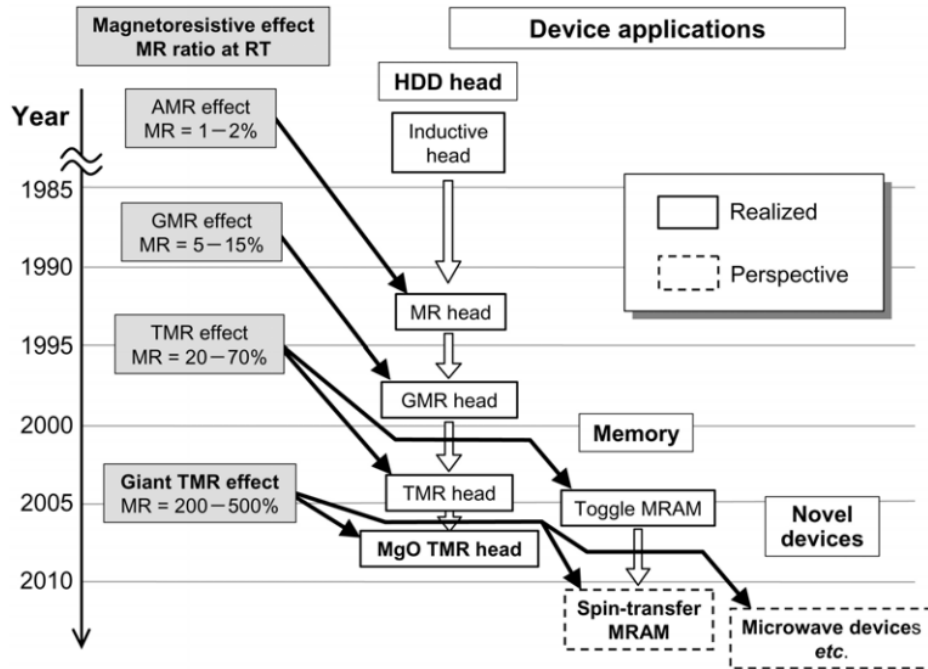


Şekil 1.14. Fe(001)/MgO(001)/Fe(001) yapısında $k_{\parallel}$ 'nın fonksiyonu (k_x ve k_y) cinsinden tünelleme olasılığı. (a) P durumunda çoğunluk-spin iletkenliği b) P durumunda azınlık-spin iletkenliği, (c) AP durumunda iletkenlik [28]

değerdedir [35]. Teorik öngörülerdeki yüksek TMR değerlerine ulaşamamasının temel nedeni Fe/MgO ara-yüzeyinin çabuk oksitlenmesinden dolayı teorideki gibi

ideal ara-yüzeyin üretilmemesidir. Ara-yüzeydeki oksitlenme eş-fazlı tünellemeyi bozduğu için TMR değeri de oldukça düşük elde edilmektedir. Eş fazlı tünellemede bariyer/elektrot ara-yüzeyinin yapısına bağlıdır ve ara-yüzeydeki bir atomik katman (monolayer) oksit tabakası bile TMR etkisini oldukça azaltmaktadır. 2004 yılında birbirinden bağımsız iki grup, Fe/MgO/Fe MTJ yapısını yüksek kalitede üreterek çok büyük değerlere ulaşmıştır. Bu gruplardan bir tanesi, MTJ yapısını moleküler demet epitaksi (**M**olecular **B**eam **E**pitaxy: MBE) yöntemi ile üretmiş ve oda sıcaklığında %180 TMR değeri elde etmiştir [3]. Diğer grup ise SiO₂ üzerine büyüttüğü TaN çekirdek tabakasının üzerine MTJ yapısını sıçratma tekniği ile büyütürsek oda sıcaklığında % 220 TMR elde etmiştir [37]. Bu yapının spintronik aygıt uygulamalarında kullanılması için Alttaş/Çekirdek Tabaka/A-FM Tabaka/Sentetik FM Yapı (**S**ynthetic **F**erromagnet: SyFM) (Sıkıştırılmış Tabaka)/tünel bariyer /FM tabaka (serbest tabaka) şeklinde konfigürasyona sahip olması gerekir [1]. Ancak uygulamada güvenilir bir AF/SyFM tabaka olması için yapının yüzey merkezli kübik (**f**ace **c**entered **c**ubic: YMK) (111) yönelimine sahip olması gerekir [88]. Böyle bir yapı üzerine büyütülen MgO, 3 kat düzlem simetrisi sahiptir ancak yukarıdaki tartışmada belirtildiği üzere eş-fazlı tünelleme için MgO (001) yapıda 4 kat simetrinin olması gerekmektedir. Bu problemin üstesinden gelmek için ANELVA şirketi CoFeB/MgO/CoFeB yapısını geleneksel sıçratma tekniği ile üretmiştir [38]. %20 B katkılı CoFeB yapısı büyütme esnasında amorf ve MgO ara-yüzeyi ile pürüzsüz bir yapıda büyümektedir. Amorf CoFeB üzerine büyütülen MgO yapısı polikristal olarak büyümektedir. CoFeB/MgO/CoFeB yapısı üretimden sonra yapılan manyetik tavlama işlemi (360 C° civarında) sonucu, CoFeB içerisindeki B atomları difüze ederek her iki elektrotun kristalleşmesini indüklemekte ve MgO'nun her iki ara-yüzeyinin kristalleşmesini sağlamaktadır. Bu yolla bariyer ara-yüzeyinde, MgO örgüsü ile uyumlu bir HMK CoFe yapısı elde edilerek oda sıcaklığında %350 TMR oranı elde edilmiştir [39]. Alt elektrot büyüme esnasında amorf yapıya sahip olduğu için CoFeB/MgO/CoFeB yapısı herhangi bir alt katman üzerine büyütülebilmektedir. Bu nedenle spintronik aygıt uygulamalarında kullanılan AF/SyF yapısı üzerine kolayca entegre edilebilmesini sağlamış ve bu yapının uygulamada kullanılmasına olanak tanımıştır. Yapılan optimizasyon çalışmaları ve bariyer ile ara yüzey kalitelerinin artırılması

sonucunda, 2007 yılında CoFeB/MgO/CoFeB MTJ yapılarında % 500 [40], 2008 yılında Pseudo Spin Vanası (**Pseudo-Spin Valve: P-SV**) için, %604 [41] ve son olarak 2009 yılında çift bariyerli Spin Vanası için %1056 TMR değeri elde edilerek neredeyse teorik öngörülerin çok büyük değerlerine erişilmiştir [42]. Elde edilen bu çok büyük değerlere sahip bu MTJ yapıları yakın zamanda SV sistemlerine entegre edilmesi ve spintronik alanında büyük yenilikler getirmesi beklenmektedir. MR değerinin artması ile (sinyal-gürültü oranının indirgenmesi) beraber MR tabanlı MTJ aygıtlarının uygulama alanları genişlemektedir. Bu uygulama alanları özetle Şekil 1.15’de verilmiştir. Bu tür uygulamalarda MR aygıtlarının yüksek çıkış voltajı, bir başka ifadeyle yüksek TMR değerinin elde edilmesi gerekmektedir. Ancak en büyük problemlerden biri, çıkış voltajının artırılması için uygulanan besleme voltajının artırılması, TMR oranın düşmesine, dolayısıyla aygıtın algı duyarlılığının azalmasına neden olmaktadır. Uygulanan voltajın artması ile TMR değerinin düşmesi bariyerin yüksekliğine, kalitesine ve malzemenin özelliklerine bağlıdır. TMR oranı uygulanan voltaja bağımlılığı için birçok mekanizma önerilmiştir:



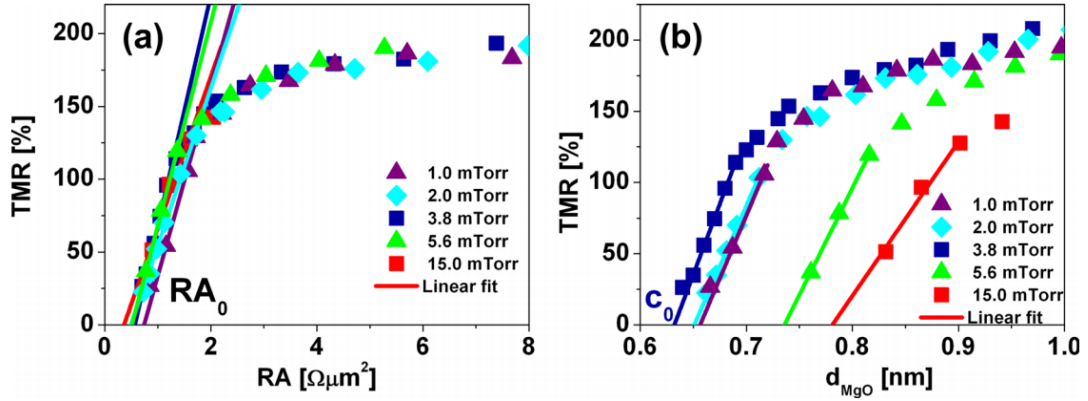
Şekil 1.15. MR aygıtlarının MR değerine göre kullanım alanları [1]

Ferromagnet-bariyer ara-yüzeyinde magnonların uyarılması [43], polarize olmuş spinlerin durum yoğunluğunun enerji bağımlılığı [44, 45] bariyer içerisinde bulunan örgü kusuru ve kirliliklerden kaynaklanan eş-fazlı olmayan saçılma [46-48], bariyer profiline ve bariyer-elektrot ara-yüzeyin temiz olmasına bağımlılığı [49-52]. Bu nedenle MR aygıtların teknolojiye daha verimli kullanılması için uygulanan voltajın maksimum çıkış voltajı elde edilebilecek ve TMR değerinin en yüksek şekilde kalabilecek şekilde optimize edilmesi ve temel fiziksel mekanizmalarının anlaşılması gerekmektedir.

Endüstriyel uygulamada MTJ sistemlerinin kullanılabilmesi, sinyal-gürültü oranını indirmek için yüksek TMR etkisi yanında, özellikle yüksek hızda okuma kafaları için kaçınılmaz olan empedans eşlemesi için düşük Alan-Direnç (**Resistance-Area: RA**) değerleri ($< \mathbf{k\Omega\cdot\mu m^2}$) ve aygıt performans kararlılıkları için yüksek termal ve elektriksel kararlılık gerekmektedir [53,54]. Örneğin manyetik hafıza okuma kafaları tercih edilen RA değerleri $0.1\text{--}100 \Omega\mu\text{m}^2$ mertebesinde [55]. Düşük RA, yüksek TMR, elektriksel ve termal kararlılıkların sağlanabilmesi için kullanılan yalıtkan bariyer tabakasının kalınlığının düşürülmesi gerekmektedir [29,40]. Ancak Şekil-1.16'da görüldüğü gibi, bariyer kalitesini artırmak için MgO üretimi sırasında Ar kısmı basınç etkisinin tartışıldığı bir çalışmada TMR değerinin bariyer kalınlığı arttıkça arttığı buna paralel olarak RA değerinin de arttığı görülmektedir [56].

MgO bariyer kalınlığının azalması ile TMR değerlerinin düşmesi, bariyerde oluşan ferromagnet/bariyer alt ve üst ara yüzeylerinde ve bariyer içerisindeki kusurlardan, safsızlıklardan kaynaklanmaktadır [57, 58]. Bariyer kalitesini artırarak düşük RA ve yüksek TMR elde edilmesi için, çekirdek tabaka optimizasyonu ve MgO üretimi sırasında Ar kısmi basınç optimizasyonu [59], CoFe/MgO ara yüzeyine Mg tabakasının eklenmesi [60], MgO bariyer üretiminden önce ultra yüksek vakum (**Ultra High Vacuum: UHV**) odacığı içerisindeki duvar yüzeylerinin Ta tutucu film ile kaplanması [61], MgO bariyer üretiminden sonra kızıl ötesi ışınlama uygulanması [62] ve MgO bariyerinin bilinen Radyo frekans (**Radio Frequency: RF**) yöntemi yerine elektron demeti buharlaştırma tekniği ile üretilmesi [63] gibi çalışmalar yapılmıştır. Ancak son güncel çalışmada [64], bariyer kalınlığının 0.85 nm'den sonrası için hala yalıtkan kaldığı ve tünelleme etkisinin oluştuğu, 0.7 nm

bariyer kalınlığında ise bariyerdeki gözenek deliklerinden dolayı elektronun tünellemeyip direk geçtiği ve bariyerin metalik gibi davrandığı gözlenmiştir. Bu son yapılan, güncel çalışma, bariyer kalitesini yükselterek ince bariyer kalınlığı elde edilme çalışmalarının bir sınıra dayandığını göstermiştir.



Şekil 1.16. TMR değerlerinin, (a) RA ve (b) MgO bariyer kalınlıklarına göre değişimi [56]

MTJ eklemlerinde kullanılan Al_2O_3 yalıtkan bariyerlerinin bant aralıklarının düşürülmesi ile Yüksek TMR, düşük RA elde edilebileceği Song ve arkadaşları tarafından önerilmiştir [56]. Al_2O_3 bariyer tabakaları için Song ve ekibi tarafından yapılan çalışmalarda, bariyer kalınlığı 1 nm altına düşürüldüğünde ($1.1 \text{ M}\Omega\mu^2$) RA ve %8.3 TMR değeri elde edilmiştir. Fakat bu kalınlığın altında MTJ yapısının ferromanyetik alt elektrotun kısmen oksitlendiği ve bariyerde gözenek deliklerinin oluşmasından dolayı ince bariyerde süreksizlik olduğu ve düşük TMR değerleri elde edildiği bildirilmiştir [56]. Ancak Al_2O_3 bariyer tabakası içerisine Ti katlandırıldığında oluşan yeni tip TiAlO_x bariyerli MTJ yapısının RA değeri $9.5 \text{ M}\Omega\mu^2$ 'den $0.69 \text{ M}\Omega\mu^2$ 'ye düştüğü ve bu düşük RA değerinde % 49 TMR değerinde ulaşıldığı, ayrıca 450 °C ye kadar TMR etkisinin (%20) sabit kaldığı gözlenmiştir [56, 65]. Bant aralığı (band gap; E_g) $E_g = 9 - 7 \text{ eV}$ arasında değişen Al_2O_3 dan sonra, geniş bant aralığına sahip ve tünelleme etkisini gösteren diğer bir yalıtkan malzeme ise MgO dur [66]. Saf tek kristal MgO geniş bir elektronik bant aralığına sahiptir ($E_g = 7.8 \text{ eV}$) [67].

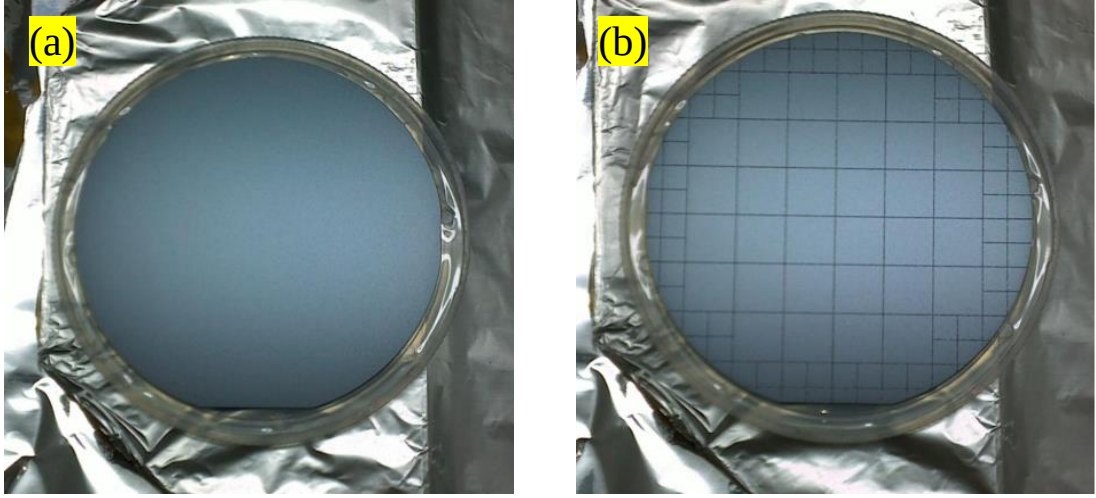
TiAlO_x bariyerinin düşük RA değerinin, Ti-3d orbitallerinin Al₂O₃ bant aralığı içinde oluşturduğu ekstra bantlardan kaynaklandığı ve yeni tip TiAlO_x bariyerinin iletkenlik bandının altında lokalize olmuş d durumlarına sahip olduğu bildirilmiştir [65,68]. MgO bariyerli MTJ sistemlerinde ise MgO bariyerine geçiş metalin katkılandırma işlemi şu ana kadarki detaylı literatür araştırmalarımıza göre henüz gerçekleşmemiştir. Sadece 2010 yılında yapılan iki öncü teorik çalışmada, III-IV-V grubu elementlerle katkılanmış MgO yapısının teorik hesaplanan elektronik yapısı [68] ile MgO yapısına, 3d geçiş metalinin katkılanması ile oluşabilecek manyetik yapılar tartışılmıştır [69]. MgO bariyerine geçiş metal katkısının teorik olarak yapılabilir olması öngörüsüne karşın deneysel olarak henüz böyle bir çalışmanın yapılamamasının en büyük nedeni üretim esnasında katkılandırma sürecinin zorluğundan kaynaklanmaktadır. Üretim sürecinin zor olmasının en temel nedeni geçiş metallerin depozizasyon oranlarının, MgO yalıtkan malzemenin depozizasyon oranına göre daha büyük olması ve katkılanmış MgO bariyerinin MTJ sistemine entegrasyonunda bilinen MTJ elektrotların bu yeni tip bariyere karşı tepkisinin henüz bilinmemesidir.

2 DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu bölümde, tez kapsamında üretilen SV sistemlerinin üretim süreci ve kullanılan karakterizasyon yöntemleri anlatılmaktadır.

2.1 Alttaş Hazırlama Süreci

Bu tez kapsamında üretilen SV numuneleri, Si/SiO₂ alttaşlar (wafer) üzerine büyütülmüştür. Bu alttaşlar (Şekil 2.1) 76.2mm (3 inç) çapında olup hazır olarak alınmaktadır. Fakat bir üretim için birden fazla karakterizasyon yapıldığından dolayı, karakterizasyonlar için hem zaman hem de maddi kaybı en aza indirmek amacıyla bütün alttaş üretime sokulmamaktadır. Bunun yerine, alttaşlar 10 mm x 10 mm ve 5 mm x 5 mm'lik parçalara kesilmektedir. Mikrofabrikasyon işlemleri için SV sistemleri 76.2mm çapında alttaşlar üzerine büyütülmektedir. Karakterizasyon ve mikrofabrikasyon için üretilen numuneler ardı ardına üretilmektedir ve her mikrofabrikasyon sürecine girecek numune öncesi karakterizasyon numunesi üretilerek mikrofabrikasyonu tamamlanan numunenin yapısal ve manyetik karakterizasyonları yapılabilmektedir. SV sisteminin karakterizasyonunda kullanılacak alttaşların hazırlanması amacıyla 76.2mm çapında Si/SiO₂ alttaşlar, UNAM alt yapısında bulunan alttaş kesme cihazı (dicing-saw) ile istenilen boyutlarda kesilmiştir. Kesilen alttaşlar, yerlerinden cımbız ile çıkartılarak, SiO₂'nin yüksek yüzey aktifliği nedeni ile çektiği kirliliklerden arındırmak için temizlik sürecine sokulmaktadır. Temizlik işlemi daha önceden belirlenmiş aseton, propanol ve su ile süreleri optimize edilen ultrasonik banyodan oluşmaktadır. Azot gazı ile kurutulan alttaşlar temizliklerini koruyacakları bir şekilde temiz numune kaplarında muhafaza edilir. Üretimden önce ise Şekil 2.2'de gösterilen numune tutucularına itinalı bir şekilde yerleştirilir ve tutucuya sabitlenerek üretime hazır hale getirilir. SV sistemlerinin karakterizasyonlarında kullanılacak alttaşlar, boyutları 10mmx10mm ve 5mmx5mm olan özel olarak tasarlanmış numune tutucularına yerleştirilerek üretilmektedir. Numune tutucuları, Ti ve Mo malzemelerinden üretilmiştir ve aynı anda her iki boyuttaki numuneyi içine alabilen bir dizayna sahiptir.



Şekil 2.1. SV sistemlerinin üzerine büyütüldüğü (a) Si/SiO₂ (3'' – 76 mm) kesilmemiş alttaş, (b) Si/SiO₂ (3'' – 76 mm) alttaş kesme cihazı ile kesilmiş alttaşlar



Şekil 2.2. Üretim için kullanılan numune tutucular

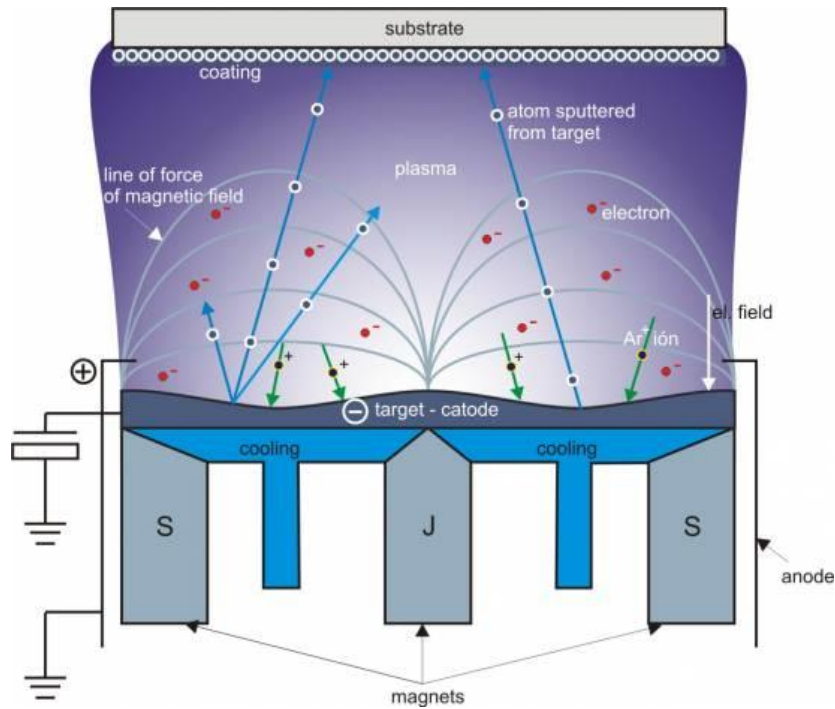
Üretimi tamamlanan SV numuneleri, ortam neminden arındırılmış desikatörler içerisinde nemden ve kirlilikten uzak bir halde muhafaza edilmektedir.

2.2 İnce Filmlerin Depolanması Süreci

Bu bölümde, bu tez kapsamında kullanılan ince film üretim teknikleri hakkında kısa bilgiler verilmektedir.

2.2.1 Manyetik sıçratma yöntemi (MS)

Tez kapsamında üretilen SV sistemlerinin Si/SiO₂ alttaş üzerine büyütülmesi süreci, manyetik sıçratma (**M**agnetron **S**putterin: MS) sistemlerinde gerçekleştirilmiştir. Sıçratma tekniği ince film üretim tekniklerinin fiziksel buhar biriktirme (**P**hysical **V**apor **D**eposition: PVD) grubunda yer alır ve genel olarak dört bileşeni vardır. Bunlar; büyütülmek istenilen film malzemesi olan hedef malzeme (target), filmin büyütüleceği yer olan alttaş (substrate), alttaş ile hedef malzemesinde iyonların elde edileceği plazma bölgesi ve UHV değerine sahip bir odacıktan (chamber) oluşmaktadır. Tezde kullanılan MS sisteminin arka plan gürültü vakumu $\leq 4 \times 10^{-9}$ mbar UHV değerine sahiptir. MS sisteminin temel çalışma prensibi Şekil 2.3’de şematik olarak gösterilmiştir.



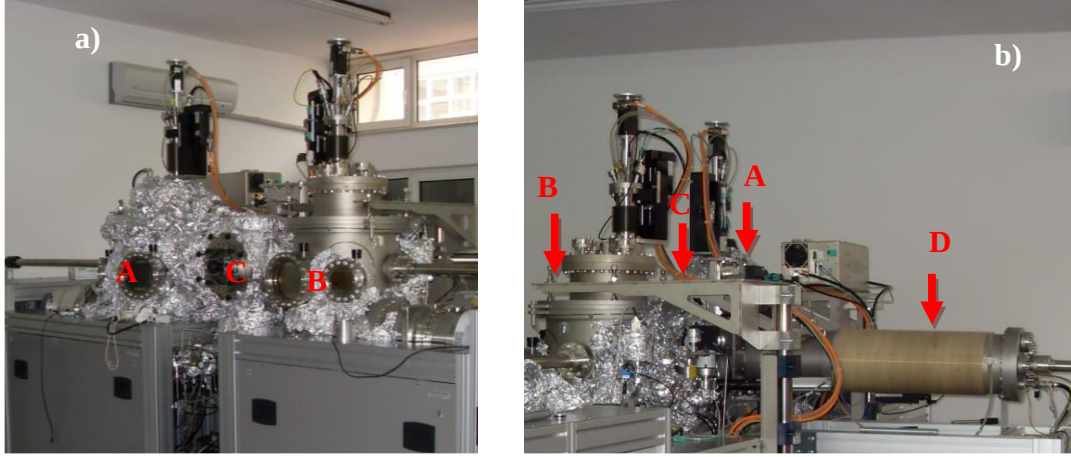
Şekil 2.3. DC-MS tekniğinin çalışma prensibinin şematik gösterimi [70]

Şekil 2.3’e göre, 10^{-9} mbar UHV değerine sahip sisteme Argon gazı bırakılır. Argon gazının bırakılması ile sistem 10^{-3} mbar basınç değerine düşer. Sistemde bulunan

katotlara voltaj uygulandığında katotlar arasında elektrik alan oluşur, elektrik alanın etkisiyle sistemde bulunan serbest elektronlar Ar atomları ile çarpışır ve Ar atomlarından elektron kopartarak Ar atomlarının iyon hale gelmesini sağlar. Artı yüklü iyonlar elektrik alanı ve hedef malzemenin arkasındaki manyetik alanın oluşturduğu Lorentz kuvveti ile aynı yönde hareket ederek hedef metali dövmeye ve oradan atomları koparmaya başlar. Koparılan nötr hedef atomları argon iyonlarının çarpması ile kazandıkları enerji ile alttaş üzerine gider ve orada fiziksel olarak alttaş ile bağ yaparak film büyümesi gerçekleşir. Bu tekniğe doğru akım manyetik sıçratma (**D**irect **C**urrent-**M**agnetron **S**puttering: DC-MS) denir.

Argon atomunun iyonize olurken dışarıya bıraktığı elektronlar ya tekrardan argon iyonu ile birleşir ya da altlığı döverek altlığın ısınmasına neden olur. Bunu engellemek için hedef malzemenin altına kalıcı manşetler yerleştirilir. Oluşan manyetik alanla elektronlar hedef malzemenin hemen üzerinde manyetik alan kuvveti tarafından hapsedilir, böylece plazmanın hedef malzemenin hemen üzerinde oluşması sağlanarak hedef malzeme verimi ya da depolama verimi artırılır. Bu şekilde oluşan prosese DC-MS tekniği denir. Kullanılan kaynağa göre MS tekniği, atmalı manyetik sıçratma (Direct Current-Magnetron Sputtering: DC-MS) ya da Radyo frekansı manyetik sıçratma (Radio Frequency-Magnetron Sputtering: RF-MS) tekniği adını alır.

Tez kapsamında kullanılan MS tekniği, metal filmlerin üretildiği metal UHV odacığı (Şekil 2.4-A), oksit ve reaktif film süreçlerinin gerçekleştirildiği oksit UHV odacığı (Şekil 2.4-B), filmlerin yüklendiği ve UHV odacıkları arasında UHV ortamının kırılmadan numune transferlerinin gerçekleştirildiği yükleme odacığı (Şekil 2.4-C) ve tek düzlemlı manyetik alanda tavlama (**U**ni-**D**irectional **M**agnetic **A**nnealing: UDA) imkânını sunan manyetik alanda tavlama UHV odacığına sahiptir (Şekil 2.4-D). Kaynak ve alttaş durumuna göre konfokal geometriye sahiptir. SV sistemleri üretilirken bütün UHV odacıkları ve alternatif tekniklerin (DC, P-DC, RF) hepsi kullanılmıştır. Sistemde ayrıca, film üretim sürecini kontrol edebilmek amacı ile kütle spektrometresi ve alternatif olarak atom ve iyon kaynağı da mevcuttur. SV sistemleri üretilirken minimum arka plan basıncı en az $\leq 2 \times 10^{-8}$ mbar olacak şekilde sistem ayakta tutulmuş ve üretimler aynı UHV odacığı şartlarında olmasına dikkat edilmiştir. Üretimler, sistem içerisinde var olan süreç yazılımına uygun ardışık sıralı makrolar yazılarak ardışık proses yöntemi ile üretilmiştir.



Şekil 2.4. Anadolu Üniversitesi Sıçratma (Sputtering) Sistemi: (a) UHV'lu (A) metal, (B) oksit, (C) yükleme odacığı ve (D) Tek yönlü tavlamanın yapıldığı tavlama odacığından oluşmaktadır.

2.2.2 Termal buharlaştırma ile biriktirme yöntemi

Termal biriktirme, katı malzemelerin bir kaynak üzerine konularak, kaynağın malzemenin erime noktasının üzerinde ısıtılması ile elde edilen biriktirme yöntemidir. Eriyen malzemenin buharı UHV odacığı altında yüksek ortalama serbest yola sahip olmasından dolayı her tarafa dağılır ve yoğun olarak alttaşa ulaşır. Sonuç olarak, biriktirme çok yönlü olarak, kenar duvarlar ya da mikrofabrikasyon sırasında oluşan fazladan dağılanan bölgelerin korunmasına bakmaksızın her tarafta gerçekleşir. Bu nedenle, genellikle fotorezist kaldırılarak yapılan (lift-off) süreçlerinde kullanılır.

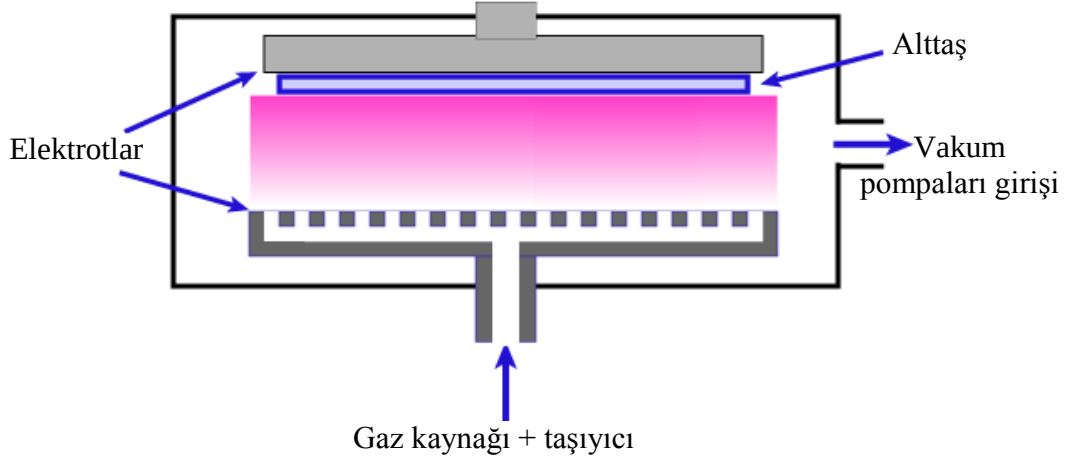
Bu tez kapsamında, UNAM içerisinde bulunan VAKSİS marka termal biriktirme cihazı mikrofabrikasyon adımının son aşamasında, Au kontaklarının kaplanması aşamasında kullanılmıştır (Şekil 2.5).



Şekil 2.5. UNAM temiz alan içerisinde bulunan termal biriktirme cihazı

2.2.3 Geliştirilmiş plazma kimyasal buhar ile biriktirme yöntemi

Geliştirilmiş plazma kimyasal buhar ile biriktirme yöntemi (PECVD), gaz halindeki bir kimyasalı katı hale getirerek alttaş üzerinde biriktirme sürecidir. 300°C - 400°C sıcaklıklarda, iki plaka arasında oluşturulan plazma ile gerçekleştirilen bir süreçtir. PECVD kaplama yönteminin şematik gösterimi Şekil 2.8’de gösterilmiştir. Kaplanan film, elektrotlar arasına verilen gazların kimyasal reaksiyonunun bir ürünüdür. İstenilen sıcaklıkta kimyasal reaksiyonun gerçekleşmesini sağlamak için elektrotlar arasında RF ya da DC güç kaynakları kullanılarak plazma oluşturulur. Bu süreç alttaşın tek bir tarafında gerçekleşir. Sıcaklık aralığı düşük basınçlı kimyasal biriktirme (**Low Pressure Chemical Vapour Deposition: LPCVD**) ye göre daha düşük olduğu için ($300\text{-}400^{\circ}\text{C}$) metal malzeme veya GaAs alttaşlar üzerine SiO_2 , SiN , a-Si, poly-Si kaplamaları yapılabilir ancak kaplanan filmlerin kalitesi LPCVD kadar yüksek değildir. Plazma ile kaplama genellikle yarıiletken aygıt fabrikasyonunda, numune üzerini ince film kaplamada kullanılır. Pasivasyon ve dielektrik ince film için SiO_2 , SiN , a-Si, poly-Si kaplamaları yapılır. Film kaplama hızı sıcaklık, basınç, gaz akış hızına bağlı olarak 10-100 nm/dk. olarak değişebilir.



Şekil 2.6. PECVD sisteminin şematik gösterimi [71]



Şekil 2.7. UNAM temiz alan içerisinde bulunan PECVD cihazı

Bu tez kapsamında UNAM içerisinde bulunan VAKSİS marka PECVD cihazı mikrofabrikasyon adımının son aşamasında pasivasyon katmanının kaplanması aşamasında kullanılmıştır (Şekil 2.7).

2.3 Yapısal Karakterizasyon Yöntemleri

Tez kapsamında üretilen ince filmlerin yapı analizleri için, X-Işını teknikleri ve TEM tekniği kullanılmıştır. Bu teknikler, aşağıda kısaca anlatılmıştır.

2.3.1 X-Işını teknikleri

Numuneye zarar vermemesi, özel numune hazırlanmasına gerek kalınmaması ve film yapısı hakkında en uygun bilgiyi sağladığı için özel ince film X-Işını teknikleri bu tez kapsamında yapı analizleri için en etkin teknik olarak seçilmiştir. Bu teknikler; X-ışını yansıma tekniği (**X-Ray Reflectometry: XRR**), düşük açıda X-ışını kırınım tekniği (**Grazing Incidence X-Ray Diffraction: GIXD**) X-ışını kırınım tekniği (**X-Ray Diffraction: XRD**) ve salınım eğrisi (**Rocking Curve: RC**) teknikleri olup Bruker D8 Advance X-Ray cihazı (Şekil 2.8) modifiye edilip, yeni optik sistemlerin kullanılması ile gerçekleştirilmiştir.

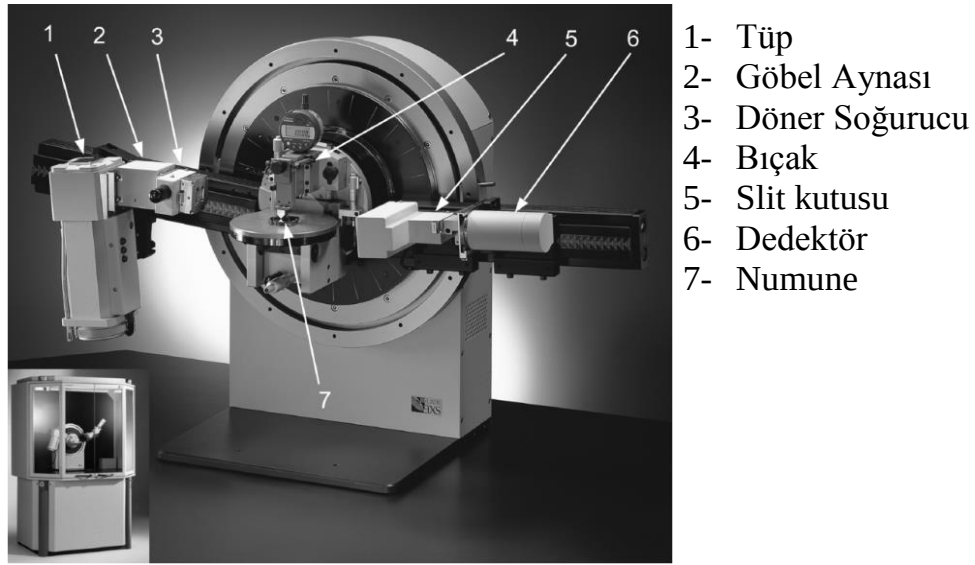


Şekil 2.8. D8 X-Işını Kırınım cihazı

Şekil 2.9’da, kullanılan D8-Advanced Bruker X-Ray cihazının bileşenleri gösterilmektedir. Şekil 2.9’da gösterildiği gibi soldan sağa doğru optik düzenek; tüp(1), Göbel aynası (Göbel Mirror)(2), döner soğurucu(Rotary Absorber)(3), odaklayıcı yarık aralıkları (slitler), x, y, z yönünde hareket edebilen motorlu numune taşıyıcısı(7), istenmeyen ışınları kesen bıçak(4), dedektör yarık aralıkları(5) ve dedektörden (6) oluşmaktadır.

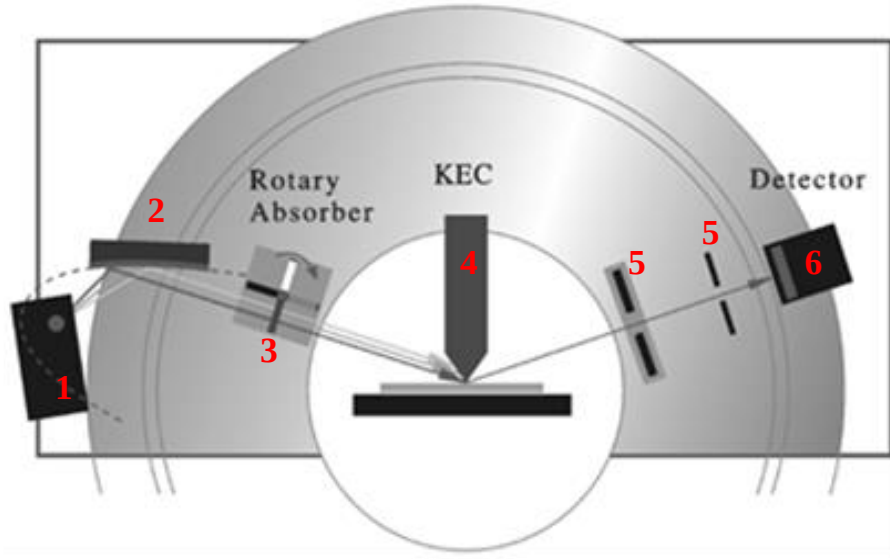
D8 cihazının genel çalışma prensibi şematik olarak Şekil 2.10’da gösterilmiştir ve şu şekildedir; Tüp ile Cu-K α ışını elde edilir ve Göbel aynasına doğru yönlendirilir. Göbel aynası, içerisinde 1.5 ile 10 nm arasında değişen 20 ila 100 ince film tabakasının art arda sıralanması ile oluşmaktadır. Göbel aynasının

fonksiyonu, öncelikle istenilen $\text{Cu-K}\alpha_1$ ışınlarını numune üzerine odaklamak ve diğer $\text{K}\alpha_2$, $\text{K}\beta$ gibi ışınları elimine etmek ve paralel ışın oluşturmaktır. Göbel aynasından yansıyan ışınlar döner soğurucuya gelir. Döner soğurucu katmanlı olarak bakır soğuruculardan oluşmaktadır ve dedektör 10^6 cps şiddetinden sonra doyuma ulaştığından, yüksek şiddetli ışınlar şiddet seviyesine göre döner soğurucu tarafından soğrulmakta böylece uygun şiddetteki ışınlar numuneye gönderilmektedir.



Şekil 2.9. Bruker D8 Advance X-Işını cihazı ve optik bileşenleri

Numune vakumlu tutucu üzerine yerleştirilmektedir. Numune tutucusu motorlu olup karakterizasyon sırasında uygun ön ayarlarının yapılabilmesi için x, y, z yönünde hareket edebilmektedir. Numune tutucusunun üzerindeki bıçak, Göbel aynasından yansıyan, yanlış odaklanan veya istenmeyen ışınları kesmesi için kullanılmaktadır. Bıçak sadece dikey yönde hareket edebilmekte ve analiz sırasında numune ile bıçak arası $40\mu\text{m}$ uzaklık bulunmaktadır. Numuneden yansıyan ışınlar odaklama ve soğurma yarık aralıklarından geçtikten sonra dedektöre ulaşır ve sonuçlar elde edilir.



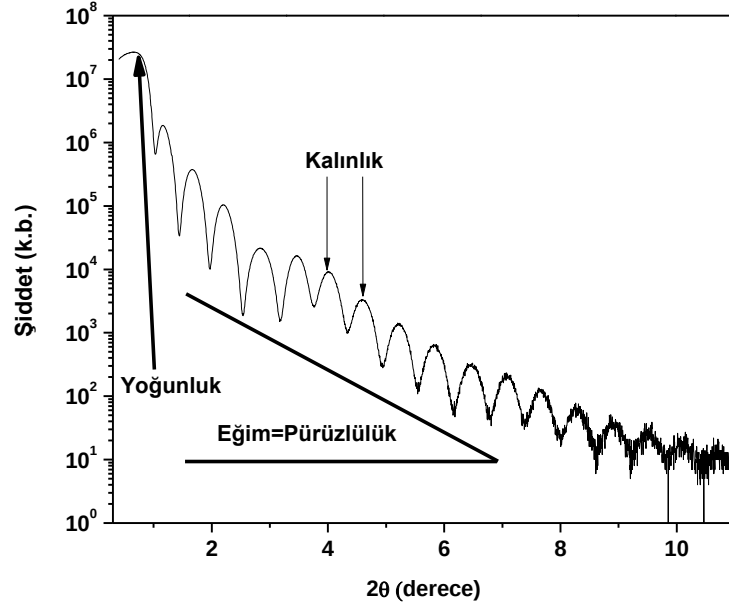
Şekil 2.10. X-Işını ölçüm cihazının genel çalışma prensibinin şematik gösterimi [72]

Bu tez kapsamında üretilen filmlerde ve SV sistemlerinde XRR tekniği kullanılarak film kalınlıkları, yoğunlukları ve film yüzey-ara yüzey pürüzlülükleri belirlenmiştir. Film kalınlıklarının belirlenmesinde genellikle hızlı yöntem olan Fourier dönüşüm denklemlerini kullanan Bruker firmasının yazılımı olan LEPTOS kullanılmıştır. Film yoğunluğu, yüzey, ara yüzey pürüzlülükleri ve film kalınlıklarının kesin olarak belirlenmesi için LEPTOS programında Genetic Algoritma tabanlı ile modeller yapılmıştır.

X-Işını ile kullanılan diğer ikinci bir teknik ise X-Işını kırınım teknikleridir. X-Işını kırınım tekniği, Bragg yansıması ile numunedeki atomlardan yansıyan ışınların aynı fazda olanların yapıcı girişim yaparak kırınım deseni oluşturması ile elde edilir. Elde edilen kırınım desenleri belirli bir faz grubuna ait olduğu için, numune içerisindeki filmlerin yapısı, büyüme doğrultusu, filmin kristal kalitesi hakkında bilgi elde edilir.

X-Işını kullanarak yapılan üçüncü teknik ise salınım eğrisi tekniğidir. RC tekniği, XRD tekniğine benzer olup sadece seçkin yansıma şiddetleri kullanılarak daha güçlü yapı ve kırınım saçakları elde etme amacıyla kullanılan tekniktir. Bu teknikte XRD tekniğinden ayrı olarak, dedektör 2θ dairesi üzerinde incelenecek Bragg pikinin 2θ merkez pozisyonunda sabitlenir. Numune ise θ dairesi üzerinde Bragg açısına yakın θ açısında konumlandırılır. θ dairesi ile 2θ dairesi kesişmediği için bu açıya ω açısı denir. Sabit 2θ açısında, ω açısı $(-\theta)$ ile $(+\theta)$ arasında tarama

yapacak şekilde sınırlandırılır. Bu sınırlar dışında gelen ve çıkan ışın numune yüzeyinin altına düşeceğinden bu sınırlar dışında ince filmde saçılma bilgisi elde edilemez. Dolayısı ile istenilen aralıkta ω açısı taranarak kristal tanecik büyüklüğü, film büyümesinde tercihli yönelimler (texture) analiz edilebilmektedir.



Şekil 2.11. X-Işını yansıması sonucu oluşan salınım örüntüleri (Kiessing saçakları)

X-ışını ışımasının herhangi bir malzemenin içine girme (penetre) derinliği oldukça fazladır. Bu özelliği nedeniyle de X-ışını yüzeye karşı duyarlı değildir. Bazen de alttaş ve arka plandan gelen gürültüyle karşılaştırıldığında ölçülen ince filmlerin küçük kırınım hacimleri nedeniyle çok küçük kırınım şiddetleri alındığından fazları tanımlamak oldukça zordur ve bu durumda GIXD tekniğine ihtiyaç duyulur.

GIXD ölçümleri, ince film tabakalarından gelen sinyalleri maksimize etmek için çok düşük geliş açılarında gerçekleştirilir. GIXD sayesinde, çok ince filmlerin faz analizi, nanometre ölçeğinde yüzey hassasiyeti ve İnce filmlerin kristal yapısı, hakkında bilgi edinilir.

GIXD’de, dar yarık araklı aparat ve Göbel aynası sayesinde gelen ve kırılan ışın neredeyse birbirine paraleldir. Numune yüzeyine gelen ışın çok küçük ve sabit bir açıda gönderilir. Bu açıya geliş açısı denir. Geliş açısı, XRR tekniğindeki tam

yansıma yoğunluk değerine göre belirlenebilir. Film yoğunluğu, X-Işının film içerisine girdiği kritik açı ile orantılı olduğu ve bu açıdan büyük açılarda ışın film içerisine girdiği için, GIXD tekniğinde geliş açısı kritik açıdan çok büyük seçilir. Bu açı ince film malzemeler için genellikle 0.3° - 3° arası değişir. Bu sayede X-ışınının ince film boyunca aldığı yol artırılır. Bu sayede ince filmde gelen kırınım şiddeti artırılırken, alttaştan gelen kırınım şiddeti de azaltılır. Ayrıca, filmde gelen sinyalin arka plandan gelen gürültüye oranı da artar. Çünkü sıyırma ışını açısı kullanılması sayesinde numune içinde alınan yol uzunluğu arttığı gibi kırınım alınan hacimde doğru orantılı olarak artmıştır. Sinyal kuvvetinin artmasının bir diğer nedeni de budur.

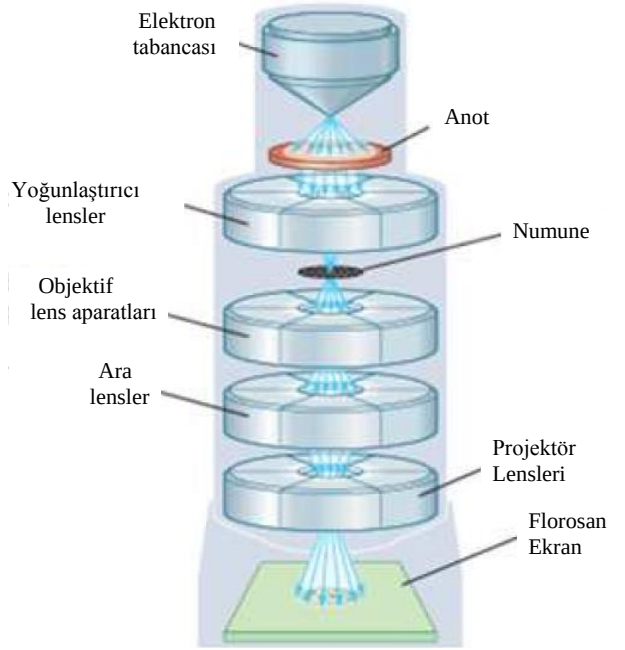
Ölçüm esnasında kırınım spektrumları toplanırken; gelme açısı, ışının aldığı yol ve ışıma alanı sabit iken sadece dedektör belirlenen açı aralığında çalışır. Bu esnada da uzun sollar yarık aralıkları sadece dedektöre paralel gelen ışınların geçmesine izin verir. Bu sayede de hassaslık artırılır.

2.3.2 Yüksek çözünürlüklü geçirimli elektron mikroskobu (HRTEM)

Yüksek çözünürlüklü geçirimli elektron mikroskobu (**High Resolution Transmission Electron Microscopy: HRTEM**) malzemenin nano parçacıklarını ve nano yapılarını çalışabilmek için uygun bir yöntemdir. HRTEM, numunenin kompozisyonunu, kristal yapısını ve üç boyutlu (3D) resimlerini direk ölçmede kullanılan bir metottur. X-ışını kırınım, nötron ışını ile kırınım gibi kırınım metotları numunenin birçok birim hücresinden (yaklaşık 10^{15}) bilgiyi toplayıp ortalamasını veren yöntemlerdir. HRTEM tekniği ise numunenin mikro yapısını nano boyutta direk ölçen bir yöntemdir. Bu nedenle, nano-yapıdaki belirlenmiş bölgeler HRTEM ile gözlenebilmektedir. HRTEM, optik mikroskoba benzer bir prensipte çalışmaktadır, optik mikroskobunda foton kullanılırken, HRTEM mikroskobunda ise elektron demeti kullanılmaktadır.

Çözünürlük, parçacığın dalga boyu ile orantılıdır. Elektronun dalga boyu ışığın dalga boyundan binlerce kez küçük olduğu için HRTEM’de yüksek çözünürlüklü görüntü elde edilir. Şekil 2.12’de gösterildiği üzere, HRTEM üzerinde bulunan bir elektron kaynağından elektronlar yayınlanarak vakum altında

ilerler. Elektromanyetik lensler ışın demetini odaklayarak çok ince yoğun bir ışın demetinin elde edilmesini sağlar. Odaklanan, ince ve yoğun ışın demeti numune üzerine gönderilir. Numunenin malzeme yoğunluğuna bağlı olarak, elektronların bir kısmı numune içerisinde geçerek görüntü formatına dönüşür. Bu görüntü, fotografik film üzerindeki floresan ekranına odaklandırılır yada yük çiftlenimli aygıt (**Charge Coupled Device: CCD**) kameralar tarafından bu görüntü dedekte edilerek istenilen görüntü elde edilmiş olur.



Şekil 2.12. Geçirimli elektron mikroskobu şematik gösterimi [73]

HRTEM numunesi hazırlanırken dikkat edilecek en önemli nokta, geçen elektronların minimum enerji kaybedip bir resim oluşturacak kadar numunenin kalınlığının ince olmasıdır. Bu nedenle, HRTEM analizlerinde numunenin titizlikle hazırlanması gerekmektedir. Numune hazırlanılmasında kullanılan en yaygın tekniklerden biri odaklanmış Argon iyon demeti (**Focused Ion Beam: FIB**) ile inceltme yöntemidir. Yüksek voltajla hızlandırılmış Ar^+ iyonları, numune üzerine çarptırılarak numuneden malzemenin kaldırılması ile numunenin yeterince ince olması sağlanır.

Bu tez kapsamında HRTEM analizi, UNAM altyapısında bulunan Tecnai G2 F30 HRTEM marka TEM cihazı ile yapılmıştır. Numune hazırlanımında Argon iyonu ile aşındırma tekniği kullanılmıştır.

2.3.3 Taramalı elektron mikroskobu (SEM)

Taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscopy: SEM) numunelerin yüzeyine ait görüntüler oluşturur. SEM mikroskobu, örnek yüzeyinde bir noktadan başka bir noktaya sırayla hareket ettirilen (tarama) çok ince bir elektron demeti oluşturur.



Şekil 2.13. UNAM temiz alan içerisinde bulunan SEM mikroskobu

HRTEM'den farklı olarak, numune inceltme işlemi yapılmadan direk numune yüzeyinden görüntü alınır dolayısı ile elektronlar örneğin içinden geçemez. Elektronlar, numune yüzeyine üzerine çarpar ve yansır ya da saçılır. Yansıyan yada saçılan elektronlar bir algılayıcı tarafından yakalanarak yükselticilere aktararak oluşturulan sinyalin son biçimi monitöre yansıtılır. Oluşan görüntüler siyah beyaz olup çekilen fotoğraflar tıpkı olağan yaşamımızda olduğu gibi aydınlık ve gölgeli alanlarla dolu bir görüntü elde edilir. Taramalı elektron mikroskobu yalnızca

numunelerin yüzeyini gösterdiğinden, numune yüzeyindeki mikro/nano yapılar görüntülenebilir ve numune üzerinde kalınlık genişlik gibi ölçümler yapılabilir.

Bu tez kapsamında SEM cihazı yoğunluklu olarak UNAM içerisinde bulunan FEI NanoSEM-430 marka SEM cihazı kullanılmıştır (Şekil 2.13). Özellikle mikrofabrikasyon adımlarında, aşındırma sonrası yüzeyde oluşan mikro yapıların incelenmesinde kullanılmıştır. Bunun dışında, EB-SV sistemlerinde kullanılan gölgeleme maskelerinin oluşturduğu yapıları görüntülemeye kullanılmıştır.

2.3.4 Atomik kuvvet mikroskobu (AFM)

Tez kapsamında üretilen filmlerin özellikle SV sisteminin alt yapısını EB tabakaları sisteminin yüzey topografisini ve MgO yalıtkan bariyerin optimizasyonunda AFM (Şekil 2.14) etkin olarak kullanılmıştır.



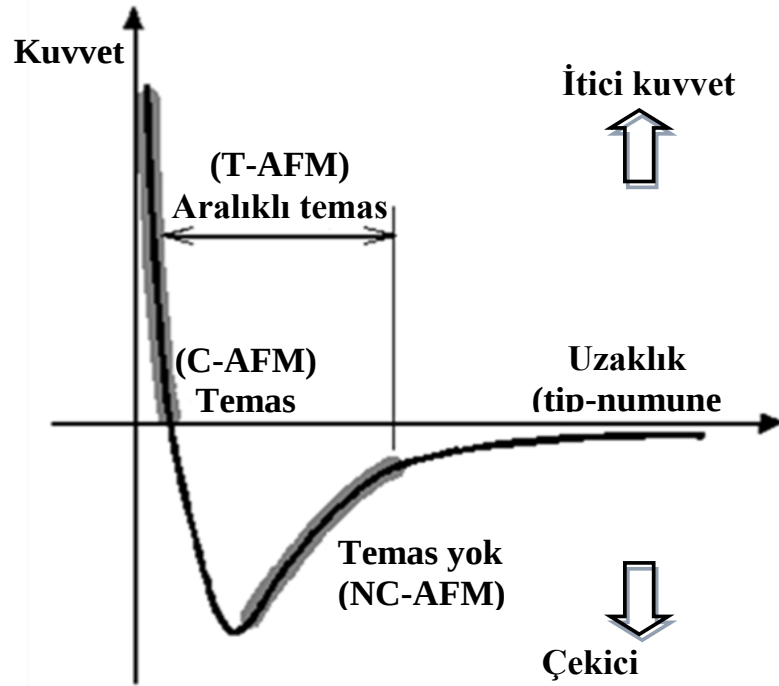
Şekil 2.14. Anadolu Üniversitesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, İnce Film Laboratuvarında bulunan Atomik Kuvvet Mikroskobu

AFM, birkaç mikron uzunluğunda ve çapı 10 nm'den daha az bir tip ile numunenin yüzeyini tarar. Tip, bir kantileverin serbest ucuna yaklaşık 100-200µm boyunda konumlandırılmıştır. Tip ve numune yüzeyi arasındaki kuvvetler kantileverin bükülmesine (bend) veya sapmasına (deflection) neden olur.

Tip numune yüzeyini tararken veya numune tip altında taranırken, kantileverin bükülmesini ölçer. Ölçülen kantilever bükülmesi, bilgisayara

numunenin yüzey topografyasının haritasını oluşturma olanağı sağlar. AFM, yalıtkan ve yarıiletkenlerde kullanıldığı gibi iletken malzemelerin analizlerinde de kullanılabilir.

Çeşitli kuvvetler sıklıkla AFM kantileverinin sapmasına katkıda bulunurlar. Atomik kuvvet mikroskopuyla ilişkilendirilmiş en genel kuvvet Van der Waals kuvveti olarak adlandırılan atomlar arası bir kuvvettir. Tip ve numune arasındaki uzaklığa göre Van der Waals kuvvetinin bağımlılığı Şekil 2.16’da gösterilmektedir.



Şekil 2.15. Atomlar arası kuvvet ile uzaklığın ilişkilendirildiği eğri

Şekil 2.15 üzerinde C-AFM ve NC-AFM olarak iki uzaklık rejimi işaretlenmiştir. C-AFM rejiminde, kantilever numune yüzeyine birkaç nm’den daha az bir mesafede tutulur ve kantilever ve numune arasındaki atomlar arası kuvvet iticidir. NC-AFM rejiminde, kantilever numune yüzeyinden 1 ila 10 nm arası bir mesafede tutulur ve kantilever ve numune arasındaki atomlar arası kuvvet çekicidir (büyük ölçüde uzun menzilli Van der Waals etkileşimlerinin sonucunda).

Bu tez çalışmasında yapılan ölçümlerde kullanılan mod ise tıklama T-AFM modudur. T-AFM, NC-AFM’ye benzer. Ancak T-AFM’de; NC-AFM’den farklı olarak, salınan kantilever tip numuneye yaklaşır ve hareketinin sonunda numuneye

vurur veya tıklar. T-AFM'nin çalışma bölgesi Şekil 2.16'daki Van der Waals eğrisinde gösterilmiştir. NC-AFM için olduğu gibi, T-AFM için de kantileverin osilasyon genliği tip-numune boşluğuna karşılık olarak değişir. Bu değişikliklerin görüntülenmesi sayesinde yüzey topografyasını temsil eden bir görüntü elde edilir. Bazı numuneler C-AFM veya NC-AFM yerine T-AFM modu kullanılarak daha iyi ölçülür. T-AFM, numuneye C-AFM'den daha az zarar verir, çünkü T-AFM tip ve numune arasındaki yanıl kuvvetleri (sürtünme veya sürüklenme) elimine eder. Bu çalışmada yapılan ölçümler tıklama modu ile 2 Hz tarama hızında ve 8 nm tip çapına sahip Si (n) Tip ile yapıldı. Elde edilen ölçüm sonuçları sayesinde filmlerin pürüzlülük değeri ve büyüme modları hakkında bilgiler elde edilmiştir.

2.4 Manyetik Karakterizasyon

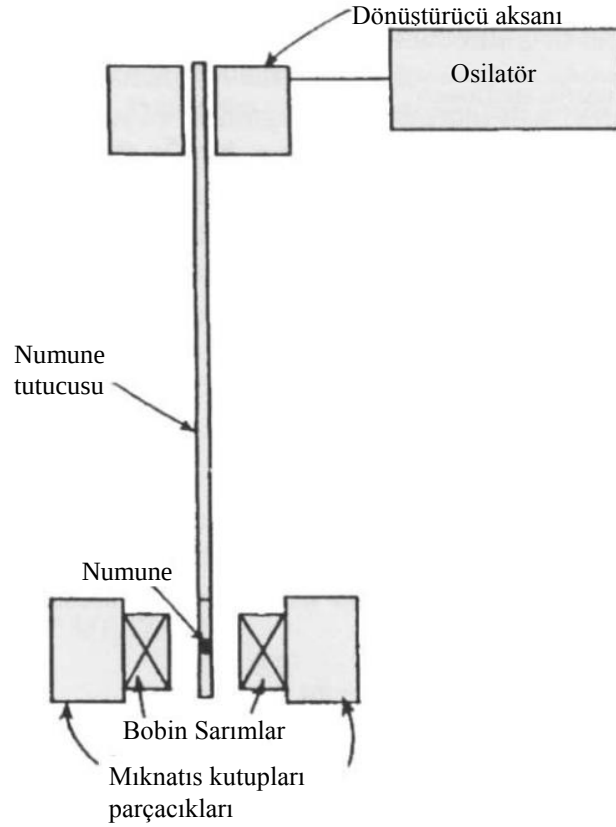
Manyetik karakterizasyonlar, Anadolu Üniversitesi İnce Film laboratuvarında bulunan MicroSense marka titreşimli numune magnetometresi (Vibrating Sample Magnetometry:VSM) cihazı ile yapılmıştır (Şekil 2.16). Aşağıda cihazın temel çalışma prensibi anlatılmıştır.



Şekil 2.16. Manyetik karakterizasyonlarında kullanılan MicroSense marka VSM cihazı

2.4.1 Titreşimli numune manyetometresi (VSM)

VSM cihazının temelleri Faraday'ın üzerinden akım geçen bir bobin, elektromanyetik kuvvet yaratır” kanununa dayanmaktadır. Şekil-2.17’de VSM sisteminin şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 2.17. Titreşimli numune manyetometresinin şematik gösterimi

Ölçüm sisteminde, numune Şekil-2.17’de olduğu iki bobin sarımının ortasına yerleştirilir. Osilatör, sinüzoidal bir sinyal sağlar, sinyal dönüştürücü aksan ile sinyal dikey titreşime dönüştürülür. Numune tutucuya yerleştirilmiş manyetik bir numune, verilen frekans aralığında ve genliğinde titreştirilir. Yüksek homojenliğe sahip manyetik bir alan $\vec{H}_0$, iki elektromagnet kutup parçası arasında yaratılır. Alan kuvvetleri, birkaç Tesla civarında yaratılır. Sabit bobin sarımlar elektromanyetik kutuplarına yerleştirilir. Simetri merkezi numunenin manyetik merkezi ile çakışacak şekilde ayarlanır. Bu nedenle, numunenin merkezinden dikey hareketinden kaynaklanan manyetik akıdaki değişim bobinlerde bir voltaj U_{ind}

indükler. $\vec{H}_0$, sabittir ve voltaj üzerine bir etkisi olmaz ancak numuneyi mıknatıslandırması için gereklidir. Faraday'a göre, bobin sarımlarındaki voltaj

$$U_{ind} = -NA \frac{d\vec{B}}{dt} \quad (2.1)$$

ile verilmektedir. Eşitlikte, N bobinlerin sarım sayısını, $\vec{B}$ manyetik akı yoğunluğunu, A yüzey alanı temsil etmektedir. Numuneyi $\vec{H}_0$, sabit homojen bir manyetik alan içerisine getirdiğimizde, numune mıknatıslanır ve $\vec{M}$ monetizasyonuna sahip olur. Numune etrafında oluşan $\vec{B}$ manyetik akı yoğunluğu;

$$\vec{B} = -\mu_0 (\vec{H}_0 + \vec{M}) \quad (2.2)$$

Burada, $\vec{M}$ birim hacimdeki manyetik moment değişim miktarıdır.

$$\vec{M} = -\frac{d\vec{m}}{dv} \quad (2.3)$$

Sabit bir $\vec{H}_0$ manyetik alan içerisinde

$$\frac{d\vec{B}}{dt} = \frac{d\vec{M}}{dt} \quad (2.4)$$

ile elde edilir. Bobinlerle bağlantılı manyetik akıdaki değişiklik, numunenin w titreşim frekansına ve Z genliğine, $\vec{m}$ manyetik momentine, iki bobinin arasındaki y_0 mesafesine bağlıdır.

U_{ind} değeri sistemde kullanılan sarmal sayısı (N_{sarmal}) ve bobin sayısı (N_{bobin}) artırılarak artırılabilir. Ayrıca, numunenin geometrisi de bu değeri etkilemektedir. Buna göre indüklenen voltaj değeri,

$$U_{ind}(t) \propto -\vec{m} w Z y_0 N_{bobin} N_{sarmal} G \cos(wt) \quad (2.5)$$

ile orantılıdır. Burada, G numunenin geometri faktörüdür.

Ölçüm sistemi, çok düşük manyetik momentlere duyarlı olup μ manyetik momentini emu skalasında yaklaşık olarak 10^{-9} gr demir elementi civarında dedekte edebilmektedir.

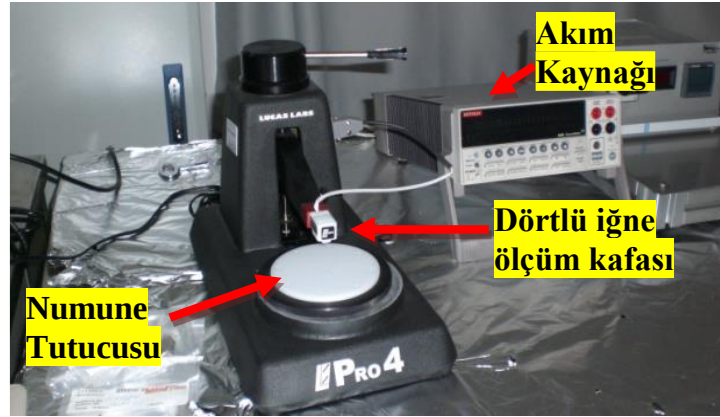
2.5 Direnç ve Manyeto-Direnç Karakterizasyonları

Bu bölümde, bu tez kapsamında üretilen numunelerin manyetik elektriksel ve manyeto-direnç karakterizasyonlarında kullanılan cihazlar anlatılmaktadır.

2.5.1 Dört nokta ölçüm sistemi (FPP) ile elektriksel karakterizasyon

Bu tez kapsamında üretilen filmler ve SV sistemlerinin elektriksel özelliklerini karakterize etmek için dört nokta ölçüm tekniği (**Four Point Probe: FPP**) (Şekil 2.18) kullanılmıştır.

FPP ile ince filmlerin yaprak direnç (sheet resistivity) ve alan başına direnç (resistivity/area) ölçümleri yapılmaktadır. FPP ölçüm cihazının iki bileşeni vardır; bunlardan biri dört nokta ölçümünü sağlayacak olan çizgisel düzendeki iğneleri olan dörtlü iğne ölçüm kafası (Şekil 2.18), diğeri de elektriksel karakterizasyon için gereken akımı verecek ve voltajı ölçecek olan sistemdir (Şekil 2.18) (sourcemeter).



Şekil 2.18. Elektriksel karakterizasyon için kullanılan FPP sistemi

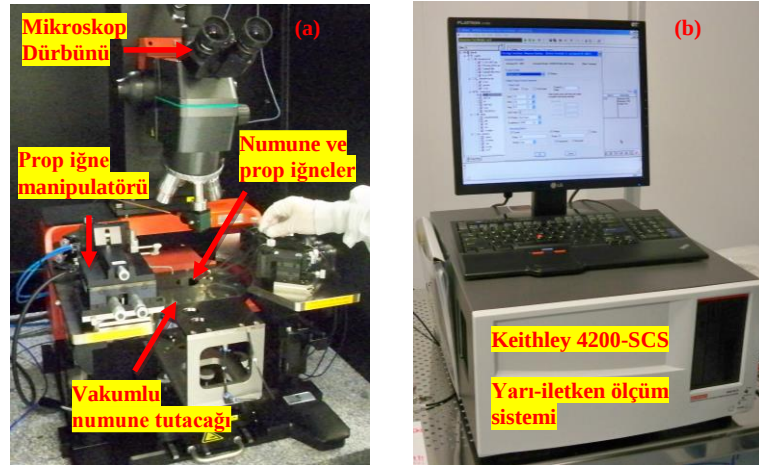
Dört tane iğne yani kontağın kullanılma nedeni iki nokta durumunda rastlanan aynı iğne üzerinden hem akım verip hem voltaj ölçmenin direnci artırma etkisinin düşürülmesidir. Ölçüm sırasında numune ile dört nokta kafası arasında direkt bir kontak olmalıdır. Prensip olarak dört nokta kafasının iğneleri, akımın numunenin yüzeyinden yani filminden geçmesi amacıyla birbirine olabildiğince yakın olmalıdır. Ayrıca yine bu çizgisel dört nokta numunenin kenarlarından olabildiğince uzakta olmalıdır. Bunun nedeni ise ölçümün, numunenin kenarlarında

oluşan girdap akımlarından (eddy currents) etkilenip yanlış sonuç verebilme olasılığındandır.

Dört nokta kafası içerisindeki hassas yaylar sayesinde numune üzerine bastırdıktan sonra akım kaynağı devreye girer ve çizgisel düzende olan iğnelerin dışta kalan ikisinden yazılıma ölçüm başlangıcında girilen numune kalınlığını temel olarak otomatik şekilde yaklaşık akım değerleri verir. Uygun olan akım değeri saptandıktan sonra yine aynı akım kaynağı ile numune üzerindeki voltajı ölçer ve yazılımın kendi hesaplamalarıyla filmin direncini ve alan başına direncini verir. Bu değerlerden SV sistemlerinin direnç değerlerinin kalınlıklara göre değişimi tez kapsamında yoğun olarak çalışılmış, özellikle bütün maske üzerinde bulunan alttaşların tek düzeli kaplanıp kaplanmadığı test edilmiş, film optimizasyonunda yoğun olarak kullanılmıştır.

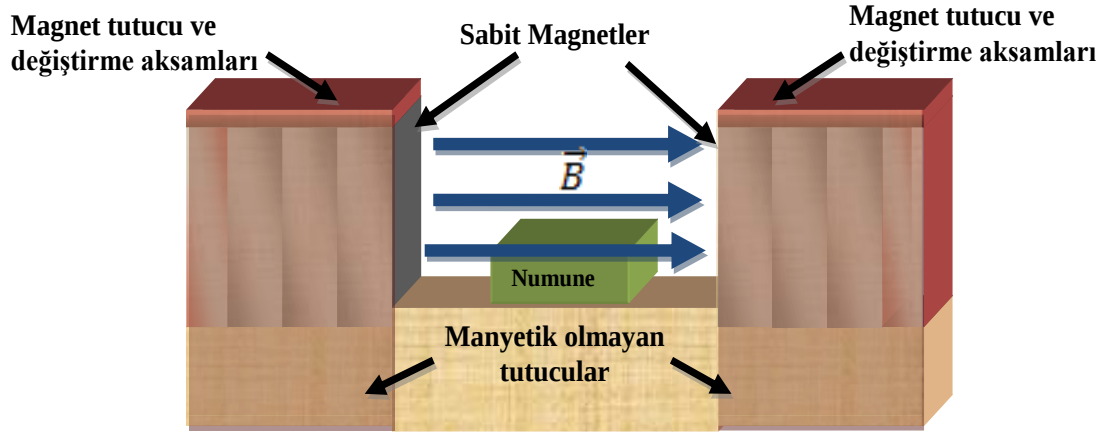
2.5.2 Yarı-iletken parametre analizi ile manyeto-direnç ölçümleri

SV sisteminin Manyeto-Direnç ölçümleri ve SV sistemindeki bariyerin varlığını kanıtlayan I-V eğrileri belirlenebilmesi amacıyla UNAM altyapısında bulunan Keithley 4200 SCS donanım kartına sahip yarı-iletken parametre analiz cihazı kullanılmıştır (Şekil 2.19).



Şekil 2.19. (a) Probe istasyonu, (b) Keithley 4200-SCS yarı iletken ölçüm sistemi

Manyetodirenç ölçümleri, Anadolu Üniversitesi ince film grubu tarafından dizayn edilen magnet aksamının (Şekil 2.20), UNAM altyapısında bulunan Ketihley-4200 SCS donanım kartına sahip yarı-iletken parametre analiz cihazına yerleştirilmesiyle gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.20. Manyetodirenç ölçümleri için yarı iletken ölçüm cihazına yerleştirilen, Anadolu Üniversitesi ince film grubu tarafından hazırlanan magnet aksamı

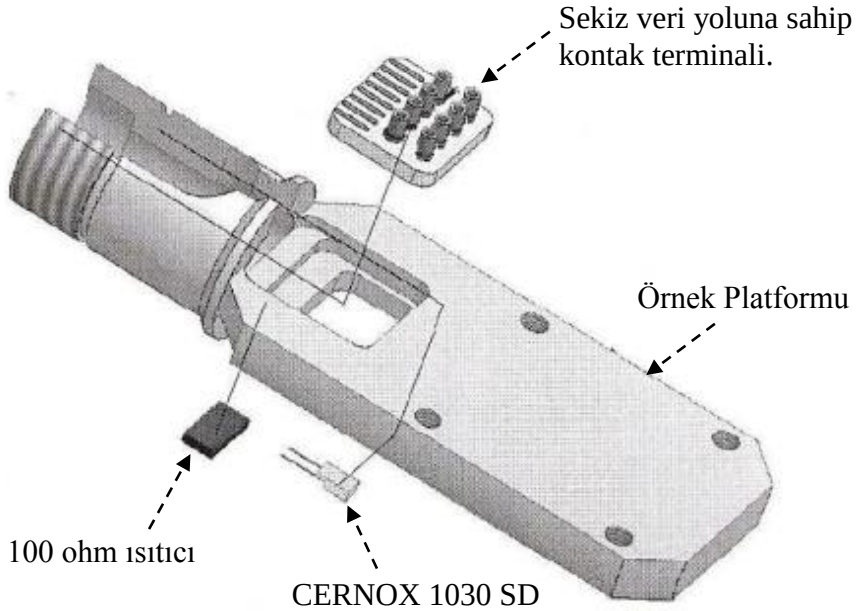
Ölçümler dört nokta üzerinden yapılmış, manyetik alan olmadan ve manyetik alan altında V-I eğrileri, diferansiyel direnç ve diferansiyel iletkenlik ölçümleri yapılmıştır. Manyetik alan altında ve manyetik alan olmadan yapılan ölçümlerin hesabı yapılarak numunelerin TMR değeri belirlenmiştir.

2.5.3 Galvonamanyetik ve Helmholtz bobin ölçüm düzeneği ile manyetodirenç ölçümleri

EB-SV sisteminin Manyeto-Direnç ölçümleri ve EB-SV sistemindeki bariyerin varlığını kanıtlayan I-V eğrileri belirlenebilmesi amacıyla Anadolu Üniversitesi Fizik Bölümü Doç. Dr. Engin Traş'ın sorumluluğunda bulunan Galvano manyetik ölçüm düzeneği kullanılmıştır.

Galvonamanyetik ölçüm düzeneği; Cryogenic (11 Tesla Kapalı Sistem Helyum gerektirmeyen) krostat, süper iletken sarımlı, 1.7 K ile 325 K sıcaklık aralığında ± 0.1 K hassasiyette kontrol edilebilir özelliklerine sahiptir. Krostat su

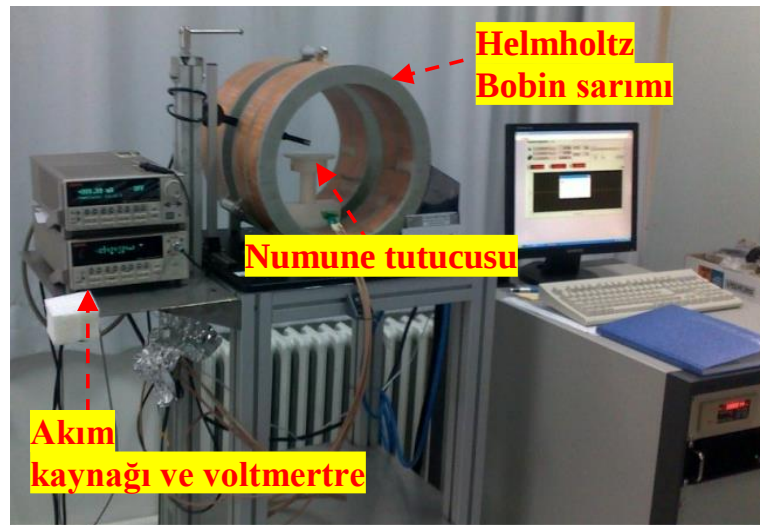
soğutmalı helyum kompresörü sarımların ve sistemin iç sıcaklığını yaklaşık 3,5K'e kadar düşürmektedir. Örnek tutucunun bulunduğu bölmeyi düşük sıcaklıklara indirebilmek için ayrıca bir helyum kabı bulunmaktadır. Bu depodaki helyum gazı kuru vakum pompası yardımıyla örneğin konulduğu bölmeye taşınır. Gaz geçişi iğne uçlu vana yardımıyla kontrol edilerek sıcaklığın 1,8 K değerlerine düşmesi sağlanmaktadır. Manyetik alan altında elektriksel direnç için örnekler Şekil 2.21'de gösterilen örnek tutucusuna yerleştirilir. Örnek tutucusu koaksiyel kablolar ile örnekteki 4 kanaldan aynı anda ölçüm alınabilme özeliğine sahiptir ve tutucu ile Al_2O_3 üzerinde bulunan EB-SV üzerinden kontak alınarak ölçümler gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.21. Galvano manyetik ölçüm düzeneğinde bulunan sekiz kanallı örnek tutucusu

Helmholtz Sarımlı bobin düzeneği; laboratuvar bünyesinde hazırlanan Helmholtz sarımlı bobin ve elektriksel kontaklar ile akım kaynağı ve voltaj okuyucu olmak üzere iki kısımdan oluşan magneto-transport sistemi Şekil 2.22'de gösterildiği gibidir. Bu cihaz ile SV üzerine 90° ve 0° olmak üzere uygulanan manyetik alan altında daha önce bahsedilen CCP düzenindeki altın kontaklı TMR SV sisteminin bütün tabakalarından akım geçirilmesi ve voltaj değerinin okunması, sonuç olarak direnç-manyetik alan eğrisinin elde edilmiştir. Helmholtz sarımlı

bobinin (Şekil 2.22) manyetik alan kapasitesi maximum 500Oe ve maximum çözünürlüğü $\pm 0.1\text{Oe}$ ' dir. Kullanılan Keithley marka 6221 model akım kaynağı nA, yine aynı marka 2182A model voltmetre ise mV seviyelerinde çalışmaktadır. Elektriksel bağlantılar, numunenin üzerine konulacağı teflondan yapılmış, dönerli ve dikey yönde hareket edebilen platform ve konaklanacağı tutucu ve Lab-Vime yazılımı ile oluşturulan magneto-transport programı ise Anadolu Üniversitesi Fizik Bölümü öğretim üyesi Doç. Dr. Engin Tıraş ve yüksek lisans öğrencisi Selman Mutlu tarafından yapılmış ve hazır hale getirilmiştir.

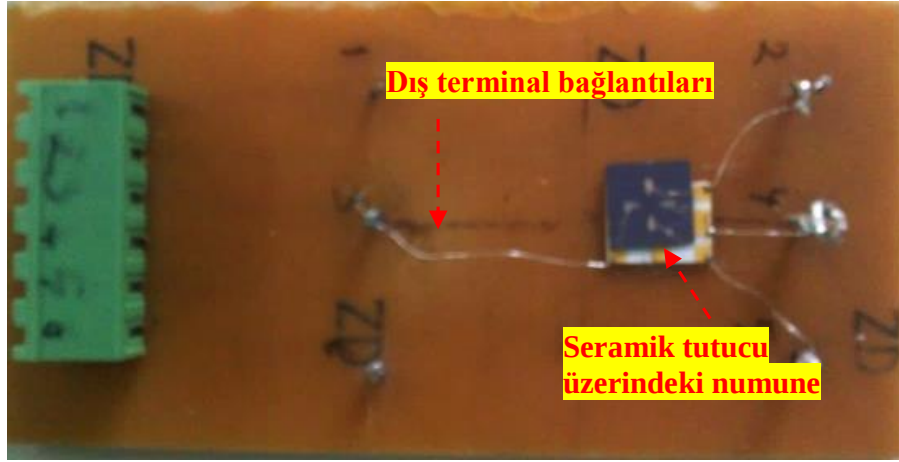


Şekil 2.22. Helmholtz sarımlı bobin magneto-transport cihazı

Ölçümler tek yönde 0' dan 500Oe' ye ya da 500' den 0Oe' ye olmak üzere alana bağlı iki tipte, numune tutucunun bobin içerisindeki pozisyonlarına göre ise 0°, 90°, 180° ve 270° olmak üzere açığa bağlı dört tipte yapılabilmektedir. Ayrıca manyetik alan taramasında adım başına manyetik alan değeri ve adım süreleri değiştirilebilmektedir.

Hazırlanan numune tutucusu (Şekil 2.23) altı kanallı olup, ölçümlerde dört kanal kullanılmış ve aynı anda iki kanaldan okuyacak şekilde yapılmıştır. Numuneye uygulanacak akım değeri de yine yazılım sayesinde ayarlanabilmektedir. Numuneye uygulanacak ve MgO bariyerinde tünelleme olayının meydana gelmesi için gerekli olan kritik voltaj değerinin belirlenmesi yine

aynı elektriksel bağlantılar ve yazılım kullanılarak yapılan I / V ölçümlerinden elde edilmektedir.



Şekil 2.23. Numunenin konulduğu ve kontakların yapıldığı tutucu

2.6 Litografi Süreçleri

Bu bölümde, bu tez kapsamında tünel eklemelerinin mikrofabrikasyonu için yapılan litografi süreçlerinde kullanılan cihazlar anlatılmaktadır.

2.6.1 Fotorezist kaplama

Her bir mikrofabrikasyon sürecinde kullanılan litografi süreçlerinin başlangıcı fotorezist kaplama oluşturmaktadır. Fotorezist kaplaması, bir tür ışına (genellikle Ultra Viyola: UV) duyarlı özel polimer malzemenin numune üzerine kaplanmasıdır. Fotorezist, pozitif ve negatif olmak üzere iki türden oluşmaktadır. Pozitif reziste, ışına maruz kalan bölgeler fotorezist çözücü ile çözünürken, ışına maruz kalmayan bölgeler alttaş üzerinde kalmaktadır. Negatif rezistte ise ışına maruz kalmayan bölgeler fotorezist çözücü ile çözünürken ışına maruz kalan bölgeler fotorezist ile çıkartılmaktadır. Fotorezist çözmek için kullanılan çözeltiye “developer” denilmektedir.

Numune üzerine homojen bir biçimde fotorezist kaplama işlemi spin kaplama cihazı ile yapılmaktadır. Spin kaplama cihazında, sıvı rezist numune üzerine damlatılır ve istenilen kalınlığa göre 3000 ile 6000 rpm değerlerinde

döndürülür. Döndürme hızı ve rezist sıvısının viskozitesi kaplamanın ana parametrelerini oluşturmaktadır. Ancak numunenin şekli de fotorezist kaplamada önemli rol oynamaktadır. Örneğin, 5mm'lik bir kenar uzunluğuna sahip bir kare numunede fotorezist kaplamada tekrarlanabilir bir süreç gerçekleştirilememiştir. Fotorezist kaplamadan sonra, numune, kaplanan fotorezist sıvısının UV ışınına dayanıklı olması için ısıtılır ve kalan sıvı buharlaştırılır.



Şekil 2.24. UNAM alt yapısında kullanılan spin kaplama cihazı

Bu tez kapsamında, litografi işlemlerinde kullanılan fotorezist kaplaması şekil 2.22’de gösterilen spin kaplama cihazlarında gerçekleştirilmiştir. Cihaz parametresi ve kullanılan fotorezist türleri Ek-1’de verilmiştir.

2.6.2 UV litografi

Daha eski uygulamalarda görünür bölgedeki ışık kullanıldığı için optik litografi olarak bilinmektedir. Fotorezist kaplı numunenin şekillendirilmesinde kullanılmaktadır ve eğer derin UV kullanılırsa çözünürlüğü 100nm altına kadar inmektedir. Çok düşük bir çözünürlüğe sahip olmasına rağmen yarı-iletken teknolojisinde sürekli geliştirilen bir tekniktir.

UV bölgesinde eş fazlı dalga boyuna sahip ışın kaynakları maske litografisinde kullanılmaktadır. Bu da, düşük kazançlı bir UV cihazında çözünürlük limitini $0.5\mu\text{m}$ civarına çekmektedir. Numunenin ışına maruz kalma şekline göre litografi kontak (contact), yakınsama (proximity) ve projeksiyon (projection) litografi olmak üzere üç türde olabilmektedir. Kontak litografide maske ile numune birbirine kontak halindedir. Yakınsama litografide maske ve numune birbirine zarar vermeyecek kadar yakın olmaktadır. Projeksiyon litografide ise numune ile maske arasında optik aparatların bulunduğu litografi türüdür. UV litografide kullanılan maskeler cam üzerinde Cr kaplamasından oluşmaktadır. Cr katmanı e-ışını (e-beam) litografi ya da lazer yazıcı teknikleri şekillendirilmektedir.



Şekil 2.25. UNAM alt yapısında bulunan EVG-620 UV maske litografi cihazı

Bu tez kapsamında, litografi işlemlerinde, UNAM alt yapısı içerisinde bulunan, Şekil 2.25’de gösterilen EVG-620 cihazlarında gerçekleştirilmiştir. Cihaz parametresi ve kullanılan maskeler Ek-1’de verilmiştir.

2.7 Aşındırma Süreçleri

Mikrofabrikasyon süreçlerinde fiziksel ya da kuru aşındırma (Physical or dry etch) yöntemi kullanılmıştır. Fiziksel aşındırma yöntemi aşağıda kısaca

anlatılmıştır. Kimyasal ya da ıslak aşındırma (chemical or wet etch) yönteminin izotropik doğasından dolayı bu tez kapsamında kullanılmamıştır.

2.7.1 Kuru aşındırma süreci

Kuru aşındırma süreci ya da iyon demeti ile aşındırma süreci numunenin hızlı ve direk dağlanmasını sağlayan fiziksel aşındırma yöntemidir. Fiziksel aşındırma yöntemi, iyon tabancası yerleştirilmiş UHV odacığında Ar^+ iyonlarının (alternatif olarak Oksijende kullanılmaktadır) birkaç kV voltaj ile hızlandırıp numune üzerine odaklanması ile gerçekleşir. Genellikle, opsiyonel olarak, aşındırma oranının etkilenmemesi ya da tünel bariyerin şarızlanmadan dolayı zarar görmemişi amacıyla iyon demeti numuneye çarpmadan önce, nötrleştirilmesine izin verilir. Aşındırma genellikle anizotropik olup, eğer iyon demeti doğru ayarlandıysa homojen olmaktadır.



Şekil 2.26. UNAM alt yapısında bulunan Fiziksel aşındırma sistemi

Fiziksel aşındırma yönteminde, iyon demetinden dolayı birkaç etki de göz önüne alınmalıdır. Bunlardan bir tanesi seçicilik (selectivity) etkisidir. Seçicilik etkisi, bütün malzemeler aynı oranda dağlandığı bir süreçte aşındırmanın belli bir katmanda durdurulmasının gerektiği süreçlerde ortaya çıkan bir etkidir. Bu etki genellikle numuneye uygulanan iyon demetinin kinetik enerjisi ayarlanarak minimuma indirilebilir. Aşındırma sürecinde, seçilen elektronun enerjisi

malzemenin aktivasyon enerjisinden büyük olan malzemeler dağlanır. Fiziksel aşındırma sürecinde karşılaşılan en büyük sorunlardan bir tanesi de tekrar biriktirmenin (redeposition) gerçekleşmesidir. Bu etki, UHV içerisinde hızlandırılmış Argon iyonlarının tıpkı sıçratma yönteminde olduğu gibi numuneden yada etraftaki kirliliklerden parça koparıp numunenin kenar duvarları (side-walls) yada oyuklarında (trench) birikmesi ile ortaya çıkan istenmeyen bir durumdur. Üretilen SV numunelerinin ara yüzey etkilerine karşı hassas olması ve tünel bariyerin bu etkiden dolayı kısa devre riski taşıması nedeniyle bu etkinin minimuma indirilmesi gerekmektedir.

Bu tez kapsamında, aşındırma işlemleri, UNAM alt yapısı içerisinde bulunan, Şekil 2.26'da gösterilen SPTS cihazlarında gerçekleştirilmiştir. Cihaz parametresi ve aşındırma oranları Ek-1'de verilmiştir.

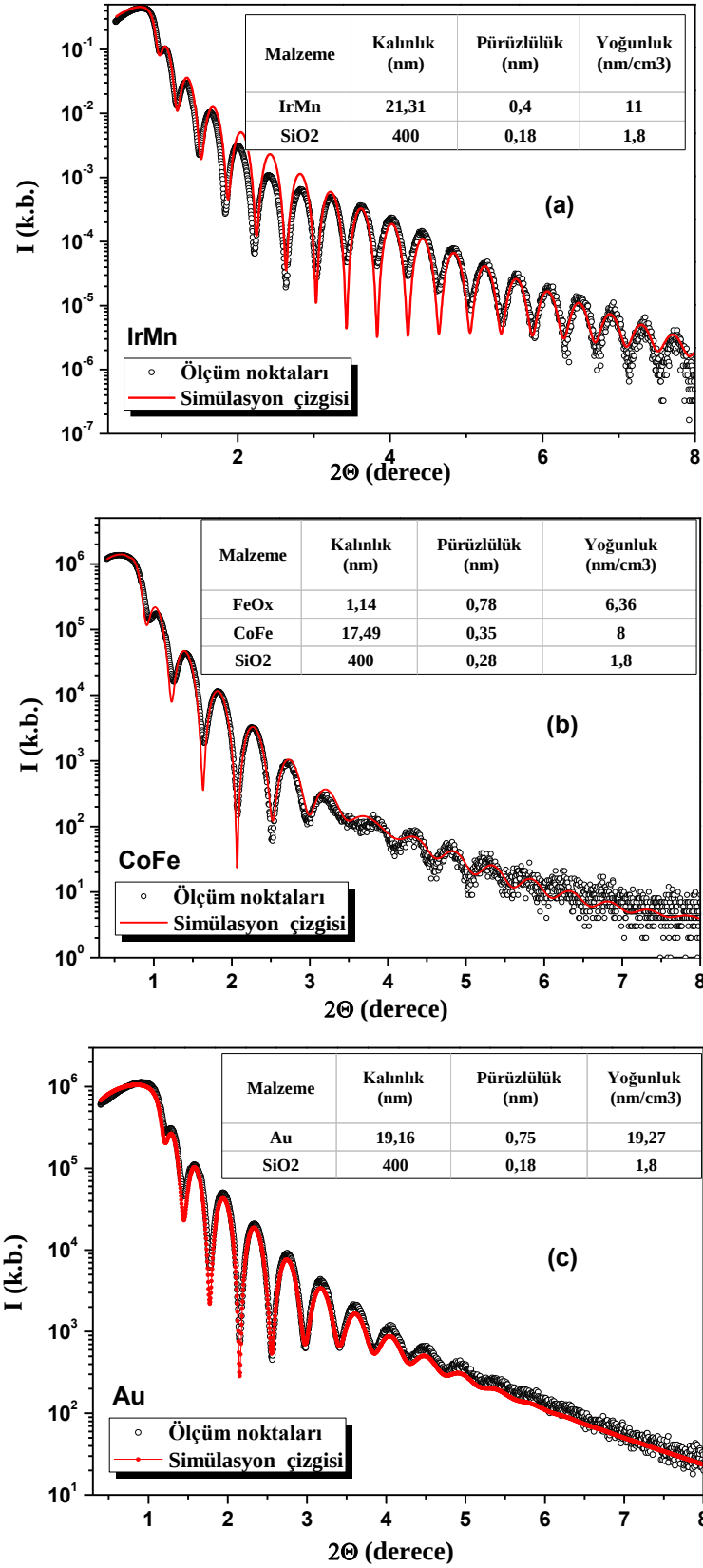
3 BULGULAR

SV sistemleri, farklı metal, yarı-metal, yalıtkan malzemelerden oluşan çok tabakalı sistemlerdir. Yüksek performanslı SV sistemini elde edebilmek için çoklu katmanların birbiri ile kombinasyonu gerekmektedir. SV sistemlerinin kullanıldığı aygıtlarda, çok katmanlı ince filmlerden oluşan yapıda, yapının kristal boyutu, kristal yöneliminin yanında, her bir tabakanın kalınlığı, yüzey ile ara-yüzey pürüzlülükleri önemli rol oynamaktadır. Bunun yanı sıra, artık mıknatıslanma, manyetik doyum noktası, değiş-tokuş alanı gibi manyetik özellikler SV sisteminin performansını etkilemektedir.

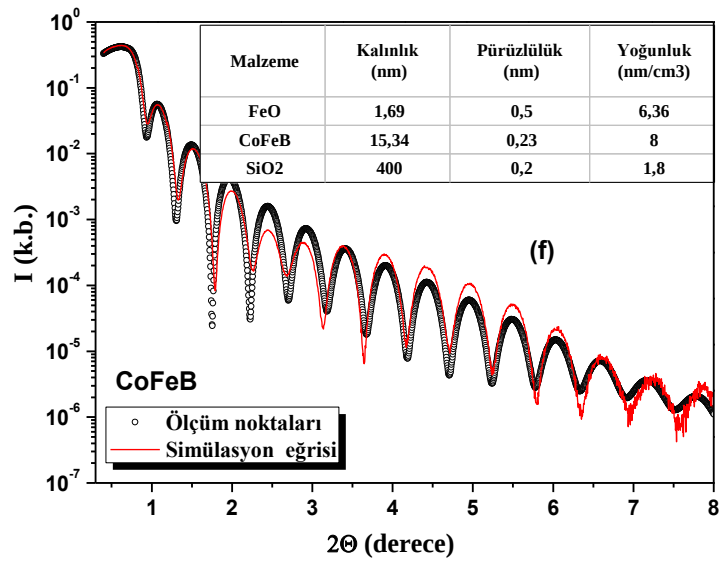
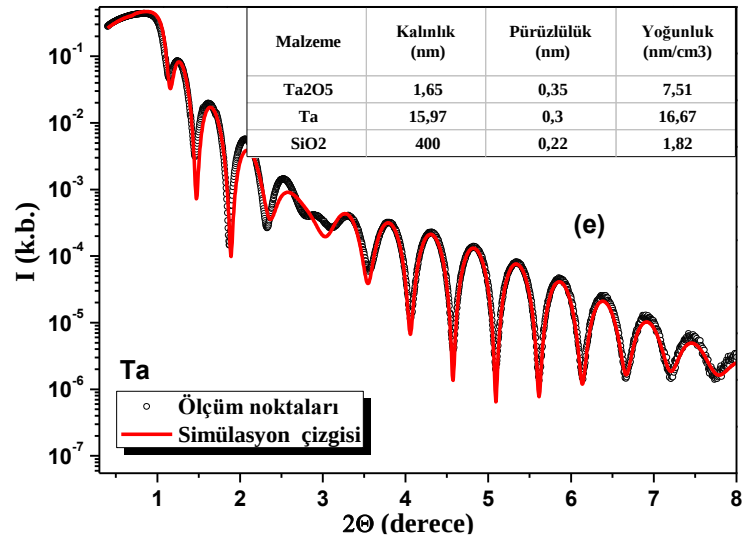
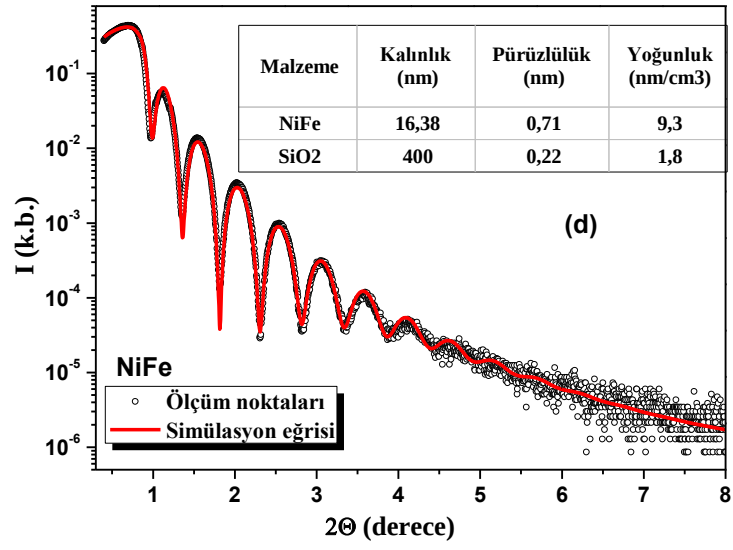
Bu tez kapsamında, değiş-tokuş etkileşimine (Exchange Biased: EB) sahip EB-SV sistemi ile değiş tokuş etkileşiminin olmadığı yeni tip, yüksek performanslı P-SV sistemi olmak üzere iki tür SV sistemi üretilmiştir. SV sistemlerinin üretiminden önce, her iki SV tipinde kullanılan, SV sistemini oluşturan her bir katmanın optimizasyonu yapılmıştır. Her bir katmanın optimizasyonu tamamlandıktan sonra MgO bariyer katmanının optimizasyon çalışması yapılmıştır. Üretilen SV sistemine göre her bir SV sistemi için katmanlar arasında yapısal, manyetik uyumluluk sağlanarak EB-SV ve P-SV sistemleri üretilmiştir. Aşağıda, üretilen SV sistemlerinin, üretim süreci, yapısal, manyetik, direnç ve manyetodirenç özellikleri anlatılmıştır.

3.1 SV Sistemini Oluşturan Her Bir Film Katmanının Optimizasyonu

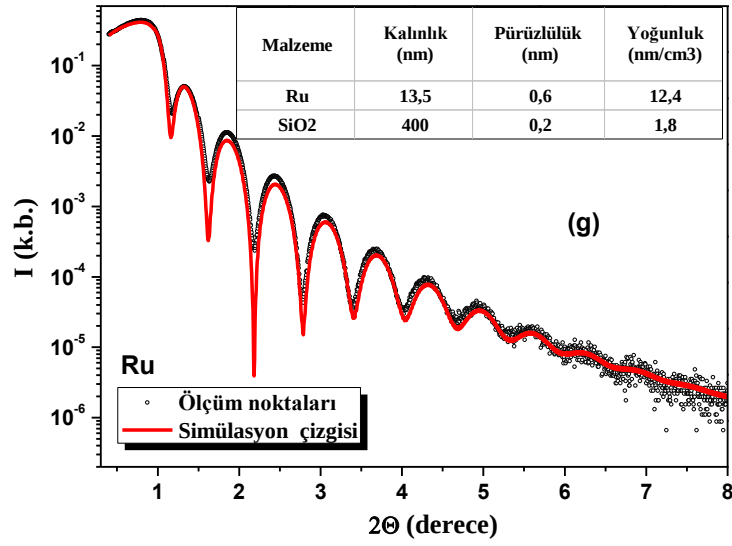
SV sistemini oluşturan her bir film katmanının kalınlıklarının hassas kontrolü, yüzey ve ara-yüzey pürüzlülüklerinin tespiti ve film yoğunluklarının tespiti için, üretilen her bir film, D8-Advance XRD cihazında X-Işını yansıma (XRR) metodu ile analiz edildi. Elde edilen XRR eğrilerinin Bruker LEPTOS Simülasyon programı ile teorik modellemesi yapılarak, filmlerin kalınlıkları, yüzey-ara yüzey pürüzlülükleri (± 0.2 nm hassasiyetinde) ve film yoğunlukları tespit edilmiştir. Şekil 3.1’de bu sonuçları gösteren bütün grafikler verilmiş, Çizelge 3.1’de elde edilen değerler özetlenmiştir.



Şekil 3.1. SV sistemlerinin oluşturan (a) IrMn, (b) CoFe, (c) Au, (d) NiFe, (e) Ta, (f) CoFeB, (g) Ru, her bir katmanın XRR eğrileri ve bu eğrilere yapılan modelleme sonuçları



Şekil 3.1. (Devam) SV sistemlerinin oluşturan (a) IrMn, (b) CoFe, (c) Au, (d) NiFe, (e) Ta, (f) CoFeB, (g) Ru, her bir katmanın XRR eğrileri ve bu eğrilere yapılan modelleme sonuçları



Şekil 3.1. (Devam) SV sistemlerinin oluşturan (a) IrMn, (b) CoFe, (c) Au, (d) NiFe, (e) Ta, (f) CoFeB, (g) Ru, her bir katmanın XRR eğrileri ve bu eğrilere yapılan modelleme sonuçları

Çizelge 3.1. Tek tabaka ince filmleri için XRR eğrilerinin teorik modellemesinden elde edilen kalınlık değerleri. Üretim zamanı ve depolama oranları (kalınlık/üretim zamanı)

Numune İsmi	Depolama Zamanı (s)	Kalınlık (nm)	Depolama Oranı (nm/s)
IrMn	774	21.3±0.2	0.027±0.1
CoFe	650	17.4 ±0.2	0.02±0.1
Au	170	19.1±0.2	0.11±0.1
NiFe	680	16.3±0.2	0.02±0.1
Ta	1056	15.9±0.2	0.015±0.1
Ru	1000	13.5±0.2	0.01±0.1

CoFeB	800	15.3±0.2	0.02±0.1
-------	-----	----------	----------

3.2 Değiş-Tokuş Etkileşimli Spin Vanası Sistemleri (EB-SV)

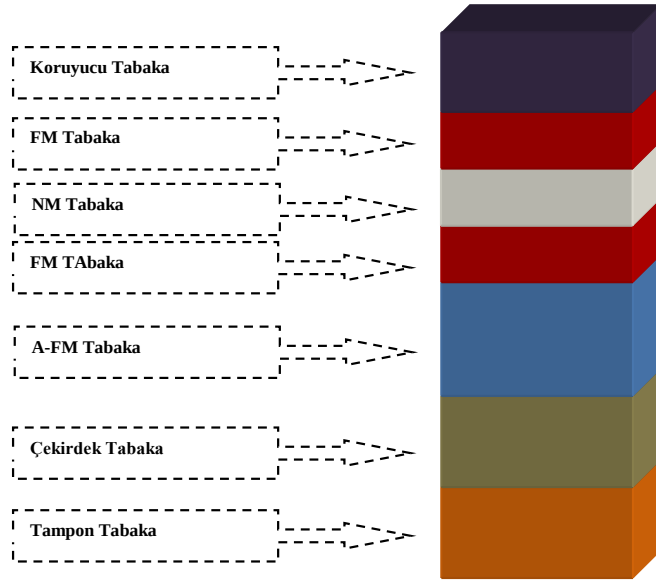
EB sistemleri, SV sistemlerinin temel kontrol mekanizması olarak bilinir. EB tabakalarının SV sistemlerinde temel görevi antiferromanyetik (A-FM) bir tabaka ile çiftlenmiş ferromanyetik (FM) referans tabakasının manyetizasyon yönünü sabitlemede kullanılır. EB-SV sistemleri ilk kez Dieny ve arkadaşları tarafından tanımlanmıştır [74,75]. Değiş-tokuş etkileşimi gösteren SV sisteminde, iki ferromanyetik tabaka, manyetik olmayan bir tabaka ile birbirinden ayrılmaktadır. Üçüncü bir manyetik tabaka ise uygun yapı ve kompozisyona sahip A-FM tabaka olup, FM tabakalarından biri ile temas halinde olur (Şekil 3.2).

Manyetik alan altında film katmanlarının büyütülmesi esnasında, A-FM tabakasının üzerine büyütülen FM tabakasında, FM ile A-FM tabakalarının arayüzünde değiş tokuş etkileşimi meydana gelir. Değiş-tokuş etkileşimi etkisi ile A-FM tabakası FM tabakasının spinlerinin bir yönde sıkıştırır. Sıkıştırılmış FM tabakasının üzerine büyütülen NM tabaka, iki FM tabakanın manyetik olarak çiftlenemeyecek kadar kalın olmalıdır. Böylece, NM üzerine büyütülen FM tabakasının elektron spinleri serbest bir yönelime sahip olur. Bu nedenle, NM üzerine büyütülen FM tabakası serbest tabaka olarak adlandırılmaktadır. Serbest tabaka manyetik olarak yumuşak karakteristiğe (düşük artık mıknatıs değerine) sahiptir.

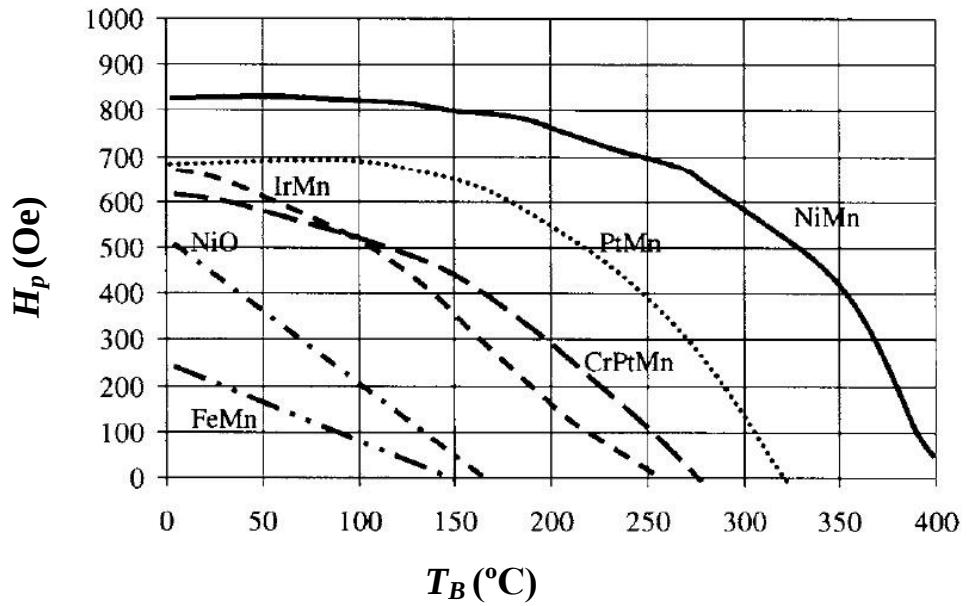
A-FM tabaka olarak genellikle NiMn [76-79], PtMn [39, 80], IrMn [81, 82] gibi A-FM malzemeler kullanılır. A-FM tabakasının seçimine göre EB-SV sistemi üst ya da alt SV sistemi olarak adlandırılmaktadır. Film katman yapıları genellikle Ta tampon katmanı ile başlar ve koruyucu katman Ta katmanı ile sona ermektedir. Eğer EB-SV sistem yapısı $\text{alttaş}/\text{Ta}/\text{FM}_{\text{serbest}}/\text{NM}/\text{FM}_{\text{sıkıştırılmış}}/\text{A-FM}/\text{Ta}$ şeklinde seçilirse bu tür EB-SV sistemine üst tip SV sistemi denir. Bununla birlikte eğer EB-SV sistemi $\text{alttaş}/\text{Ta}/\text{A-FM}/\text{FM}_{\text{sıkıştırılmış}}/\text{NM}/\text{FM}_{\text{serbest}}/\text{Ta}$ şeklinde seçilirse bu tür EB-SV sistemlerine alt tip SV sistemi denir. $\text{FM}_{\text{sıkıştırılmış}}/\text{A-FM}$ arasındaki değiş tokuş etkileşimi film büyütme sırasına bağlı olmasından dolayı, her bir SV sistemi

direk olarak alt yada üst tip olarak büyütülemez. Örneğin, FeMn malzemesi A-FM katman olarak kullanıldığı bir EB-SV sisteminde, FM tabaka üzerine büyütülürse büyütülürse, FM/A-FM tabakaları arasında değiş-tokuş etkileşimi gerçekleşmemektedir. Bu nedenle, FeMn katmanı A-FM olarak kullanılan SV sistemi ile sadece üst tip SV sistemi yapılabilir. Bu tez kapsamında, Şekil-3.2’de gösterildiği gibi alt tip SV sistemi üretilmiştir.

EB-SV sistemlerinde A-FM tabakası belirleyici rol oynamaktadır. Bu nedenle A-FM tabakasında; yüksek sıkıştırma alanı (Pinning Field: H_p) (değiş tokuş çiftlenim alanı) yada yüksek değiş-tokuş anizotropi etkileşim enerjisi (J_k), yüksek termal kararlılık (T_B), kritik A-FM tabaka kalınlığı (δ_c), yüksek korozyon direnci ve kolay bir mikrofabrikasyon süreci gibi nitelikler aranmaktadır. Yüksek H_p yada J_k , EB-SV sistemlerinin doğrusallığı için önemlidir ve sensörün boyutuna ve sensor uygulama sıcaklığına göre değişmektedir [83]. Düşük anizotropik değiş-tokuş etkileşimi, geri dönen dalga bozuklarına ve bu nedenle çıkış sinyalin zayıflamasına neden olur [83]. Yüksek T_B sensörün uygulama sıcaklıklarında (genellikle 150°C) EB-SV sisteminin yüksek termal kararlılıkta olması için gereklidir [84]. Kritik kalınlık δ_c , yüksek yoğunluklu bilgi kayıtlarında artan okuma aralıklarında EB-SV sistemini uyarlamak için gereklidir. Örneğin, 40Gb/inç²’lik yüksek yoğunluklu bir bilgi kayıt sisteminde, eğer hat (track) genişliği 0.2µm ise gerekli olan okuma aralığı 50nm olacaktır, dolayısıyla A-FM tabakasının kalınlığı 10nm’den daha az olmak zorundadır [84].



Şekil 3.2. Alt tip Değiş-Tokuş Etkileşimli Spin Vanası sistemi

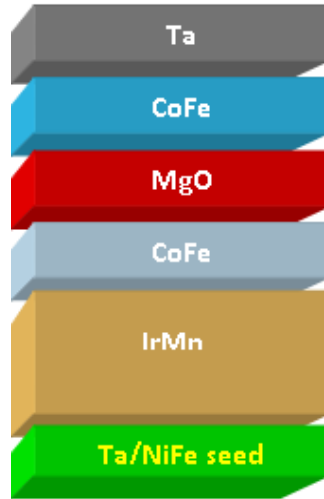


Şekil 3.3. Uygulamada kullanılan bazı AFM katmanları için $J_K - T_B$ grafiği [84].

Okuma kafalarında kullanılan EB-SV sistemlerinde sensör sıcaklığı genelde 150°C civarında olup, gerekli olan minimum değiş-tokuş sıkıştırılmış alan 200-300Oe aralığındadır [85]. Şekil 3.3'de [84], kullanılan A-FM tabakalarının sıkıştırıcı alanın sıcaklığa göre değişimi verilmiştir. Şekil 3.3'de görüldüğü üzere, $J_k - T_B$ ilişkisinde, en yüksek J_k ve en yüksek T_B değeri NiMn katmanında gözlemlendiği için en iyi A-FM tabaka olarak gözükmektedir. Ancak NiMn fazının elde edilebilmesi

için, NiMn katmanı büyütüldükten sonra yüksek sıcaklıklarda ve uzun süren periyotlar halinde tavlama yapılması gerekmektedir [86]. Fakat yüksek tavlama sıcaklığı, çoklu tabakalarının ara-yüzey difüzyonuna neden olmasından dolayı $\Delta R/R$ oranını düşmesine neden olmaktadır. Bu nedenle yüksek tavlama sıcaklığı EB-SV sistemlerinde istenilmemektedir [84]. Şekil 3.3'e bakıldığında, NiMn yerine A-FM katmanı olarak kullanılacak en iyi malzeme PtMn olarak gözükmektedir. Ancak, üretimde Pt malzemesinin yüksek maliyetli olması, A-FM katmanında üçüncü alternatif malzeme olarak IrMn'ı cazip kılmaktadır.

A-FM tabakasının nitelikleri malzemenin kristal yapısına, tane boyutuna, kalınlığına, altında kullanılan katmanlara ve fabrikasyon sürecine bağlıdır. Bu tez kapsamında üretilen alt tipi EB-SV sistemlerinde A-FM katmanı olarak IrMn malzemesi kullanılmış ve yapısal, manyetik, direnç ve manyetodirenç özellikleri incelenmiştir. Üretilen EB-SV sisteminin katman yapısı Şekil 3.4'de verilmiştir.



Şekil 3.4. Tez kapsamında üretilen EB-SV sisteminin katman yapısının şematik gösterimi.

EB-SV sistemini oluşturan ilk tabaka olan tampon tabakasının görevi (Ta); alttaş ile film katmanı arasında difüzyon oluşumunu engellemek ve EB-SV sisteminde bulunan diğer tabakalar için minimum seviyede pürüzsüz bir yüzey oluşturup, ara-yüzey kalitesinin iyileşmesine yardımcı olmak ve örgü şiddetini arttırmaktır. İkinci tabaka olan çekirdek tabakasının (NiFe) görevi ise sıkıştırıcı ve sıkıştırılmış tabakayı istenen kristal yönünde büyütme ve kristalleşmeyi arttırmaktır. Sıkıştırıcı tabakanın görevi ise, üstünde bulunan FM (sıkıştırılmış)

tabaka ile değiş-tokuş etkileşimine girerek, FM tabakanın manyetik yönelimini tek bir yönde sıkıştırmaktır. Ayırıcı tabaka üzerindeki serbest FM tabakanın manyetizasyon yönü, uygulanan alanla beraber yön değiştirirken sıkıştırılmış FM tabakası sabit kalmaktadır. Böylece manyetik alanın varlığı ve yokluğu ile birlikte bir direnç değişimi elde edilir. Ayırıcı tabaka veya tünelleme bariyerinin görevi ise, iki FM tabakasını birbirinden ayırarak manyetik olarak etkileşmelerini engellemek ve direnç farkı oluşturmaktır. Serbest tabakanın görevi ise yukarıda da bahsedildiği gibi dışarıdan uygulanan manyetik alan yönüne göre yönlenmek ve böylece sistemin bir direnç değişimine göstermesine sağlamaktır. En son tabaka olan koruyucu tabakanın görevi ise spin vanası sistemini korozyona karşı korumaktır.

Üretilen EB-SV sisteminin özellikleri, SCI kapsamında yayın olarak ilgili alanda literatüre sunulmuştur [88].

3.2.1 EB-SV sisteminde tampon ve çekirdek tabaka optimizasyonu

EB sistemlerinin SV sistemlerine entegrasyonundan önce, EB sistemlerinin optimizasyonu yapılmıştır. ;Bu optimizasyonlar kapsamında, EB sistemini oluşturan tampon ve çekirdek katmanlarının, EB sisteminin yapısal ve manyetik özelliklerine olan etkisi incelenmiş, uygun tampon ve çekirdek tabaka kalınlıkları bulunmuştur.

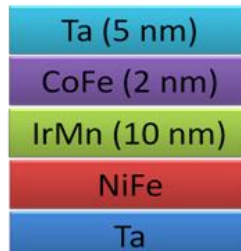
3.2.1.1 Tampon ve çekirdek tabakalarının EB sisteminin yapısına etkisi

EB sistemlerinin özünde, FM/A-FM ara yüzeyinin tek düzlemli olmayan anizotropisine dayandığı için, ara-yüzey etkisi, EB sisteminin temelini oluşturmaktadır. Dolayısıyla, EB sistemi, ara-yüzey pürüzlülük ve kimyasal ara-yüzey karışım gibi manyetik çiftlenimlerin tamamen etkilendiği yapısal parametrelere bağımlıdır. Öncelikle bu tez kapsamında, EB-SV sisteminin üretiminden önce, tampon ve çekirdek tabaka optimizasyonları yapılmıştır. EB yapısı olarak alt EB katman yapısı kullanılmıştır. EB-SV sistemlerinde sıkıştırmacı A-FM katmanın $\langle 111 \rangle$ doku yönünde olması önemlidir. Çünkü $\langle 111 \rangle$ doku yapısında, malzemede daha fazla atom bulunmakta ve dolayısıyla bu atomlara bağlı daha fazla elektron bulunmaktadır. Elektron sayısının fazla olması sıkıştırmacı etkiyi

güçlü kılmalıdır. Alt EB katman yapısında, A-FM tabakasının <111> kristal dokusu yönünde indüklenmesini sağlayan tampon ve çekirdek katman malzemeleri için Ta/AuCu[89], Ru yada NiCr[90], NiFeCr/NiFe[91], Ta/(NiFe,Cu ve CoFe)[92, 93,94], CrNiFe/(Cu,Ru yada Pt)[95-96], Ta/Ru yada Ta/NiFeCr [97], Cu, Ru yada Cu/Ru [98, 99], Ta yada Si[100, 101] ve Ru, Cu yada NiCr [102] gibi malzemeler kullanılmaktadır.

A-FM katmanı olarak IrMn malzemesi seçilmesi durumunda, IrMn malzemesi, EB durumunu etkilediği γ – IrMn ve $L1_2$ – IrMn₃ iki farklı kristallografik yapı göz önünde tutulmalıdır. $L1_2$ – IrMn₃ fazına sahip IrMn tabanlı SV sistemleri yüksek değiş-tokuş anizotropik ve yüksek T_B bloklama sıcaklığına sahip uygulamada tercih edilmektedir. [95, 96, 103]. $L1_2$ – IrMn₃ faz yapısı IrMn/CoFe kombinasyonları ile sağlanabilmektedir.

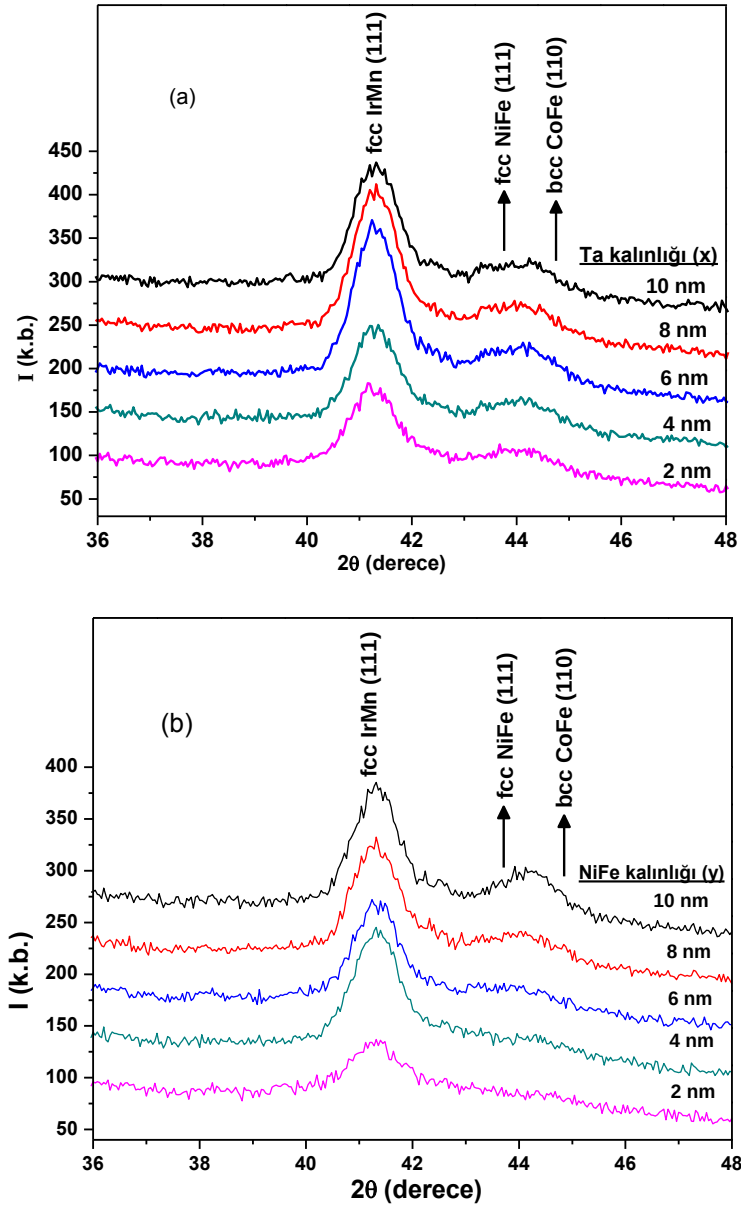
Şekil 3.5’de çekirdek ve tampon katmanlarının optimizasyonu için tasarlanan EB sisteminin katman yapısı gösterilmiştir. Bu kapsamda, değişen tampon kalınlığına Ta(x)/Ni₈₁Fe₁₉(8nm)/Ir₂₀Mn₈₀(10nm)Co₉₀Fe₁₀(2nm)/ Ta(5nm), (x=2,4,6,8,10nm), ve değişen çekirdek tabaka kalınlığına göre Ta(5)/Ni₈₁Fe₁₉(y)/Ir₂₀Mn₈₀(10nm)/Co₉₀Fe₁₀(2nm)/Ta(5nm), (y=2, 4,6, 8, 10nm), EB sistemleri üretilmiştir. Bundan sonraki bölümlerde, değişen tampon kalınlığına sahip EB sistemine EB-Ta ve değişen çekirdek kalınlığına sahip EB sistemine EB-NiFe ile temsil edilecektir. Bu sistemlerde, IrMn kalınlığının 10nm seçilmesinin nedeni, literatürde üst ve alt EB sistemleri en yüksek anizotropik sabitine ve değiş-tokuş etkileşim enerjisine IrMn 10nm kalınlıkta rapor edilmiştir [104].



Şekil 3.5. Tampon ve çekirdek tabakaların optimizasyonu için üretilen çok tabakalı EB yapısının şematik gösterimi.

Tampon ve çekirdek tabakalarının optimizasyon çalışması için oluşturulan EB sisteminin üretim aşamasında UHV odacığı temel basıncı 2×10^{-9} Torr'da tutulmuştur. Filmlerin üretildiği hedef malzemelerin saflık oranı %99.9'dur. Film büyütme esnasında, A-FM ve FM katmanları arasında sıcaklıktan kaynaklanacak difüzyondan kaçınmak için alttaş malzemesi oda sıcaklığında tutulmuştur. Film büyütülürken, NiFe çekirdek katmanının doyuma ulaşması ve IrMn/CoFe Ara yüzeyinde tek düzlemde daha fazla izotropikliğin sağlanmaması için, filme 0.5kOe manyetik alan uygulanmaktadır. Değiş-tokuş etkileşim alanını (H_{ex}) artırmak için, üretilen numuneler, üretim sonrasında, 0.5kOe tek düzlemli manyetik alan altında (üretim esnasındaki manyetik alan ile aynı yönde), 200° sıcaklıkta, 1 saat süreyle, 2×10^{-7} Torr basınca sahip UHV odacığında, ısıtılmasına tabi tutulmuştur. Isıtılan numuneler, oda sıcaklığına kadar soğutulmuştur. Soğutma işlemi aynı UHV odacığı ve ortam şartlarında, numunenin pozisyonu değiştirilmeden yapılmıştır.

Şekil 3.6'da EB-Ta ve EB-NiFe numunelerinin XRD kırınım desenleri verilmiştir. Her iki durumda (Şekil 3.6a ve b), YMK IrMn (111), YMK NiFe(111) ve HMK CoFe(110) pikleri gözlenmiştir.



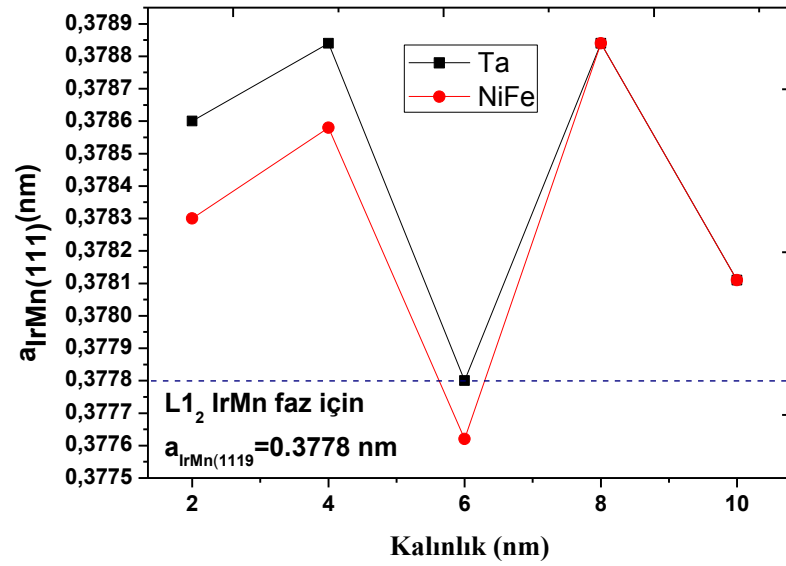
Şekil 3.6. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıt işlem uygulanan (a) EB-Ta, (b)EB-NiFe sistemlerinin XRD kırınım desenleri

Ta malzemesine ait kırınım piki gözlenmemiştir. Ta kırınım pikinin gözlenmemesinin nedeni, P-SV sistemlerinde gösterildiği üzere, Si/SiO₂ üzerine büyütülen Ta filmi amorf yapıya sahiptir [116]. Koruyucu katman Ta pikinin gözlememesinin nedeni ise Ta katmanın CoFe üzerinde amorf ya da nano-kristal şeklinde büyümesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

Çekirdek katmanı NiFe 2nm kalınlıkta olduğu XRD deseninde (Şekil 3.6b), IrMn(111) pik şiddetinin, EB-Ta sisteminin XRD desenindeki IrMn pik şiddetine

göre (Şekil 3.6a) çok zayıf olduğu gözlenmiş ve NiFe'in bu kalınlık değerinde IrMn piki haricinde başka bir pik gözlenmemiştir. Çekirdek katmanın NiFe 6nm kalınlıkta olduğu XRD deseninde (Şekil 3.6b), NiFe(111) ve CoFe(110) piklerinin ilk kez belirgin hale geldiği gözlenmiştir. Bu nedenle, NiFe 6nm kalınlığı, IrMn ve CoFe kübik formda oluşması için olması gereken minimum çekirdek kalınlığı olarak söylenebilir.

Şekil 3.7'de EB-Ta ve EB-NiFe sistemleri için hesaplanan YMK IrMn(111) örgü sabitleri verilmiştir. $L1_2 - \text{IrMn}_3$ faz yapısına sahip IrMn tabanlı EB sistemlerinin yüksek değiş-tokuş anizotropisi ve yüksek bloklama sıcaklığına sahip olması uygulamada bu malzemenin tercih edilmesini sağlamaktadır [95, 96, 103]. Şekil-3.7'deki örgü sabiti verilerine göre, her iki sistemde de çekirdek ve tampon katmanın 6nm kalınlıkta olduğu film yapılarında $L1_2 - \text{IrMn}_3$ örgü sabiti elde edilmiştir.



Şekil 3.7. EB-Ta ve EB-NiFe sistemlerinde hesaplanan YMK IrMn(111) örgü sabitlerinin Ta ve NiFe kalınlıklarına göre değişimi.

EB-Ta ve EB-NiFe numunelerinin kristalit boyutu, kristal doku kalitesi gibi yapıları hakkında daha fazla bilgi alabilmek amacıyla YMK IrMn(111) XRD kırınım desenleri fit edilmiştir. Fit işleminde, YMK IrMn(111) pikinin tam genişlik yarı yükseklik (Full Width Half Maximum: FWHM) ve integral şiddet değerleri bulunmuştur. EB sistemlerindeki en yüksek doku kalitesi ve en yüksek hetero-epitaksi, en yüksek integral şiddetine ve en düşük FWHM değerine sahip numunede olmaktadır. Şekil 3.8'de EB-Ta ve EB-NiFe numunelerinden elde edilen YMK IrMn(111) pikinin integral şiddetleri ve FWHM değerleri verilmiştir.

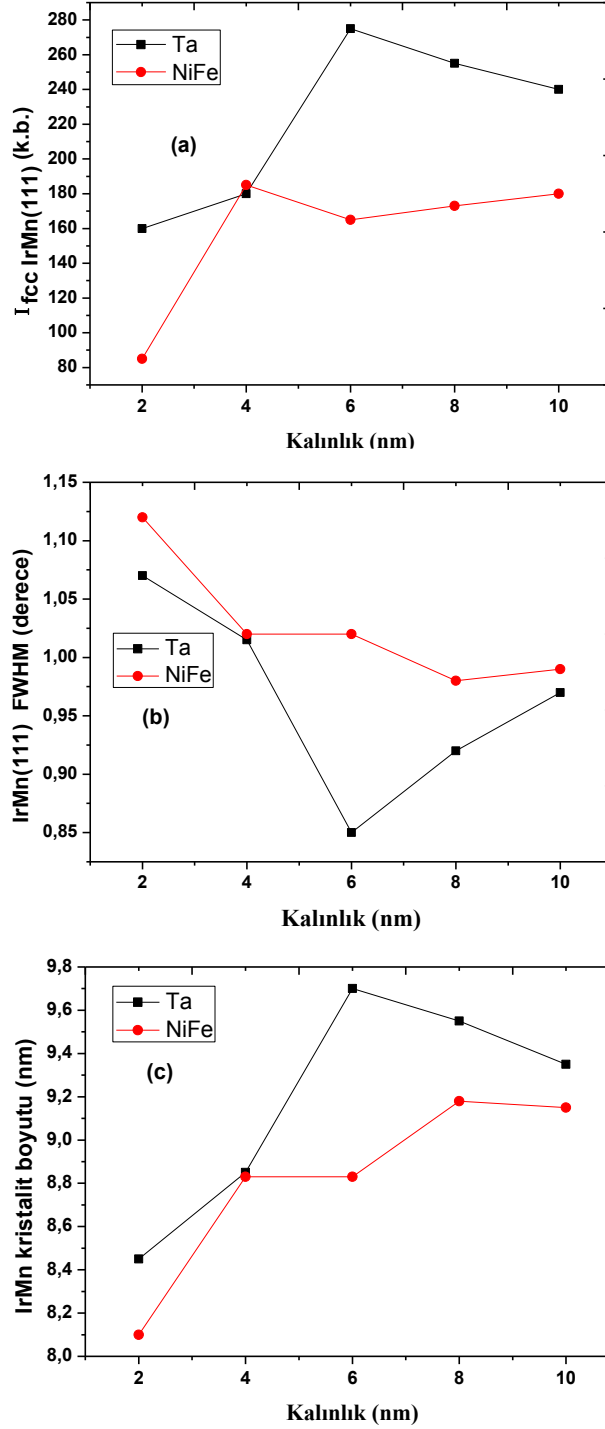
EB-Ta sisteminde, 6nm kalınlıktaki Ta numunesine kadar YMK IrMn(111) integral şiddetleri artarken (Şekil 3.8a), 6nm kalınlıktan sonra düşmektedir. EB-Ta sistemindeki FWHM değeri ise integral şiddetinin tersi yönde davranış göstermektedir (Şekil 3.8b); 6nm Ta kalınlığına kadar azalan yönde FWHM değeri gösterirken, 6nm kalınlıktan sonra artmaktadır. Bu sonuçlara göre, EB-Ta sisteminde <111> doku kalitesinin en yüksek derecede olduğu numune, IrMn katmanının $L1_2 - IrMn_3$ yapısına sahip olduğu, Ta kalınlığının 6nm olduğu numunedir. 6nm Ta kalınlığının üzerinde, integral şiddetin azalması ve FWHM değerinin artması IrMn <111> doku kalitesinin değişimini göstermektedir. 6nm Ta kalınlığı, kritik geçiş kalınlığı olduğu için EB-NiFe sistemlerinde Ta tampon katman kalınlığı 5nm seçilmiştir.

EB-NiFe sisteminde, YMK IrMn(111) pikinin integral şiddeti 4nm NiFe kalınlığına kadar (Şekil 3.8a) artan yönde bir davranış gösterirken, 4nm NiFe kalınlığından sonra 6nm NiFe kalınlığına kadar neredeyse sabit kalmaktadır. FWHM değeri ise 8nm NiFe kalınlığına kadar azalan yönde eğilim gösterirken, 8nm'den sonra artan yönde eğilim göstermektedir. Bu sonuçlara göre, IrMn katmanında istenilen <111> kristal dokusu, EB-NiFe sisteminde, ilk kez 4nm NiFe kalınlığında gözlenmiştir. 8nm NiFe kalınlığına kadar kristal doku kalitesi giderek artmış ve 8nm NiFe kalınlığından sonra doku kalitesi sabit kalmıştır.

EB-Ta ve EB-NiFe sistemlerinden alınan YMK IrMn(111) pikinin FWHM değerleri Scherrer denkleminde (Denklemler (3.1)) kullanılarak kristalit boyutları hesaplanmıştır.

$$B(2\theta) = \frac{K\lambda}{L \cos \theta} \quad (3.1)$$

Burada, B ; FWHM değerindeki pik genişliğini, L ; kristalit boyutunu, K ; geometri faktörünü, λ ; X-Işını dalga boyunu, θ , Bragg açısını vermektedir. Scherrer denklemini kullanılarak yapılan hesaplamalarda YMK IrMn (111) kristalit boyutu, her iki sistem için ~8.1nm ile 9.7nm arasında değişmektedir (Şekil 3.8c). Kristalit



Şekil 3.8. EB-Ta ve EB-NiFe sistemlerindeki YMK IrMn (111) pikinin (a) integral şiddeti, (b) FWHM ve (c) Scherrer denklemi kullanılarak elde edilen kristalit boyutu değerleri

boyutu hesabına göre, NiFe ve Ta kalınlıkları arttıkça IrMn <111> kristal doku kalitesi artmaktadır. EB-Ta sistemindeki IrMn ortalama kristalit boyutu, EB-NiFe sistemindeki IrMn ortalama kristalit boyutu değerlerinden biraz daha yüksek olduğu gözlenmektedir. Bu değerler IrMn <111> doku kalitesi şiddetinin artması

yâda azalmasına göre değişmektedir. EB-NiFe sisteminde 8nm NiFe kalınlığında ~9.1nm en yüksek YMK IrMn(111) ortalama kristalit boyutu elde edilmiştir. EB-Ta sisteminde, 9.7nm 'lık en yüksek YMK IrMn(111) ortalama kristalit boyutu Ta tampon katmanının 6nm olduğu kalınlıkta elde edilmiştir. Ta(6nm)/NiFe(8nm) kombinasyonunda IrMn katmanı $L1_2 - IrMn_3$ faz yapısına ve 9.7nm'lik en yüksek ortalama kristalit boyutuna sahiptir. 9.7nm kristalit boyutu IrMn katmanının neredeyse katman kalınlığına eşittir.

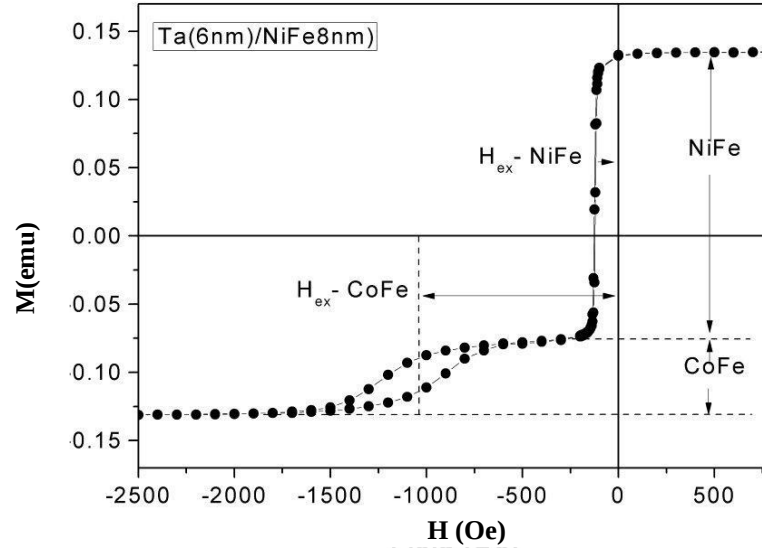
Sonuç olarak, EB-Ta ve EB-NiFe sistemlerinin yapısal karakterizasyonlarında, istenilen IrMn katmanı için, en iyi tampon Ta tabaka kalınlığının 6nm ve en iyi çekirdek katmanı NiFe tabaka kalınlığının 8nm olduğu bulunmuştur.

3.2.1.2 Tampon ve çekirdek tabakalarının EB sisteminin manyetizmasına etkisi

İncelen EB sistemlerinde gözlenen tipik manyetizasyon eğrisi ($M - H$), Şekil 3,9'de verilmiştir. A-FM IrMn ile manyetik olarak sert olan (hard magnet) CoFe katmanı ve A-FM IrMn ile manyetik olarak yumuşak (soft magnet) NiFe katmanının EB etkileşmelerinden dolayı İki ($M - H$) eğrisi üst üste gelmiş gözükmektedir. IrMn/CoFe ara yüzeyinde meydana gelen değiş tokuş etkileşim alanı $H_{ex} - CoFe$ olarak adlandırılırken, NiFe/IrMn arayüzeyinde meydana gelen değiş-tokuş alanı $H_{ex} - NiFe$ olarak adlandırılmaktadır. H_{ex} alanları Şekil 3.9'da gösterildiği gibi ($M - H$) eğrisinden bulunmuştur. Tek düzlemli izotropik olmayan enerji J_k değeri, Denklem (3.2)'de verilmiştir.

$$J_k = M_s t_f H_{ex} \quad (3.2)$$

Burada, M_s ; doyum manyetizasyonu, t_f ; FM-NiFe ve FM-CoFe kalınlıklarını vermektedir. ($M - H$) eğrisindeki toplam M_s değerinden NiFe katmanının M_s değeri çıkartılarak CoFe katmanının M_s değeri elde edilmiştir (Şekil 3.9).

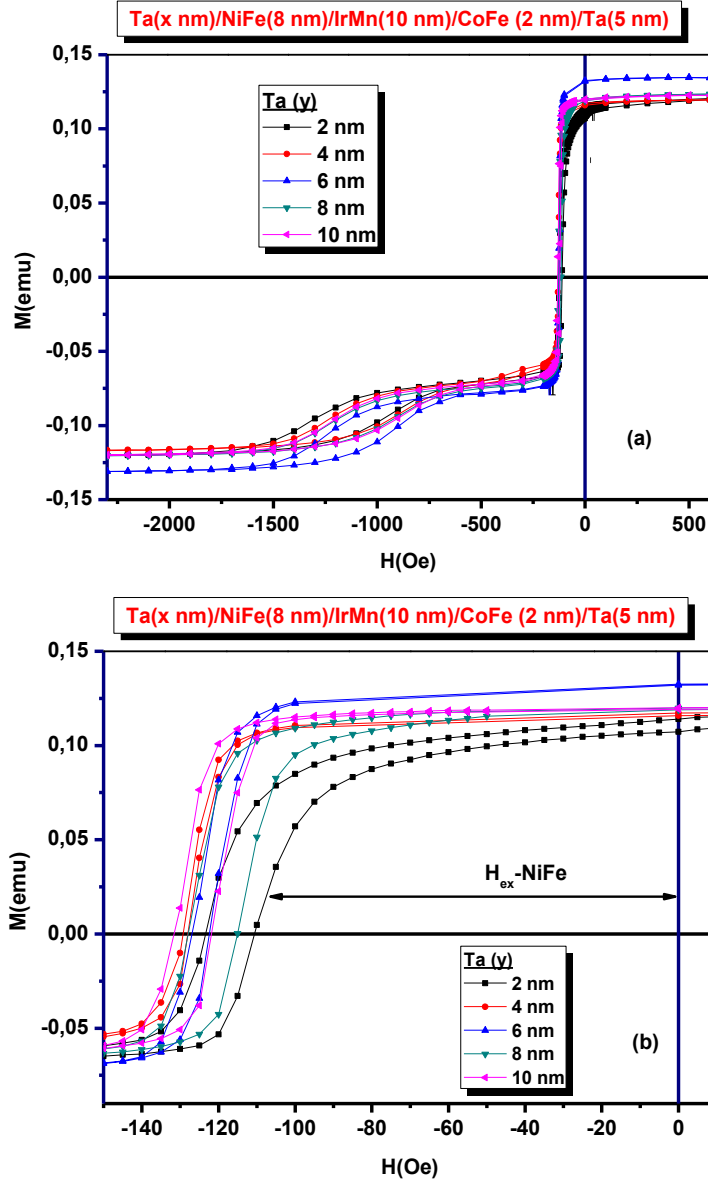


Şekil 3.9. Ta(6nm)/NiFe(8nm) sistemindeki EB etkileşimleri için tipik bir manyetizasyon eğrisi. Eğride $H_{ex} - CoFe$ ile IrMn/CoFe arayüzeyinde meydana EB etkileşimini, $H_{ex} - NiFe$ ise NiFe/IrMn arasında meydana gelen EB etkileşimini belirtmektedir.

EB-Ta sisteminin değişen Ta kalınlıklarına göre elde edilen ($M - H$) eğrileri Şekil 3.10'da verilmiştir. Şekil 3.10'da görüldüğü üzere EB etkileşimleri FM-NiFe/A-FM IrMn/FM-CoFe her iki ara yüzeyinde de gözlenmektedir. FM-NiFe/A-FM IrMn ara-yüzeyi için ($M - H$) eğrisi ayrıntılı bir şekilde görülebilmesi için Şekil 3.10b eğrisinde verilmiştir. Şekil 3.11'de $M - H$ eğrilerinden elde edilen manyetik parametrelerin değişimi gösterilmiştir. Şekil 3.11a'da görüldüğü üzere, Ta kalınlığı arttıkça, $H_{ex} - CoFe$ değeri 1069 Oe'den 970 Oe kadar düşmüştür. Benzer tip davranış, beklendiği gibi $J_k - CoFe$ değerlerinde gözlenmiştir. Özellikle Ta tampon tabaka kalınlığının 6nm üzerinde olduğu durumda $H_{ex} - CoFe$ ve $J_k - CoFe$ değerlerinde belirgin bir düşüş gözlenmiştir. Bu düşüşün sebebi, bir önceki bölümde XRD sonuçlarında verildiği üzere (Şekil 3.8), 6nm tampon tabaka kalınlığından sonra IrMn <111> kristal doku kalitesinde meydana gelen azalma ile ilgili olduğu sonucuna varılmıştır. Her ne kadar $H_{ex} - CoFe$ değeri düşme eğiliminde olsa da, CoFe artık mıknatıslanma alanı ($H_c - CoFe$) değerinin 6nm Ta tampon kalınlığına kadar azaldığı, 6nm üzerinde ise beklenmedik şekilde arttığı gözlenmektedir.

EB-Ta sisteminde değişen Ta kalınlığına göre NiFe/IrMn ara yüzeyindeki $H_{ex} - NiFe$ (Şekil 3.11c) ve $J_k - CoFe$ (Şekil 3.11a) değerlerine bakıldığında, Ta

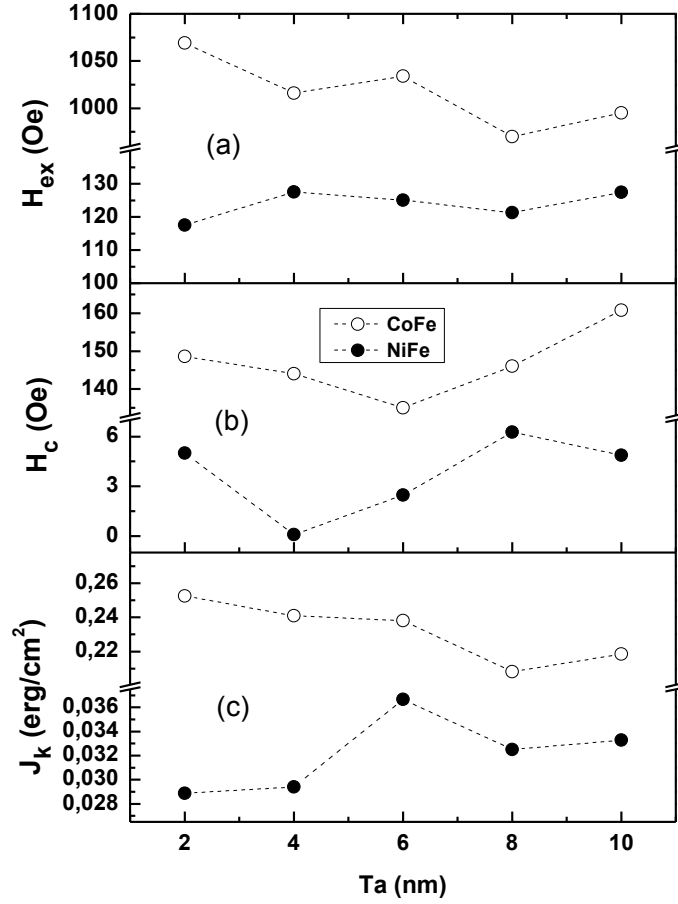
kalınlığından bağımsız olarak her iki değerin sabit kaldığı ve kayda değeri bir değışim göstermediğı gözlenmiştir. Buna karşın, 4nm üzerindeki Ta tabaka kalınlıklarında $H_c - NiFe$ değeri arttığı gözlenmiştir.



Şekil 3.10. (a) EB-Ta sistemindeki değışen Ta kalınlıklarına göre elde edilen ($M - H$) eğrileri ve (b) NiFe/IrMn arasında meydana gelen EB etkileşimini $H_{ex} - NiFe$ ayrıntılı gösterimi

Mishra ve ark. [105], DC-MS yöntemiyle ürettikleri Cu(5nm)/NiFe(7.5nm)/IrMn(0-3.5nm)/Cu(2.5nm) üst EB sisteminde, NiFe/IrMn ara yüzeyindeki düzensizliklerden dolayı IrMn içerisinde 2nm derinliğe kadar Mn

atomlarına ait elektron spinlerinin dengesiz olduğunu ve $H_c - NiFe$ değerlerinde artışa bu dengesiz elektron spinlerin neden olduğunu rapor etmiştir.

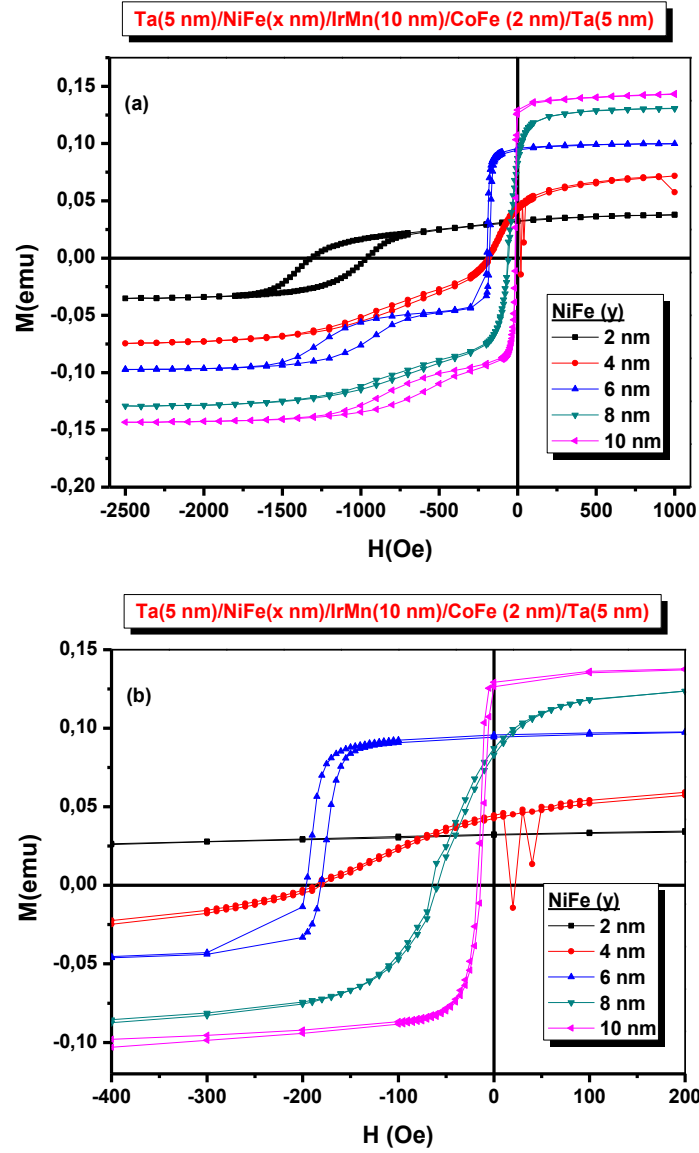


Şekil 3.11. EB-Ta sisteminden ($M - H$) eğrilerinde NiFe/IrMn ve IrMn/CoFe arayüzeylerinden elde edilen ve hesaplanan (a) $H_{ex} - CoFe$ ve $H_{ex} - NiFe$ (b) $H_c - CoFe$ ve $H_c - NiFe$ (c) $J_k - CoFe$ ve $J_k - NiFe$ değerleri. Eğrilerde, noktalar ölçüm datasını, düz kesikli çizgiler ise okuyucunun göze hitap etmesi için kullanılmıştır

Fernandez ve ark. [98], RF-MS tekniği ile ürettikleri IrMn/CoFe EB sisteminde, $H_c - CoFe$ 'in sadece arayüzeydeki spinlerden etkilendiğini belirtmişlerdir. Bu tez kapsamında üretilen EB sistemlerine benzer şekilde, Mishra ve ark. [105] ve Fernandez ve ark. [98] ürettikleri EB sistemlerinde, film büyütme esnasında manyetik alan uygulamışlardır. Bu nedenle, bu tez kapsamında üretilen EB sistemleri Mishra ve ark. [105] ve Fernandez ve ark. [98] ürettikleri sistemler ile karşılaştırılabilir niteliktedir. EB-Ta sisteminde, Ta kalınlığı 6nm üzerinde olduğunda, <111> doku kalitesinin azalması ara yüzeydeki düzensizliklerden

kaynaklandığı söylenebilir. Bu düzensizlikler NiFe/IrMn/CoFe her iki ara yüzeyinde oluşmuş olabileceğinden $H_c - NiFe$ ve $H_c - CoFe$ değerlerinin artışı ara yüzeydeki düzensizliklerden kaynaklandığı düşünülmüştür.

EB-NiFe sisteminde, değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığı göre elde edilen $M - H$ eğrileri Şekil 3.12’de verilmiştir.

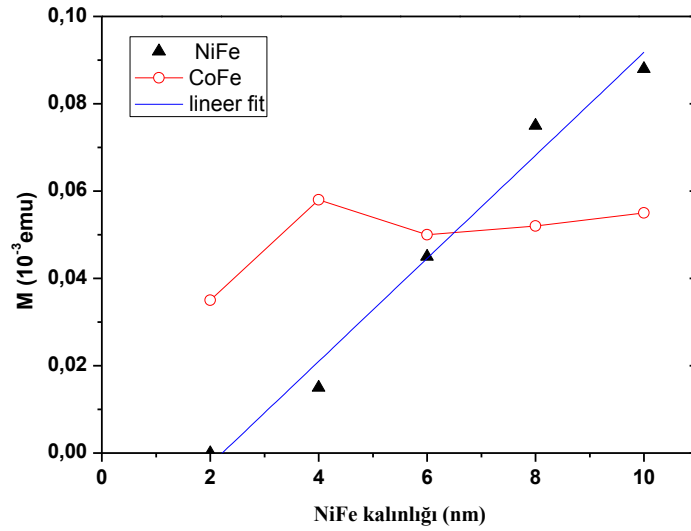


Şekil 3.12. (a) EB-NiFe sisteminde değişen NiFe kalınlıklarına göre elde edilen ($M - H$) eğrileri ve (b) NiFe/IrMn arasında meydana gelen EB etkileşimini $H_{ex} - NiFe$ ayrıntılı gösterimi. Eğrilerde, noktalar ölçüm datasını, düz çizgiler ise okuyucunun göze hitap etmesi için kullanılmıştır

2nm Çekirdek katmanı NiFe kalınlığında, EB etkisi sadece IrMn/CoFe ara yüzeyinde gözlenmiştir (Şekil 3.12). Bu durum yapısal karakterizasyonlardaki

XRD sonuçları ile uyumlu bir sonuçtur; XRD kırınım deseninde (Şekil 3.6) 2nm NiFe kalınlığı için NiFe kırınım piki gözlenmemiş ve zayıf bir IrMn <111> kristal dokusu olduğu bulunmuştur.

EB-NiFe sisteminde, 2nm NiFe kalınlığında EB etkisinin gözlenememesinin nedenini araştırmak için, NiFe ve CoFe'in manyetik moment değerleri, değişen NiFe kalınlığına göre incelenmiştir (Şekil 3.13). Beklenildiği gibi, NiFe katmanına ait momentler, NiFe kalınlığı ile birlikte çizgisel bir şekilde artmaktadır, ancak CoFe katmanına ait momentlerin değişimi neredeyse sabit kalmaktadır. Şekil 3.13'de görülen kalınlık eksenine göre çizgisel fit (yaklaşık 2nm NiFe civarında), manyetik ölü tabaka (**Magnetic Dead Layer: MDL**) olarak tanımlanan, NiFe için kaybolan momentleri göstermektedir. Bu nedenle, 2nm NiFe kalınlığı için EB etkisinin gözlenememesi, NiFe/IrMn ara-yüzeyinde oluşan MDL'den kaynaklandığı düşünülmüştür.



Şekil 3.13. Çekirdek katmanı NiFe ve sıkıştırılmış tabaka CoFe tabakalarının Ta/NiFe kalınlığına göre doyum manyetik momenti. Şekilde çizgisel fit ve x-ekseni ile kesişim noktası NiFe çekirdek katmanının manyetik ölü katmanını vermektedir. CoFe manyetik moment için gösterimdeki düz çizgi göze hitap için verilmiştir.

Zhao ve ark. [106] MS yöntemi ile Ta(5nm)/NiFe(2-10nm)/Ta(10nm) sistemini üretmişler ve Ta/NiFe ara yüzeyinde $2\text{Ta} + \text{Ni} = \text{NiTa}_2$ meydana gelebileceğini ve bu reaksiyonun, NiFe katmanında yaklaşık 1.6nm MDL katmanı oluşturduğunu rapor etmişlerdir. Çekirdek tabaka kalınlığının 2nm olduğu

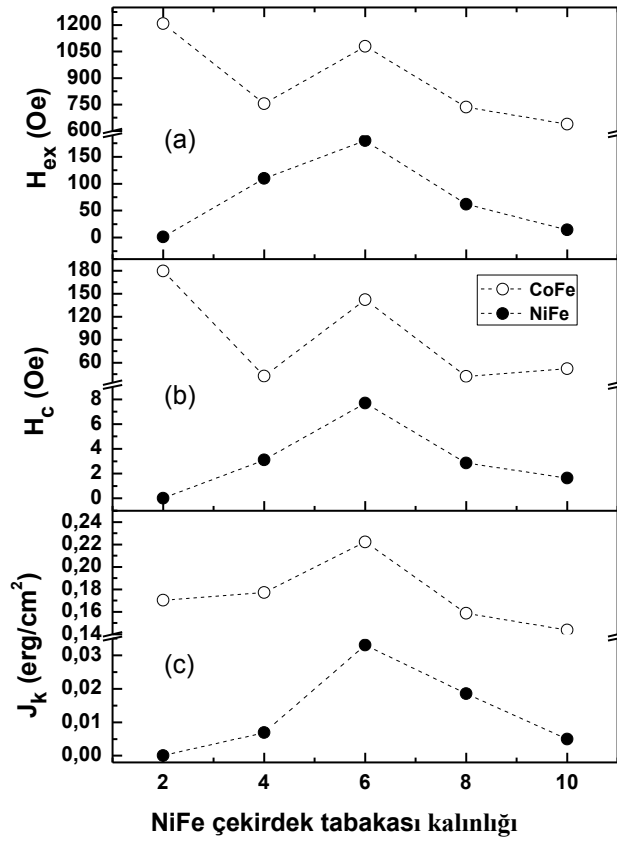
sistemde CoFe düşük manyetik momentin sebebinin de NiFe/IrMn/CoFe ara yüzeyindeki Ta(5nm)/NiFe(2nm) ara yüzeyinde meydana gelen reaksiyondan kaynaklandığı düşünülmektedir.

2nm NiFe kalınlığının üzerinde EB-NiFe sisteminin kristal doku kalitesi ve manyetik özellikleri NiFe kalınlığı ile açık bir bağıntısı olduğu ortaya çıkmıştır. $M - H$ eğrisindeki en belirgin EB etkisi 6nm NiFe kalınlığında gözlenmiştir (Şekil 3.12). Bu kalınlık değerinde, XRD kırınım deseninde (Şekil 3.6) gözlemlendiği üzere, IrMn malzemesinin uygulamada istenildiği gibi $L1_2 - IrMn_3$ faz yapısına sahip olduğu bulunmuştur. EB-NiFe sisteminde $M - H$ eğrilerinden elde edilen manyetik datalar Şekil 3.14’da sunulmuştur. Bu datalardan, $H_{ex} - CoFe$ değerlerinin, $H_{ex} - NiFe$ değerlerinden neredeyse 7 kat daha büyük olduğu görülmektedir. Bu farklılık, $Co_{90}Fe_{10}$ ’un manyetik olarak sert ve $Ni_{81}Fe_{19}$ ’un manyetik olarak yumuşak malzeme özelliğinden kaynaklandığı düşünülmüştür. NiFe çekirdek katmanının kalınlığı arttıkça, IrMn/CoFe ara yüzeyinde meydana gelen $H_{ex} - CoFe$ değeri, 1208Oe’den 638Oe ‘e düşmektedir (Şekil 3.14a). Neredeyse aynı tip davranışlar $J_k - CoFe$ (Şekil 3.14b) ve $H_c - CoFe$ (Şekil 3.14c) değerleri içinde gözlenmiştir.

EB-NiFe sisteminde, 6nm NiFe kalınlığından sonra $H_c - CoFe$ değerinin artmadığı, NiFe kalınlığı arttıkça azalan bir değer gösterdiği gözlenmiştir. CoFe malzemesinin kalınlığı EB-NiFe sisteminde değiştirilmediğinden manyetik momenti de Şekil 3.13’de gösterildiği gibi sistemde neredeyse sabit kalmaktadır. Bu nedenle, 6nm NiFe kalınlığından sonra $H_{ex} - CoFe$ değerlerindeki azalma, bilinen $H_{ex} \propto 1/t_{CoFe}$ ilişkisi ile açıklanamamaktadır. Ancak, yapısal karakterizasyon sonuçları EB-NiFe sisteminde IrMn <111> doku kalitesinin NiFe çekirdek kalınlığı arttıkça arttığını göstermektedir. Dokudaki bu iyileşme ara yüzey düzensizliklerin azaldığını dolayısıyla $H_c - CoFe$ değerinin azalması beklenmektedir. Bu durum, EB-Ta sisteminde tersi yönünde gelişmişti (6nm Ta kalınlığından sonra, ara yüzeydeki düzensizlikler artmış ve $H_c - CoFe$ değeri artmıştır). Sonuç olarak, $H_c - CoFe$ değerinin hem EB-Ta hem de EB-NiFe sisteminde kristal doku kalitesine bağlı olarak IrMn/CoFe ara yüzeyinde bulunan elektronların düzensiz olup olmamasına bağımlı olduğu bulunmuştur.

EB-NiFe sisteminde NiFe/IrMn ara yüzeyleri için EB etkileşimleri incelendiğinde $H_{ex} - NiFe$, $H_c - NiFe$ ve $J_k - NiFe$ değerleri NiFe kalınlığına

bağlı olarak aynı tip davranışlar göstermektedir (Şekil 3.14); Bütün değerler NiFe 6nm kalınlığına kadar artmakta ve 6nm'den sonra ise azalmaktadır. H_{ex} alanı öncelikle NiFe 4nm kalınlığında gözlenmektedir ve 6nm NiFe kalınlığında 180Oe maksimum değerine ulaşmaktadır ve kalınlık arttıkça, $H_{ex} \propto 1/t_{FM}$ ilişkisine bağlı olarak azalmaktadır. EB-Ta sistemi ile karşılaştırıldığında, EB-Ta sisteminin aksine, EB-NiFe sistemlerinde, 6nm NiFe çekirdek katmanından sonra, IrMn <111> doku kalitesinde artış gözlenirken, $H_c - NiFe$ değerleri düşüşe geçtiği gözlenmektedir (Şekil 3.14b).



Şekil 3.14. EB-NiFe sisteminden ($M - H$) eğrilerinde NiFe/IrMn ve IrMn/CoFe arayüzeylerinden elde edilen ve hesaplanan (a) $H_{ex} - CoFe$ ve $H_{ex} - NiFe$ (b) $H_c - CoFe$ ve $H_c - NiFe$ (c) $J_k - CoFe$ ve $J_k - NiFe$ değerleri. Eğrilerde, noktalar ölçüm datasını, düz kesikli çizgiler ise okuyucunun göze hitap etmesi için kullanılmıştır.

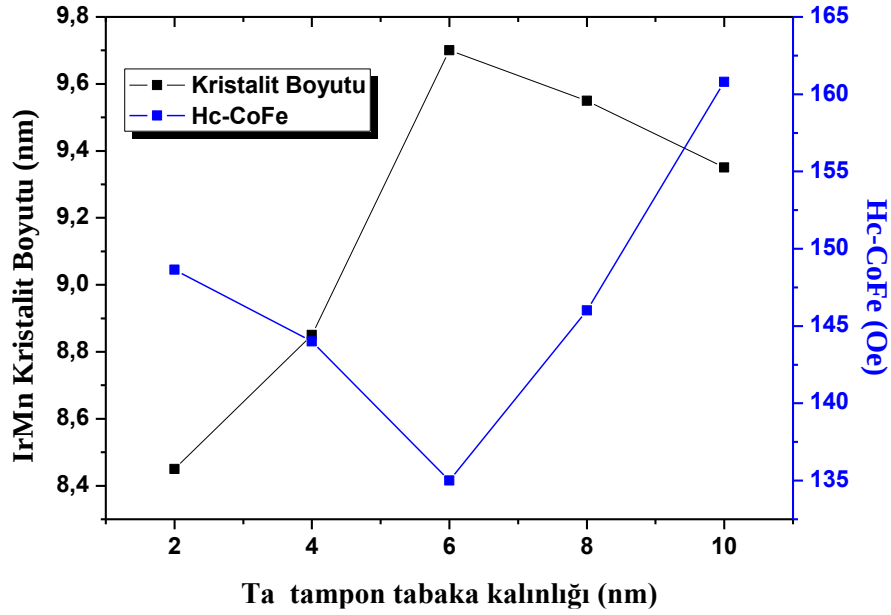
Manyetik özelliklerdeki bu değişiklikler açıkça gösteriyor ki NiFe çekirdek tabaka kalınlığının artması ile H_c , H_{ex} ve J_K değerlerinde iyileşme gözlenmiştir ve bu iyileşmeler artan NiFe kalınlığı ile birlikte iyileşen IrMn <111> kristal doku kalitesi ile ilişkilidir.

Yapısal sonuçların aksine, manyetik olarak en iyi kombinasyon, Ta(5nm)/NiFe(6nm) yada Ta(6nm)/NiFe(8nm) kombinasyonunda ortaya çıkmıştır. Bu kombinasyon yapısında, IrMn malzemesinin uygulama için istenilen L1₂-IrMn₃ fazına sahip olduğu yapı analizlerinde gösterilmiştir.

IrMn tabakasının 10nm'lik kalınlığı boyunca NiFe ve CoFe katmanları arasında bir etkileşim oluşup oluşmadığı sorusunu incelenecek olursa, Şekil 3.14a'da $H_{ex} - NiFe$ değerinin, NiFe 4nm kalınlığında 0Oe'den 110Oe'e kadar arttığı, buna karşın $H_{ex} - CoFe$ değerinin 1208Oe'den 754Oe düştüğü görülmektedir. Her iki değer NiFe kalınlığının 6nm olduğu kalınlıkta maksimuma ulaşmakta ve 6nm NiFe kalınlığından sonra ise artan kalınlıkla beraber azalmaktadır. Bu gibi değişiklikler tabakalar arasında etkileşimler olabileceğini işaret etmektedir. Literatür ile kıyaslandığında, RF Magnetron sızdırma tekniği ile üretilen NiFe/FeMn/NiFe sisteminde alt NiFe/IrMn ve üst FeMn/NiFe ara-yüzeyleri arasında olağan dışı bir H_{ex} etkisi gözlenmemiştir [94]. Üstelik alt NiFe'in H_{ex} değeri $1/t_{NiFe}$ oranında düşerken, üst FeMn/NiFe katmanındaki H_{ex} etkisi hafifçe arttığı bulunmuştur. Elde ettiğimiz bulgular ve literatür bulgularına bakıldığında IrMn katmanı boyunca NiFe ve CoFe katmanları arasında etkileşim olma olasılığını ortaya çıkarmaktadır.

3.2.1.3 EB sisteminin manyetik özelliklerinin kristal dokusu ve kristalit boyutuna bağlılığı

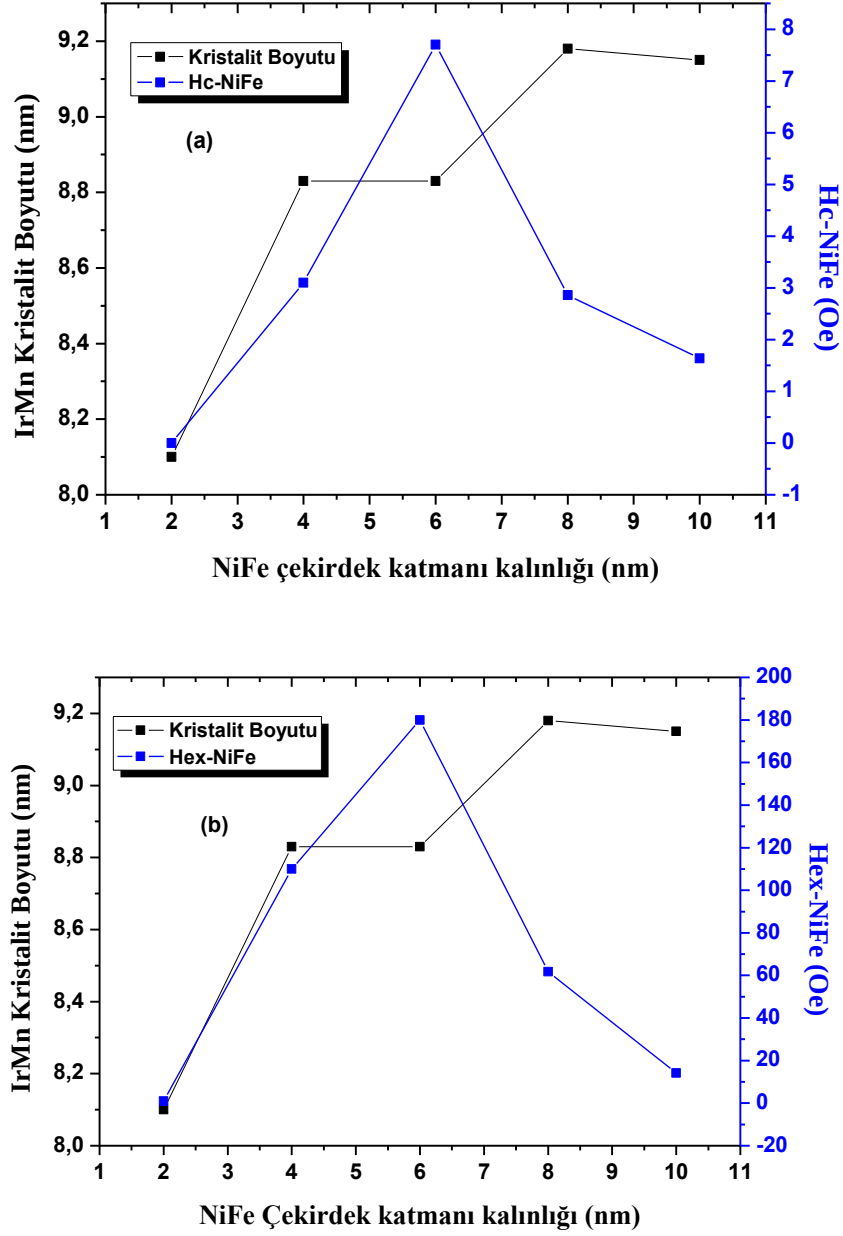
Üretilen EB sistemlerinde IrMn <111> kristal dokusunun H_{ex} 'e olan etkisi tartışıldı. YMK yapıda en yoğun düzlem (111) olduğu için, YMK IrMn (111) ile FM tabakaları arasındaki ara yüzeyde en yüksek spin yoğunluğunun olması beklenir [102]. Bu durum IrMn<111> yapısının H_{ex} ile olan ilişkisini tartışılabilir yapmaktadır.



Şekil 3.15. EB-Ta sisteminde, değişen Ta kalınlığına göre AFM IrMn tabakasının ortalama kristalit boyutu ve $H_c - CoFe$ değişimleri. Grafikte düz çizgiler okuyucunun göze klavuzluk etmesi için kullanılmıştır

EB-Ta sisteminde, Şekil 3.15'e görüldüğü üzere, değişen Ta kalınlığında IrMn ortalama kristalit boyutu, $H_c - CoFe$ değerleri ile zıt yönde değişimler göstermektedir. Bu nedenle, IrMn ortalama kristalit boyutunun EB-Ta sistemindeki $H_c - CoFe$ üzerine bir etkisinin olmadığını söyleyebiliriz. Bu sonuç bir önceki bölümde bulunan, EB-Ta sistemindeki $H_c - CoFe$ değerinin büyük oranda IrMn/CoFe arayüzeyinde meydana gelen düzensizliklerden etkilendiğini göstermektedir.

EB-NiFe sisteminde, ortalama kristalit boyutu ile $H_c - NiFe$ ilişkisine bakıldığında (Şekil 3.16a), 8nm NiFe kalınlığına kadar IrMn ortalama kristalit boyutunun arttığı, 8nm'den sonra neredeyse doyuma ulaştığı gözlenmektedir. Buna karşın, $H_c - NiFe$ değerinin 6nm NiFe kalınlığına kadar giderek arttığı ancak 6nm'in üzerindeki kalınlıklarda sonra $H_c - NiFe$ değerinin giderek azaldığı gözlenmiştir. Sonuç olarak, NiFe kalınlığının arttıkça doku kalitesinin artmasına bağlı olarak IrMn ortalama kristalit boyutunun da arttığı gözlemlenmiştir. Ortalama kristalit boyutundaki değişiklikler hem NiFe/IrMn hem de IrMn/CoFe ara yüzeyleri arasında düzenli/düzensizlik gibi farklı ara-yüzey etkilerini tetiklediği ve dolayısıyla H_c 'nin baskın olarak ara-yüzeyden etkilendiği



Şekil 3.16. Ta ve NiFe kalınlıklarının değişimine bağlı olarak AFM IrMn katmanının (a) ortalama kristalit boyutu ve $H_c - NiFe$, (b)) ortalama kristalit boyutu ve $H_{ex} - NiFe$ değişimlerini göstermektedir. Grafiklerdeki düz çizgiler okuyucunun göze klavuzluk etmesi için kullanılmıştır.

bulunmuştur Ancak, elimizdeki datalar ile H_c 'in kaynağının hangi ara yüzey katmanının etkisi olduğu ortaya çıkmamaktadır.

IrMn katmanının kristalit boyutunda meydana gelen değişikliklerin sebebi alt katmanlar olan Ta ve NiFe kalınlık değişimlerinden meydana geldiği için ortalama

IrMn kristalit boyutu ile H_{ex} arasında direk bir ilişki gözlenememiştir. Ancak, Şekil 3.16b’de gösterildiği gibi, değişen NiFe kalınlığı ile $H_{ex} - NiFe$ ve IrMn ortalama kristalit boyutunda bir ilişki olduğu bulunmuştur. 6nm NiFe kalınlığına kadar hem $H_{ex} - NiFe$ hem de IrMn ortalama kristalit boyutu artış göstermiş, ancak 6nm NiFe kalınlığından sonra ortalama kristalit boyutu artmaya devam ederken $H_{ex} - NiFe$ değeri düşüşe geçmiştir. Alt EB sistemlerinde H_{ex} ve IrMn kristalit boyutu arasındaki direk bir ilişki şu ana kadar gözlenmemiştir, ancak O’Grady ve ark. [90] üst EB sisteminde böyle bir ilişki gözlemlemiştir. O’Grady ve ark. [90], ürettikleri Si/Cu/CoFe/IrMn/Ta EB sisteminde, 3 ile 12 nm arasında değişen A-FM IrMn kalınlığında, A-FM IrMn ortalama kristalit boyutunun 4.5 ile 9nm arasında değiştiğini bulmuştur. H_{ex} değerinin ise ortalama kristalit boyutu ile arttığını ancak 12nm A-FM IrMn kalınlığında elde edilen 6nm ortalama boyutunda H_{ex} değerinin düştüğünü bulmuştur. H_{ex} değerindeki bu düşüş, değiş tokuş etkileşiminden etkilenmeyen daha büyük kristalit boyutlu A-FM katmanın limitinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

Bu tez kapsamında üretilen EB sistemlerinde ortalama kristalit boyutu değeri bulunmuştur. Aslında kristalit boyutu dağılımından dolayı daha büyük kristalit boyutları beklenmektedir. Bu nedenle, Şekil 3.16b’de 6nm NiFe kalınlığından sonra $H_{ex} - NiFe$ ’deki düşüşün sebebi, NiFe 6nm kalınlığının üzerinde IrMn kristalit boyutu, ortalamadan daha büyük kristalit boyutlarına ulaştığını bu nedenle büyük kristalit boyutları EB etkisinden etkilenmediği düşünülmüştür. Bu yüzden, NiFe/IrMn ara yüzeyindeki H_{ex} değeri, IrMn/CoFe ara yüzeyinde oluşan H_{ex} ile karşılaştırıldığında, baskın biçimde hacim etkilerinden etkilenmektedir diyebiliriz.

3.2.2 EB-SV sisteminde bariyer tabakası optimizasyonu

Günümüzde, TMR tipi spin vanaları göstermiş oldukları yüksek direnç değişimi nedeniyle GMR tipi spin vanaları yerine tercih edilir hale gelmiştir. TMR tipi SV sistemi GMR tipi SV sisteminden ayıran başlıca özellik, kullanılan bariyer katmanıdır. GMR tipi SV sistemlerinde bariyer katmanı olarak manyetik olmayan

metalik (Cu gibi) (Şekil 3.17) [107, 108,] malzemeler kullanılırken, TMR tipi SV sistemlerinde ise manyetik olmayan yalıtkan malzemeler kullanılmaktadır[1-10].

TMR tipi SV sistemlerinde yaygın olarak bariyer katmanı AlO_x ve MgO malzemeleri kullanılmaktadır [1]. MgO bariyerine sahip SV sistemleri, AlO_x bariyerine sahip SV sistemlerine göre, daha yüksek MR değeri, daha düşük RA değeri ve yüksek termal kararlılık gibi özellikler gösterdiğinden, AlO_x bariyer temelli TMR tip SV sistemi yerine MgO bariyerli SV sistemlerine geçilmiştir. MgO bariyerli SV sistemlerinin oldukça pürüzsüz ara-yüzeye sahip olması yüksek TMR değerlerinin elde edilmesi için önemlidir [63]. Düşük pürüzlülüğe sahip ara-yüzey elde edilebilmesi CoFe gibi malzemelerin üzerine MgO katmanının amorf büyütülebilmesi ile sağlanmaktadır.

Ancak MgO tabakaları SV sistemlerine entegre edilirken belli başlı sorunlar ortaya çıkarmaktadır. Özellikle, MgO 'nun Stranski-Krastanov yapısına uygun adacık büyüme modu göstermesi [109, 110], ara-yüzey pürüzlülüğünü artmasına ve spin polarizasyonunu azalmasına, bariyer kalınlık kontrolünün zorlaşmasına neden olmaktadır. Alt ve üst elektrotlardaki Fe ile O arasındaki elektron ilgililiği nedeniyle Fe ve MgO arasında FeO oluşumu [65], tabakalar arası difüzyon ve kristallenme bu sorunların başında gelmektedir. Bu nedenle MgO katmanının SV sistemine entegrasyonu için ön optimizasyon çalışması gerekmektedir.

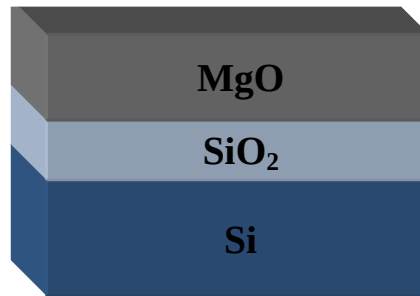
MgO bariyer katmanının üretilmesi için literatürde birçok araştırma grupları tarafından farklı metotlar denenmiştir. Bu metotlardan başlıcaları, reaktif iyon ışınlı sıçratma metodu [111], elektron demetinin buharlaştırma metodu (E-Beam Evaporator) [63], DC-MS ile Mg hedef malzemesinden oksijen atmosferinde MgO üretim metodu [112], RF-MS tekniği kullanılarak üretilen MgO metodu [113] gibi birçok farklı üretim tekniği denenmiştir. RF-MS üretim tekniğinde, elektronların mobilitesi iyonların mobilitelerinden daha yüksek olduğu için, RF gücü uygulanan hedef malzemesine öz-öngerilim (Self-Bias) olarak adlandırılan negatif bir potansiyel indüklemektedir [114]. Bu yüzden, bir RF deşarjında RF gücü verilmiş elektrot, katot olmaktadır; pozitif elektronlar katot boyunca elektrik alan tarafından hızlandırılır ve hızlanan pozitif yüklü iyonlar hedef malzemesine çarparak sıçratma işlemi gerçekleşir [70]. Özöngerilim (V_{DC}), uygulanan RF gücü (P_{RF}) ve odacık içerisindeki basınçla (p), Eşitlik 3.3'de verilen

$$V_{DC} \propto \left(\frac{P_{RF}}{p}\right)^{1/2} \quad (3.3)$$

ilişkisine sahiptir. Negatif özöngerilim etkisi plazma etrafındaki kabuğun (sheath) oluşumundan sorumludur ve kabuktaki iyonlar elektrik alan ile hedefe hızlandırılır. Yani artan özöngerilim ile Ar^+ iyonlarının enerjileri artar [115]. Hem özöngerilim V_{DC} hemde RF gücünün deşarj voltajı sabit bir oksijen ve argon akışında artan RF gücü ile artmaktadır. Bu nedenle, ölçülebilir V_{DC} değeri nano-boyutta filmlerin büyümesini etkilemektedir. Sonuç olarak, uygulanan RF gücü ve V_{DC} değeri MgO filmlerin büyümesinde önemli rol oynamaktadır.

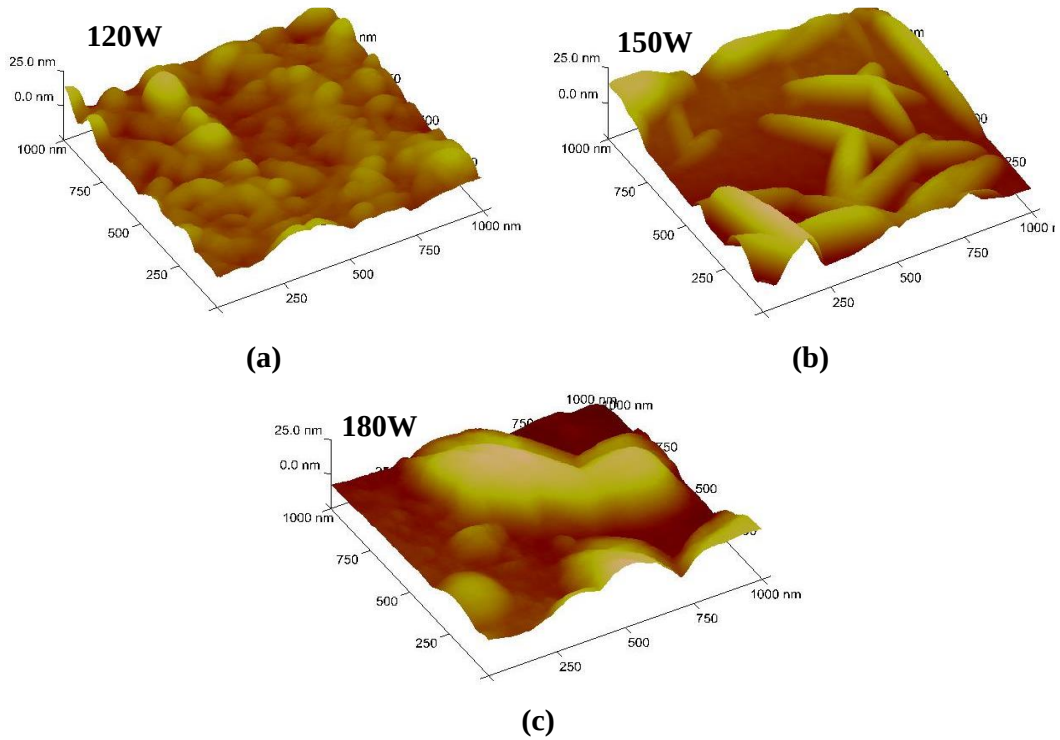
Yüksek RF gücünün verildiği proseslerde, RF deşarj potansiyeli V_{DC} değerinin düşmesine ve bu da MgO film büyümesinin farklı modlarda oluşumunu etkilemektedir. Bu nedenle bu tez çalışmasında MgO bariyer katmanının optimizasyonu için farklı RF gücü ve reaktif O_2 gaz atmosferinde voltaj limitinin MgO yüzey morfolojisine etkisi incelenmiştir.

MgO bariyerinin optimizasyonu için, Şekil 3.17’de görüldüğü gibi MgO tabakası Si/SiO₂ alttaşın üzerine tek katman halinde büyütülmüştür. Film büyütme işlemi için RF-MS tekniği kullanılmıştır. Filmler farklı RF gücü ve farklı Ar:O₂ gaz oranında büyütülmüştür. Film büyütme esnasında, alttaşa herhangi bir ısı işlem uygulanmamıştır. MgO filmi RF gücü DC voltajı limitli ve limitsiz olarak iki farklı proses süreci kullanılmıştır. Hedef malzemesi olarak İndiyum ile bağlantı kurulan Cu destek plakalı %99.95 saflıkta MgO hedef malzemesi kullanılmıştır. MgO hedef malzemesinin üretimi için oluşturulan UHV odacığının temel basınç değeri 2×10^{-8} Torr civarındadır.



Şekil 3.17. MgO optimizasyonu için üretilen tek katman yapısı

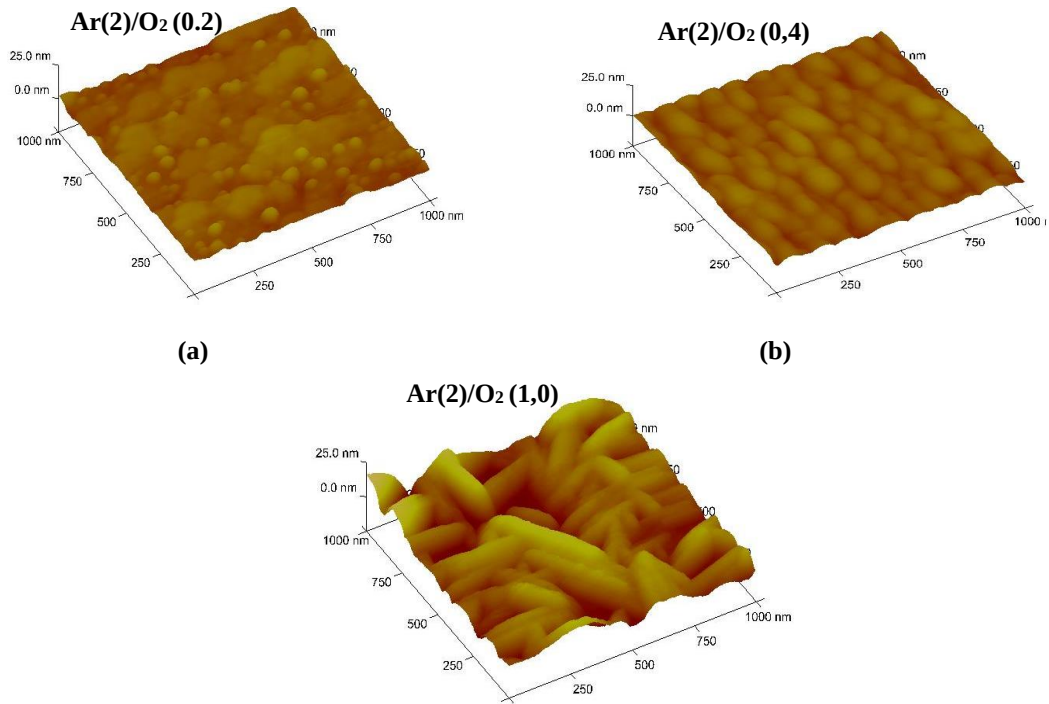
MgO malzemesi düşük depolama oranına sahip olduğundan film büyütme esnasında uzun depolama sürelerine ihtiyaç duyulmaktadır. Yüksek depolama oranları için daha yüksek RF gücüne ve sıfır yansıyan RF güç gerekmektedir. Ancak, yüksek güç uygulanması hedef malzemenin erime noktası ve plazma gücünün kaybolması gibi nedenlerden dolayı limitlidir. Bu nedenle, yansıyan RF gücü olmadan, hedef malzemenin kırılmasına yol açmadan uygulanabilecek maksimum RF gücünü bulabilmek için hedef malzemesine 180W'a kadar güç verilmiştir. 120W'a kadar yansıyan güç değerine yada hedef malzemesinin kırılması gibi etkilere rastlanmamıştır. 150W RF gücünde %3 yansıyan RF gücüne, 180W RF gücü için ise %5 yansıyan RF gücü ölçülmüştür. 120W RF gücünden sonra tespit edilen yansıyan RF güç değerleri, güç kaynağındaki güç eşleşmesinin kaybolmasından kaynaklanmaktadır [114]. Şekil 3.18'de 4mTorr sabit basınçta, voltaj limiti olmadan 120 W, 150 W ve 180 W RF güçlerinde üretilen MgO filmlerin AFM ile alınmış yüzey morfolojisi görüntüleri gösterilmiştir. Şekil 3.18'de görüldüğü üzere, kristalit boyutu ve yüzey pürüzlülüğü artan RF gücü ile beraber artmıştır.



Şekil 3.18. 4mTorr sabit basınçta, voltaj limiti olmadan farklı RF gücünde (a) 120 W, (b) 150 W ve (c) 180 W üretilen MgO filmlerin AFM görüntüleri.

Yüzeyin ortalama karekök (root mean square) pürüzlülüğü $3\pm0.2\text{nm}$ ile $8\pm0.2\text{nm}$ arasında değişmektedir. Yüksek yüzey pürüzlülüğü, genellikle film yüzeyinde yüksek yoğunluklu kusurlu durumları da beraberinde getirir ki bu durum MgO filmlerin kullanıldığı uygulamalarda istenmemektedir. Bu nedenle MgO ince film özelliklerinin değiştirilmesi için üretim esnasında Ar gazına ilave olarak Oksijen gazı eklenebilir.

Üretilen MgO filminin özelliklerinin Ar gazına ilave olarak Oksijen gazı ile değişip değişmediğinin incelenmesi için, 120W proses gücünde MgO filminin üretim esnasında Ar gazına ek olarak UHV odacığına belli oranlarda (Ar:O₂: 2.0:0.2, 2.0:0.4 ve 2.0:1.0) Oksijen gazı ilavesi yapılmıştır. Şekil 3.19’da, Oksijen gazı ilavesi ile üretilen MgO filmlerin yüzey morfolojisini veren AFM görüntüleri gösterilmiştir.



Şekil 3.19. 120 AT RF proses gücünde ve 4mTorr proses basıncında, voltaj limiti olmadan farklı Ar:O₂ oranları (a) 2.0:0.2, (b) 2.0:0.4 ve (c) 2.0:1.0 için üretilen MgO filminin AFM görüntüleri

AFM görüntülerine göre, Oksijen gazının eklenmesi ile MgO film yüzeyinde daha homojen kristalitlerler oluşmuştur. Ar:O₂ oranlarının 2.0:0.2 olduğu ortamda

Üretilen MgO filminin AFM görüntüsünde (ekil 3.19a), hem büyük hem de küçük formlarda kristalitlerin oluştuğu gözlenmiştir. Ar:O₂ oranlarının 2.0:0.4 olduğu ortamda üretilen MgO filminin AFM görüntüsünde (ekil 3.19b) ise kristalitlerin daha homojen dağıldığı ve yüzey pürüzlülüğün daha da azaldığı ($1.3\pm0.05\text{nm}$) görülmektedir. Ar:O₂ oranlarının 2.0:1.0 olduğu ortamda, üretilen MgO filminin AFM görüntüsünde (ekil 3.19b) ise daha büyük formda uzun kristalit yapılarının oluştuğu gözlenmiş ve yüzey pürüzlülüğünde ise hızlı bir artışın olduğu ($4.2\pm0.05\text{nm}$) görülmektedir.

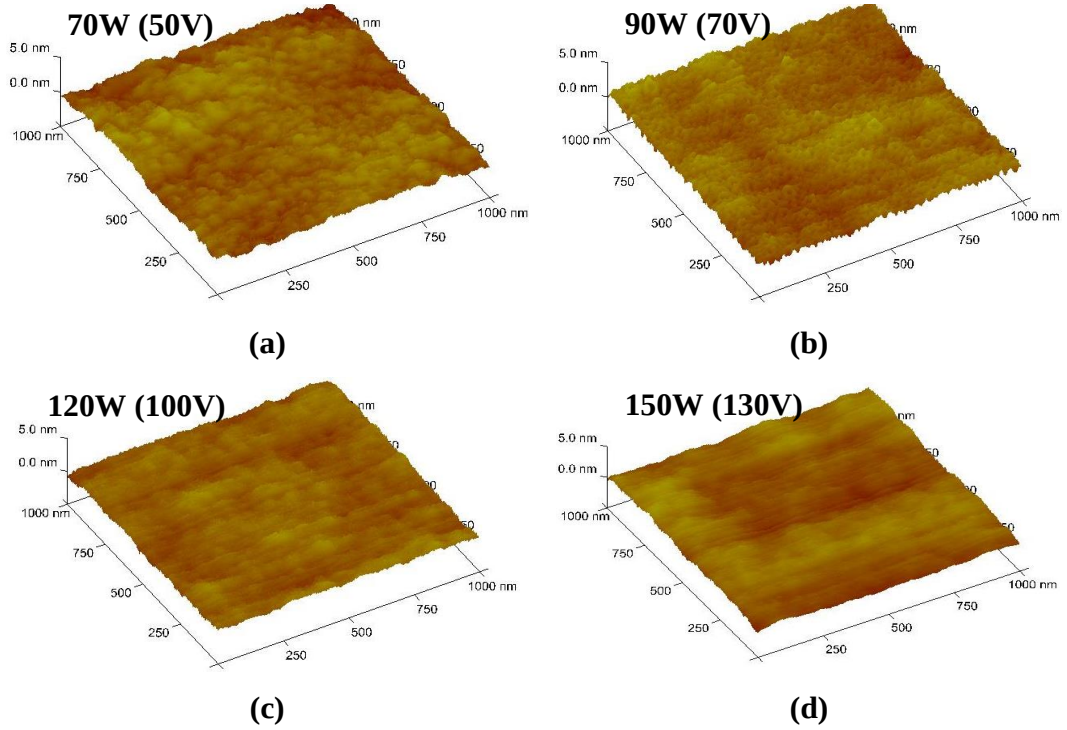
RF proses gücü 60W'ın üzerine çıkılması hedef malzemedeki ikincil elektronların artmasına neden olmuş olabileceğinden, MgO katmanının oluşumu bu ikincil elektronlardan etkilenmiş olabilir. İkincil elektronlar, MgO hedef malzemesinden kopan nötr oksijen atomlarını bir kısmını iyonize etmiş olabilir. İyonize olan atomlar, plazma içerisinde altta negatif DC zgerilim nedeniyle yansımaya neden olabilir. Bu etki, plazmanın iletkenlik gücünü düşürür ve nötr atomların altta üzerine taşınmasını engeller. Bu nedenle de MgO filmlerin yüzey morfolojisinin değişmesine neden olabilirler. Voltaj limitleme işleminin etkisini bulabilmek için, hem oksijen gazı ilaveli hem de oksijen gazı ilavesi olmadan RF gücünün deşarj voltajının üst limitinin kontrol ederek bir seri MgO filmi üretilmiştir. Çizelge 3.2.'de üretilen MgO serisi ve filmlerin üretim parametreleri verilmiştir. Voltaj limiti konularak, oksijen eklenerek, her bir proses gücünde üretilen numunelerde herhangi bir yansıyan g gözlenmemiştir. Şekil 3.20'de gösterildiği üzere, farklı proses gücünde üretilen MgO filmlerinin, üretim esnasında voltaj limitinin koyulması ile kristalit boyutunun ve yüzey pürüzlülüğünün düştüğü gözlenmiştir. Yüzey pürüzlülük değerleri $0.3\pm0.02\text{nm}$ ile $0.42\text{nm}\pm 0.02\text{nm}$ arasında değişmektedir. En düşük yüzey pürüzlülüğü 120W proses gücünde 100V voltaj limitinde elde edilmiştir. En düşük yüzey pürüzlülüğünün elde edildiği 120W proses gücünde ve 100V voltaj limitindeki prosese ilave olarak ortama O₂ gazı eklenerek yüzey morfolojisinde meydana gelen değişimler gözlenmiştir (ekil 3.21). Prosese O₂ gazı eklenmesi ile MgO film yüzeyinde küçük kristalitler olumu ve Ar:O₂ oranı 2:0.2 için $0.37\pm0.02\text{nm}$ ve 2:0.6 için $0.57\pm0.02\text{nm}$ yüzey pürüzlülüğü değerleri elde edilmiş ve artan oksijen oranı ile beraber yüzey morfolojisinin de arttığı gözlenmiştir.

Çizelge 3.2. Farklı proses gücünde ve farklı Ar:O₂ gaz akış oranlarında voltaj limiti olmadan ve voltaj limiti konularak üretilen tek katman MgO numune serisi.

Oksijen gazı ilave edilmeden ve voltaj limiti konulmadan üretilen MgO serisi					
Güç (W)*	Voltaj Limiti (V)	U _{DC} (V)	Ar:O ₂ *	Yansıyan güç (%)	Güç (W)*
70	50	25	2:0	0	70
90	70	47	2:0	0	90
120	100	98	2:0	0	120
150	130	130	2:0	0	150
İlave Oksijen gazının eklenmesi ve voltaj limitinin konulmasıyla üretilen MgO serisi.					
120	100	88	2:0.2	0	120
120	100	98	2:0.4	0	120
120	100	98	2:0.6	0	120
120	100	88	2:0.2	0	120
* sabit proses basıncı(4mTorr) ve 2000s depolama süresi kullanılmıştır.					

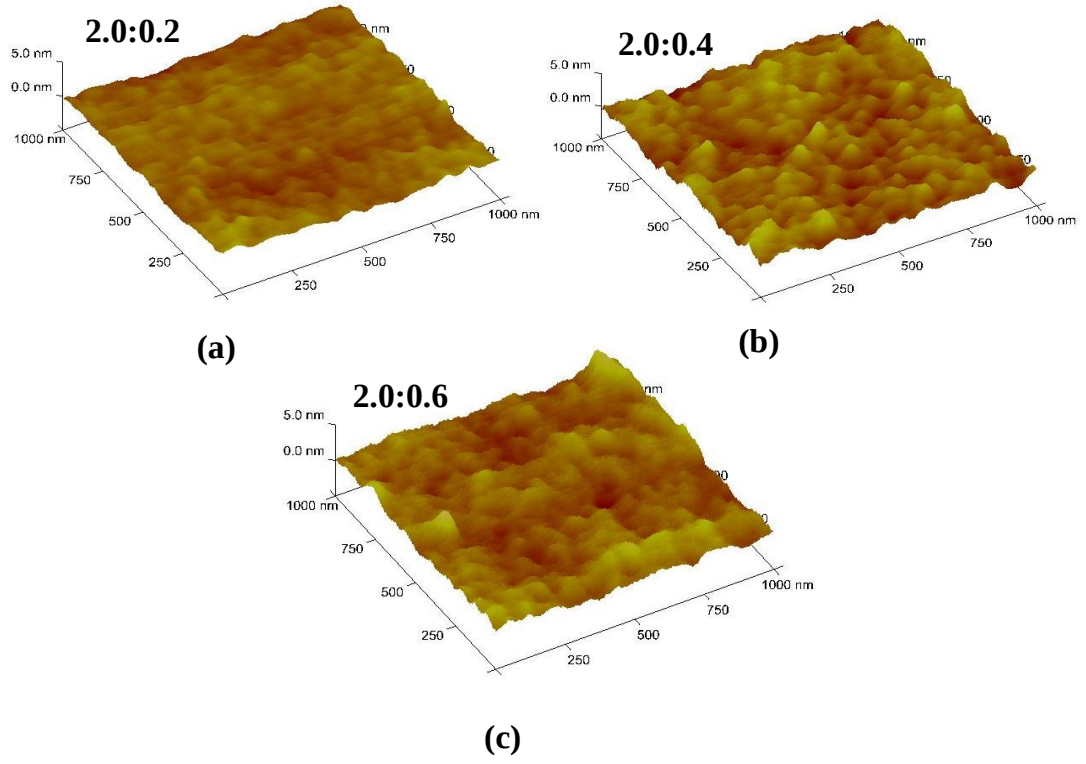
Genel bir sonuç olarak, proses gücüne voltaj limitinin konulması ile elde üretilen filmlerin yüzey morfolojisini (kristalit boyutunu formunu) ve yüzey pürüzlülüklerini etkiledikleri bulunmuştur. Bu nedenle SV sistemlerine entegre edilecek olan MgO sistemlerinin üretimi esnasında voltaj limitinin konulmasına karar verilmiştir. Ancak, her ne kadar yüksek proses güçlerine voltaj limiti konularak yapılan prosesler olumlu sonuçlar verse de, hedef malzemenin her denemede kırıldığı, bu nedenle de tekrarlanabilir bir prosesin mümkün olmadığı gözlenmiştir. Hedef malzemenin kırılmasının sebebi, MgO malzemesinin termal iletkenliği yüksek olmasına rağmen (500K’de 20W/m.K), yüksek RF gücü uygulanan bir hedef malzemesinde üst-yüzey ve alt-yüzey arasında ısı iletim farkı olmaktadır. Isı farkı mekanik bir stres yaratmakta ve hedef malzemenin kırılmasına yol açabilmektedir. Bunun yerine P-SV sistemlerinde, bariyer üretimi esnasında hedef malzemesine uygulanabilecek maksimum güç değeri 20W/inç² olarak hesaplanmış ve 2 inç için uygulanabilen en yüksek güç değeri 60W/ inç² olarak

bulunmuştur. Bununla birlikte, her bir hedef RF gücüne ulaşmak için, hedef malzemesine dakikada 20W uygulanmıştır.

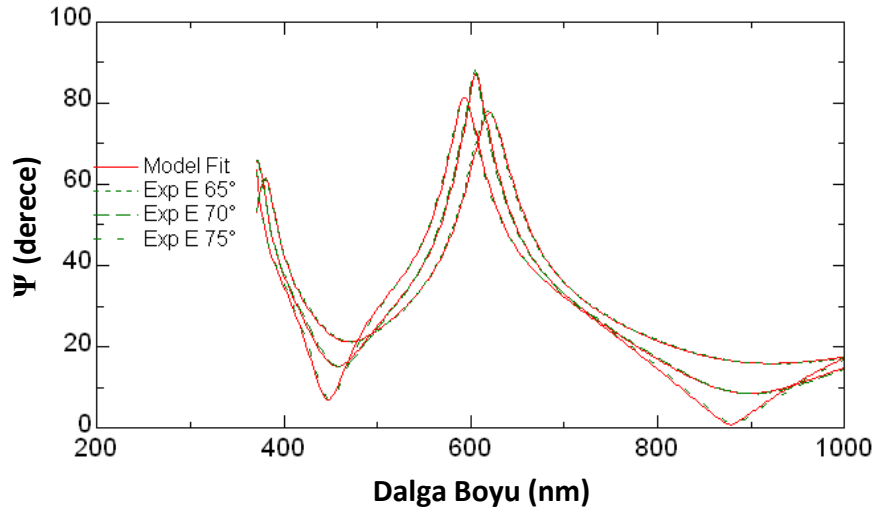


Şekil 3.20. Farklı proses güçlerinde (a) 70W(50V), (b) 90W (70V), (c) 120W(100V), (d) 150W (130V) ve parantez içerisinde verilen farklı voltaj limitlerinde, 4mTorr sabit proses basıncında üretilen MgO filmlerin yüzey morfolojisini gösteren AFM görüntüleri

SV sistemlerine entegrasyonu sağlanacak MgO filminin kalınlığı SV sistemlerinin performansını direk etkilemektedir [1, 5]. Üretilcek SV sisteminde MgO yalıtkan tabakasının yoğunluğu diğer tabakalara göre çok düşük olduğu için XRR tekniğinde çözilememiştir ve bu nedenle doğru bir kalınlık tespiti için Si/SiO₂ alttaşlar üzerine tek MgO tabakası üretilmiş ve Ankara Üniversitesi Fizik Mühendisliği Bölümünde Prof. Dr. Ayhan Elmalı'nın sorumluluğunda bulunan Elipsometre cihazı ile ölçümler yapılmıştır. Araştırma Görevlisi Ulaş Kürüm tarafından yapılan ölçüm ve modelleme sonucunda MgO kalınlıkları tespit edilmiştir. 0.01mm Si ve 400nm SiO₂ üzerine büyütülmüş MgO ince filminin, 65°, 70° ve 75° geliş açısında elipsometre ile ölçümleri alınmıştır. Alınan ölçümleri yorumlamak üzere Şekil 3.22'de görülen model oluşturulmuştur. Si ve SiO₂ kalınlıkları sırası ile 0.01 mm ve 400 nm olarak girilmiştir. Bu iki tabakanın en üstüne MgO ilave edilmiş ve matematiksel model seçilerek fit işlemi yapılmıştır.



Şekil 3.21. 4mTorr sabit proses basıncında ve 120W (100V) proses gücü ve voltaj limitinde, farklı (a) 2.0:0.2, (b) 2.0:0.4, (c) 2.0:0.6 Ar:O₂ oranlarında elde edilen tek tabaka MgO filmlerin AFM görüntüleri.

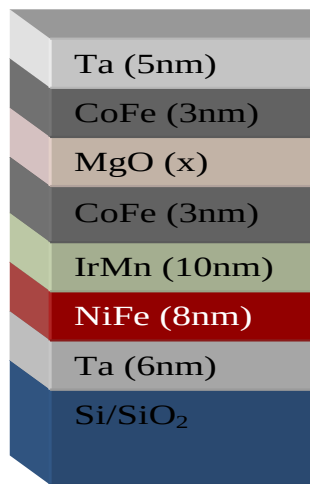


Şekil 3.22. MgO için belirlenen Spektral Aralık ve Fit İşlemi

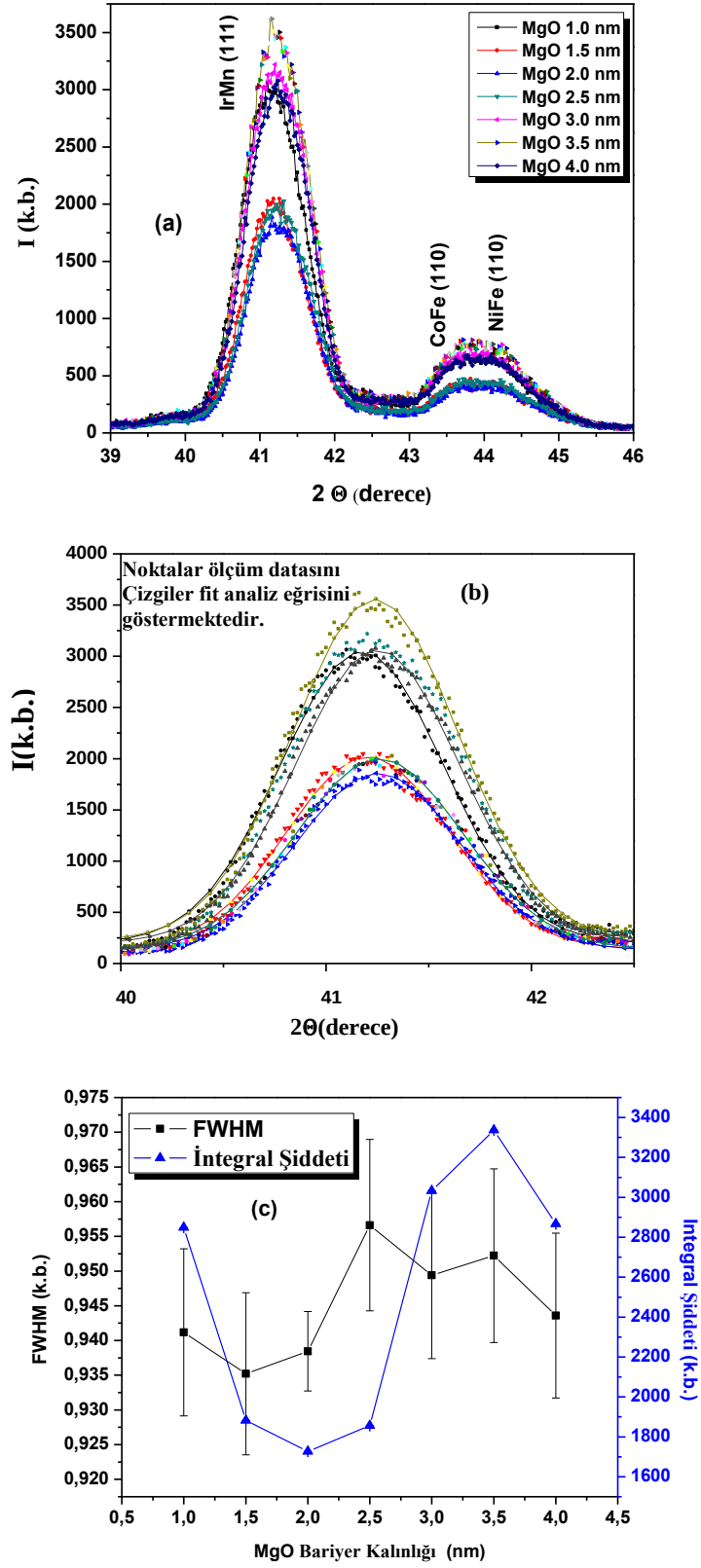
380 nm ile 1000 nm spektral aralığında ve 3 farklı açı değerinde alınan ölçümler fit edilmiştir (Şekil 3.22). Fit işlemi sonrasında kalınlık değerleri 4.09 ± 0.2 nm bulunmuş ve MgO için depolama oranı 0.004nm/s olarak hesaplanmıştır.

3.2.2.1 Farklı bariyer kalınlığına sahip %10 Ar/O₂ oranlarında üretilmiş MgO tabakalarının SVsistemine entegrasyonları

Yapılan optimizasyon çalışmalarında elde edilen tampon ve çekirdek katman kalınlıkları kullanılarak EB-SV sistemi oluşturulmuştur. Şekil 3.23’de üretilen EB-SV sisteminin katman yapısının şematik gösterimi verilmiştir. MgO bariyerin SV sistemine entegrasyonu için, elde edilen MgO bariyer üretim parametreleri ile MgO bariyer kalınlığının ince yapıya etkisini incelemek amacıyla, 1.0nm ile 4.0nm arasında değişen kalınlıklarda MgO bariyerli SV sistemleri üretilip yapısal özellikleri incelenmiştir. Şekil 3.24a’da değişen MgO kalınlıklarına sahip SV sistemlerinin XRD kırınım desenleri verilmiştir. Bu kırınım desenlerinde IrMn(111) ve CoFe(110) piklerinin 3.5 nm’lik MgO bariyerli SV’si için en yüksek kırınım şiddetine sahip olduğu görülmektedir. IrMn(111) kübik yapısındaki tercihli yönelimin (texture) derecesini ve kalitesini anlamak için yapılan RC ölçümleri üzerinde modelleme yapılmış (Şekil 3.24b) ve modelleme sonuçlarının kalınlığa göre değişimi Şekil 3.24c’de verilmiştir.



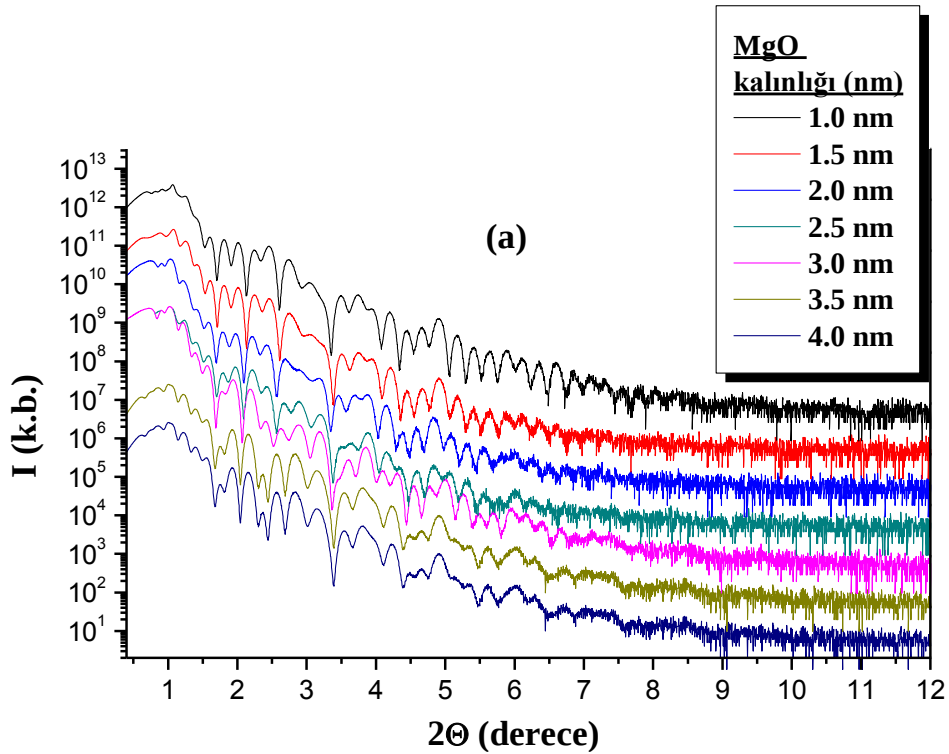
Şekil 3.23. Farklı bariyer kalınlığına sahip %10 Oksijen oranında üretilmiş MgO katmanlı EB-SV sisteminin şematik gösterimi



Şekil 3.24. Farklı MgO bariyer kalınlıkları için SV sistemlerinin (a) XRD kırınım desenleri (b) IrMn (111) kırınım desenin fit profil eğrisi ve (c) bu eğriden elde edilen değerler

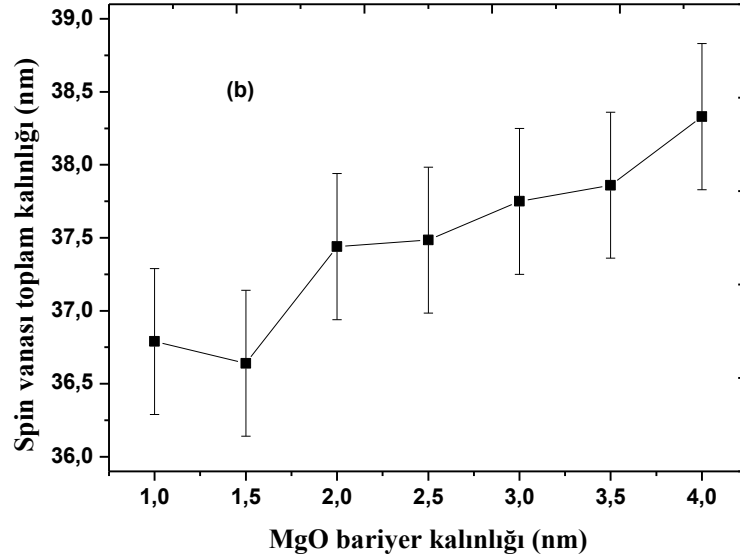
RC eğrilerinden elde edilen pik şiddeti ve FWHM değerlerine göre, en iyi <111> tercihli yönelimin 1.5 nm kalınlık değerindeki MgO bariyerli SV için olduğu ve 1.5nm’lik bariyer kalınlığında bir yapısal geçişin gerçekleştiği gözlenmiştir. RC şiddeti ve FWHM değerlerinin optimumuna bakıldığında ise, en karalı <111> kristal yönelimin, hata payları da dikkate alınarak, 4nm’lik bariyer kalınlığında olduğu anlaşılmaktadır. Ancak literatür detaylı incelendiğinde, MgO bariyerli SV’larında optimum manyetodirenç (TMR) ve alan direnç (RA) değerleri için kritik MgO bariyer kalınlıklarının 1.5 nm ile 2 nm arasında değiştiği bilinmektedir [116-118, 37].

Şekil 3.25a’da ise değişen MgO bariyer kalınlığına göre üretilen SV sistemlerin XRR eğrileri ve Şekil 3.25b’de bu eğrilerden elde edilen SV sisteminin toplam kalınlık değerlerinin MgO bariyer kalınlığına göre değişimi verilmektedir. SV sisteminin toplam kalınlığı artan MgO bariyer kalınlığı ile orantılı olarak artmaktadır. Ancak MgO bariyerindeki toplam kalınlık artışı 3nm iken, SV sisteminin toplam kalınlığındaki artış 2.2nm mertebesindedir.



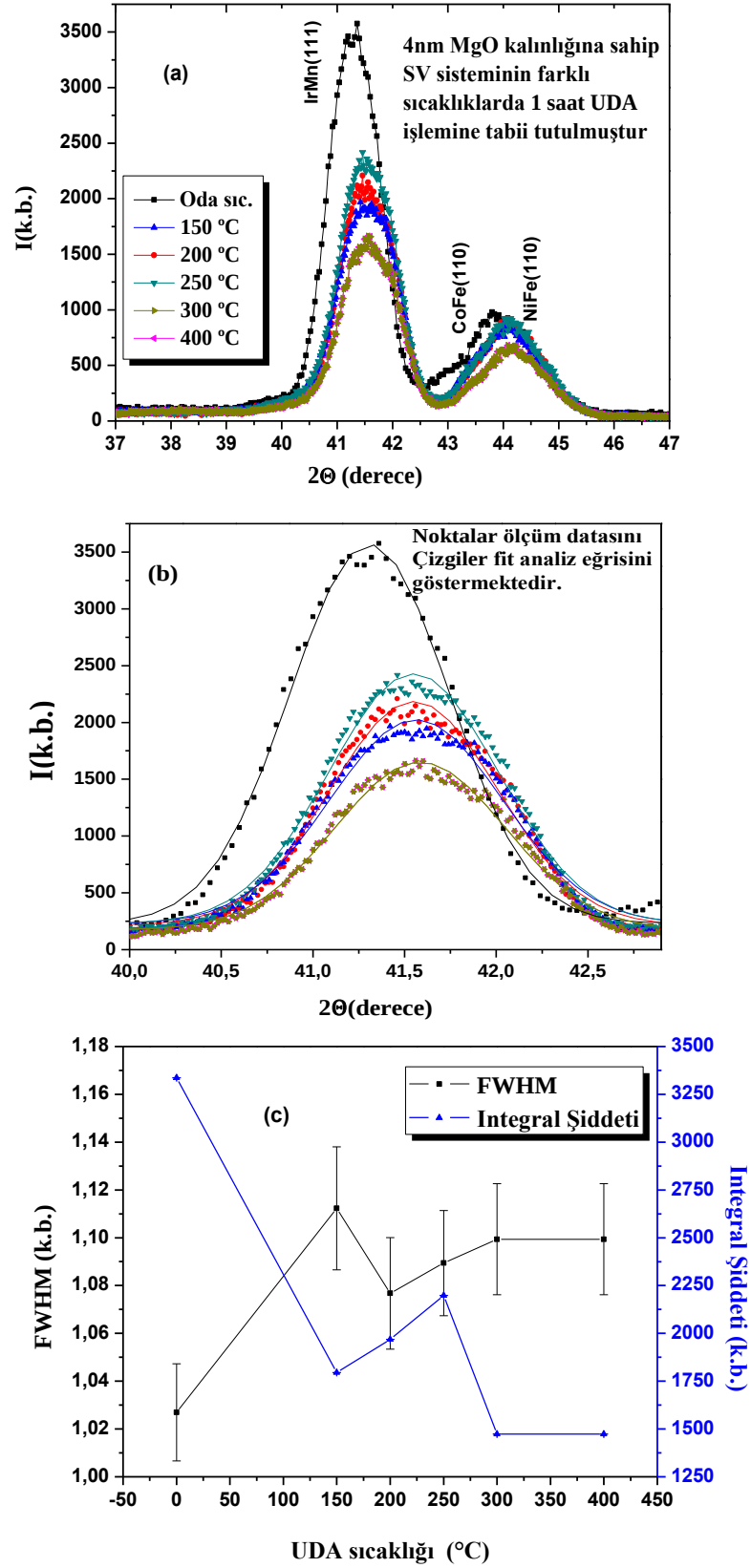
Şekil 3.25. Farklı MgO bariyer kalınlıkları için SV sistemlerinin (a) XRR eğrileri ve (b) MgO bariyer kalınlığına göre SV toplam kalınlığının değişimi

Burada reaktif O₂ gazı ile yapılan sürecin zorluğu açıkça ortaya çıkmaktadır. Aradaki farkın, kesin olmamakla birlikte, tabakalar arası ara difüzyondan ya da IrMn/CoFe(sıkıştırılmış)/MgO/CoFe(serbest)/Ta tabakalarında, CoFe sıkıştırılmış tabakasının, MgO büyümedeki yüksek O₂ oranı nedeniyle oksitlenmesinden kaynakladığı düşünülebilir.

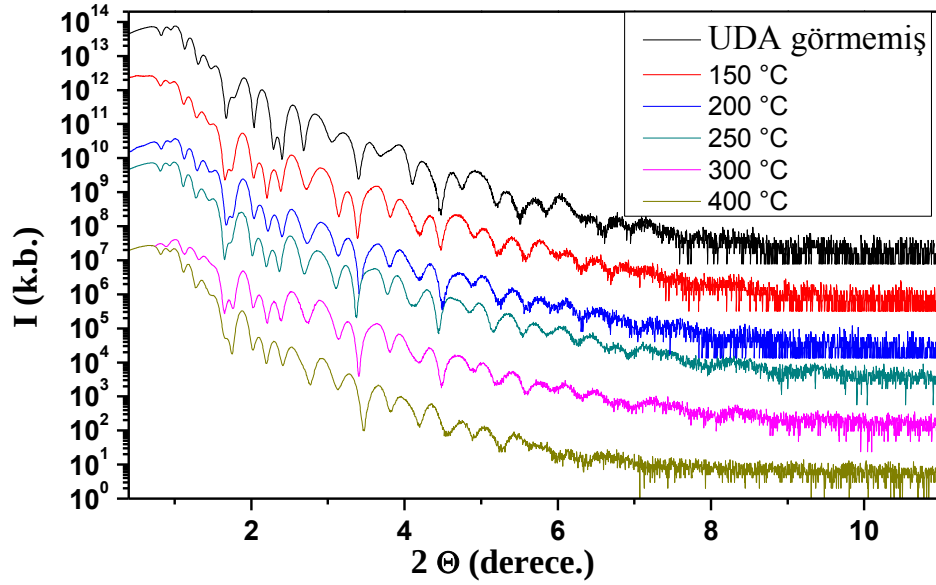


Şekil 3.26. Farklı MgO bariyer kalınlıkları için SV sistemlerinin (a) XRR eğrileri ve (b) MgO bariyer kalınlığına göre SV toplam kalınlığının değişimi

Yapı analizleri sonuçlarından, XRD ölçümünde elde edilen desen ve bu desende yapılan fit değerine göre 4 nm bariyer kalınlığı seçilmiş ve UDA tavlama sıcaklık optimizasyonları bu bariyer kalınlığı ile devam edilmiştir. 4nm bariyer kalınlığına sahip EB-SV sisteminin XRD kırınım desenlerindeki (Şekil 3.26a) IrMn(111) pikinden alınan RC değerlerinden, FWHM ve integral şiddet değerlerinin UDA sıcaklığına bağlı olarak değişimi (Şekil 3.26b ve c) incelenmiştir. SV yapısında ve özellikle en önemli tabaka olan IrMn tabakasında, 150 °C’de <111> tercihli yönelimin derecesinin azaldığı ve 200 °C’de optimum değerine ulaştığı ve artan sıcaklık ile özellikle 300 °C’den sonra yapıdaki bozulmanın (FWHM’nin artması ve integral şiddetin azalması) arttığı dikkati çekmektedir.



Şekil 3.27. (a) 4.0nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin farklı sıcaklıklarda manyetik alanda 1saat tavlama ile elde edilen XRD kırınım desenleri (b) IrMn(111) pikinin fit eğrisi (c) Fit eğrisinden elde edilen FWHM ve Integral şiddet değerlerinin UDA sıcaklığına göre değişimi



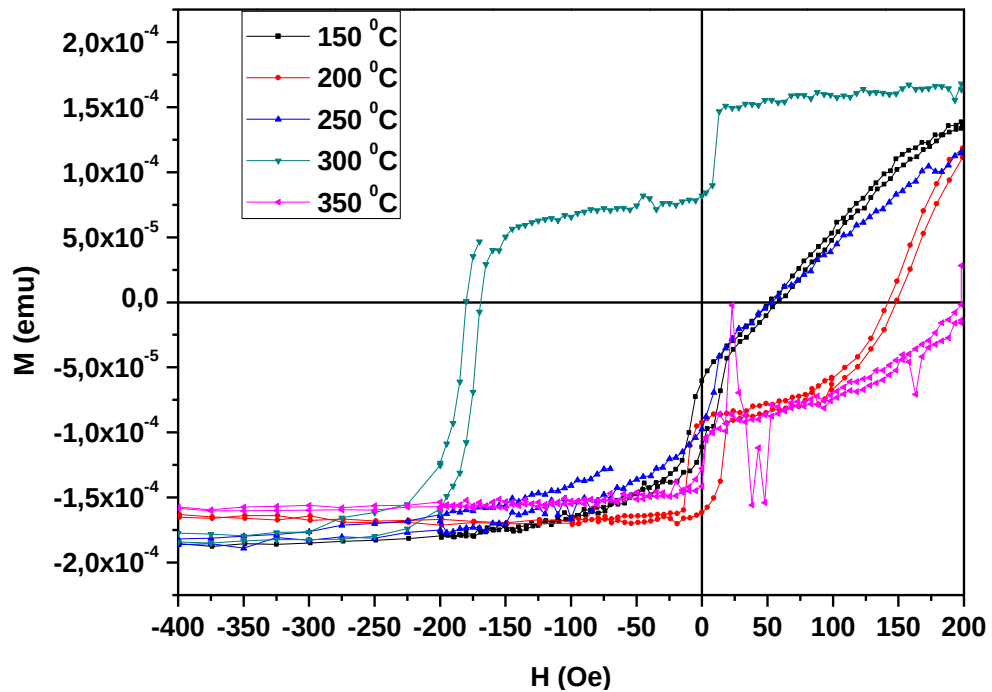
Şekil 3.28. Farklı sıcaklıklarda manyetik alanda tavllanmış, 4.0 nm'lik MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemleri için XRR eğrileri

XRR eğrilerine bakıldığında (Şekil 3.27), artan UDA sıcaklığı ile özellikle 300 °C'nin üstünde, yüksek yansıma açılarında (5-8 derece) osilasyonlardaki bozulmaların arttığı dikkati çekmektedir. Özellikle 400°C sıcaklıkta dikkate değer bir bozulma göze çarpmaktadır. XRR ölçümlerinde gözlenen, osilasyon genliklerindeki bu azalma ve takibinde bozulma, genel olarak, yüzey pürüzlülüğünün ya da keskin ara yüzeylerin bozulmasına atfedilir. Nitel bozulma değerlerinin tespiti için teorik modelleme çalışmaları şarttır. Çalışmanın bu aşamasında elde edilen bu genel sonuçlar, çalışmanın devamı için yeterli olduğundan, uzun süren teorik modelleme çalışmaları yapılmamıştır.

Manyetizasyon eğrilerine bakıldığında (Şekil 3.28), hiçbir SV sisteminde, tipik SV sisteminde gözlenmesi gereken, manyetik alanı tek yönde sabitleme eğrisi (pinning), AFM ile FM tabakası arasındaki EB kayması ve FM doyum eğrileri, kısaca hiçbir tipik bir SV manyetizasyon (hysterese) eğrisi gözlenememiştir. Bu nedenle, O₂ katkılı üretimle elde edilen MgO bariyeri sistemlerde, istenen manyetik SV sisteminin oluşmadığı anlaşılmıştır. Bunun tahmini nedeni, MgO bariyer üretimi sırasında, kısmi O₂ süreç gazının, IrMn/CoFe(sıkıştırılmış)/MgO/CoFe(serbest)/Ta sisteminde, öncelikle sıkıştırılmış CoFe ve takiben serbest CoFe tabakalarının O₂ difüzyonu ile ferromanyetik

özelliklerini kaybetmeleri olarak düşünülmektedir. Sistem içerisine reaktif O_2 gazının eklenmesinin nedeni, MgO saf hedef (target) malzemelerinden RF-Magnetron Sputtering ile üretilen filmlerin kalitesini belirleyen genel parametre, Mg ve O atomlarının “target” tan sökölme verimleri ve kaynaktan altlığa (substrate) taşınma serbest yolları arasındaki farktır. Bu farktan dolayı, filme “hedef malzeme” deki orandan daha düşük oranda O_2 taşınmakta, O_2 'lerin daha çok O^- iyonu olarak altlığa ulaşma olasılığı vardır. MgO büyümesinde oluşan bu eksiği gidermek amacı ile Argon süreç gazına kısmen O_2 eklenmekte, bu ekleme yapılmadığı takdirde homojen MgO oluşumu azalmaktadır.

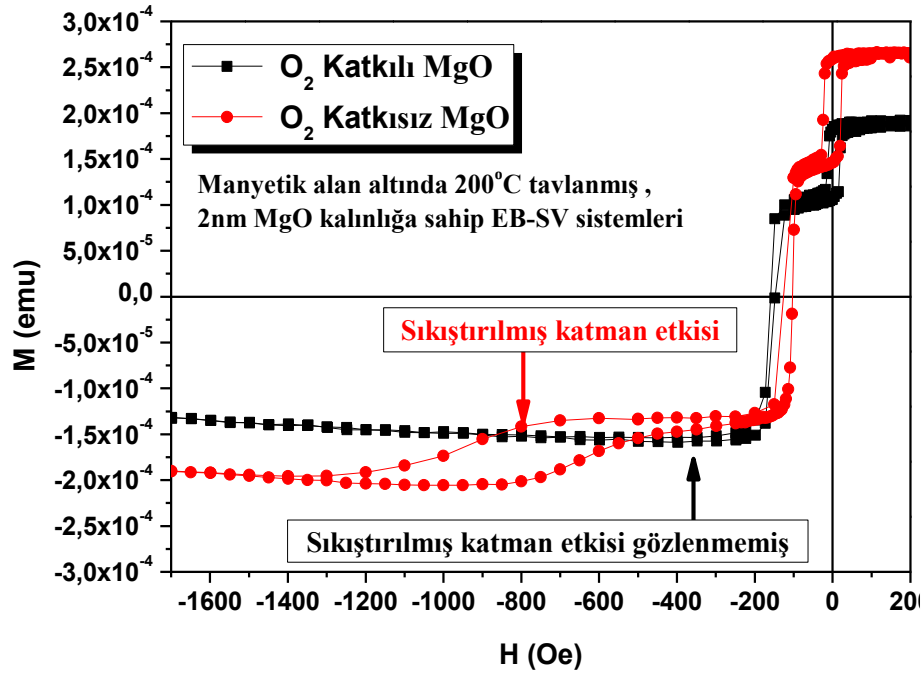
Bu etkinin temel kaynağı ise, yüksek büyütme hızları elde etmek amaçlı, 100W üzeri uygulana güçlerde, MgO hedef malzemenin RF süreçte çok ısınmasıdır. Bu problemleri aşabilmek amacıyla, MgO üretiminin O_2 kısmi süreç gazı kullanmadan ve hedef malzeme ısınmasını minimuma indirecek şekilde MgO üretim reçetesi hazırlanmış, MgO üretim makrosu, adım adım ısınıp, adım adım soğuyacak şekilde ayarlanmıştır. Genel olarak bu kısımdaki çalışmalardan, en uygun UDA sıcaklığının 200°C olacağına karar verilmiştir.



Şekil 3.29. Farklı UDA tavlama sıcaklıklarında üretilen 4 nm kalınlıktaki MgO bariyerli SV sistemlerin manyetizasyon eğrileri

3.2.2.2 O₂ katkısız MgO filminin SV sistemine entegrasyonu

O₂ katkılı ve O₂ katkısız MgO bariyerleri SV sistemine entegre edilip, olası etkileri tartışabilmek için 2nm MgO kalınlığına sahip MgO bariyer katmanı, O₂ katkılı ve O₂ katkısız olmak üzere iki tip SV sistemi üretilmiştir. Bir önceki bölümde, O₂ katkılı EB-SV sistemlerinde 200°C tavlama sıcaklığından daha yüksek sıcaklıklarda EB-SV sisteminin yapısının bozulduğu sonucuna varılmıştır. Bu nedenle, O₂ katkılı ve O₂ katkısız MgO bariyerleri SV sistemine entegre edilip 200°C tavlama sıcaklığında UDA'ları yapılan SV sistemlerin manyetizasyon eğrilerine incelenmiştir (Şekil 3.29).



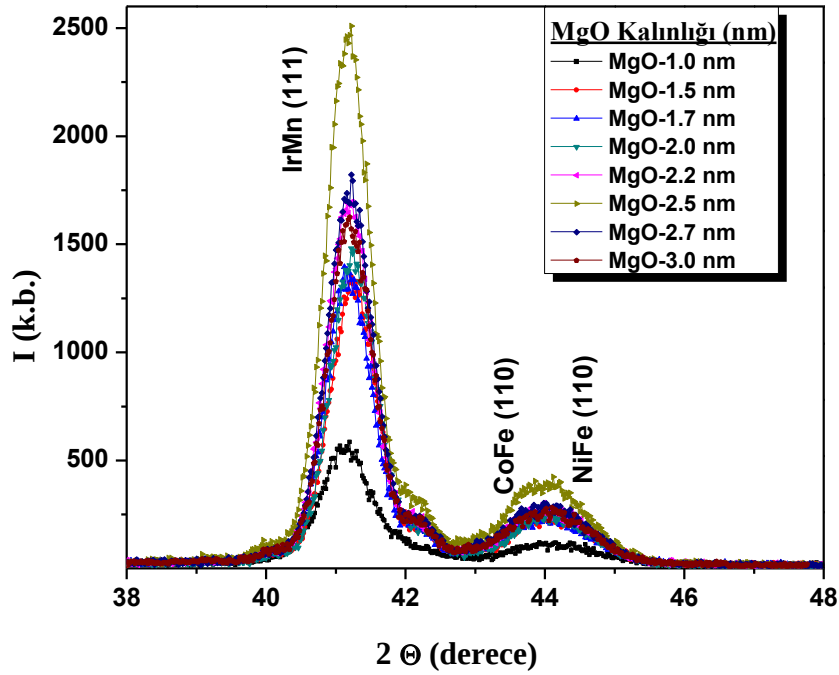
Şekil 3.30. Cu destek plakalı MgO hedef malzemesinden üretilen filmlerin manyetizasyon eğrileri

Manyetizasyon eğrisinden, O₂ katkısız bariyerle üretilen SV sistemlerinde sıkıştırılmış katman yapısı etkisi açıkça gözüküyorken, O₂ katkılı SV sisteminde sıkıştırılma etkisinin kaybolduğu gözükmemektedir. Bu nedenle, EB-SV sistemlerinde bariyer katmanının üretiliminin O₂ katkılama işlemi olmadan yapılmasına karar verilmiştir.

3.2.3 EB-SV sistemlerin yapısal özellikleri

Üretilen EB-SV sisteminin katman yapısının şematik gösterimi Şekil 3.23’de verilmişti. Bir önceki EB-SV ssiteminden farklı olan bu seride, O₂ katkılama işlemi yapılmadan, direk MgO hedef malzemesi üzerinden bariyer katmanı büyütülmüştür. Öncelikli olarak, MgO bariyer kalınlıklarının, üretilen EB-SV sisteminin yapısı üzerine etkisi incelenmiştir.

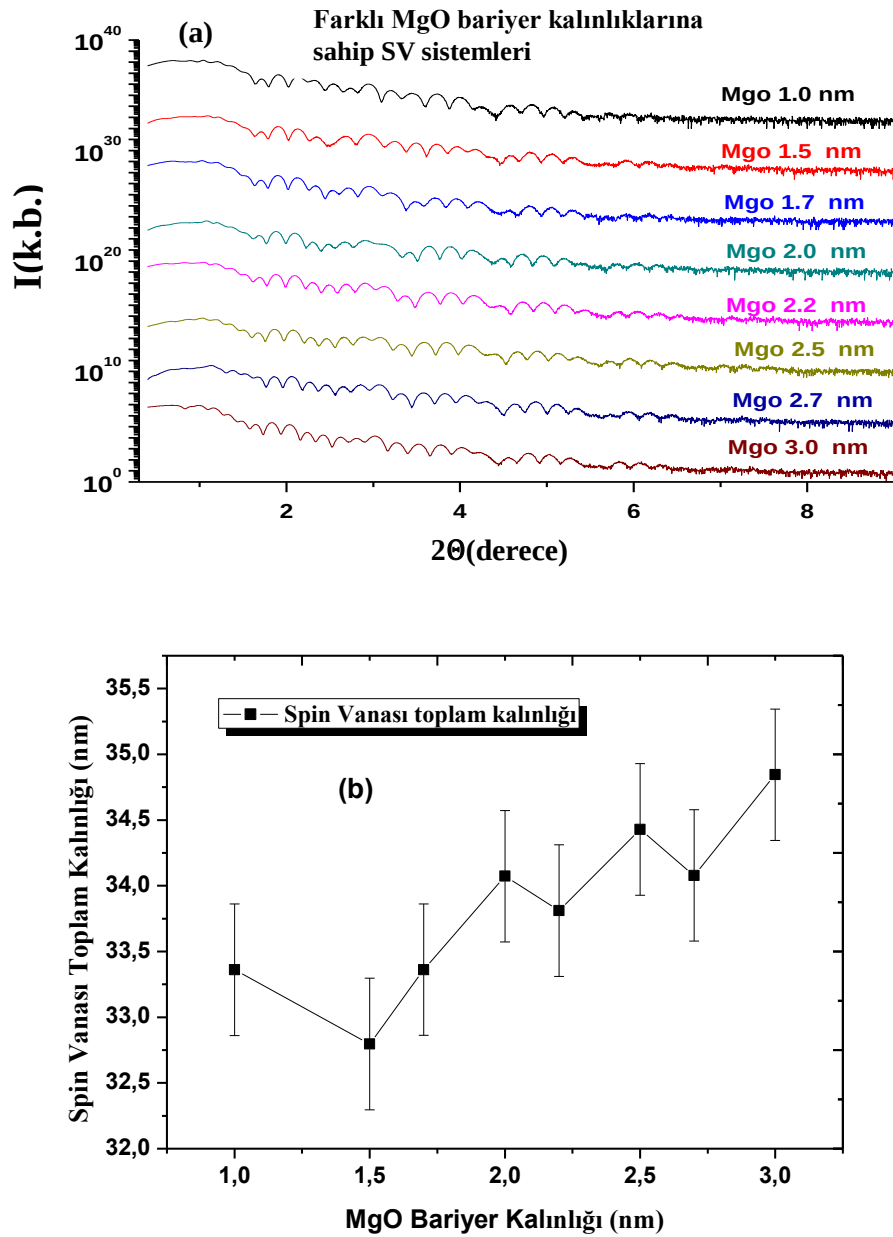
MgO bariyerli EB-SV’lerin MgO bariyer kalınlığına bağlı yapısal değişimi Şekil 3.30’da verilmiştir. Şekil 3.30’daki XRD desenleri incelendiğinde, filmlerde IrMn <111> tercihli yönelimi (texture) ile IrMn’ı takip eden diğer fonksiyonel tabakaların aynı yönelimde büyüme uyumunun, 2.5 nm’lik MgO bariyerli SV sistemi için en iyi düzeyde olduğu görülmektedir.



Şekil 3.31. Farklı O₂ katkısız MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemleri için elde edilen XRD kırınım desenleri.

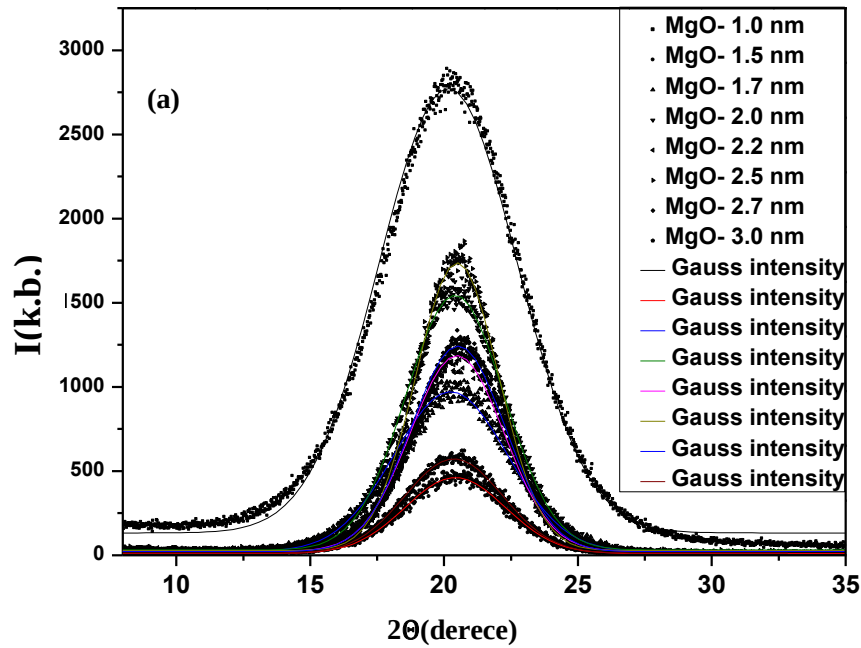
Şekil 3.31’de verilen XRR eğrilerinde de en iyi salınım değişimi yine 2.5 nm’lik MgO bariyerli SV sistemi için gözlenmektedir. Şekil 3.31b’de EB-SV sistemlerinin toplam kalınlığının, MgO tabaka kalınlığı ile değişimi gösterilmiştir.

0.5 nm aralıklarla artan kalınlıklarda, SV toplam kalınlığı, 1.0 nm'den 1.5nm'ye geçişte azalmakta, 2.0nm'ye kadar artış aralığı ile birebir 0.5 nm artmakta ve sonra yine bir artış azalma eğilimi göstermektedir. MgO filminin diğer tabakalara göre çok daha düşük yoğunluk değerine sahip olmasından dolayı XRR yansımalarına etkisini zayıflatmaktadır. Bu nedenle, toplam kalınlık tam olarak çözülememektedir.

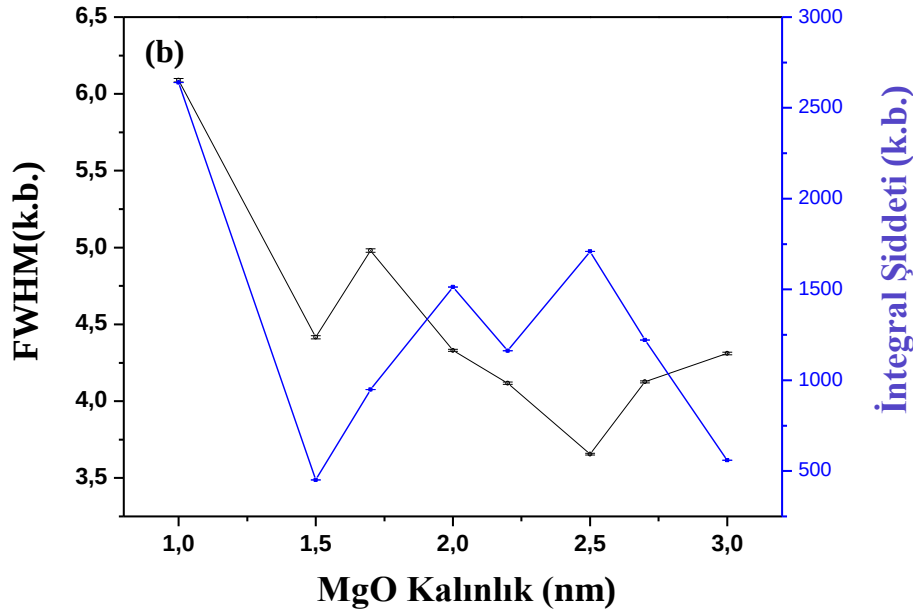


Şekil 3.32. (a) Farklı O_2 katkısız MgO bariyer kalınlıkları için SV sistemlerinin XRR eğrileri ve (b) bu eğrilerden elde edilen SV sistemlerinin toplam kalınlığının değişimi

Bu zayıf etki sebebi ile sabit ve serbest tabaka arasında kalan MgO filmi [IrMn/CoFe(sıkıştırılmış)/MgO/CoFe(serbest)/Ta], sabit ve serbest tabakaların yoğunluk değerlerinin birbiri ile aynı olması ve bu MgO bariyerinin bu tabakalar arasında kalması XRR'nin MgO ve diğer tabakalar arası çözünürlüğünü düşürmektedir. MgO da yansıma şiddetinin çok düşük olması, sabit tabaka-MgO bariyeri ve serbest tabaka üçlüsünü bir tabaka gibi göstermekte bu da XRR eğrilerinden elde edilen toplam SV sistem kalınlıklarının, yaklaşık olarak MgO tabakası kalınlığı kadar daha fazla ölçülmesine neden olmaktadır. Şekil 3.31b'de gözlenen kalınlık artış azalma salınımları, tahminen CoFe/MgO/CoFe üçlüsünde ara yüzey pürüzlülüklerinin MgO kalınlığı ile değişimine atfedilebilir, çünkü XRR tekniğinde bu pürüzlülükler yansıyan yoğunluk ve ölçülen kalınlık değerlerini düşürmektedir. Şekil 3.31b'de gözlenen kalınlık artış azalma salınımları ile manyetik özelliklerin etkilenip etkilenmediği EB-SV sistemlerinin manyetik özellikleri başlığı altında incelenmiştir.



Şekil 3.33. O₂ katkısız MgO bariyer kalınlıkları için IrMn(111) pikinin (a) salınım eğrileri (RC) ile (b) bu eğrilerden elde edilen integral şiddetinin ve pik yarı genişliklerinin değişimi.



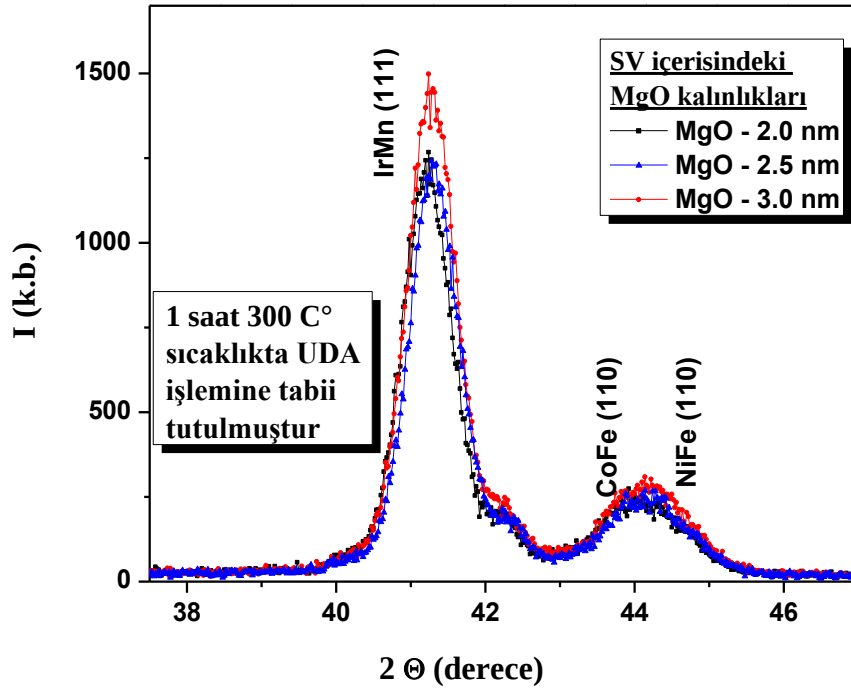
Şekil 3. 32. **(Devam)** O₂ katkısız MgO bariyer kalınlıkları için IrMn(111) pikinin (a) Salınım eğrileri (RC) ile (b) bu eğrilerden elde edilen integral şiddetinin ve pik yarı genişliklerinin değişimi.

Şekil 3.32a ve b'deki EB-SV sistemlerinde IrMn(111) piki üzerinden yapılan RC grafiği ile bu grafiklerin fit edilmesiyle elde edilen değerler ($\langle 111 \rangle$ tercihli yönelim) incelendiğinde, MgO 2.5 nm'ye sahip bariyer kalınlığında en iyi film kalitesine ulaşıldığı gözlenmektedir.

Elde edilen yapısal karakterizasyon sonuçlarına göre, çalışmaların 2.0nm ve üzerindeki bariyer kalınlıklarında devam edilmesine karar verilmiştir.

3.2.3.1 Isıl işlemlerin EB-SV sistemlerinin yapısına olan etkisi.

EB-SV sistemlerinde yüksek TMR değerlerinin elde edilebilmesi için ısıtım işlem uygulanması gerekmektedir. Isıl işleminin uygulanmasının sebebi, CoFe/MgO katmanları arasında HMK(100) uyumunun sağlanma gereksinimidir. Isıl işlemlerin, EB-SV sistemleri üzerinde etkisinin incelenmesi için yukarıda oda sıcaklığında üretilen filmlerden en iyi yapısal özellikler gösteren 2.0nm, 2.5nm, 3.0nm bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerin ısısal kararlılık testleri yapılmıştır. Katkısız MgO bariyerli SV sistemlerinin yapısal değişimi 300°C'ye kadar UDA işlemi için incelenmiştir.



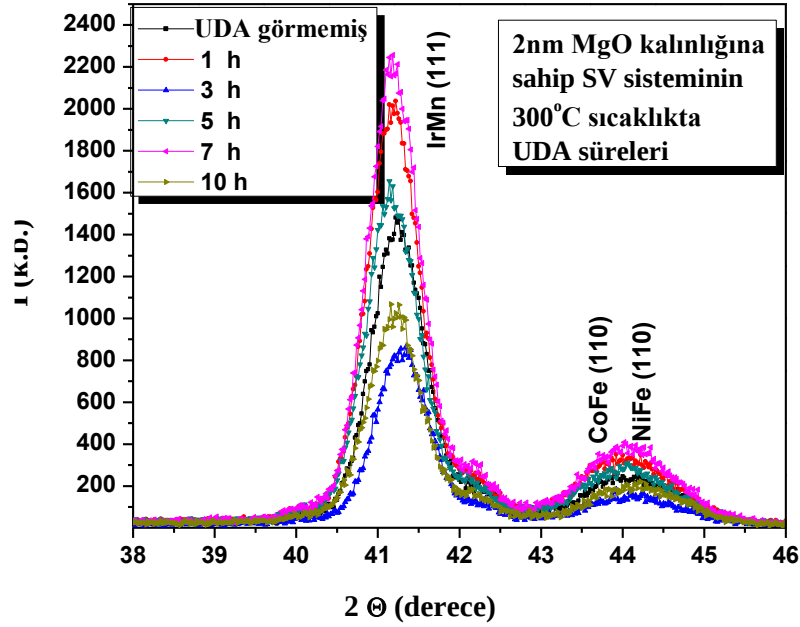
Şekil 3.34. Farklı MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin 300 °C'de 1 saat tavlama işlemiyle elde edilen XRD kırınım desenleri

Farklı kalınlıklardaki MgO bariyerli EB-SV sistemlerin 1 saatlik, 300 °C manyetik alanda tavlama işleminden sonra XRD deseni incelendiğinde (Şekil 3.33), MgO bariyer kalınlığı arttıkça ısısal kararlılığın daha da arttığı ve yüksek sıcaklık değerlerine kadar MgO bariyer kalınlığının artmasına paralel olarak yapının bozulmadan kararlı hale geldiği tespit edilmiştir.

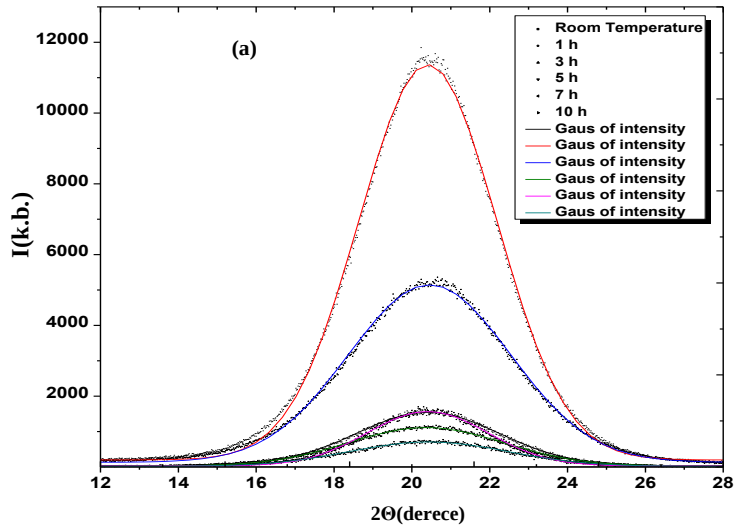
Katkısız MgO bariyerli SV sistemlerinde 2 nm'lik bariyer için bir önceki UDA ısıtma işlemi kararlılık deneylerinden elde edilen sonuçlara göre 300°C de UDA işleminin 2nm kalınlık değeri için yapılmasına ve yapısal değişimin UDA işlem süresine bağımlılığının incelenmesine karar verilmiştir. XRD sonuçları (Şekil 3.34) incelendiğinde, 300°C de artan UDA zamanı ile yapısal değişimlerin arttığı, başka bir deyişle en az değişimin gerçekleştiği en kararlı yapının 1 ve 7 saatlik UDA işlemi sonrası oluştuğunu anlaşılmaktadır.

Kararlı yapının oluştuğu UDA süreleri arasındaki kalite farkının daha iyi anlaşılması amacıyla IrMn (111) piki üzerinden yapılan RC ölçümü (Şekil 3.35a) ve RC grafiğinin fit edilmesiyle elde edilen FWHM ve integral şiddet değerleri (Şekil 3.35b) incelenmiştir. FWHM ve integral şiddet değerlerinden elde edilen

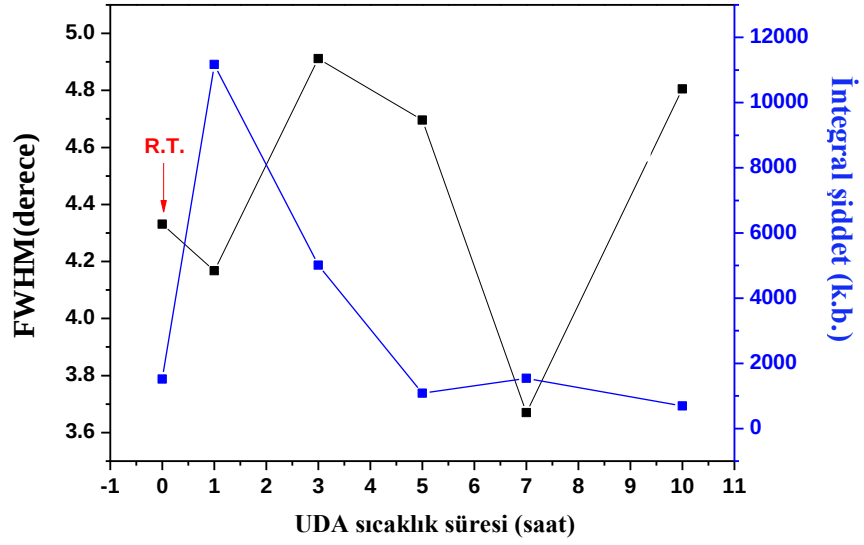
sonuçlarda integral şiddet değeri en yüksek 1 saatlik UDA süresinde ortaya çıkarken FWHM değerinin en düşük 7 saatlik UDA süresinde olduğu ortaya çıkmaktadır.



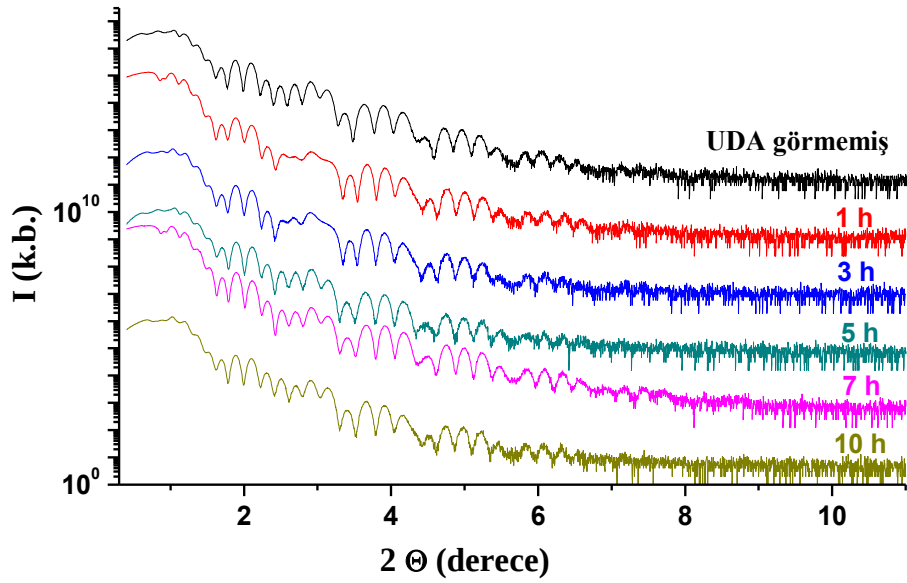
Şekil 3.35. 2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200 °C'de UDA ısıtıl işlem zamanına göre XRD kırınım desenlerinin değişimi



Şekil 3.36. 2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200 °C'de UDA ısıtıl işlem zamanına göre a) IrMn (111) piki için RC eğrisi ve b) RC eğrisinin fit edilmesiyle elde edilen değerlerin tavlama zamanına göre değişimi



Şekil 3.35. **(Devam)** 2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200 °C'de UDA ısıtıl işlem zamanına göre a) IrMn (111) pikinin RC eğrisi ve b) RC eğrisinin fit edilmesiyle elde edilen değerlerin tavlama zamanına göre değişimi



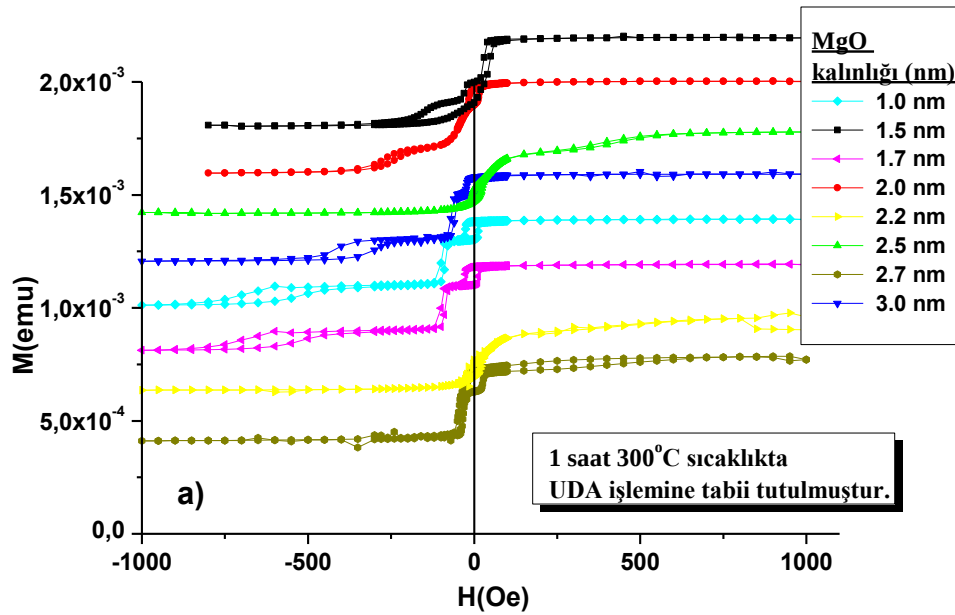
Şekil 3.37. 2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200 °C'de UDA ısıtıl işlem zamanına göre XRR eğrileri

XRR eğrileri incelendiğinde (Şekil 3.36) en az osilasyonların sönümlenmesi yine RC ve XRD'de elde edilen sonuçlarla uyumlu olarak 1 ve 7 saatlik UDA sürelerinde ortaya çıkmaktadır.

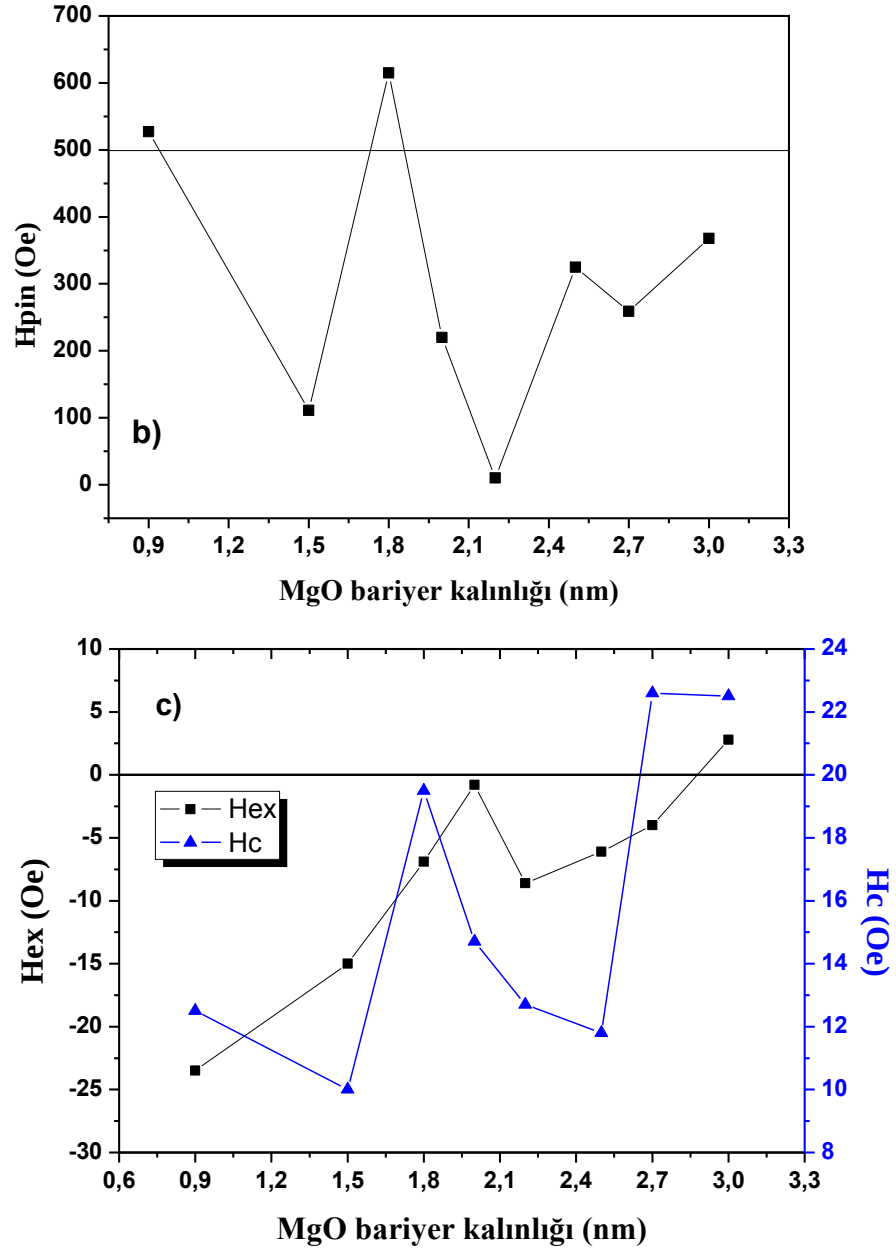
Genel bir sonuç olarak, EB-SV sistemlerinin yapısal özellikleri incelendiğinde, elde edilen en iyi yapı özellikleri 2, 2.5 ve 3nm MgO kalınlıklarında, 300°C 1 saatlik tavlama sıcaklığında olduğu gözlenmiştir.

3.2.4 EB-SV sistemlerinin manyetik özellikleri

Cu destek plakalı MgO hedef malzemesi kullanılarak Ar atmosferi altında (O_2 katkısız) üretilen farklı MgO(x) bariyer kalınlıklarına sahip ($x = 0.9, 1.3, 1.8, 2.2, 2.7$ nm) EB-SV sistemlerinin manyetik özellikleri incelenmiştir. Yapılan manyetizasyon ölçümlerinde (Şekil 3.37), MgO kalınlık değeri arttıkça SV sisteminde beklenen manyetik özelliklerin 2 nm'den sonra kaybolduğu ancak 3nm MgO kalınlığında tekrar bu özelliğin kazanıldığı gözlenmektedir. Özellikle 1nm ve 1.7 nm bariyer kalınlığında üretilen SV sistemlerinde tipik SV sisteminde olması gereken, tek yönde sıkışmış manyetik alan etkisi (H_{pin}), değiş-tokuş etkisi (H_{ex}), serbest tabaka artık mıknatıs alan (yada zorlayıcı alan) (H_c) etkileri açık bir şekilde Şekil 3.37b ve Şekil 3.37c'de gözlenmektedir.



Şekil 3.38. (a) Farklı MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 300 °C'de UDA ısıtım işlemi zamanına göre manyetizasyon eğrilerinin b) H_{pin} değerlerinin c) H_{ex} ve H_c değerlerinin değişimi.

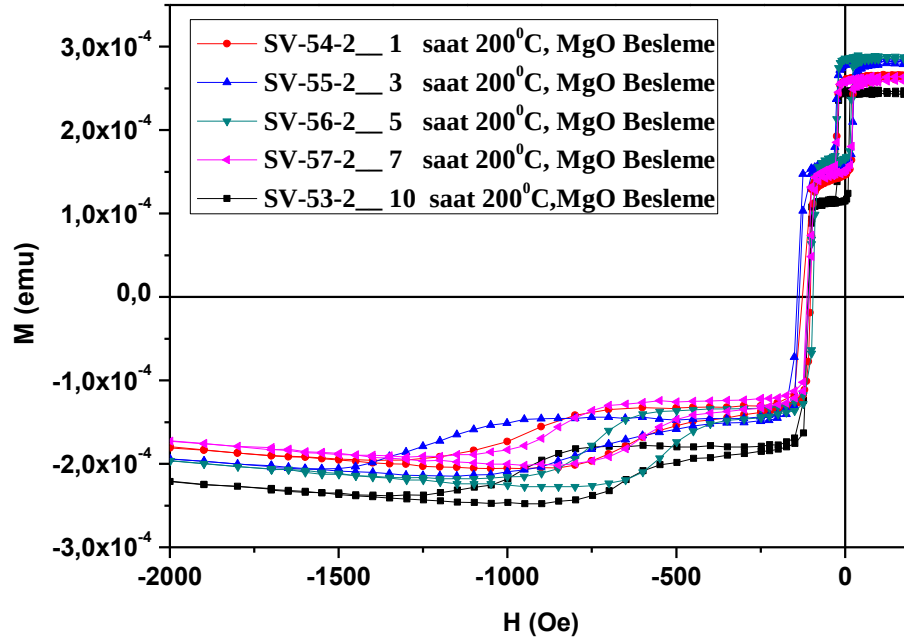


Şekil 3.37. (Devam) (a) Farklı MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 300 °C'de UDA ısıtılma işlem zamanına göre manyetizasyon eğrilerinin b) H_{pin} değerlerinin c) H_{ex} ve H_c değerlerinin değişimi

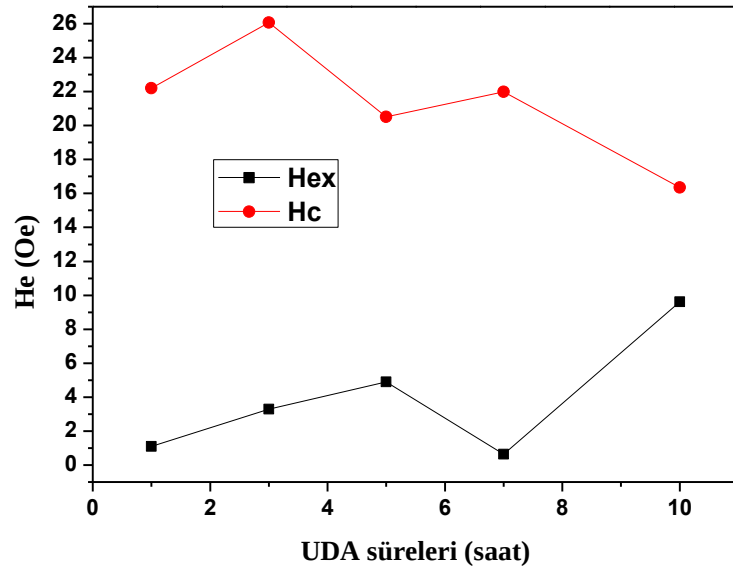
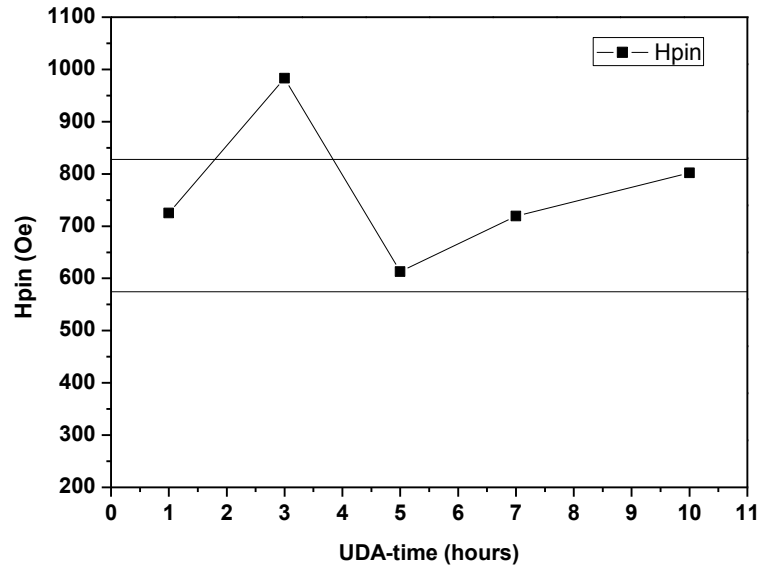
EB-SV sistemlerinde kalınlık ve ısıtılma işlemlerin EB-SV sisteminin manyetik özelliklere etkisinin incelenmesi için en iyi yapı değerlerinin gözlemlendiği durumlar ele alınarak MgO kalınlık etkisinin ve sıcaklık etkisinin manyetik özelliklere olan ilişkisi incelenmiştir. Manyetizasyon eğrilerinde en iyi SV yapısının, özellikle serbest tabaka etkisinin, 2nm kalınlığa sahip MgO bariyerli SV sisteminde ortaya çıktığı açıkça gözlemlenmektedir.

Üretilen EB-SV sisteminin yüksek ısıda tabakalar arası yapı bozunumu başladığı için yüksek UDA sıcaklarında tipik SV sistemi için manyetik özelliklerin kaybolduğu ortaya çıkmaktadır. Bu bozunum IrMn'nin T_B sıcaklığının üzerinde olduğu ve IrMn'li EB-SV sistemlerinin yüksek sıcaklıklarda ($>200^\circ\text{C}$) optimizasyonunu sınırladığını göstermektedir.

Şekil 3.38'de 2nm MgO bariyerli SV'nin 200°C 'de UDA sürelerine göre manyetik histerize eğrilerinin değişimi verilmiştir. İncelenen bu SV sisteminde, [IrMn/CoFe(sıkıştırılmış)/MgO/CoFe(serbest)/Ta] manyetik sıkıştırma (sabitleme) alanı (H_{pin}), serbest tabaka, zorlayıcı alanı (H_C) ve CoFe/MgO/CoFe sıkıştırılmış ve serbest tabaka arası değiş tokuş etki alanı (H_{ex}) sonuçları Şekil-3.39(a) ve Şekil-3.39(b)'de verilmiştir. Yapı analizi ve elektriksel direnç sonuçları ile birebir uyumlu olarak 1 ve 7 saatlik UDA sıcaklık değerlerinde H_{pin} , H_C , H_{ex} değerleri aynı kalmakta ve ortalama olarak bir SV sisteminde beklenen özellikte çıkmaktadır.



Şekil 3.39. 2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200°C 'de UDA ısıtım işlem zamanına göre manyetizasyon eğrileri



Şekil 3.40. 2.0 nm MgO bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerinin, 200 °C'de UDA ısıtım işlem zamanına göre manyetizasyon eğrilerinden elde edilen a) H_{pin} değerleri ve b) H_{ex} ile H_c değerleri

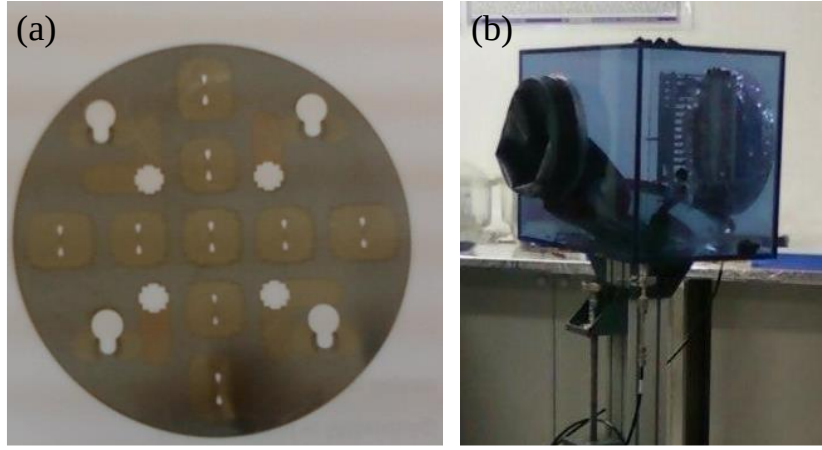
Sonuç olarak, farklı sıcaklık sürelerinde üretilip analiz edilen 2nm MgO bariyerli SV sistemlerinin karakterizasyonlarında, 1 saatlik süre ile 7 saatlik sürelerde genel olarak en iyi değerler elde edilmiştir. Yapı, elektriksel ve manyetik özellikleri bakımından bu iki iyi değer ya maksimum ya da minimum yapacak şekilde artan ya da azalan ara değerlerinde bir salınım gösterdiği açıkça

gözükmektedir. Zaman tasarrufu açısından en optimum UDA süresi 1 saat olarak seçilmiştir. Bu tip sistemlerin bariyer tabakasının kararlılığına göre sıcaklık ve UDA işlem sürelerinde değişebilmekte ve daha çok seri üretim için optimizasyonlarına ihtiyaç duyulmaktadır.

3.2.5 Gölgeleme maskeli EB-SV sistemlerinin üretimi

Yalıtkan bariyerli TMR tipi SV sistemlerinde akımın tabaka düzlemine dik olduğu CPP geometrisi kullanılmaktadır. Bu geometride, akım SV sisteminin bir ucundan (elektron yoğunluğuna göre değişmektedir) verilerek elektronun yalıtkan bariyer boyunca tünellemesi sağlanır. TMR tipi SV sistemlerinde akımın tabaka düzlemlerine paralel olduğu (**Current In-Plane: CIP**) geometrinin kullanılmamasının nedeni ise şudur: CIP geometrisinde elektron numune içerisine birkaç nm boyunca difüze etmektedir ve bu nedenle elektronun bariyer içerisinden geçip geçmediği tam olarak tespit edilememektedir. Bu nedenle TMR sisteminde tabaka düzlemine paralel yönde akım uygulandığında, elektron bariyer tabakası ile karşılaşınca kadar tabakalar boyunca ilerler, bariyer tabakası ile karşılaştığı anda kendisi için en uygun yol olan metalik tabakalardan hareket edecek şekilde geri döner. Dolayısı ile bariyer boyunca bir tünelleme gerçekleşme olasılığı çok düşük olup, tünelleme akımının ölçülmesi mümkün olmamaktadır. Düzleme dik akım (**Current Perpendicular Plane: CPP**) geometride, akım numunenin bir elektrotundan verilerek diğer elektrottan okunmaktadır. Bu nedenle elektronların bariyer içerisinde tünelleyip okunması mümkün olmaktadır. CPP geometrisi litografi yöntemiyle SV sisteminin kenarındaki tabakaları kaldırılmak suretiyle en alt tabaka ve üst tabakadan kontak alınması sağlanarak ölçümler gerçekleştirilir. Fakat gölgeleme maskesi kullanılarak da bu geometriye uygun ölçüm olanaklarını sağlamak mümkün olmaktadır ve bu tez kapsamında üretilen TMR tipi EB-SV sistemleri gölgeleme maskesi kullanılarak üretilmiştir.

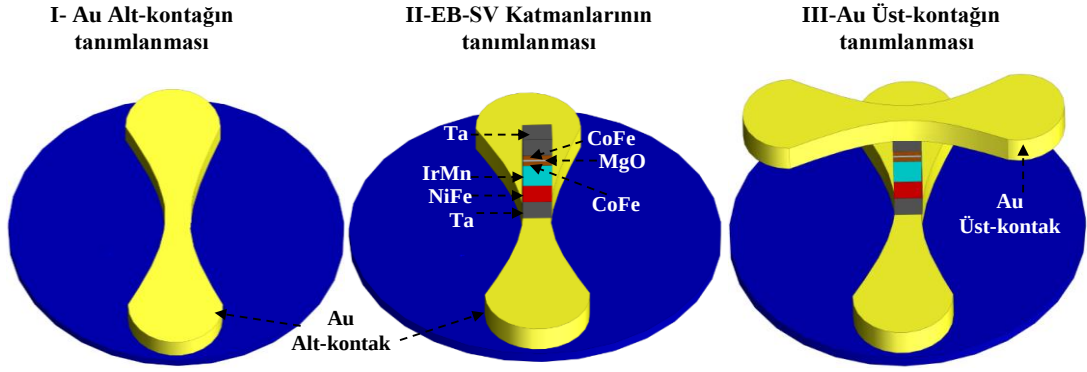
Kullanılan, gölgeleme maskesi Şekil 3.40a'da gösterilmiştir. Gölgeleme maskesi ile üretilen SV sistemlerinde, öncelikle alt kontak tanımlaması için 76.2mm'lik alttaş üzerine yerleştirilen gölgeleme maskesi yükleme odacığına alınır. Yükleme odacığı metal kaplama odacığı ile aynı UHV değerine ulaştığında



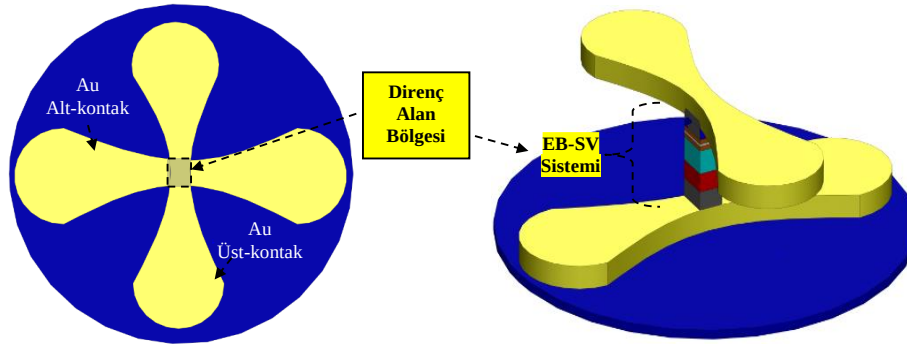
Şekil 3.41. (a) Gölgeleme maskesi, (b) üretim esnasında Argon atmosferi altında gölgeleme maskesini değiştirme odacığı.

gölgeleme maskeli numune metal odacığına taşınır. Metal odacığında Au kaplanarak alt kontak tanımlaması tamamlanmış olur (Şekil 3.41a-I). Alt kontak tanımlamasından sonra numune tekrardan yükleme odacığına taşınır. Burada, Şekil 3.40b’de gösterilen, yükleme odacığına bağlanan gölgeleme maskesi değiştirme odacığında Argon atmosferi altında gölgeleme maskesi 90° çevrilir ve tekrardan yükleme odacığına alınır. Aynı UHV seviyesinde, yükleme odacığından metal odacığına taşınan numune üzerine sırasıyla, tampon(Ta), çekirdek(NiFe) ve EB etkileşim(IrMn) tabakaları kaplanır(Şekil 3.41a-II). Daha sonra, tekrardan yükleme odacığına oradan da oksit odacığına numune taşınır. Oksit odacığında, alt elektrotlar (CoFe), bariyer(MgO) ve üst elektrotlar(CoFe) kaplanarak, tekrardan yükleme odacığına oradan da metal odacığına numune taşınır(Şekil 3.41a-II). Metal odasından üst kontak noktası Au kaplanarak gölgeleme maskesi ile oluşturulan SV sistemi tamamlanmış olur (Şekil 3.41a-III). Gölgeleme maskesi kullanılarak üretilen EB-SV sisteminin RA bölgesi Şekil 3.41b’de verilmiştir. SV yapısından Au üzerinden direk kontak alınmasının nedeni, koruyucu tabaka (cap layer) olarak kullanılan Ta filminin kontaklarının yapılması için normal atmosfer şartlarına çıkarıldığında çok hızlı oksitlenmesi ve bu oksit nedeniyle elektriksel direnci çok fazla artması ve yalıtkan gibi davranıp kontak kurulamamasından dolayıdır. Elde edilen SV yapısının mikro yapıda film büyütmesinden kaynaklanabilecek saçak ve büyüme geometrisinde bozuklukların

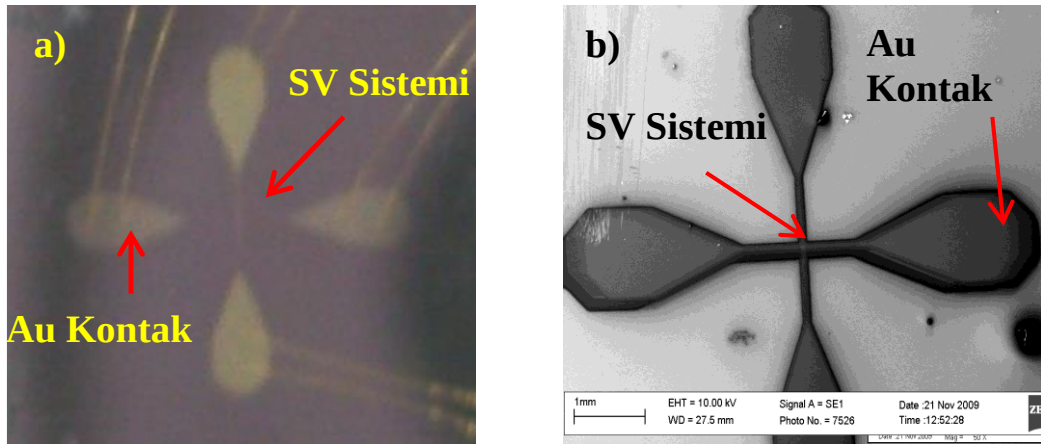
(a) Gölgeleme maskesi ile alt kontak, EB-SV sistemi ve üst kontağın tanımlanması



(b) Direnç alan bölgesi



Şekil 3.42. (a) Gölgeleme maskesi ile alt kontak, EB-SV sistemi ve üst kontağın tanımlanması, (b) direnç –alan bölgesinin tanımlanması

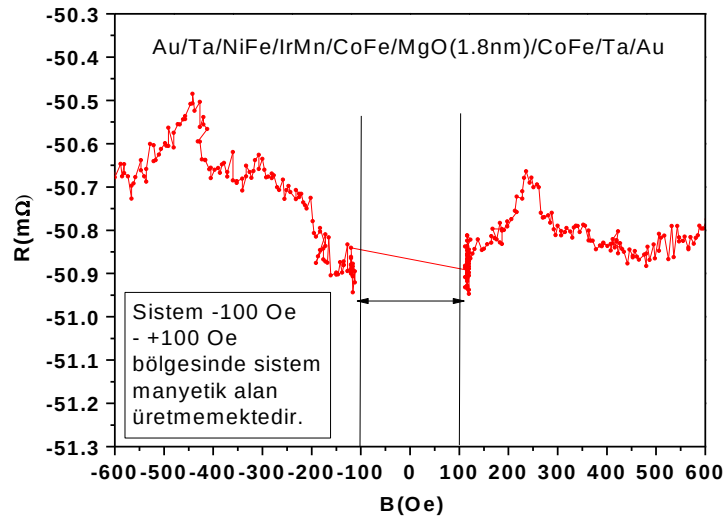


Şekil 3.43. (a) Gölgeleme maskesi ile oluşturulan TMR tipi SV sistemi ve (b) SEM yüzey görüntüsü

oluşup oluşmadığının gözlemek amacıyla üretilen yapı SEM ile incelenmiştir (Şekil 3.42b). Gölgeleme maskesinin fonksiyonu işleyip işlemediğinin test edilmesi amacıyla öncelikle, Si/SiO₂/Au/Ta/NiFe/IrMn/CoFe/Ta/Au metalik tabanlı tasarım yapılmış ve gerekli kontak optimizasyonları sağlanmıştır. Bütün sonuçların olumlu elde edilmesiyle, Au tabakalarının SV sistemine entegre edilmesi tamamlanmıştır.

3.2.6 EB-SV sisteminin manyetodirenç ölçümleri

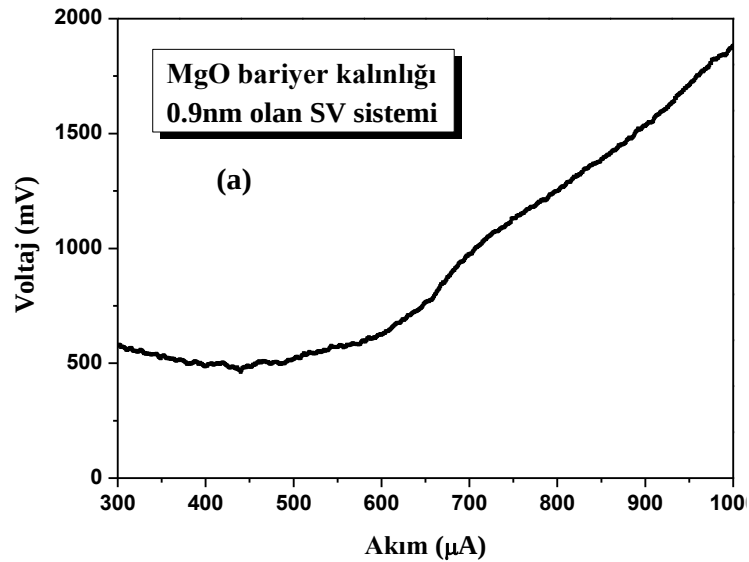
Gölgeleme maskesi ile üretilen EB-SV sistemleri, daha önceki optimize sonuçlarından alınan değerler ile 300°C, 1 saatlik UDA tavlama sürecine tabi tutulmuştur. 50 µm'lik Gölgeleme maskesi ile 50x50 µm'lik alanda üretilen farklı bariyer kalınlığına sahip SV sistemlerin manyeto-direnç ölçümleri ilk etapta Anadolu Üniversitesi, Fizik Bölümü, opto-elektronik laboratuvarında bulunan Galvanomanyetik ölçüm düzeneğinde başlanmıştır. Ancak ölçüm düzeneğinin ± 100 Oe'lik aralıkta öz bir manyetik alana sahip olmasından dolayı (Şekil 3.43), SV sisteminin TMR etkisinin gözlemlendiği (SV sisteminin çalışma aralığı) bu manyetik alan aralığında ölçüm yapılamamaktadır. Ancak burada yapılan I-V ölçümleri ile gölgeleme maskesi ile oluşturulan EB-SV sistemlerinde manyetik tünel eklemine oluşup oluşmadığı anlaşılmıştır.



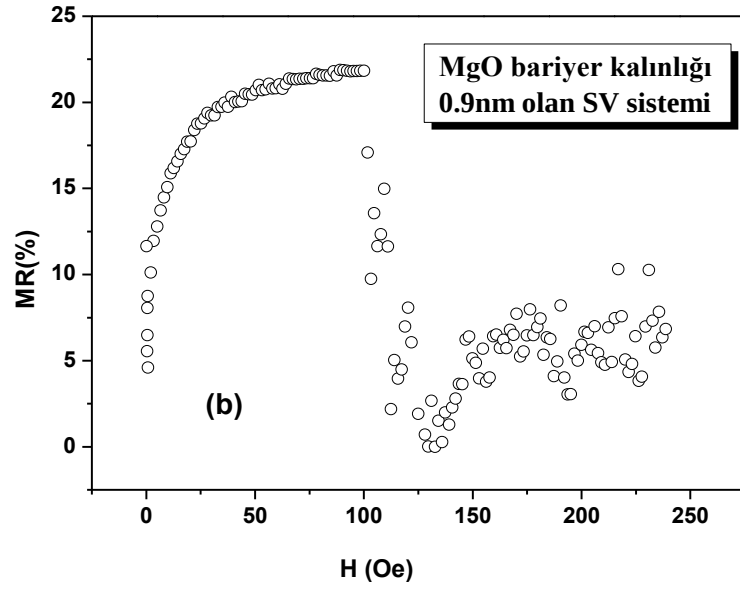
Şekil 3.44. Anadolu Üniversitesi Galvanomanyetik ölçüm düzeneğinde gerçekleştirilen manyetodirenç eğrisi

EB-SV sistemlerinin manyetodirenç özelliklerinin incelenebilmesi için Anadolu Üniversitesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, İnce Film Laboratuvarı bünyesinde bulunan manyetik alanı tek yönde verebilen Helmholtz Sarımlı ölçüm düzeneğinin mekaniksel ve yazılımsal modifikasyonları yapılmıştır. Bu düzeneikle birlikte ± 1 Oe lik adımlarla 3 ile 500 Oe arasında değişen manyetik adımlarla manyetodirenç ölçümlerinin yapılabilmesi mümkün olmuştur. Cihazın manyetik alanı tek yönde uygulayabilmesi, çevre şartlarının çok küçük akımlarda büyük gürültülere neden oluşu ve sistemin soğutma ünitesinin büyük adım sürelerinde cihazın ısınmasına engel olamayacak kadar yetersiz oluşu ölçümleri kısıtlamış, ancak bu kısıtlamalar minimuma indirilerek oldukça başarılı sonuçlar elde edilmiştir. Üretilen SV sistemlerinde öncelikle, hangi bariyer kalınlıklarında SV sisteminde tünel bariyerinin oluştuğunun anlaşılması amacıyla I-V eğrileri alınmıştır.

Bariyer kalınlığı 0.9 nm olan SV sistemi için alınan I-V eğrisinden (Şekil 3.44a) tipik tünel bariyer etkisi gözlenmektedir. Bu bariyer kalınlığında yapılan manyetodirenç ölçümlerinde numune üzerine 400 μ A akım sürülerek %22 TMR eğrisi (Şekil 3.44b) gözlenmiştir. Manyetik alanın bir yönde uygulanması nedeniyle sadece pozitif manyetik alan yönündeki TMR etkisi incelenmiştir.



Şekil 3.45. Üretilen 50x50 μ m²'lik Si/SiO₂/Au/Ta/NiFe/IrMn/CoFe/MgO(xnm)/CoFe/Ta/Au SV sisteminde ölçülen (a) x= 0.9 nm için I-V eğrisi ve (b) x= 0.9 nm için manyetodirenç eğrisi.

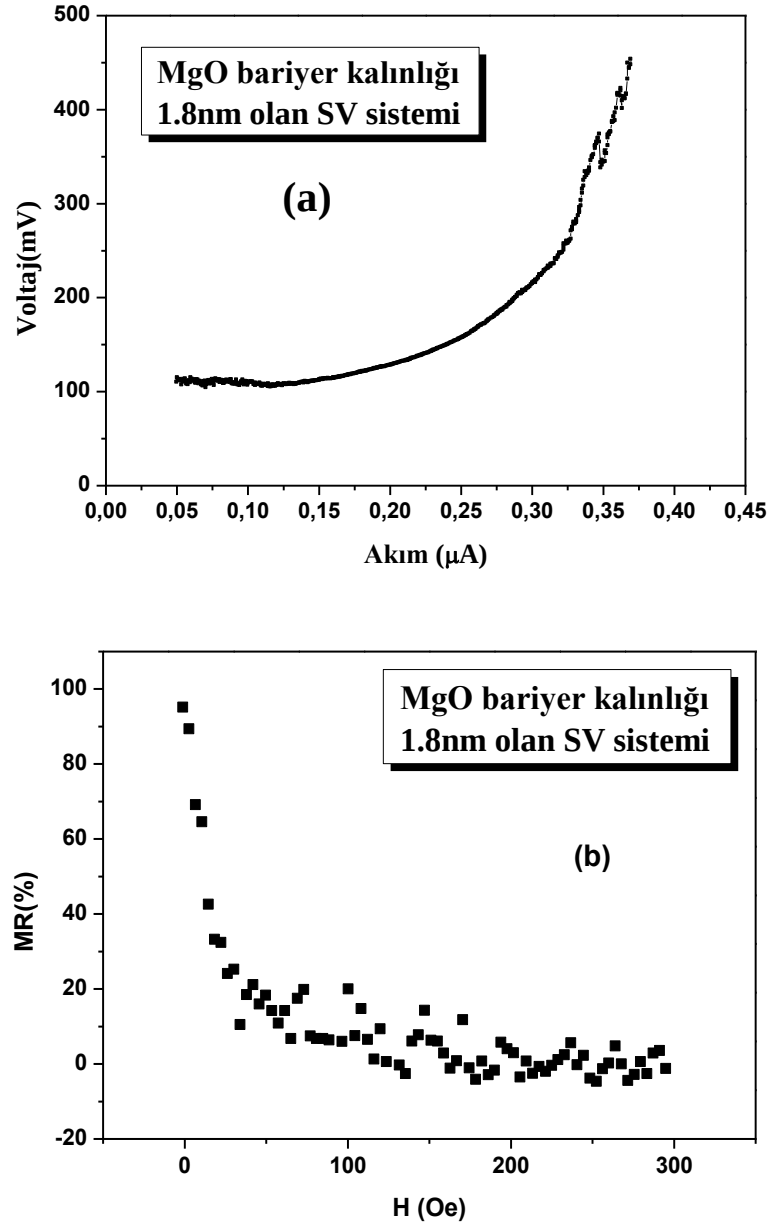


Şekil 3.44. (Devam) Üretilen $50 \times 50 \mu\text{m}^2$ 'lik Si/ SiO₂/ Au/ Ta/ NiFe/ IrMn/ CoFe/ MgO(xnm)/ CoFe/Ta/Au SV sisteminde ölçülen (a) $x = 0.9$ nm için I-V eğrisi ve (b) $x = 0.9$ nm için manyetodirenç eğrisi.

Bariyer kalınlığı MgO 1.8 nm için yapılan I-V (Şekil 3.45a) yine tünel bariyer etkisi gözlenmektedir. Bu bariyer kalınlığı için yapılan manyetodirenç ölçümlerinde, %97 TMR değeri elde edilmiştir. Literatürde olduğu gibi bariyer kalınlığının artması ile TMR değeri artmıştır. Şekil-3.37'de verilen H_{pin} değerleri ile ölçülen TMR değerleri karşılaştırıldığında ise, H_{pin} 'deki osilasyonlarda, iki maksimum değer, 0.9nm ve 1.8nm'de elde edildiği ve bu noktalarda H_{pin} değerinin SV larında uygulama için istenen kritik minimum değer (500 Oe) üzerinde olduğu görülmektedir. İncelenen SV tipi için H_{ex} , H_{pin} ve H_c incelendiğinde (Şekil 3.37), optimum TMR değeri için, H_{pin} değerinin 500Oe ve üstü, H_{ex} değerinin negatif (-5 Oe ile -10 Oe arası), H_c değerinin ise 18Oe in üzerinde olması gerektiği görülmektedir. Bu değerler uygulama alanına göre değişebilir.

Kalınlık artışı ile negatiften pozitive doğru olan artış için kritik geçiş kalınlığının 2nm civarında olduğu, bu kalınlıktan sonra H_c değerinin 2.5nm'ye kadar hızla azalması, bu kalınlık sonrası, CoFe serbest tabakasının ferromanyetik özelliğini kaybettiğini ve H_{ex} değiş-tokuş etkisinin zayıfladığını işaret etmektedir. H_c 'de 2.7nm ve 3.0nm'deki ani artışa rağmen H_{ex} değeri sıfıra yakın kalmaktadır.

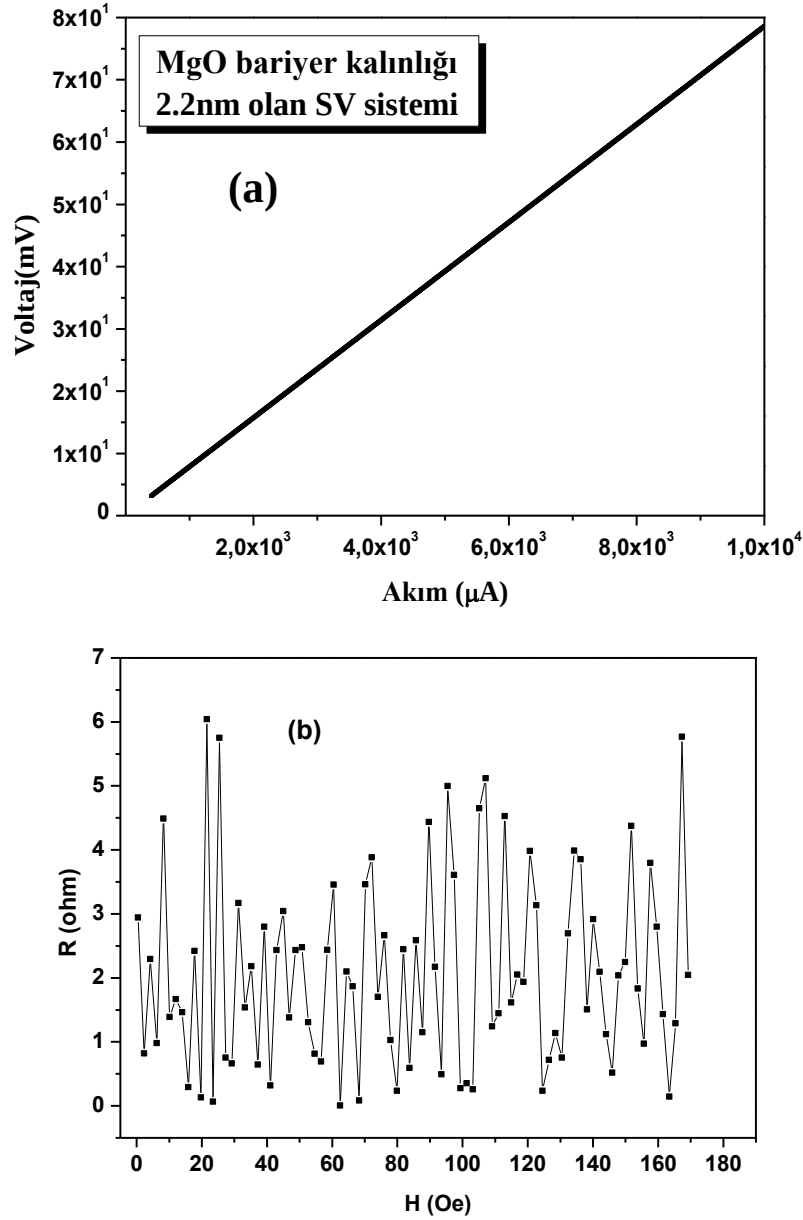
Bu salınımların, CoFe/MgO/CoFe ara-yüzeylerindeki pürüzlülüklerdeki Mg ve O₂ atomlarının elektronik ve spin durumları ile ilişkili olduğu düşünülebilir.



Şekil 3.46. Üretilen 50x50μm²'lik Si/SiO₂/Au/Ta/NiFe/IrMn/CoFe/MgO(xnm)/CoFe/Ta/Au SV sisteminde ölçülen (a) x= 1.8 nm için I-V eğrisi ve (b) x= 1.8 nm için manyetodirenç eğrisi

MgO bariyer kalınlığı 2.2 nm olan SV sistemi için alınan I-V eğrisinde (Şekil 3.46a) bariyer kalınlığının artması ile ürettiğimiz bariyer kalitesinde tünellemenin

ortadan kalktığı ve sistemin daha çok metalik bir davranış sergilediği gözlenmiştir. Manyetodirenç eğrisi incelendiğinde ise etkinin yüksek gürültü nedeni ile belirsiz olduğu gözlenmektedir(Şekil-3.46b).



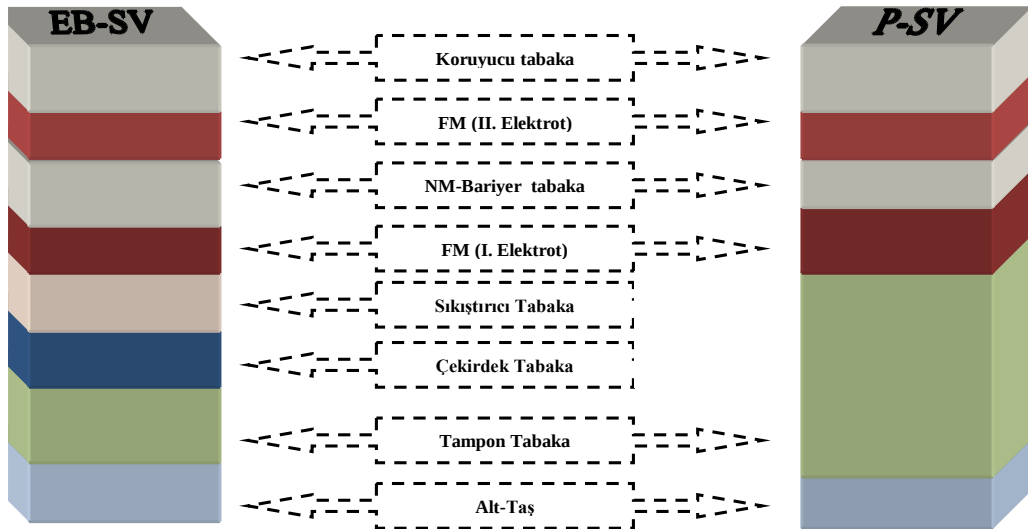
Şekil 3.47. Üretilen 50x50 μm^2 lik Spin vanası $\text{Si/SiO}_2/\text{Au}/\text{Ta}/\text{NiFe}/\text{IrMn}/\text{CoFe}/\text{MgO}(\text{xnm})/\text{CoFe}/\text{Ta}/\text{Au}$ sisteminde ölçülen (a) $x = 2.2 \text{ nm}$ için I-V eğrisi ve (b) $x = 2.2 \text{ nm}$ için manyetodirenç eğrisi

3.2.7 EB-SV sisteminde elde edilen genel sonuçlar

EB-SV sistemlerinin üretimine, EB-SV sistemini oluşturan her bir katman yapısının optimizasyonu ile başlanmıştır. Daha sonra, EB-SV sisteminin temel yapısını oluşturan EB katman yapıları ve bariyer tabakasının optimizasyonları yapılmıştır. EB katmanlarının optimizasyonları için çekirdek ve tampon tabaka kalınlıklarının EB sisteminin yapı ve manyetik özelliklerine etkisi incelenmiş, optimum tampon tabaka kalınlığının 5nm, çekirdek kalınlığının ise 8nm olduğu bulunmuştur. MgO bariyer katmanı optimizasyonunda, MgO üretimi sırasında Ar gazına ilave olarak ortama belli oranlarda O₂ gazının ilave edilmesi ile EB-SV sistemlerinin manyetik özelliklerinin kaybolduğu tespit edilmiştir. Bu nedenle EB-SV sistemlerinde MgO üretimi sırasında O₂ katkısı yapılmamıştır. Bunun dışında, MgO üretiminde yüksek proses güçleri için hedef malzemenin fazla ısınmadan dolayı kırılmasını önlemek amacıyla voltaj limiti konulmuştur. MgO depolama oranı 0.004nm/s olarak hesaplanmıştır. Farklı bariyer kalınlıklarına sahip üretilen EB-SV sistemlerinde yapısal özellikleri incelendiğinde, elde edilen en iyi yapı özellikleri 2, 2.5 ve 3nm MgO kalınlıklarında, 300°C 1 saatlik tavlama sıcaklığında olduğu gözlenmiştir. Yapılan manyetizasyon ölçümlerinde MgO kalınlık değeri arttıkça SV sisteminde manyetik özelliklerin 2 nm'den sonra kaybolduğu ancak 3nm MgO kalınlığında tekrar bu özelliğin kazanıldığı gözlenmektedir. Özellikle 0.9nm ve 1.8 nm bariyer kalınlığında üretilen SV sistemlerinde tipik SV sisteminde olması gereken, tek yönde sıkışmış manyetik alan etkisi (H_{pin}), değiş-tokuş etkisi (H_{ex}), serbest tabaka artık mıknatıs alan (H_c) etkileri açık bir şekilde gözlenmiştir. Gölgeleme maskesi mikrofabrikasyonu tamamlanan EB-SV sistemlerinin manyetodirenç ölçüm sonuçlarında, 0.9nm bariyer kalınlığına sahip EB-SV sisteminde, $50 \times 50 \mu m^2$ direnç alan bölgesinde, %22 TMR etkisi ölçülürken, 1.8nm'lik bariyer kalınlığına sahip EB-SV sisteminde %98 TMR etkisi gözlenmiştir.

3.3 Pseudo-Spin Vanası Sistemleri (P-SV)

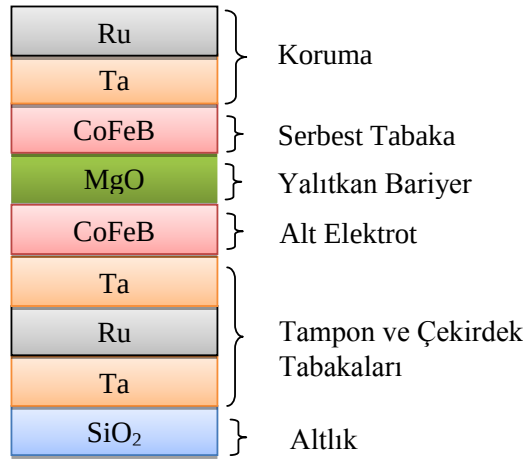
Tezin hedefi olan tünel bariyerli SV sistemi için yeni nesil spin vanası sistemleri olan Pseudo Spin Vanası (P-SV) sistemi üretilmiştir. P-SV özellikle yüksek TMR değeri göstermesi [41,116] ve elektrot kalınlıklarına göre dik manyetik an-izotropi göstermesi nedeniyle uygulamada yeni nesil SV sistemi olarak kullanılmaya başlanmış [117-120], fiziksel fenomenleri araştırmacılar tarafından ilgi alanı haline dönüşmüştür. PSV sisteminin katman yapısı EB-SV sistemlerinden farklı olarak sıkıştırıcı tabaka bulunmamaktadır(Şekil 3.47). Dolayısıyla, sıkıştırıcı katmanın (111) kristal yönünde büyümesi için gerekli olan çekirdek katmanına ve sıkıştırıcı tabakadan sonra elektrotun yüksek oranda (100) kristal yönelime sahip olması için üretilen elektrot ve sıkıştırıcı katman arasında bulunan ek katmanlara ihtiyaç duyulmamaktadır. Böylelikle, P-SV sistemi, SV sisteminde ek katmanların dışarı çıkartılması ile toplam SV sistemindeki kalınlığın azalmasına ve dolayısıyla aygıtların boyutunun küçülmesine olanak sağlamaktadır.



Şekil 3.48. EB-SV ile P-SV sistemlerini oluşturan tabakalar ve arasındaki farklar. Tabaka boyutları kalınlıkları ifade etmemektedir, göze hitap etmesi açısından boyutlar rastgele çizilmiştir.

P-SV sisteminin diğer bir avantajı manyetik alan altında 500°C'e kadar yüksek sıcaklıklarda tavlama imkânına olanak tanınmasıdır. EB-SV sistemlerinde ise en fazla 400°C'e kadar manyetik ısıtım yapılabilmektedir.

[38, 121, 151, 152]. 400°C'den sonra özellikle Mn tabanlı değiş tokuş sistemlerinde Mn difüzyonu gerçekleşmekte ve elektrot, bariyer ilişkisinin (100) kristal yönelime sahip olmasını engellemektedir [38, 121]. EB-SV sistemlerinde literatürde elde edilen en yüksek TMR değeri 425°C sıcaklıkta %361'dir [151,152]. P-SV sistemlerinde ise yüksek sıcaklıklara tavlanabilmesi nedeni ile elektrot bariyer ilişkisinde yüksek oranda (100) kristal yönelimi elde edilebilmektedir. Yukarıda sayılan avantajlardan dolayı tez kapsamında TMR tipi SV sistemi için PSV sistemlerinin üretilmesine ve incelenmesine karar verilmiştir. şekil 3.48'de tez kapsamında üretilen P-SV sistemi şematik olarak gösterilmiştir.



şekil 3.49. Tez kapsamında üretilen P-SV sisteminin şematik gösterimi

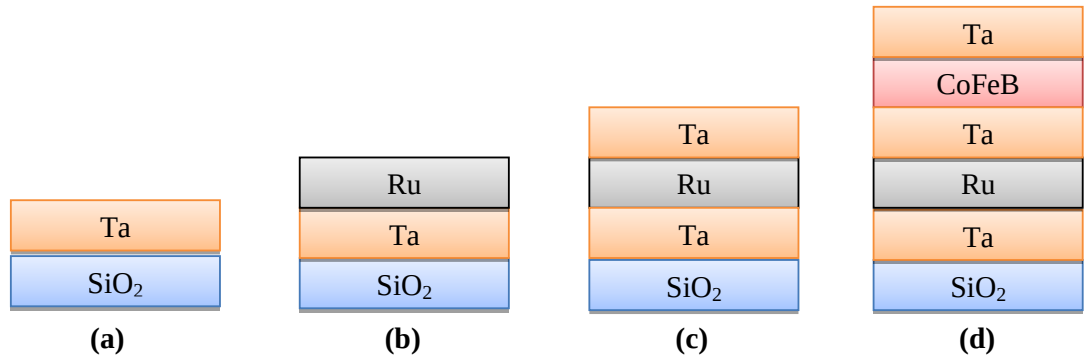
Üretilen P-SV sistemi, yapı, manyetik, elektriksel özellikleri incelenmiş ve besleme voltajına bağlı olarak TMR değişimleri tünelleme mekanizmaları ile açıklanarak literatüre ilgili alanda katkıda bulunulmuştur.

3.3.1 P-SV sisteminin yapısal özellikleri

PSV sisteminin yapısal özellikleri X-Işını kırınım teknikleri (XRD, XRR, RC) ve TEM cihazı kullanılarak incelenmiştir. P-SV sisteminin yapısal özelliklerinin iyi anlaşılabilmesi her bir katman yapısı adımında incelemeler yapılmış ve daha sonra oluşturulan P-SV sisteminin yapısı incelenmiştir.

3.3.1.1 Tampon ve çekirdek tabakalarının yapısal özellikleri

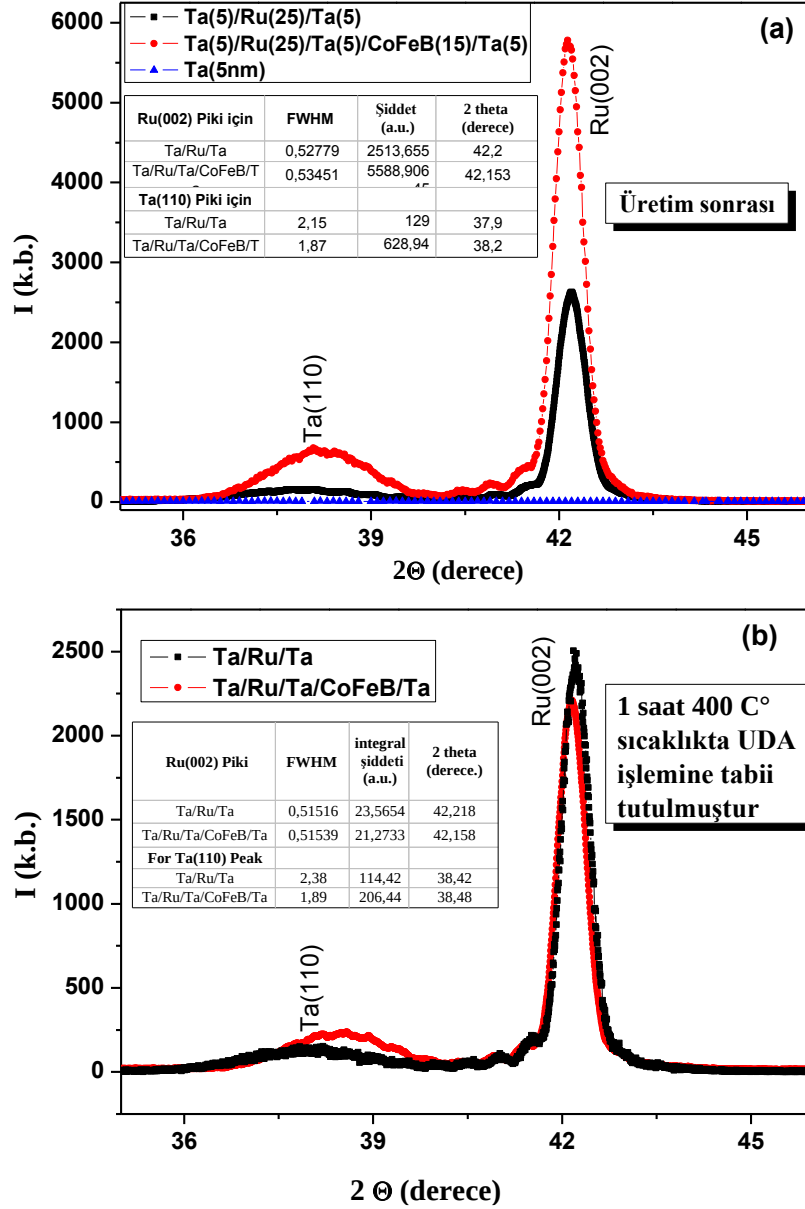
P-SV sistemini oluşturan çekirdek-tampon tabakaları ve bu tabakalar üzerine konulmuş elektrot tabakasının yapısal karakterizasyonu için farklı seride numuneler üretilmiştir (Şekil 3.49). Numunelerin üretimi ardı-sıra yapılarak her bir katmanın bir üst katmanı yapısal anlamda (kristal yönelimi, ara-yüzey pürüzlülüğü) nasıl etkilediği incelenmiştir.



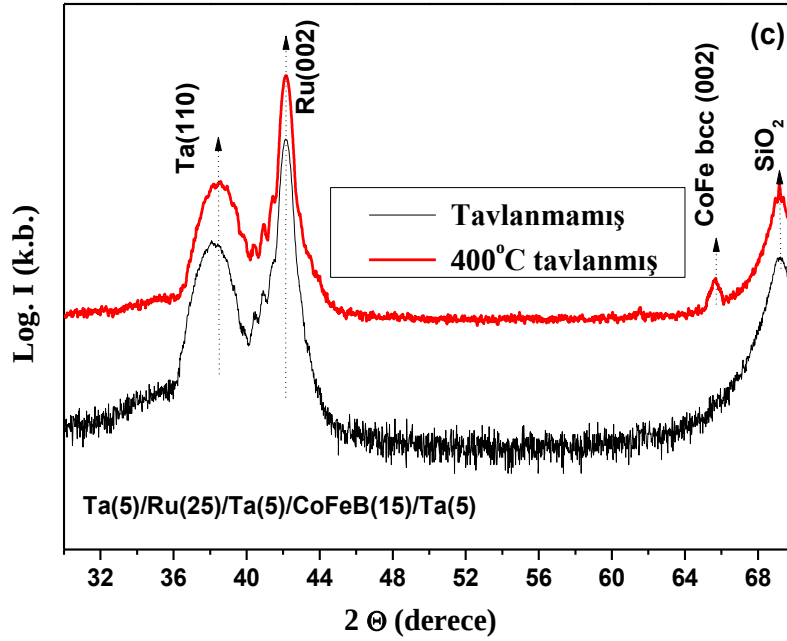
Şekil 3.50. PSV sistemini oluşturan tampon-çekirdek tabakası ve elektrotların optimizasyonu için üretilen (a) SiO₂/Ta(5nm), (b) SiO₂/Ta(5nm)/Ru(25nm), (c) SiO₂/Ta(5nm)/Ru(25nm)/Ta(5nm), (d) SiO₂/ Ta(5)/Ru(25)/Ta(5)/CoFeB(15)/Ta(5) sistemleri

Tampon-çekirdek tabakalarının yapısal karakterizasyonu için XRD tekniği kullanılmıştır. Şekil 3.50a'da görüldüğü gibi SiO₂ alttaş üzerine büyütülmüş Ta çekirdek tabakasının büyütme sonrası ve tavlama işleminden sonra XRD analizinde herhangi bir pik gözlenmemektedir. Bu nedenle Ta tabakası Si/SiO₂ alttaş üzerine büyütüldüğünde amorf bir yapıda büyüdüğü sonucuna varılmıştır. Ta/Ru/Ta yapısında ise tavlama öncesi ve tavlama sonrasında pikler gözlenmektedir. Bu pikler Ta(110) ve Ru(002) kırınım piklerine aittir ve şiddetleri tavlamadan sonra belirgin olarak değişmektedir. Literatürde, amorf Ta tabakası kendisinden sonra büyütülen Ru tabakasını (002) yönünde kristallenmesini desteklediği ve Ru(002) tabakası üzerine Ta tabakası büyütüldüğünde, Ta tabakasının (110) yönünde büyüdüğü belirtilmektedir [121] ve bu sonucu desteklemektedir. Şekil 3.50a'da Ru(002) pikinin sol tarafında osilasyonlar gözlenmiştir, bu osilasyonlar büyük ve

yüksek oranda (002) yönünde yönelmiş Ru tabakasından kaynaklanan Lau-uydularına atfedilmiştir [122].



Şekil 3.51. PSV numunesini oluşturan çekirdek ve tampon tabakalarının (a) tavlanmadan önce (b) 400°C tavlandıktan sonra yapılan XRD ölçümü sonuçları ve (c) üzerine elektrot tabaka eklendiğinde alınan XRD sonuçları. Şekiller içerisinde bu sonuçlardan elde edilen FWHM, integral şiddet ve 2theta analiz sonuçları tabloda verilmiştir.

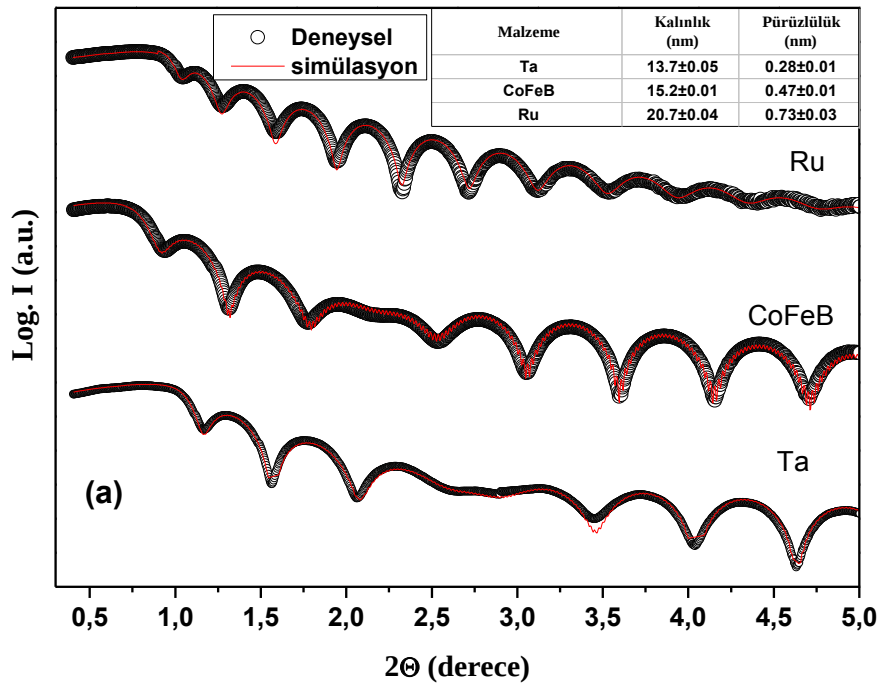


Şekil 3.50. **(Devam)** PSV numunesini oluşturan çekirdek ve tampon tabaklarının (a) tavlanmadan önce (b) 400°C tavlandıktan sonra yapılan XRD ölçümü sonuçları ve (c) üzerine elektrot tabaka eklendiğinde alınan XRD sonuçları. Şekiller içerisinde bu sonuçlardan elde edilen FWHM, integral şiddet ve 2theta analiz sonuçları tabloda verilmiştir.

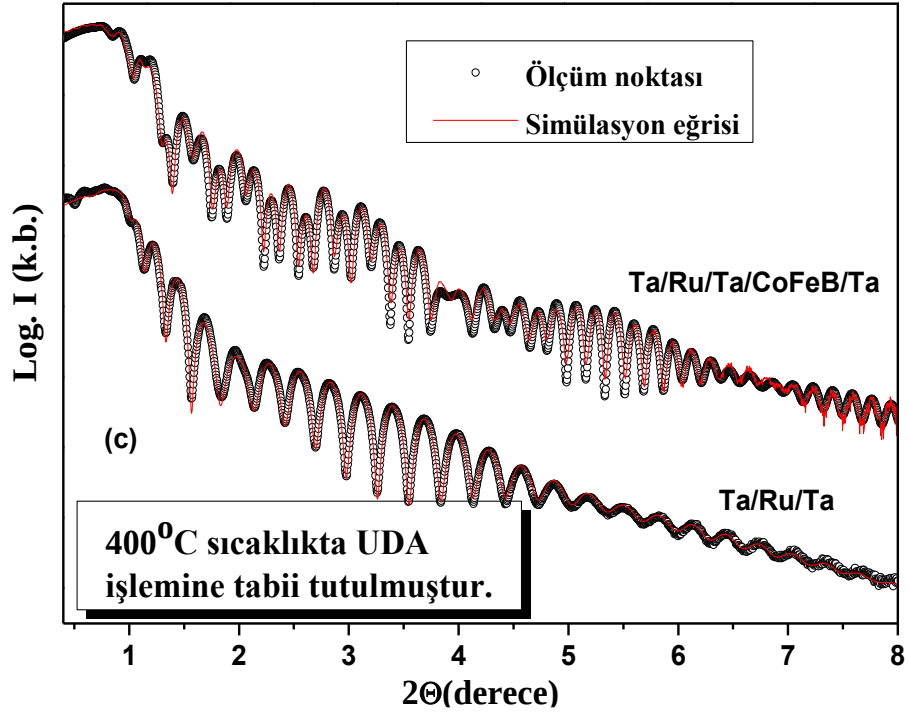
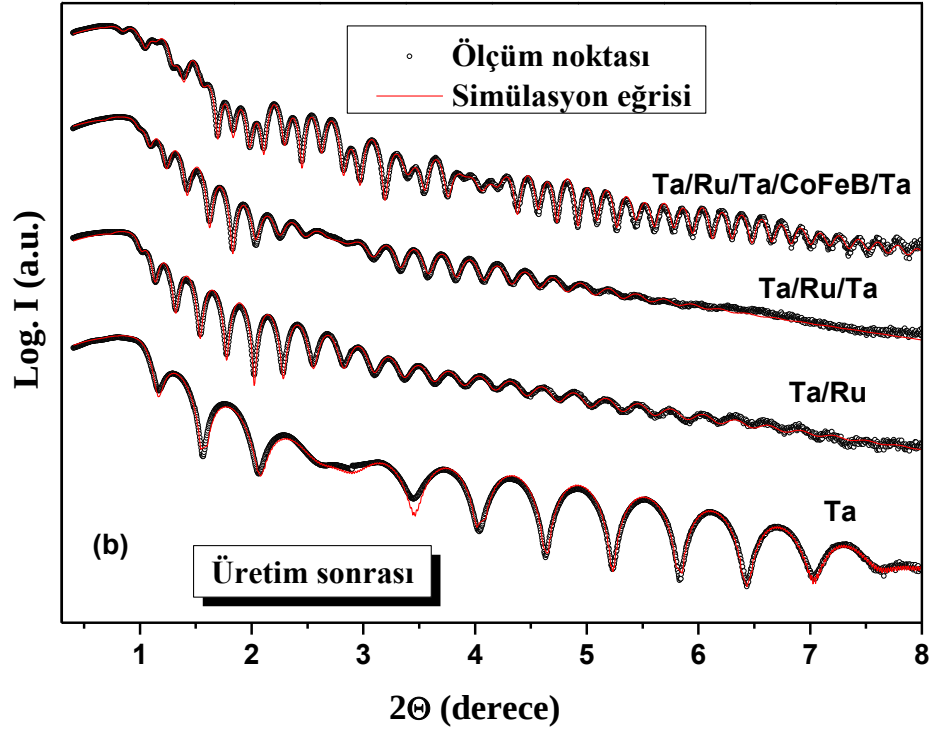
Elde edilen XRD pik profillerinin fit analizi yapılarak çıkartılan parametreler Şekil 3.50 içerisindeki tablolarda verilmiştir. Bu fit sonuçlarından, piklerin FWHM, 2θ pozisyonları ve integral şiddetleri değerleri çıkartılmıştır. FWHM ve integral şiddet değerleri filmlerin kristal kaliteleri hakkında bilgi verirken, 2θ pozisyonları filmlerin büyüme esnasındaki stresi hakkında bilgi vermektedir. Fit sonuçlarına göre, Ru pikinin FWHM değerinin numuneyi tavladıktan sonra azaldığı, ancak Ta pikinin ise tavlama işleminden sonra çok az arttığı bulunmuştur. Bu sonuca göre, tavlama işleminden sonra Ru tabakasının kristal kalitesinin arttığı, ancak Ta tabakasının kristal yapısında ise çok az bir bozulma meydana geldiği görülmüştür. 2θ pozisyonlarındaki değişim ise tavlama işleminden sonra Ru (002) pikine ait 2θ pozisyonun değişmediği ancak Ta(110) ait pozisyonun katı (bulk) değerine doğru bir kayma gösterdiği bulunmuştur. Bu sonuç, Ta(110) tabakasının tavlamadan sonra büyüme esnasında indüklenen stresin azaldığını işaret etmektedir. Şekil-39(c)'de, Ta(5)/Ru(25)/Ta(5)/CoFeB(15)/Ta(5) numunesinin tavlamadan önce ve sonraki XRD pikleri verilmiştir. Bu sonuca göre tavlamadan önce herhangi bir pik

gözlenmezken tavlamaadan sonra CoFe (002) pikine ait zayıf bir pik gözlenmiştir. Burada açıkça görülüyor ki, CoFeB tabakası tavlandıktan sonra CoFe HMK fazına dönüşmüştür (Şekil 3.50c).

P-SV sistemini oluşturan her bir tabakanın kalınlığı, yüzey pürüzlülüğü ve ara-yüzey pürüzlülüğü P-SV tabakasının aktif tabakaları olan MgO ve iki elektrot arasındaki ara yüzeyini etkilemektedir. Bu nedenle her bir tabakanın kalınlığı ve pürüzlülüğü hakkında bilgi elde edebilmek için, her bir tabaka ve üzerlerine büyütülen katmanlar üzerinden XRR ölçümleri yapılmış ve bu ölçümlerin teorik modellemesi yapılarak filmlerin büyüme doğası hakkında bilgi elde edilmiştir (Şekil 51). SV sistemini oluşturan tabakalar, tek tabaka olarak SiO₂ üzerine büyütülmüş ve XRR analizleri yapılmıştır. Şekil 3.51a'da XRR analizi ve teorik modelleme sonuçları verilmiştir. Bu sonuçlara göre Ta tabakası 0.28nm, Ru tabakası 0.73 nm ve CoFeB tabakası 0.47nm yüzey pürüzlülüğüne sahiptir. Bu değerlerin her biri alttaşın yüzey pürüzlülüğü olan 0.24nm'den daha yüksek bir pürüzlülüğe sahiptir.



Şekil 3.52. (a) P-SV'nin tek tabakaları (b) çekirdek ve tampon tabakalarının XRR ölçümü (içi-boş daire ile belirtilmiştir) ve ilgili simülasyonları (çizgi ile belirtilmiştir.)



Şekil 3.51. (Devam) (a) P-SV'nin tek tabakaları (b) çekirdek ve tampon tabakalarının XRR ölçümü (içi-boş daire ile belirtilmiştir) ve ilgili simülasyonları (çizgi ile belirtilmiştir.) Simülasyon eğrilerinde Ta ve CoFeB tabakalarının UH'den çıkarıldığı anda oksitlendiği bulunmuş ve bu oksit tabakalar simülasyon eğrilerinde hesaba

katılmıştır. Hesaba katılan oksit tabakalar Ta üzerinde Ta_2O_5 tabakası, CoFeB üzerinde FeO_x tabakalarıdır. Oluşan oksit tabakaların yüzey pürüzlülük değerleri kendisinden önceki tabakalar ile aynı değerdedir.

Şekil 3.51b’de en alttaki SiO_2/Ta tabakasından başlanıp, CoFeB tabakasına kadar XRR profilleri verilmiştir. Bu profillerden çıkan sonuçlar Çizelge 3.3’de özetlenmiştir. Bu profillerden açıkça görülüyor ki XRR eğrisindeki pürüzlülük hakkında bilgi veren saçak özelliklerinin her bir profil için farklıdır. Ta(5)/Ru(25) numunesinde, en üstteki Ru tabakasının yüzey pürüzlülüğü 0.6nm olarak bulunmuştur. Ta ve Ru arasındaki ara-yüzey pürüzlülüğü ise 0.64 nm olarak bulunmuştur, bu değer tek bir tabaka üzerindeki Ta’nın yüzey pürüzlülüğü değerinden (0.28nm) oldukça yüksek bir değerdedir. Ta’daki bu pürüzlülüğün artışı, Ta atomlarının Ru içerisine difüzyonundan kaynaklandığı bulunmuştur [122]. XRR tekniği ile topolojik pürüzlülük ve kompozisyonel dereceli ara-yüzey pürüzlülüğü (compositionally graded interface) birbirinden ayırt edilemediği için [123], bundan sonraki XRR ölçümlerinde, alt Ta/Ru ara-yüzey pürüzlülüğü Ru’nun yüzey pürüzlülüğünden daha yüksek olduğu varsayılmıştır. Ta(5)/Ru(25)/Ta(5) numunesinde, en üstteki Ta(5) numunesinin pürüzlülüğü 0.69nm olarak bulunmuş olup, Ta/Ru ve Ru/Ta ara-yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 0.85nm ve 0.81nm olarak bulunmuştur.

En üstteki tabakanın yüzey pürüzlülüğü Ru üzerine büyütülen Ta tarafından yumuşatılmıştır. Ta(5)/Ru(25)/Ta(5)/CoFeB(15)/Ta(5) numunesinde, Ru/Ta, Ta/CoFeB, CoFeB/Ta ara-yüzey pürüzlülüğü ve en üstteki Ta tabakasının yüzey pürüzlülüğü sırasıyla 0.85, 0.60, 0.54 ve 0.45nm olarak bulunmuştur. Bu fit sonuçlarına göre Ru üzerine Ta filminin genel pürüzlülük genliğini düşürdüğünü ve düşük genlikli pürüzlülüğün ise üstünde bulunan elektrot tabakasına aktardığı gözlenmiştir.

Bu sonuçlara ek olarak Ta/Ru/Ta ve Ta/Ru/Ta/CoFeB/Ta çoklu tabakaların 400°C’de tavlama işleminden sonra Ru/Ta ara yüzey pürüzlülüğünde 0.85nm’den 0.87nm’ye çok az bir artışın olduğu gözlenmiştir (Şekil 3.50c). Yapıdaki iyileşme ara yüzey pürüzlülüğünün artmasına neden olduğundan bu sonuçlar, Ru tabakasının 400 derece tavlama işleminden (Şekil 3.50c) sonra meydana gelen yapıdaki çok az iyileşme ile tutarlıdır.

Çizelge 3.3. P-SV sistemini oluşturan Ta, Ta/Ru/Ta, Ta/Ru/Ta/CoFeB/Ta numunelerinin XRR fit sonuçları.

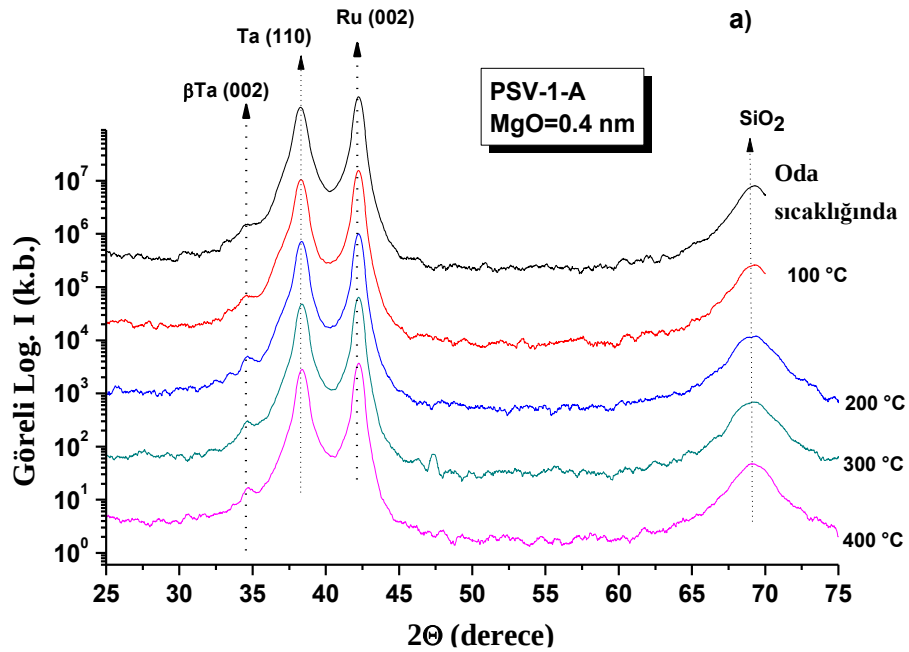
Malzeme	Kalınlık (nm)	Pürüzlülük (nm)
Ta ₂ O ₅	1.33±0.05	0.46±0.05
Ta	4.90±0.05	0.45±0.05
CoFeB	15.7±0.05	0.54±0.05
Ta	4.96±0.05	0.6±0.05
Ru	18.87±0.05	0.85±0.05
Ta	5.15±0.05	0.89±0.05
Ta ₂ O ₅	1.75±0.05	0.62±0.05
Ta	4.27±0.05	0.69±0.05
Ru	23.93±0.05	0.81±0.05
Ta	5.49±0.05	0.85±0.05
RuO	1.23±0.05	0.53±0.05
Ru	23.82±0.05	0.60±0.08
Ta	5.21±0.05	0.64±0.05
Ta ₂ O ₅	1.25±0.05	0.52±0.05
Ta	13.7±0.05	0.28±0.01

3.3.1.2 P-SV sisteminin yapısal özellikleri

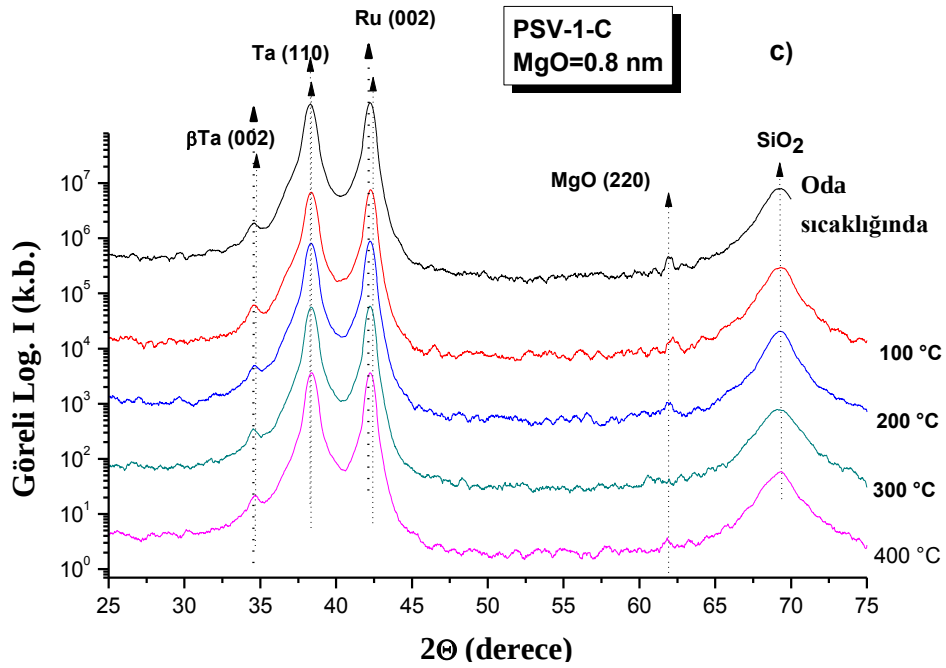
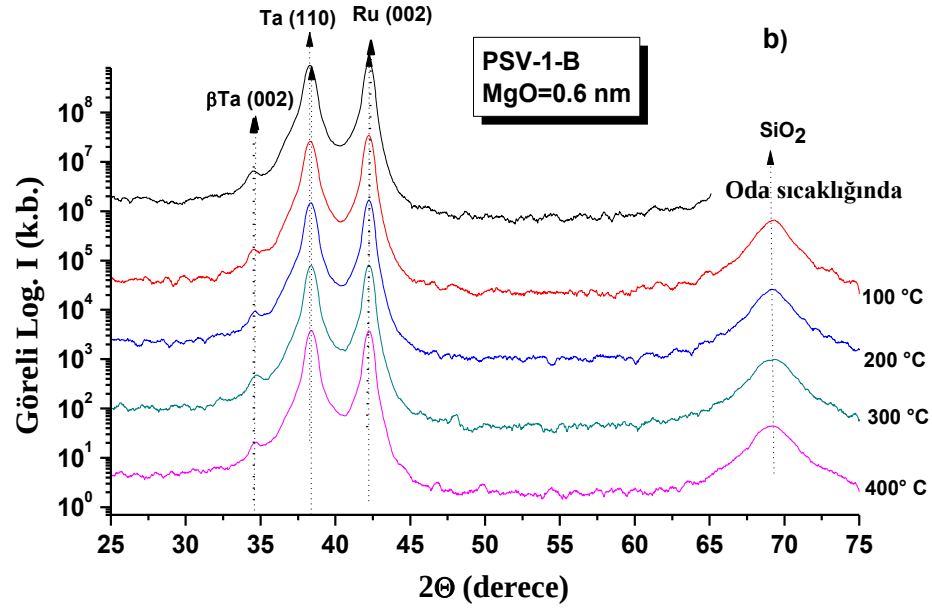
P-SV sisteminin ısı işleme bağlı yapısal özelliklerindeki değişimleri incelemek amacıyla farklı MgO kalınlıklarında bir seri P-SV numunesi üretilmiş ve üretim sonrası farklı sıcaklıklarda tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Bir önceki bölümde anlatılan PSV sistemini oluşturan optimizasyon sonuçlarına dayanarak her bir katmanın kalınlıkları belirlenmiştir. Ek-3’de verilen çizelgede her bir katman için seçilen nominal kalınlık değerleri gösterilmiştir. Tezin giriş bölümünde ayrıntılı bir biçimde anlatıldığı üzere P-SV çoklu tabaka sisteminde MgO kalınlığı

belirleyici bir rol oynamaktadır. MgO kalınlığının yanı sıra, üretimden sonra gerçekleşen manyetik alanda tavlama işlemleri SV sistemlerinin performansı için büyük önem arz etmektedir. Literatürde yer alan çalışmalarda, elde edilen maksimum TMR değerlerinin başlıca nedeni HMK CoFeB(001)/MgO(001)/HMK CoFeB(001) yapısındaki mükemmel uyumluluktan kaynaklanmaktadır [38, 121-123].

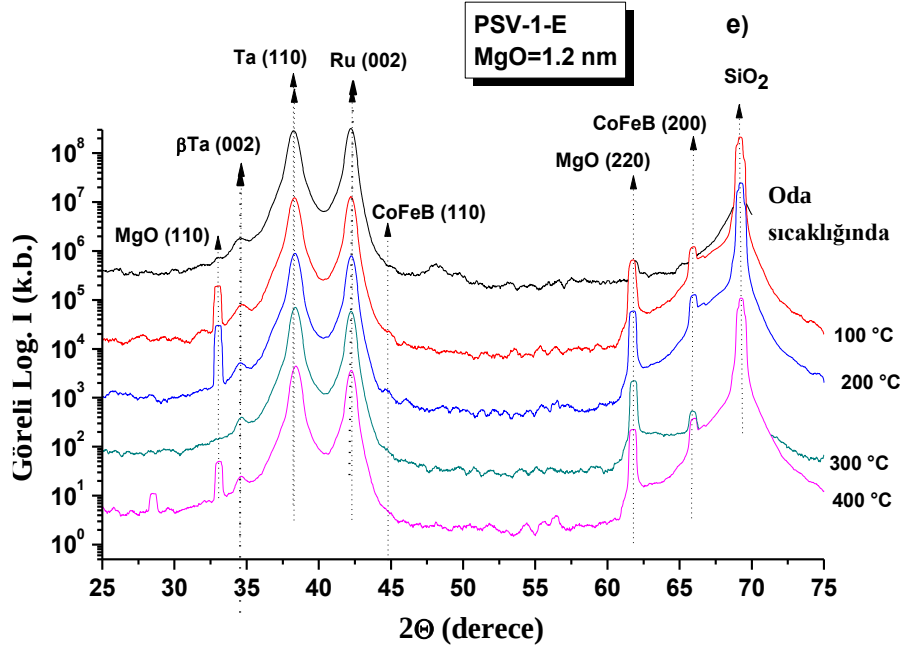
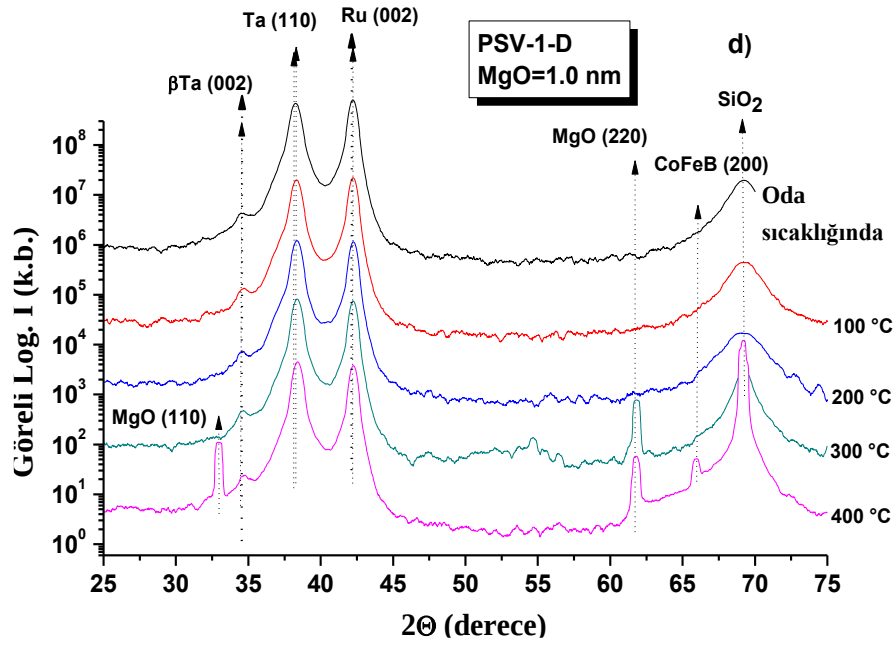
Üretilen farklı MgO kalınlıklarına sahip P-SV numunelerinin her bir kalınlığı için ardı-sıra UDA işlemleri yapılmıştır. Her bir MgO kalınlık değeri ve her bir tavlama sıcaklıkları için XRD ve XRR ölçümleri yapılmıştır. Şekil 3.52’de farklı kalınlıklarda üretilen P-SV sistemlerinin farklı tavlama sıcaklıklarındaki XRD kırınım desenleri verilmiştir.



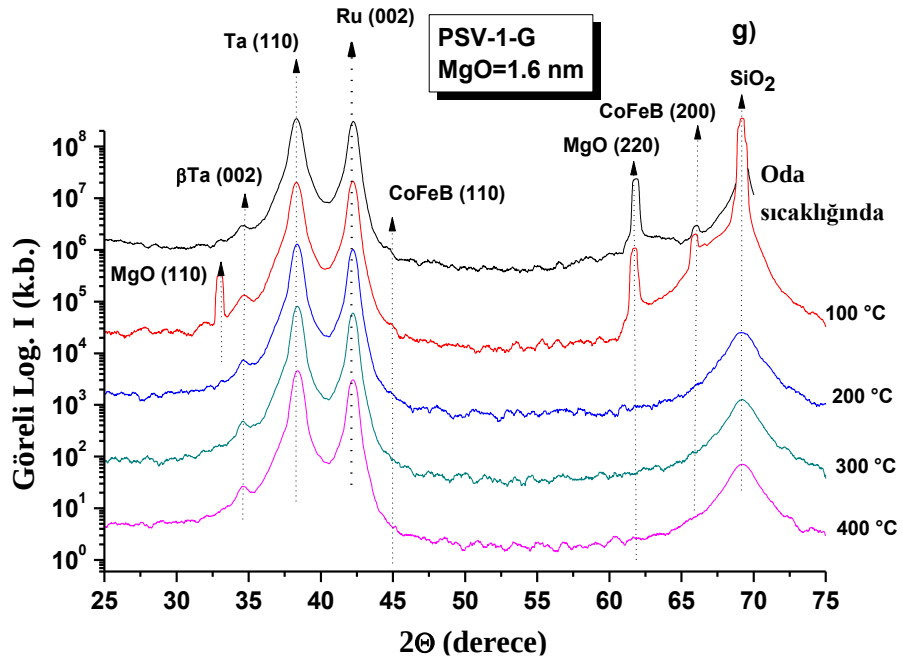
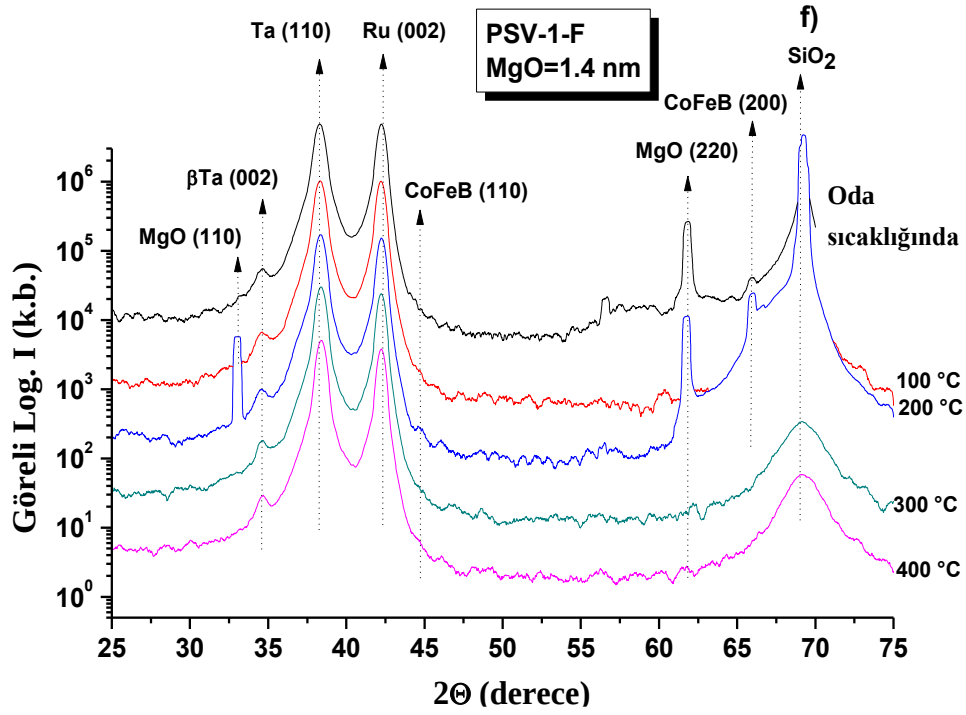
Şekil 3.53. Değişen MgO kalınlıklarına göre (a) 0.4nm (b) 0.6nm (c) 0.8nm (d) 1.0nm (e) 1.2nm (f) 1.4nm (g) 1.6nm (h) 1.8nm (ı) 2.0nm (j) 2.2 nm (k) 2.4nm (l) 2.6 nm değişen tavlama sıcaklıklarında tavlanan P-SV numunelerinin yapılan XRD kırınım desenleri



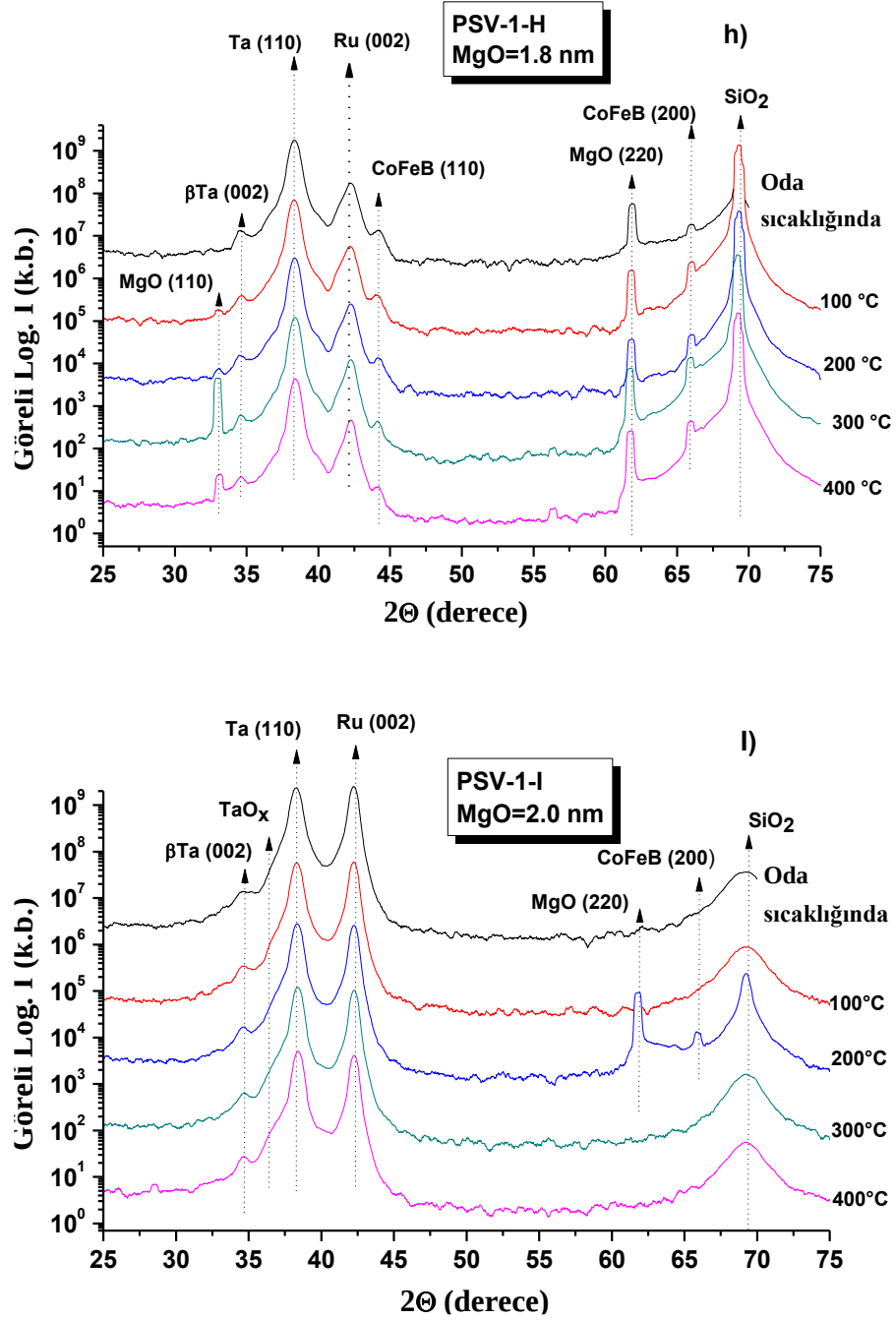
Şekil 3.52. **(Devam)** Değişen MgO kalınlıklarına göre (a) 0.4nm (b) 0.6nm (c) 0.8nm (d) 1.0nm (e) 1.2nm (f) 1.4nm (g) 1.6nm (h) 1.8nm (i) 2.0nm (j) 2.2 nm (k) 2.4nm (l) 2.6 nm değişen tavlama sıcaklıklarında tavlanan P-SV numunelerinin yapılan XRD kırınım desenleri



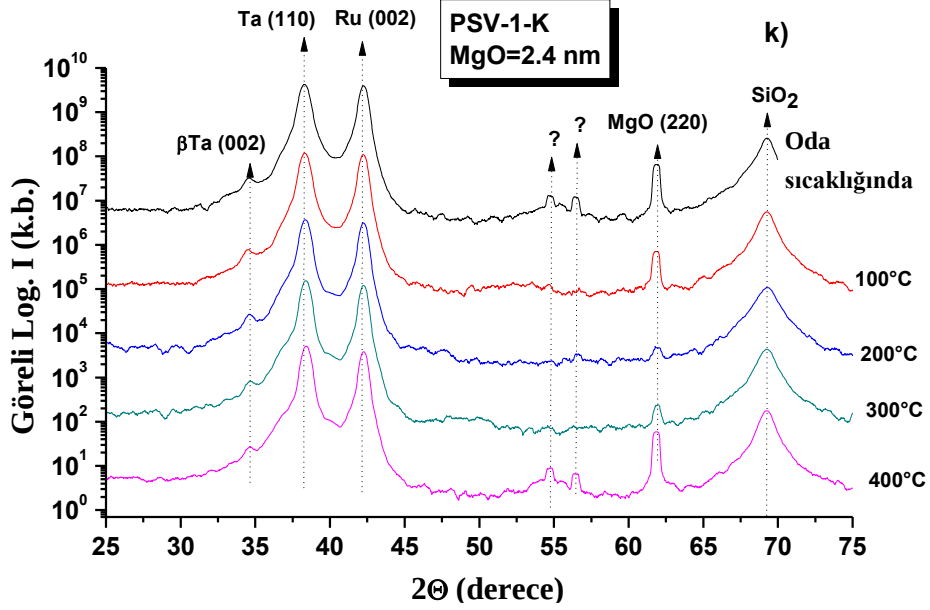
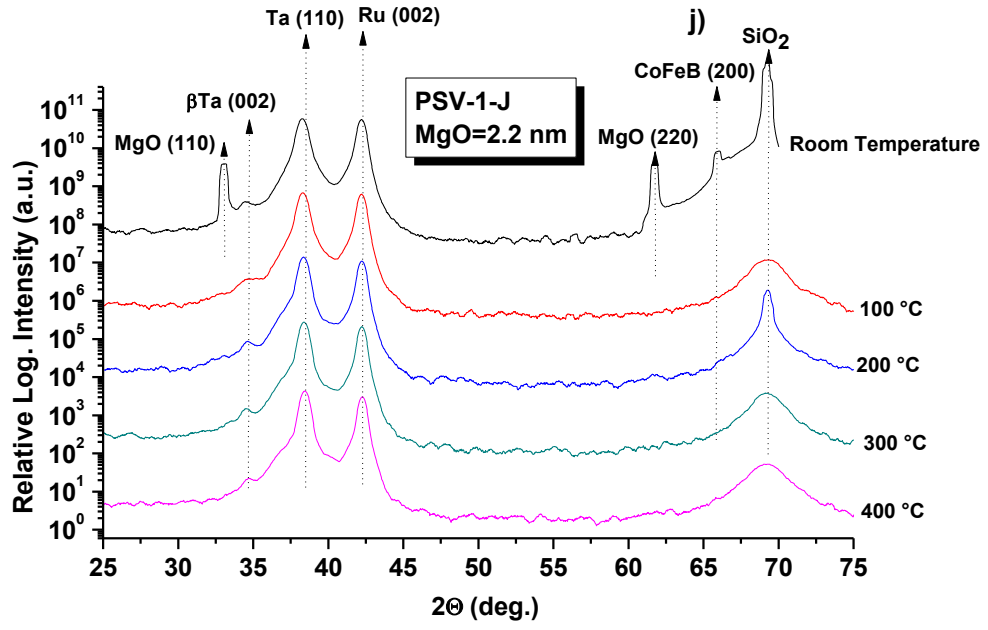
Şekil 3.52. **(Devam)** Değişen MgO kalınlıklarına göre (a) 0.4nm (b) 0.6nm (c) 0.8nm (d) 1.0nm (e) 1.2nm (f) 1.4nm (g) 1.6nm(h)1.8nm (i) 2.0nm (j) 2.2 nm (k) 2.4nm (l) 2.6 nm değişen tavlama sıcaklıklarında tavlanan P-SV numunelerinin yapılan XRD kırınım desenleri



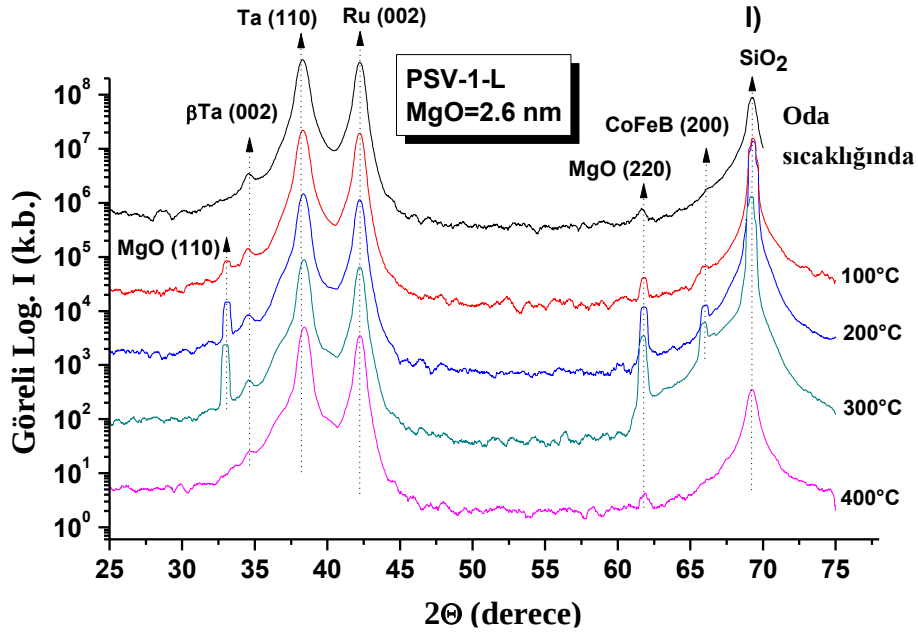
Şekil 3.52. (Devam) Değişen MgO kalınlıklarına göre (a) 0.4nm (b) 0.6nm (c) 0.8nm (d) 1.0nm (e) 1.2nm (f) 1.4nm (g) 1.6nm (h) 1.8nm (ı) 2.0nm (j) 2.2 nm (k) 2.4nm (l) 2.6 nm değişen tavlama sıcaklıklarında tavlanan P-SV numunelerinin yapılan XRD kırınım desenleri



Şekil 3.52. **(Devam)** Değişen MgO kalınlıklarına göre (a) 0.4nm (b) 0.6nm (c) 0.8nm (d) 1.0nm (e) 1.2nm (f) 1.4nm (g) 1.6nm(h)1.8nm (i) 2.0nm (j) 2.2 nm (k) 2.4nm (l) 2.6 nm değişen tavlama sıcaklıklarında tavlanan P-SV numunelerinin yapılan XRD kırınım desenleri



Şekil 3.52. (Devam) Değişen MgO kalınlıklarına göre (a) 0.4nm (b) 0.6nm (c) 0.8nm (d) 1.0nm (e) 1.2nm (f) 1.4nm (g) 1.6nm (h) 1.8nm (ı) 2.0nm (j) 2.2 nm (k) 2.4nm (l) 2.6 nm değişen tavlama sıcaklıklarında tavlanan P-SV numunelerinin yapılan XRD kırınım desenleri



Şekil 3.52. (Devam) Değişen MgO kalınlıklarına göre (a) 0.4nm (b) 0.6nm (c) 0.8nm (d) 1.0nm (e) 1.2nm (f) 1.4nm (g) 1.6nm (h) 1.8nm (ı) 2.0nm (j) 2.2 nm (k) 2.4nm (l) 2.6 nm değişen tavlama sıcaklıklarında tavlanan P-SV numunelerinin yapılan XRD kırınım desenleri

P-SV sistemlerinin bariyer kalınlığı değişimi ve tavlama işlemi sonucunda elde edilen bulgular aşağıda verilmiştir.

- i) P-SV sisteminin alt yapısı olan Ta/Ru/Ta yapısındaki Si/SiO₂ üzerine büyütülmüş Ta amorf yapıda, üzerine büyütülen Ru tabakası hexagonal (002) yapıda, Ru (002) yapısı üzerindeki Ta ise yarı kararlı fazda Tetragonal Ta (002) ve HMK Ta (110) yönelimde büyüdüğü bulunmuştur ve bu sonuçlar literatür ile tutarlıdır [122,116]. P-SV'nin tavlama işlemi sonucunda $2\theta = 42.2^\circ$ kırınım açısında hexagonal Ru(002), $2\theta = 38.2^\circ$ de HMK Ta(110) yapısı ve $2\theta = 33.9^\circ$ de tetragonal Ta (002) pikleri gözlenmiştir.
- ii) CoFeB üzerine büyütülen MgO yapısı, MgO kalınlık değerine göre farklı yapılarda büyümektedir. Yuasa ve arkadaşları yaptığı çalışmada MgO, 1nm altındaki kalınlıkta amorf yapıda büyümektedir, buna karşın 1 nm üzerinde ise polikristal yapıda büyümekte olduğunu göstermişleridir[124]. Hui ve arkadaşlarının yaptığı bir çalışmada ise MgO bariyerinin büyütme esnasında 1nm'den 1.6nm kalınlığa kadar

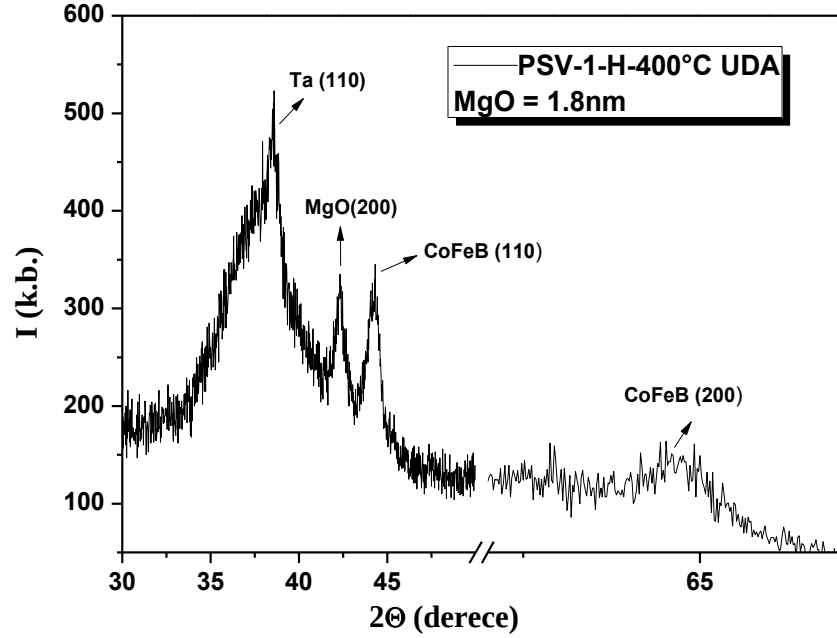
amorf yapıda büyüdüğü bilinmektedir [125]. 1.6nm MgO kalınlığından sonra ise MgO tabakasının polikristal bir yapıda büyüdüğü bulunmuştur [125]. Üretim sonrasında (oda sıcaklığında) 1nm MgO kalınlığına kadar MgO katmanına ait bir kırınım piki gözlenmezken, 1nm kalınlıktan sonra MgO(220) piki gözlenmektedir (Şekil 3.52). Bu bulgu, üretilen P-SV sistemlerinde MgO tabakasının 1.0 nm'den daha yüksek kalınlıklarda polikristal büyüdüğünü göstermektedir.

- iii) CoFeB oda sıcaklığında amorf yapıda büyümektedir [116,122,124]. Ancak belli bir sıcaklıktan sonra CoFeB kristallenmeye başlamaktadır. CoFeB ve MgO iki en yakın tabaka oldukları için kristallenme esnasında birbirlerini indüklemektedirler. Üretilen P-SV numunelerinde MgO tabakasının özellikle 1nm üzerindeki kalınlıklarında polikristal yapıda büyümesi, P-SV'nin bazı numunelerinde (P-SV-1-E-F-G-H-J) CoFeB tabakasının da oda sıcaklığında polikristal olarak büyümesine neden olmaktadır.

Farklı sıcaklıklarda, CoFeB(200) ve CoFeB (110) kristal yönelimlerinde büyüebilmektedir. MS yöntemiyle büyütülen ince filmler polikristal yapıda büyümektedir [116]. Teorik öngörülerdeki yüksek TMR değerlerine ulaşılması CoFeB ve MgO tabakalarının (200) doğrultusunda iyi derecede kristalleşmesine bağlıdır. P-SV sistemlerinde elde edilen XRD sonuçlarına göre Ru(002) piki ile MgO(002) pikleri üst-üste gelmektedir. Ru pik şiddeti MgO(200) pikini bastırdığı için MgO için ilgili pik XRD ile gözlenememektedir. Bu nedenle, MgO 2.0 nm kalınlığı için düşük açıda XRD (GIXRD) ölçümü yapılmıştır (Şekil 3.53). GIXRD deseninde, MgO(200) ve CoFe(200) pikleri gözlenmiştir ki GIXRD tekniği bu tabakaların (200) kristal yönünde yüksek derecede kristal doku oluşturmadığını, aksine polikristal büyüdüklerini göstermektedir.

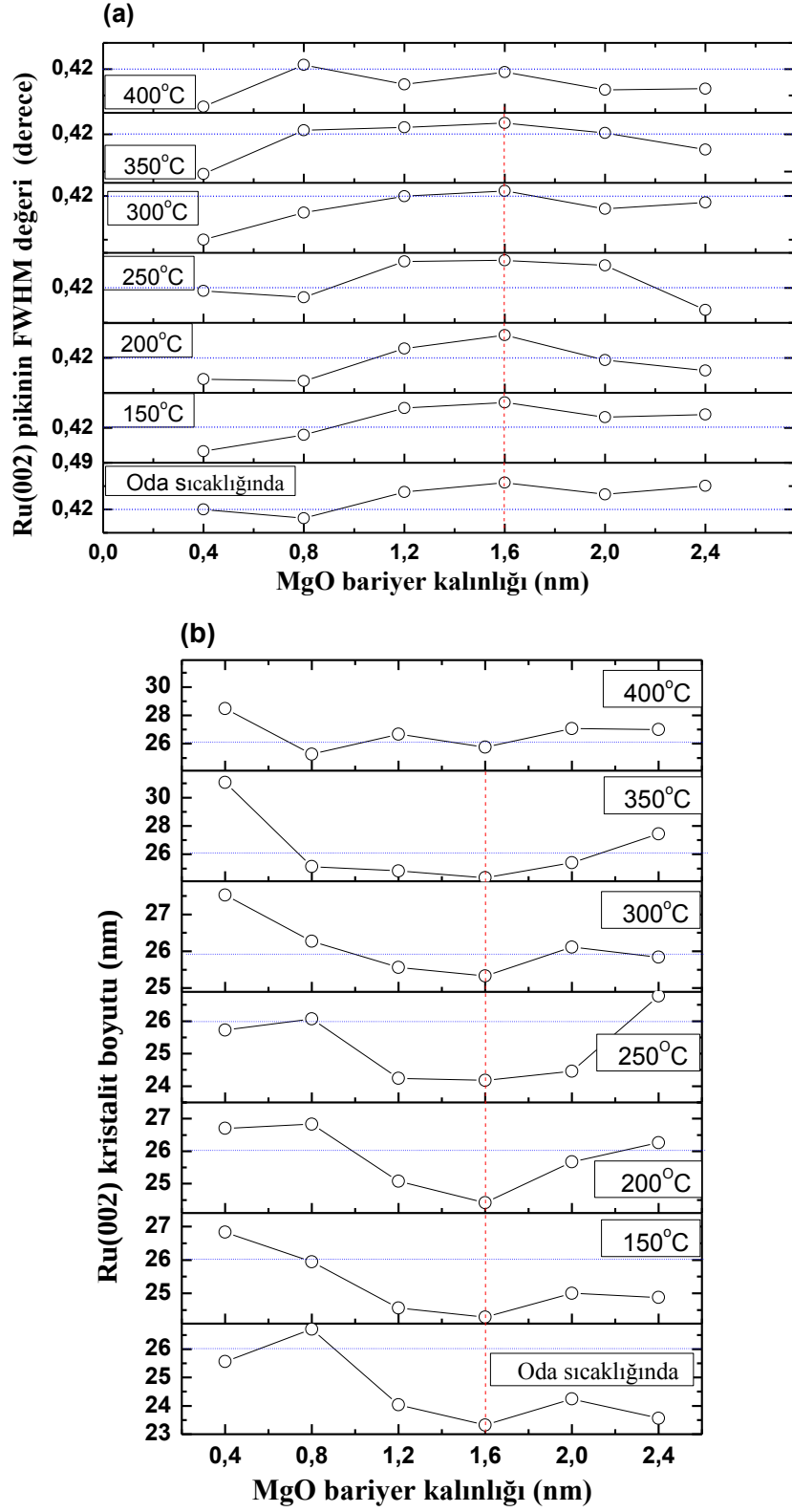
Numunelerin tavlama sonrası kristal kalitesi, stresi, kristal boyutu değişimleri hakkında bilgi elde edilebilmesi amacıyla, en yüksek pik şiddeti olan Ru piki üzerinden pik profilleri fit edilmiştir (Şekil 3.54). Şekil 3.54a'da görüldüğü üzere, 400°C tavlama sonrası ölçüm haricinde, 1.6nm MgO kalınlığına kadar

FWHM değeri artan bir eğilim göstermekte ve daha sonraki kalınlıklarda azaldığı gözlenmektedir.

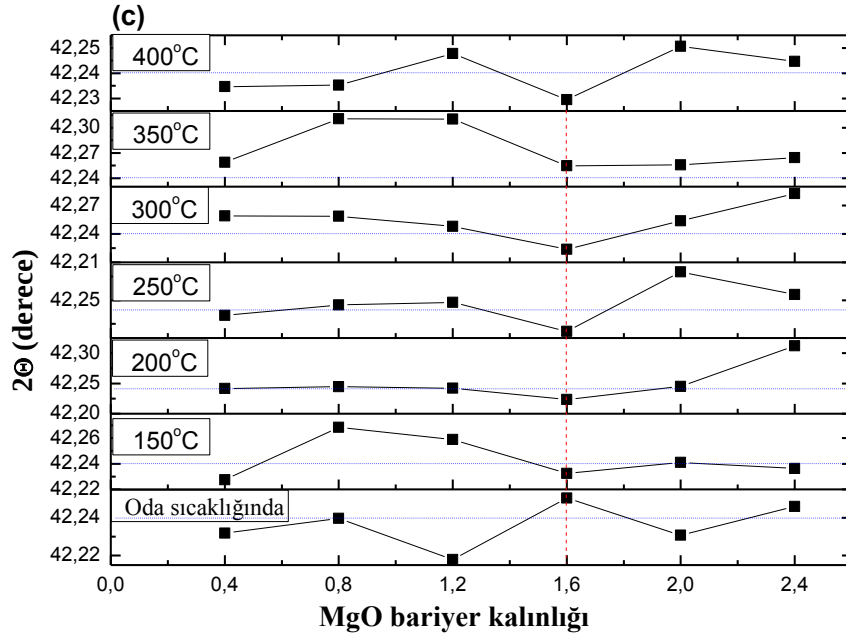


Şekil 3.54. 2° sıyırma (grazing) açısı ile alınmış MgO 2nm kalınlıkta 400°de tavllanmış numunenin düzlemsel kırınım eğrisi

Bu sonuçlar 1.6nm MgO kalınlığına kadar Ru kristal doku kalitesi (texture) ile bağdaştırıldığında, doku kalitesinin 1.6nm MgO kalınlığına kadar azaldığı ve kalınlık arttıkça kristal doku kalitesinin arttığı gözlenmiştir. Tavlama sıcaklığı arttıkça doku kalitesinde artan bir eğilim olduğu gözlenmektedir. Bu sonuçlardan açıkça gözleniyor ki, kristal doku kalitesi MgO kalınlığı ile orantılıdır. MgO bariyerinin büyütme esnasında 1nm'den 1.6nm kalınlığına kadar amorf yapıda büyüdüğü bilinmektedir. 1.6nm MgO kalınlığından sonra ise MgO tabakasının polikristal bir yapıda büyüdüğü bilinmektedir [125]. Elde edilen XRD deseni pik profili analiz sonuçlarına göre, üretilen P-SV numunelerinde MgO tabakasının 1.6nm kalınlığına kadar amorf yapıda olduğu, 1.6nm'den sonra ise doku kalitesinin arttığı gözlenmiştir. Diğer taraftan, FWHM değerinin değişen tavlama sıcaklığında, tavlama sıcaklığının arttıkça FWHM değerinin azaldığı gözlenmiştir. Özellikle, 350°C tavlama sıcaklığından sonra ki bu sıcaklık değeri CoFeB'nin kristallenmeye başladığı sıcaklık değeri olarak bilinmektedir [116,122]. Bu durum



Şekil 3.55. P-SV numunelerinin XRD ölçüm sonucunda elde edilen Ru pikinin analiz edilmesi sonucunda değişen MgO kalınlığına göre (a) FWHM, (b) Ru kristalit boyutu (c) 2θ değerleri



Şekil 3.54. **(Devam)** P-SV numunelerinin XRD ölçüm sonucunda elde edilen Ru pikinin analiz edilmesi sonucunda değişen MgO kalınlığına göre (a) FWHM, (b) Ru kristalit boyutu (c) 2θ değerleri

kristal doku kalitesinin artan tavlama sıcaklığı ile diğer malzemelerinde kristal doku kalitelerinin iyileştiği ve bunun sonucunda P-SV numunesinde genel kristal doku kalitesinin artmasına katkıda bulunduğu olarak yorumlanabilir. Ru ortalama kristal kristalit boyutu Scherrer denklemi kullanılarak hesaplanmıştır ve artan kristal doku kalitesi ile kristal kristalit boyutunun da arttığı gözlenmiştir.

Şekil 3.55’de değişen MgO kalınlığında ve tavlama sıcaklığında her bir P-SV numunesinin XRR ölçüm sonuçları ve bu ölçümlerden yapılan fit eğrileri verilmiştir. Şekil 3.55’de görüldüğü üzere, XRR ölçüm sonuçları (Şekil 3.55’de siyah noktalar ile belirtilmiştir) simülasyon eğrileri (Şekil 3.55’de kırmızı çizgiler ile belirtilmiştir) birbiriyle tam uyum içerisindedir. Şekil 3.55’de her bir MgO kalınlığındaki farklı tavlama sıcaklıklarında alınan ölçümlerin karşılaştırılabilmesi için yatay eksenle başlangıç noktasından çizdirilmiştir. XRR fit analizleri sonucunda, P-SV sistemini oluşturan malzemelerden, performansı belirleyici olan malzemeler aktif malzemeler (elektrot ve bariyer) olduğu için, tabloda sadece aktif malzemelerin fit sonuçları verilmiştir. Fit sonuçlarından, aktif malzemelerin

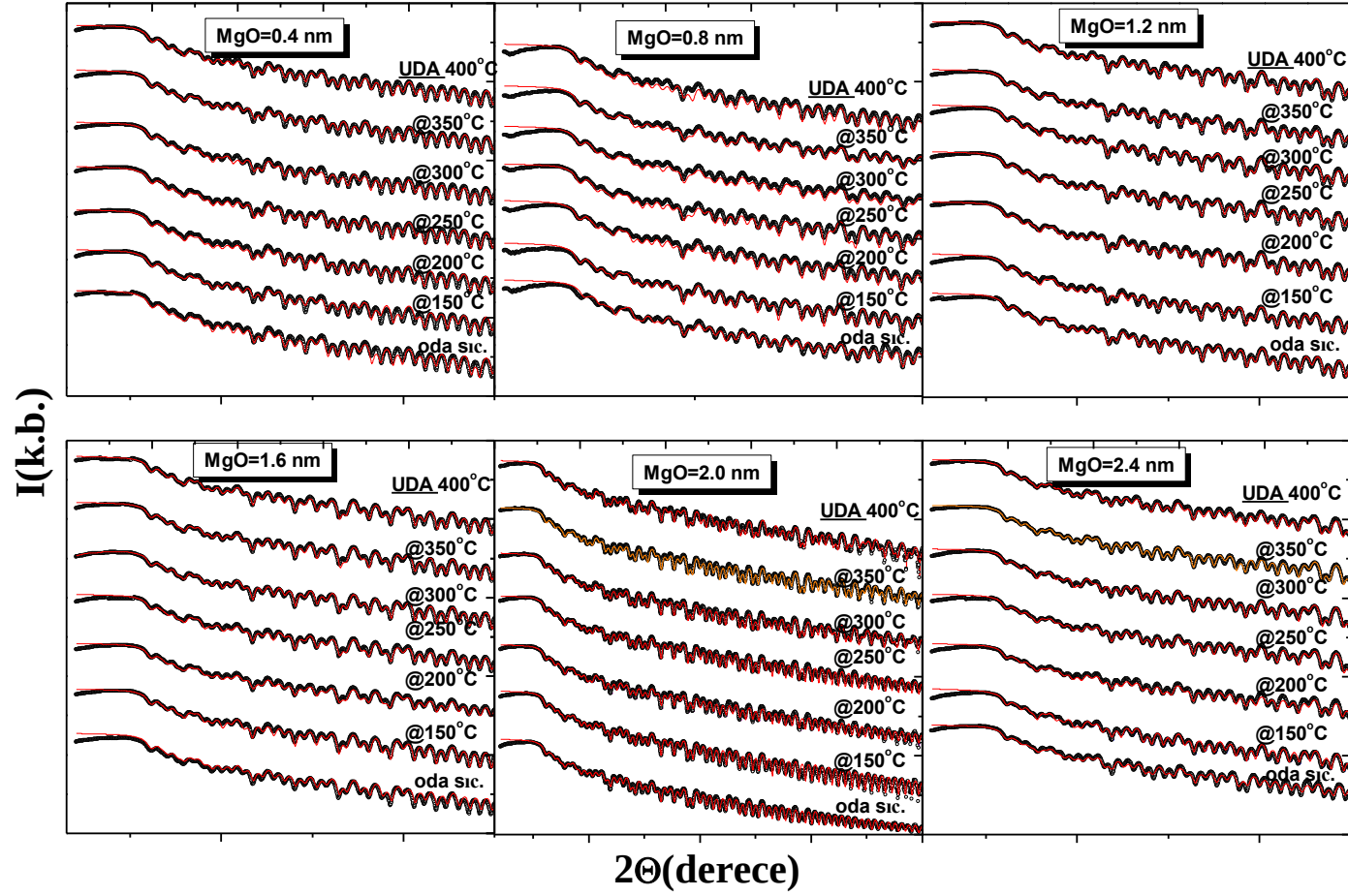
kalınlıkları ve ara-yüzey pürüzlülükleri bulunmuştur. Diğer malzemelerin fit sonuçları Ek-2’de sunulmuştur.

En iyi XRR fit analizi sonuçlarına göre, alt ara-yüzey (CoFeB/MgO) ve üst ara-yüzey (MgO/CoFeB) pürüzlülükleri incelendiğinde, 150°C UDA ısıtma işlem uygulanmasından sonra her iki ara-yüzey pürüzlülüğünün artan MgO kalınlığı ile birlikte azaldığı gözlenmiştir. Her iki ara-yüzey pürüzlülüğün, UDA işleminden sonra azalması CoFeB içerisindeki B atomlarının MgO içerisine ve ara yüzeyine difüz ederek orada BO_x formunu oluşturmamasından kaynaklanabilir. Burton et al, kristallenmiş CoFeB/MgO/CoFeB MTJ yapısı için elektronik kristal yapısı ve toplam atom enerjisi hesaplamalarında B atomlarının enerji açısından CoFeB içerisinde bulunmak yerine CoFeB/MgO ara-yüzeyde bulunmayı tercih ettiği sonucuna varmıştır [126]. Bu nedenle, B atomları yeterli termal enerjiye sahip olmadığı için ara-yüzeyde oturmaktadır. 150°C’nin üzerinde ısıtma işlem sonrası, MgO’nun her iki elektrot (CoFeB) arasındaki her iki ara-yüzeyi artan ısıtma işlemi ile arttığı gözlenmiştir. Bu durum, CoFeB tabakasının kristallenme derecesinin arttığını, ara yüzeyde B atomlarının azaldığı ve MgO (001) kristallenmesini indüklediğini, böylelikle CoFe ara yüzeyinin daha pürüzsüz hale geldiğini göstermektedir. Tablo-4 incelendiğinde, ara-yüzey pürüzlülüğünün MgO kalınlığı arttıkça azaldığı görülmektedir. Bu sonuç da B difüzyonu ile uygun şekilde açıklanabilmektedir; MgO kalınlığı arttıkça daha fazla B difüzyonu gerçekleşmektedir çünkü MgO tabakası B atomları için difüzyona uygun bir malzemedir [127]. B difüzyonun daha fazla gerçekleşmesi CoFeB katmanının daha kolay bir şekilde kristallenmesine yardımcı olmaktadır. Bu bulgular bir sonraki bölümde verilen manyetik sonuçları ile uyum göstermektedir.

Yapısal karakterizasyonları daha ayrıntılı incelemek amacıyla daha önce GIXRD karakterizasyonu yapılan, MgO kalınlığı 2nm olan numune üzerinde UDA işleminden önce ve UDA işleminden sonra TEM analizi yapılmıştır. TEM analizleri için numune hazırlanması ve numunelerin analizleri UNAM alt yapısında gerçekleştirilmiştir.

Şekil 3.56’da P-SV numunesinin UDA işlemi görmeden önceki TEM görüntüsü verilmiştir. Düşük büyütme oranında (Şekil 3.56a), P-SV numunesini oluşturan katmanlardan, aktif tabakanın altındaki katmanlar Ta/Ru/Ta katmanları

iyi bir biçimde ayrılmış şekilde gözükmektedir ve XRD sonuçları ile uyumlu olarak Ru tabakasının yönelimli (kristal dokulu) ve sütünsal bir şekilde (columnar) büyüdüğü açıkça görülmektedir. Aktif tabakalardan CoFeB/MgO/CoFeB katmanından MgO katmanı açık kontrast ile ayrılmış biçimde gözükmektedir. Aktif katmanların üst katmanları ise birbirinden tam olarak ayıramamaktadır ki bu durum XRR sonuçlarından da belirtildiği gibi tabakaların birbirine yakın elektron yoğunluğundan kaynaklanmaktadır. UDA işlemi görmemiş numunenin düşük büyütme TEM görüntüsünde (Şekil 3.56b), numunenin oda sıcaklığında, Si/SiO₂ üzerine büyüyen Ta katmanını amorf olarak büyüdüğü gözlenmektedir. Ta üzerine büyütülen Ru tabakasında sütünsal (columnar) bir büyüme olduğu ve kısmen kristallenmiş olduğu gözlenmektedir. Ru katmanı üzerine büyütülen Ta tabakasının ise genel olarak amorf olduğu ve çok az kristallenmiş bölgeler olduğu görülmektedir. Aktif tabakanın (CoFeB/MgO/CoFeB) katmanının ise amorf bir yapıya sahip olduğu gözlenmiştir. Aktif katmanın üzerindeki Ta katmanının yine amorf olduğu ve amorf Ta üzerindeki Ru katmanının ise kısmen kristallenmiş olduğu gözlenmektedir. Bu sonuçlar, P-SV tabakasının optimizasyonlarında elde edilen, numunenin ısıtma işlemi görmemiş durumlarındaki XRD kırınım sonuçları (Şekil 3.50) desteklemektedir ve literatür ile uyumlu sonuçlara sahiptir [122]. Literatürde belirtildiği üzere, CoFeB elektrotun CoFe elektrot yerine kullanılmasının en büyük nedeni, CoFe elektrotlarında bulunan Fe atomların büyüme esnasında MgO'da bulunan Oksijen atomları ile CoFe/MgO ara-yüzeyinde FeOx ara tabakasını oluşturduğu ve bu alaşım aktif tabakanın HMK(100) büyüme oranını azalttığı bilinmektedir. Bu nedenle CoFe elektrotları yerine, CoFeB elektrotları kullanılmıştır. CoFeB elektrotu büyütme esnasında B atomlarından dolayı amorf yapıda büyümektedir. B atomlarının büyüme esnasında FeOx ara tabakasını engellediği ve ısıtma işlemi, MgO içerisinde ya da diğer katmanlara difüze olarak FeOx alaşımı oluşmadan aktif tabakanın HMK(001) uyumunu sağlayarak kristallendiği bilinmektedir. Bu nedenle, bu tez kapsamında aktif tabaka olarak CoFeB elektrotu kullanılmıştır.

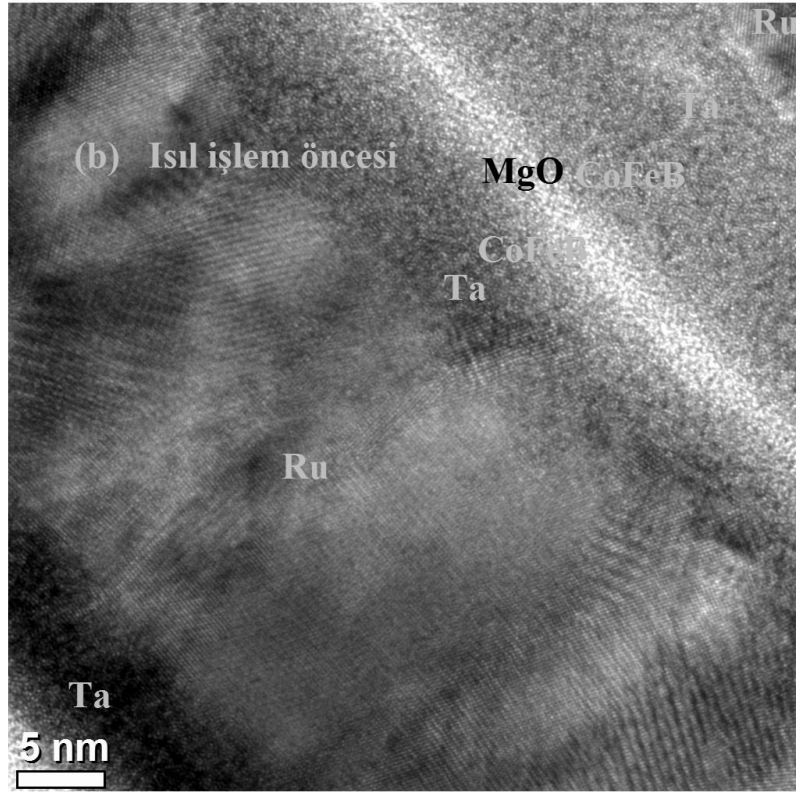
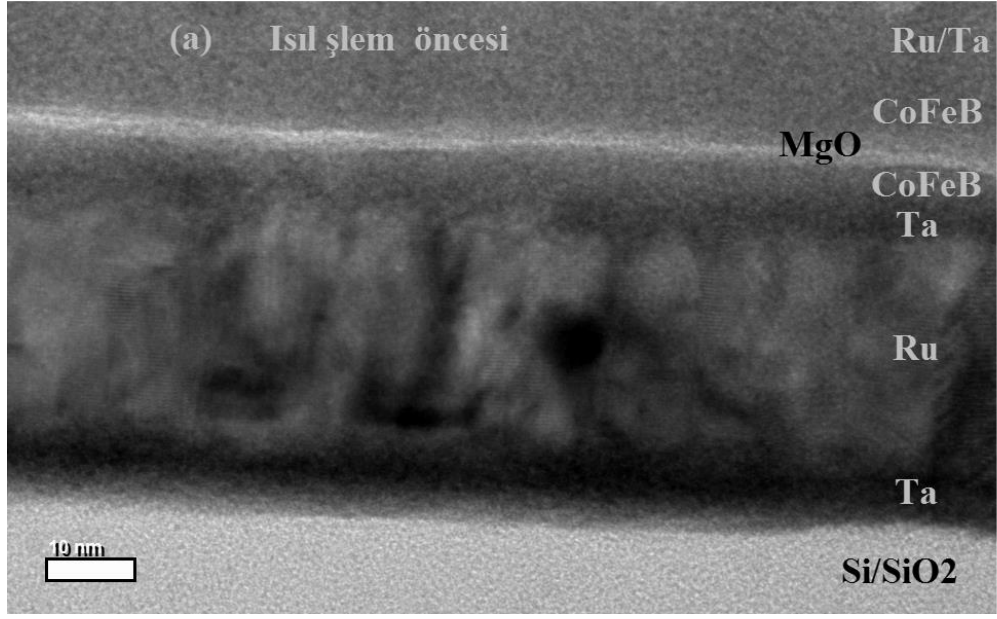


Şekil 3.56.

Değişen MgO kalınlıklarında ve tavlama sıcaklıklarında alınan XRR ölçümleri ve bu ölçümlere yapılan fit analiz eğrileri. Eğrilerdeki siyah noktalar deneysel ölçüm sonucunu, kırmızı çizgiler ise fit eğrilerini göstermektedir

Çizelge 3.4. Değişen MgO kalınlıklarında ve değişen tavlama sıcaklıklarında ölçülen XRR eğrilerinin aktif tabakalar için fit analiz sonuçları. Tabloda kalınlık ve pürüzlülük değerleri sırasıyla t ve σ ile belirtilmiştir. Kalınlık değerleri $\pm 0.5\text{nm}$, pürüzlülük değerleri ise $\pm 0.03\text{nm}$ hata payı içermektedir.

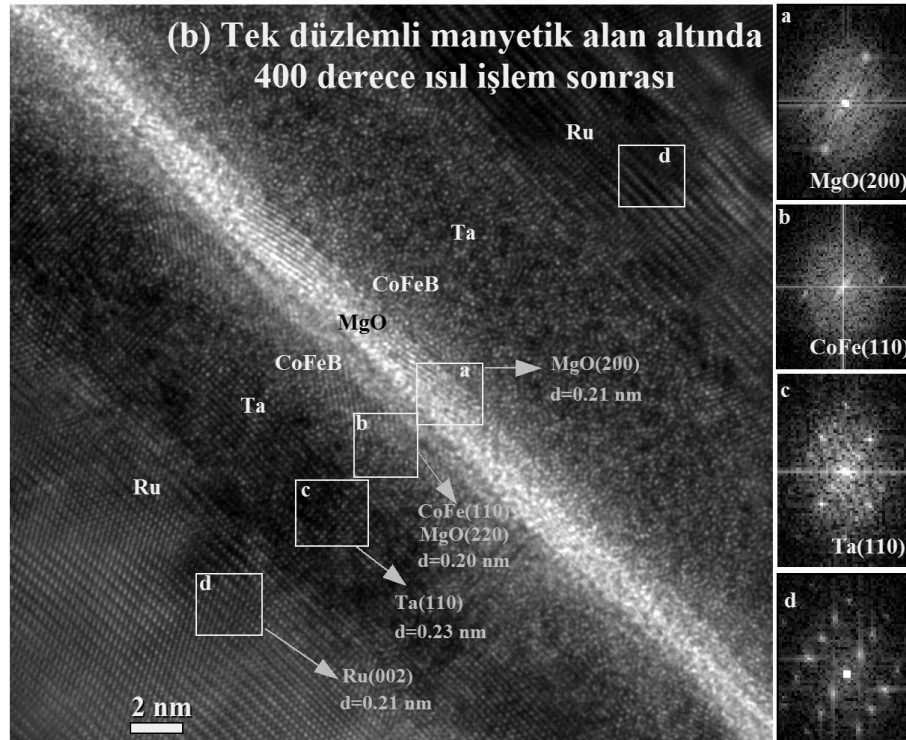
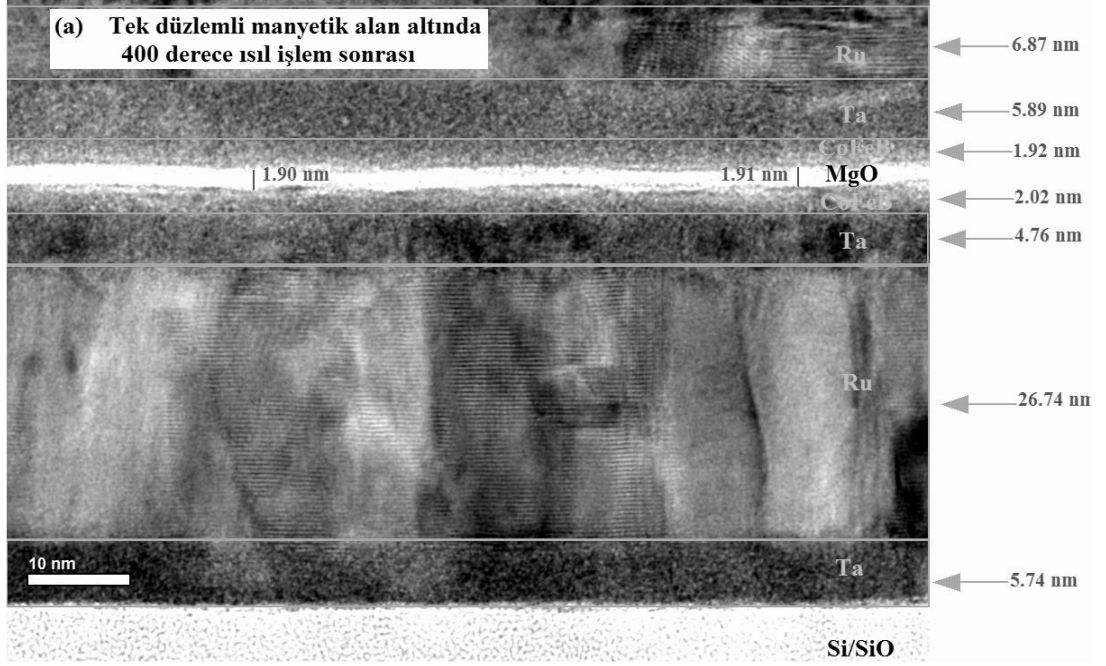
Numune		Isıtılmamış		Isıtılmış											
				150°C		200°C		250°C		300°C		350°C		400°C	
t_{MgO}	Layer	t (nm)	σ (nm)	t (nm)	σ (nm)	t (nm)	σ (nm)	t (nm)	σ (nm)	t (nm)	σ (nm)	t (nm)	σ (nm)	t (nm)	σ (nm)
0.4nm	CoFeB	2.02	0.76	2.27	0.56	1.94	0.46	1.74	0.46	1.92	0.61	1.77	0.85	1.78	0.5
	MgO	0.34	0.44	0.38	0.3	0.39	0.40	0.42	0.40	0.40	0.40	0.40	0.41	0.44	0.4
	CoFeB	2.85	0.46	2.93	0.52	2.47	0.55	2.88	0.60	3.51	0.58	2.86	0.54	2.45	0.53
0.8nm	CoFeB	1.61	0.49	1.78	0.59	1.79	0.57	2.27	0.38	1.85	0.53	1.89	0.65	2.15	0.76
	MgO	0.82	0.49	0.8	0.40	0.76	0.40	0.78	0.40	0.84	0.53	0.74	0.39	0.79	0.52
	CoFeB	1.45	0.59	2.65	0.44	2.57	0.47	2.35	0.40	2.63	0.30	2.65	0.40	2.65	0.39
1.2nm	CoFeB	1.72	0.47	1.99	0.48	1.85	0.48	1.85	0.60	2.00	0.55	1.87	0.57	1.79	0.34
	MgO	1.16	0.51	1.14	0.51	1.09	0.48	1.12	0.45	1.26	0.48	1.31	0.44	1.34	0.33
	CoFeB	2.16	0.5	2.21	0.55	2.33	0.47	2.36	0.49	2.30	0.49	2.52	0.44	2.32	0.35
1.6nm	CoFeB	2.08	0.58	1.92	0.46	2.05	0.49	1.96	0.57	2.00	0.47	2.05	0.45	1.86	0.40
	MgO	1.39	0.64	1.54	0.54	1.47	0.48	1.49	0.46	1.56	0.40	1.57	0.39	1.62	0.35
	CoFeB	2.38	0.56	2.44	0.55	2.29	0.46	2.57	0.50	2.35	0.41	2.18	0.39	2.24	0.40
2.0nm	CoFeB	2.00	0.57	2.03	0.52	1.99	0.58	1.96	0.49	2.02	0.54	1.94	0.56	1.97	0.25
	MgO	2.03	0.59	2.10	0.59	2.16	0.58	2.05	0.48	2.05	0.25	2.01	0.23	2.26	0.37
	CoFeB	2.28	0.64	2.17	0.61	1.91	0.58	2.05	0.47	2.25	0.34	2.03	0.35	4.71	0.33
2.4nm	CoFeB	1.91	0.59	1.93	0.59	2.02	0.57	1.97	0.43	2.06	0.44	1.85	0.48	1.83	0.57
	MgO	2.11	0.55	2.79	0.55	2.71	0.50	2.75	0.31	2.63	0.31	2.51	0.29	2.81	0.30
	CoFeB	2.32	0.55	1.98	0.55	1.88	0.50	1.76	0.44	1.79	0.40	1.92	0.40	1.76	0.40



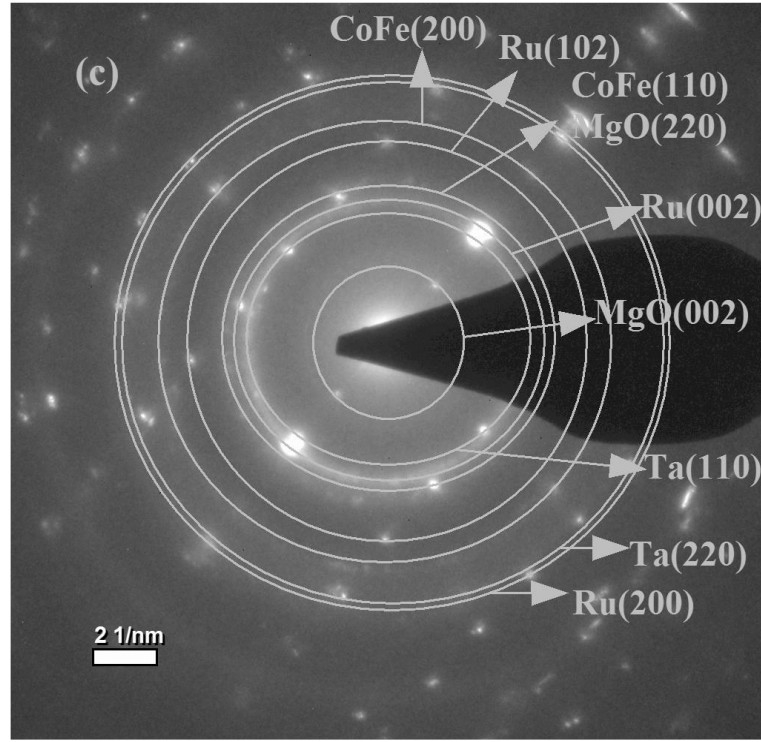
Şekil 3.57. UDA işlemi öncesi numunenin (a) büyük ve (b) küçük büyütme oranlarında HRTEM görüntüleri

Daha öncede belirtildiği üzere, P-SV numunelerinde yüksek aygıt performansının gerçekleşmesi için HMK CoFe(100)/MgO(001)/CoFe(100) kristal

uyumunun sağlanmış olması gerekmektedir. Bu uyumun CoFeB elektrotlu P-SV sistemlerinde sağlanabilmesi için numunenin UDA ısıtılmasına tabi tutulması gerekmektedir. Literatürde belirtildiği üzere CoFeB elektrotun kristallenmeye başladığı sıcaklık 350°C'dir [38-121-125]. Bu nedenle, numuneler 400 °C'de 500 Oe'lik manyetik alan altında UDA ısıtılmasına tabi tutulmuştur. Şekil 3.57'de bu UDA ısıtılmasına tabi tutulan P-SV numunelerinin birisinin HRTEM görüntüsü verilmiştir. Şekil 3.57a'da P-SV sisteminin kesit alan HRTEM görüntüsü verilmiştir. Bu görüntüde MgO katmanı belirgin olup, ara-yüzey pürüzlülükleri açık bir şekilde görülmektedir. Ayrıca Ru(002) sütünsal (columnar) büyüme dokusu açık bir şekilde gözlenmektedir. P-SV numunesini oluşturan her bir katmanın kalınlıkları hesaplandığında, kalınlık değerlerin XRR sonuçları ile uyduğu bulunmuştur. Özellikle, P-SV numunesinde kalınlığın en önemli olduğu MgO katmanında, kalınlık değerinin 2nm ile 2.2nm arasında değiştiği bulunmuştur. Bu kalınlık değeri XRR'de MgO için bulunan $1.92\text{nm} \pm 0.38\text{nm}$ kalınlık değeri ile tamamen uyumludur. Böylelikle XRR'den elde edilen analiz sonuçlarının güvenilirliği de sağlanmıştır. Büyütülmüş HRTEM görüntüsünde (Şekil 3.57b), CoFeB tabakasının kısmen kristallendiği gözlenmektedir. Kristallenmiş bölgenin sadece belirli bir kısmı, anlık olarak neredeyse tamamen belli bir yönelime sahiptir; bu nedenle CoFeB üzerine büyüyen MgO kısmı kristallenmiş olarak gözlenmektedir. P-SV sistemini oluşturan her bir katmanın belli bölgelerinden Şekil 3.57b'de (kare içerisine alınan bölgeler), Gatan DIGITALMICROGRAPH programı kullanılarak, yapılan Fourier dönüşüm (Fast Fourier Transform: FFT) analizleri yapılmıştır. Bu analizlerden, her bir katman için düzlemler arası mesafeler hesaplanmıştır. FFT analizlerinden hesaplanan düzlemler arası mesafeler, seçili bölge elektron kırınım deseni görüntüsünde (Selected Area Electron Diffraction: SAED) (Şekil 3.57c'de uyuşan noktalarla bulunarak, her bir katman için kristal düzlemleri bulunmuştur. SAED sonucuna göre, SiO₂ katmanı üzerine büyütülen Ta katmanı amorf bir yapıya sahiptir. Amorf Ta üzerinde Ru katmanı, sütünsal (columnar) biçimde hegzagonal (002) yönünde büyüdüğü ve ısıtılma işleminden sonra sütünsal (columnar) yapının daha belirgin olduğu bulunmuştur. Aynı tür <002> sütünsal büyüme dokusu, koruma tabakasındaki amorf Ta üzerindeki Ru katmanında da gözlenmiştir.



Şekil 3.58. Tek düzlemlı manyetik alan altında ısıl işlem sonrası P-SV numunesinin (a) büyük, (b) küçük büyütme oranlarında HRTEM görüntüsü ve (c) numune üzerinden alınan elektron kırınım indeksi SAED görüntüsü. Şekil (b) içerisinde bulunan her bir katman için seçili kare alanlardan yapılan FFT analizi sonuçları şekil(b)'nin yan tarafında verilmiştir.



Şekil 3.57. **(Devam)** Tek düzlemlı manyetik alan altında ısıtıl işlem sonrası P-SV numunesinin (a) büyük, (b) küçük büyütme oranlarında HRTEM görüntüsü ve (c) numune üzerinden alınan elektron kırınım indeksi SAED görüntüsü. Şekil (b) içerisinde bulunan her bir katman için seçili kare alanlardan yapılan FFT analizi sonuçları şekil(b)'nin yan tarafında verilmiştir.

Ru(002) üzerindeki Ta katmanın, Ru katmanındaki sütünsal büyümeyi kısmen takip ettiğı ve HMK yapıda (110) kristal yapıya sahip olduğı bulunmuştur. Isıtma işleminden sonra Ta(110) üzerindeki 1. Elektrot tabakasının HMK (100) kristal yönelime sahip olduğı, (100) yönelimini tek kristal CoFeB/MgO eşleşmesinde de takip edildiğı gözlenmiştir. Böylelikle HMK CoFe/MgO (100) uyum şartının P-SV numunesinde sağlandığı bulunmuştur. Sonuç olarak, teorik olarak MgO bariyerinin filtreme özelliğini gösterebilmesi için ve sonucunda yüksek TMR için ön koşul olan aktif tabakaların HMK(100) yapısal uyumunun bu tez kapsamında üretilen P-SV numune için de sağlanmış olduğı gözlenmektedir.

P-SV numunesinin yapısal karakterizasyonları sonucunda, tez kapsamında üretilen P-SV numunesinin aktif tabakalarında düşük ara-yüzeye sahip olduğı ve her iki elektrotun ara-yüzeyinin neredeyse simetrik bir yapıya sahip olduğı, yüksek TMR için gerekli olan kristal yapı ve elektrotlar arası uyumun sağlandığı sonucuna varılmıştır.

3.3.2 P-SV Sisteminin manyetik özellikleri

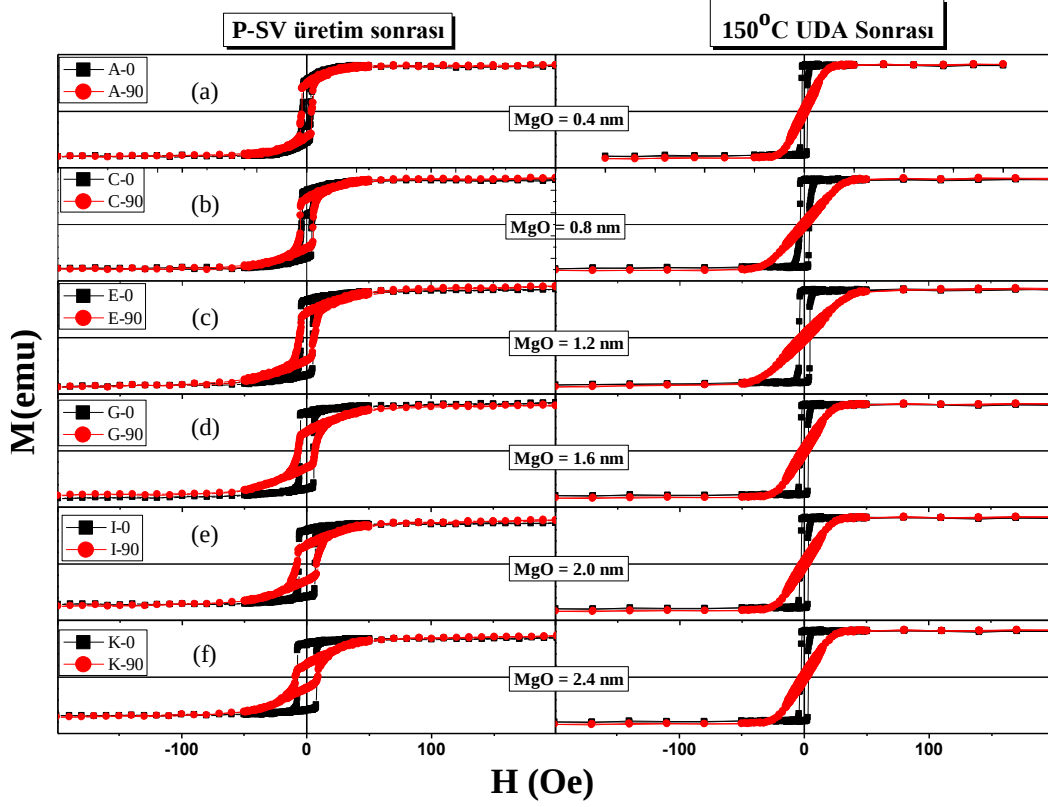
P-SV numuneleri, SV sistemlerinden farklı olarak, AFM sıkıştırıcı tabakası tarafından sıkıştırılmış bir katmanı olmadığı için, ferromagnetlerin kalınlık farkı ve üretim şartlarından dolayı oluşan H_c farkını kullanmaktadır. Bu nedenle tezin bu aşamasında, Anadolu Üniversitesi ince film laboratuvarında bulunan VSM cihazında farklı bariyer kalınlıklarına sahip P-SV numunelerinin ısıtma işlemi görmeden önceki ve her bir ısıtma işlem sıcaklığına göre manyetik özellikleri incelenmiştir.

3.3.2.1 Farklı bariyer tabakası kalınlığına sahip P-SV numunelerinin değişen tavlama sıcaklıklarındaki manyetik davranışları

P-SV numunelerinde bariyer kalınlığının, P-SV sisteminin manyetik özelliklerine etkisinin incelenmesi için farklı bariyer kalınlıklarında (MgO=0.4, 0.8, 1.2, 1.6, 2.0, 2.4 nm) numuneler üretilmiştir. Her bir numune üretim sonrasında, farklı sıcaklıklarda UDA tavlama işlemlerinden geçirilmiştir. Tavlama sıcaklıkları (150, 200, 250, 300, 350, 400°C) olup, her bir tavlama sıcaklığından sonra numunelerin manyetik özelliklerinin değişimi incelenmiştir. Şekil 3.58’de bu numunelerin manyetik tavlama sonrasında, üretim esnasında uygulanan manyetik alan yönünde (şekiller içerisinde 0 ile belirtilen) ve ona dik şekilde uygulanan (şekiller içerisinde 90 ile belirtilen) manyetik alan ile elde edilen histerize eğrileri, yani, numunelerin tavlandıktan sonra manyetik anizotropi gösterdiğini belirten sonuçlar verilmiştir. Manyetik ölçüm ve analizler, numunenin kolay eksen yönünde (uygulamada önemli olan yön) yapılmıştır.

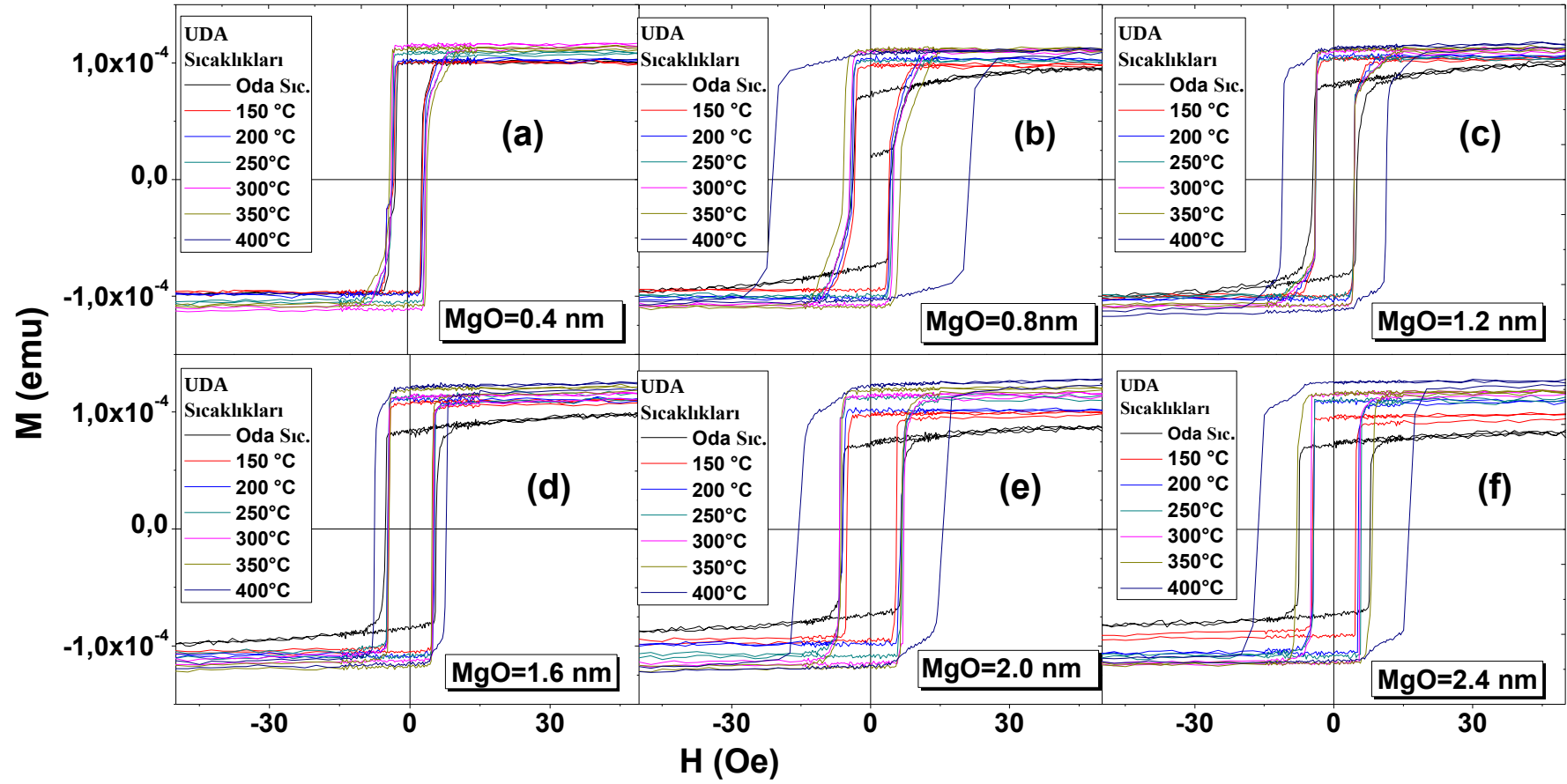
Şekil 3.58’de görüldüğü gibi MgO kalınlığı numunenin UDA ısıtma işlemi tabi tutulmadan önce numunede oluşan kolay eksen ve zor eksen yönelimlerinde önemli bir rol oynamaktadır. MgO tabaka kalınlığı 1.6nm’e kadar, numunelerin ısıtma işlemi görmeden önce kolay ve zor eksen yönleri belirgin bir biçimde ayrılmıyor. Fakat MgO kalınlığı arttıkça kolay ve zor eksen yönelimleri belirginleşmeye başlıyor. Tek yönlü bir manyetik alan altında numuneler ısıtma işlemi tabi tutulduklarında, her numunenin ısıtma işlem etkisiyle kolay eksen ve zor eksen yönleri bulunmuştur. Bu

sonuçlar, P-SV numunelerin tek yönlü manyetik alan etkisiyle belirli bir yönde manyetik olarak indüklendiği bulunmuştur.



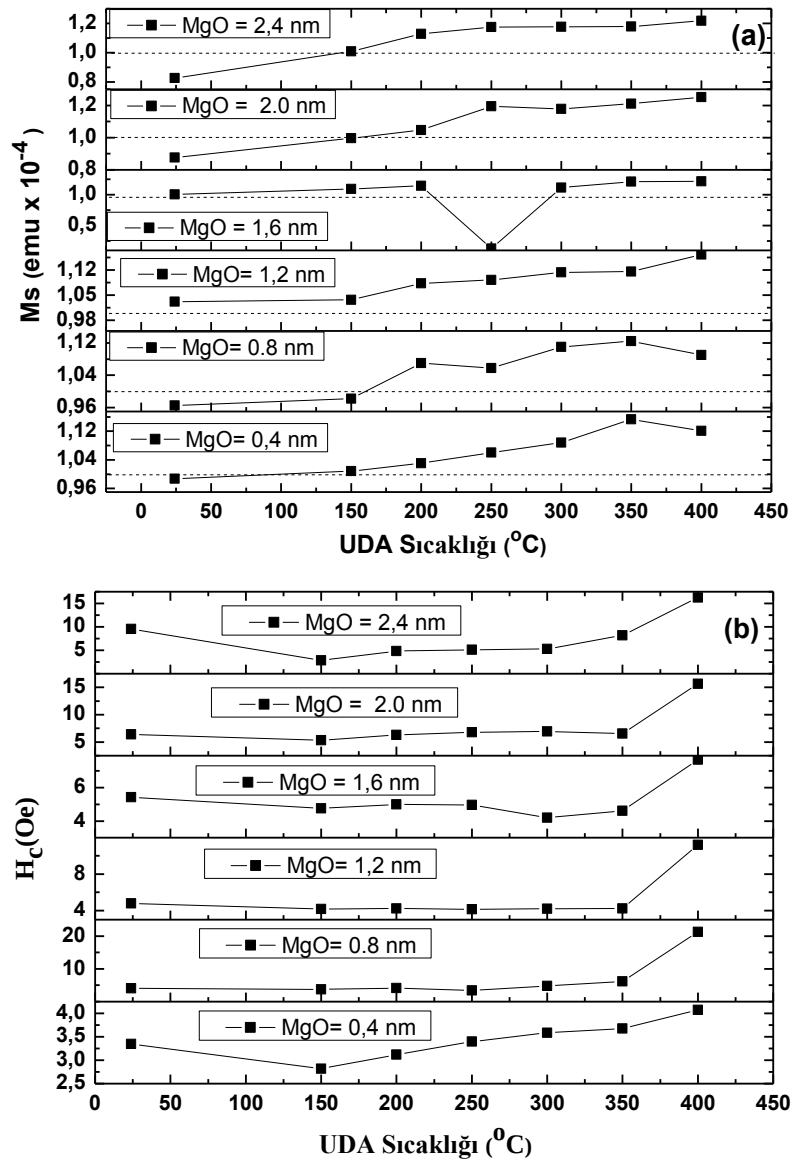
şekil 3.59. Üretim esnasında uygulanan manyetik alan yönüne paralel (0) ve dik (90) olarak uygulanan manyetik alan ile ölçülen histerize ğrileri: sol tarafta olanlar UDA işlemi öncesi, sağ tarafta olanlar ise 150 C UDA işlemi sonrası alınan ğrilerdir.

Her bir kalınlık ve tavlama sıcaklığından sonra alınan manyetik ğriler şekil 3.59'da verilmiştir. Manyetik analizler, numunenin kolay eksen yönünde (uygulamada önemli olan yn) yapılmıştır. şekil 3.59'da görüldüğü gibi bütün bariyer kalınlıklarında manyetik ğriler ferromanyetik karakteristik göstermiş, belli bir alandan sonra doyuma ulaşmıştır. Bu doyum noktası her kalınlık ve sıcaklık için farklılıklar göstermektedir (şekil 3.59a). Bu sonuçlara göre, her bir MgO kalınlığı için numuneler, 150C tavlama sıcaklığından sonra tavlama



Şekil 3.60. Farklı bariyer kalınlıklarına sahip P-SV numunelerinin farklı tavlama sıcaklıklarından sonra elde edilen M-H eğrileri

sıcaklığı arttıkça doyum monetizasyonun M_s 'de artış gösterdiği bulunmuştur. Bu sonuç birçok ferromanyetik malzemede görülen tavlama sıcaklığı sonrası tabakalar arasında difüzyondan dolayı doyum manyetizasyonu azalır sonucuna karşıt bir sonuçtur. P-SV numunelerinde, M_s değerinin tavlama sıcaklığı ile artması CoFeB içerisinde bulunan Bor (B) difüzyonu ile ilişkilendirilebilir. Bor atomlarının boyutları P-SV tabakalarında bulunan diğer atomlardan (Co, Fe, Ru ve Ta) çok daha küçük olduğu için, B difüzyonu diğer atomların difüzyonundan daha kolay ve daha hızlı bir şekilde gerçekleşebilir [128].



Şekil 3.61. Farklı bariyer kalınlıklarına sahip P-SV numunelerinin (a) doyum manyetizasyonu (b) zorlayıcı alan değerlerinin tavlama sıcaklıklarına göre değişimi

Teorik hesaplamalar ve deneysel sonuçlar, CoFeB/MgO yapısında, tavlama işleminden sonra B atomunun CoFeB'den MgO içerisine difüze olduğu ve CoFeB-MgO ara yüzeyinde Bor-oksit yapısının oluştuğu bulunmuştur [129-131]. Oluşan bu Bor-oksit tabakası film yapısındaki paramanyetik fazın artmasına neden olmaktadır. Bu nedenle, film içerisinde bulunan ferromanyetik kristalitlerin doyumu tavlansadan önceki hallerine göre daha zor gerçekleşir ve daha fazla manyetik alana ihtiyaç duyulur.

Şekil 3.60a'da ayrıca, M_s değerinin sadece sıcaklığa bağlı olmadığı bunun yanı sıra MgO film tabakasına da bağlı olduğu bulunmuştur. M_s değerinin MgO tabaka kalınlığına bağımlılığı, her bir sıcaklık için Şekil 3.60a da verilmiştir. M_s deki bu değişim CoFeB/MgO arayüzeyindeki B difüzyonuna atfedilmiştir. MgO tabakası B atomları için bataklık (sink) tabakasıdır [129-131]; MgO kalınlığı arttıkça daha fazla B atomunun MgO içerisine difüzyonu gerçekleşir ve CoFeB içerisindeki B'nin azalmasına neden olur. Şekil 3.60b'de farklı bariyer kalınlıklarına sahip P-SV numunelerinin zorlayıcı alan değerlerinin tavlama sıcaklıklarına göre değişimi gösterilmiştir. H_c , malzemenin yapısı ile doğrudan ilişkilidir. Buna göre her bir numunenin H_c değerinin 350°C den sonra arttığı gözlenmiştir. Bu artış, CoFeB kristallenme sıcaklığı ile doğrudan orantılıdır. Bilindiği gibi CoFeB malzemesinde 320°C tavlama sıcaklığından sonra kristallenme süreci başlamaktadır. Üretilen P-SV numunelerinin her birinde H_c değerinin 350 °C tavlama sıcaklığından sonra ani bir artış gösterdiği bulunmuştur [55]. Bunun yanı sıra farklı MgO kalınlıklarında (H_c) değeri de farklılıklar göstermektedir. Bunun nedeni, MgO kalınlığı arttıkça CoFeB'nin kristallenme sıcaklığının düşmesidir, bu da kristallenme ile doğrudan orantılı olan H_c değerini etkilemektedir [55, 131].

3.3.3 P-SV sisteminin mikrofabrikasyon adımları

P-SV sisteminin mikrofabrikasyon süreci UNAM temiz-alan altyapısı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu tez kapsamında üretilen P-SV sistemlerinde kullanılan mikrofabrikasyon sürecinin adımları ilk kez tasarlanarak mikrofabrikasyon sürecine geçilmiştir. Bu adımlarda kullanılan metotlar, parametreler ve karşılaşılan sorun ve çözümlerin ayrıntıları Ek-1'de anlatılmıştır.

P-SV sisteminin mikrofabrikasyon sürecinde izlenen adımlar:

- i. Solid Work programı ile nano eklemlerin çizimi ve adımların belirlenmesi.
- ii. L-Edit Programı ile maskelerin çizimi ve maske dağılımlarının belirlenmesi
- iii. Maskelerin yazılması
- iv. İlk elektrotun (kelebek yapıların) tanımlanması
- v. Kare yapının tanımlanması
- vi. Pasivasyon tabakasının kaplanması ve dağlanma süreci
- vii. Altın kontakların kaplanması ve aşındırma süreci

Aşağıda bu adımlar kısaca anlatılmıştır.

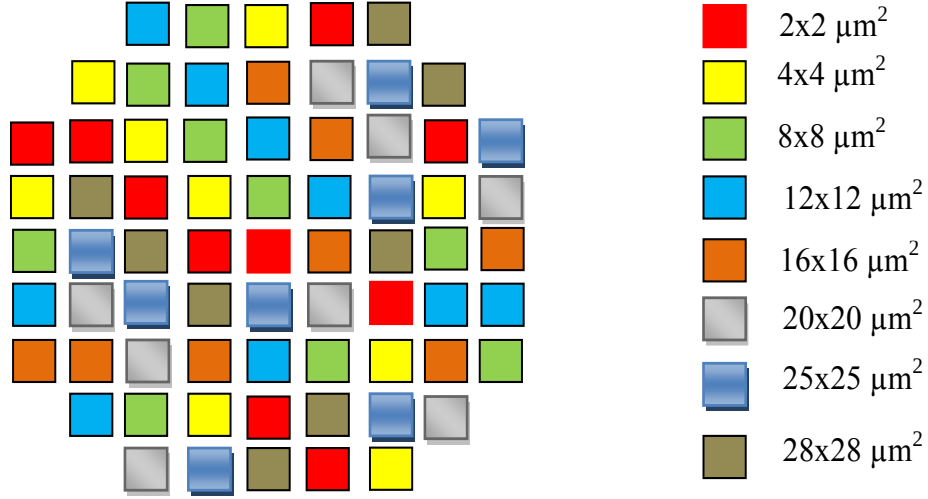
I. Solid work programı ile mikro eklemlerin (junction) çizimi ve adımların belirlenmesi

P-SV sisteminin manyeto-direnç, I-V eğrisi ve diğer elektriksel karakterizasyonlarının ölçülebilmesi amacıyla eklem yapısının oluşturulması gerekmektedir. Bu eklem yapısının ortaya çıkarılması ve yapılabilirliğinin tespiti için öncelikle Solid Work çizim programı ile eklem yapıları çizilerek tasarımları tamamlandı. Çizimler ile her bir eklem yapısında izlenecek litografi adımlar belirlenmiş ve bu adımlarda, üretim ve süreç seçimleri belirlenerek, izlenecek litografi adımları optimize edilmiştir. Solid-Work programı ile yapılan çizimler mikrofabrikasyon sürecinin ilgili adımlarında gösterilmiştir.

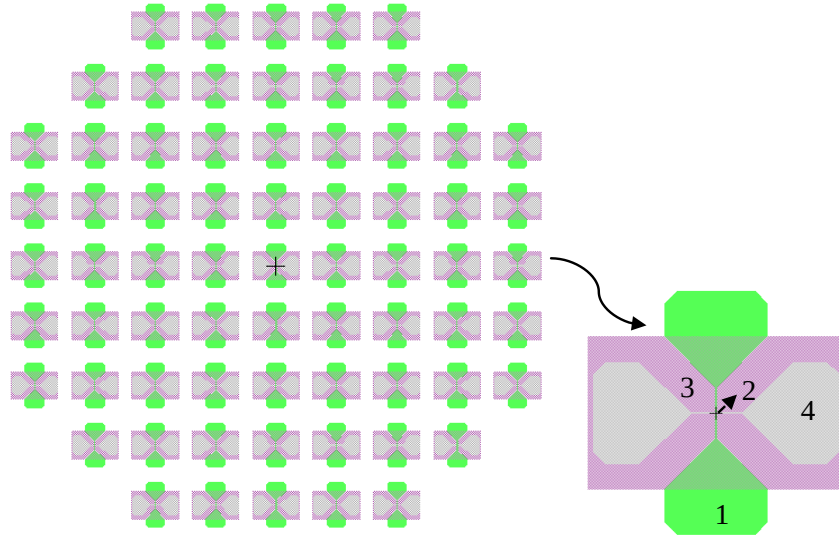
II. L-Edit programı ile maskelerin çizimi ve maske dağılımlarının belirlenmesi

P-SV sistemlerinde mikro eklemleri yapabilmek için litografi maskelerine ihtiyaç vardır. Litografi maskelerinin çizimleri L-Edit programı ile gerçekleştirilmiştir. Maske çizimlerinde için kenar etkileri dikkate alınarak 76,2 mm çapa sahip alttaşıta 73 mm çapa sahip alan için planlama yapıldı. Farklı direnç- alan bölgelerine sahip mikro yapıların, alttaş üzerine büyütülen numunenin her bir

bölgesinde olması ve hizalama çizgilerinin de konulabilmesi için maskelerin dağıtımı 63 mm'lik çapa sahip alanda gerçekleştirildi.



Şekil 3.62. Litografi ile şekillendirilecek farklı direnç alan bölgesine sahip P-SV eklemlerin 63mm'lik çapa sahip alttaş üzerinde dağılımı



Şekil 3.63. L-Edit Programı ile çizilen litografi maskeleri. Birinci Litografi maskesi ((1) kelebek maskesi), ikinci litografi maskesi ((2) kare maske), üçüncü litografi maskesi ((3) pasivasyon tabakası), dördüncü litografi maskesi ((4) kontak petler)

Maske üzerinde her eklem elementinin dağıtımı Şekil 3.61'da gösterilmiştir. Şekil 3.62'de bu tez kapsamında mikro fabrikasyonu yapılacak numunelerin her bir süreç

adımı için L-Edit programı kullanılarak çizilen maskelerin tasarımları gösterilmektedir. Her bir maske için ayrıntılı tasarım ve resimler Ek-1A'da verilmiştir.

III. Maskelerin yazılması

Maskeler Cr kaplı cam üzerindeki Cr tabakasının lazer ile şekillendirilerek istenmeyen bölgelerdeki Cr kaplamasının kaldırılması ile oluşturulmaktadır. PSV'ler için kullanılan maskeler UNAM laboratuvarında bulunan Lazer Mask Writer DWL66FS cihazı ile hazırlanmıştır. Bu tez kapsamında, MTJ yapısının litografi sürecinde hizalama maskesi ile birlikte 5 adet maske yazıldı. Yazılan maskelerin resimleri Ek-1A'da gösterilmiştir.

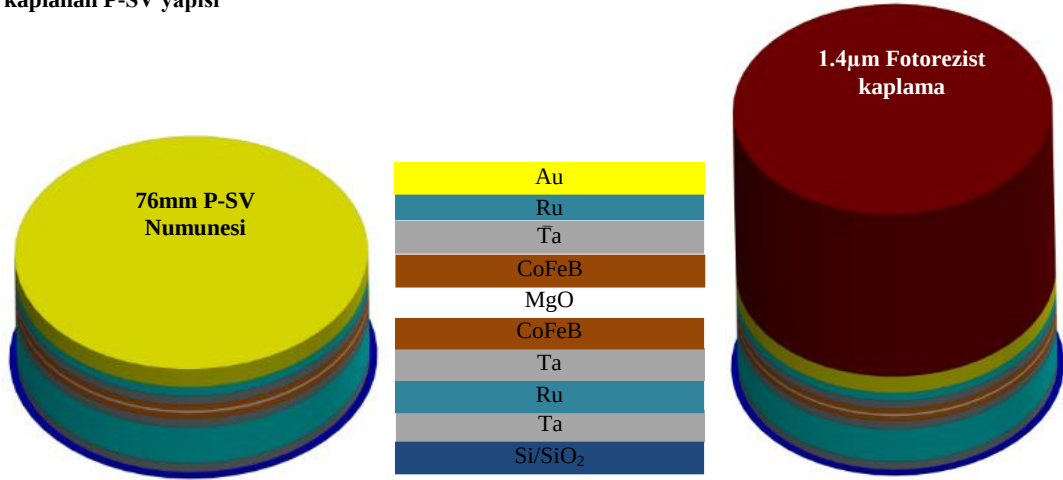
IV. İlk elektrotun (kelebek yapıların) tanımlanması

UNAM içerisine UHV'li desikatör içerisinde getirilen PSV yapıları, temiz oda içerisine alındığında öncelikle sırasıyla aseton, propanol, saf su ile temizlenip azot ile kurutularak litografi işlemine hazır hale getirilmiştir. P-SV numunesi (Şekil 3.63a-I), spin kaplama yöntemi ile AZ5214 fotorezist kaplandı (Şekil 3.63a-II). Fotorezist ile kaplandıktan sonra 110 °C'de 40 saniye yumuşak tavlama (soft-bake) işlemine tabi tutulmuştur. Fotorezist kaplı numune UV ışınına maruz bırakılmak üzere UV-EVG-620 model cihazına kelebek yapı maskesi ile hizalanarak cihaza yerleştirildi (Şekil 3.63b-I). UV ışına maruz kalan fotorezist bölgeler, “developer” adlı fotorezist çözücü sıvı ile kaldırıldı (Şekil 3.63a-II). Fotorezist çözülme işleminden sonra ICP-STS cihazı kullanılarak Ar-iyon aşındırma (Ar-On milling) işlemi yapıldı. Aşındırma sonrasında fotorezist kaplı yapılar kaldı, fotorezist kaplı olmayan bölgeler aşındırma işlemi ile kaldırılmıştır (Şekil 3.63a-III). Şekil 3.64a'da numunenin kelebek yapının tanımlanması sonucunda P-SV numunesinin üstten fotoğraf görüntüsü ve optik mikroskop ile çekilmiş, bir kıymık üzerinden mikroskop görüntüsü verilmektedir (Şekil 3.64b).

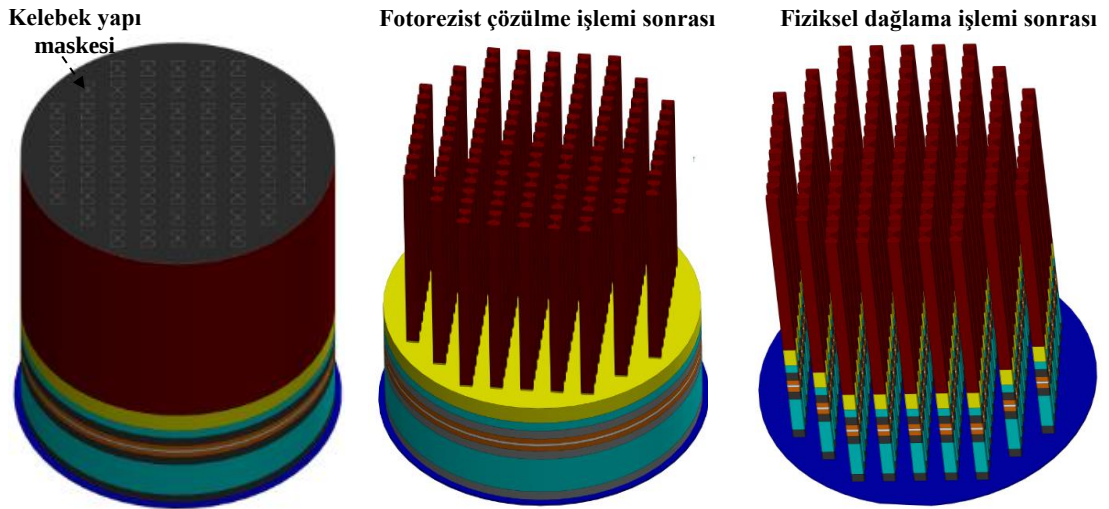
(a) P-SV Numunesine fotorezist kaplanması

I-UNAM'a getirilen 76.2mm'lik alttaş üzerine kaplanan P-SV yapısı

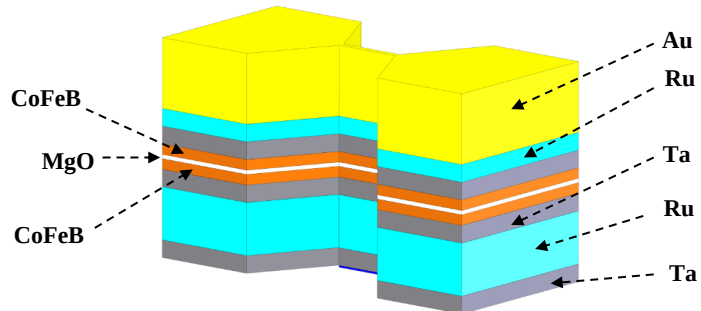
II-P-SV numunesine fotorezist kaplanması



(b) Kelebek maske, fotorezist çözücü (developer) işlemi ve fiziksel dağlama işlemi

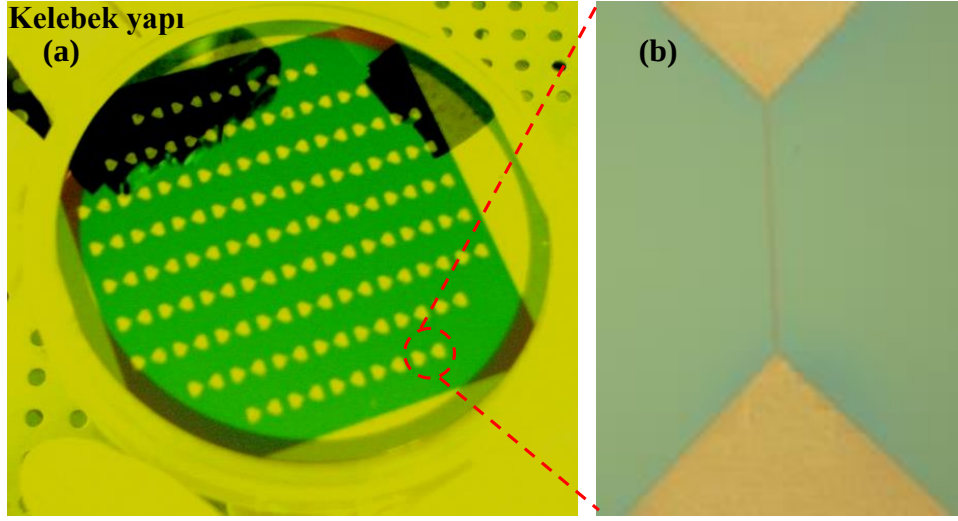


(c) Kıymık üzerinden kelebek yapının gösterimi



Şekil 3.64. Birinci mikrofabrikasyon süreci, kelebek yapının tanımlanması için (a) P-SV numunesinin 76.2mm'lik alttaş üzerinde şematik gösterimi ve fotorezist kaplama

süreci, (b) UV ışınına maruz bırakılma, fotorezistin çözünmesi ve aşındırma işlemi, (c) tek kıymık üzerinden kelebek yapının tanımlanması süreci



Şekil 3.65. Kelebek yapının tanımlanma işlemi sonucunda 72mm'lik alttaş üzerinde kelebek yapının (a) fotoğraf görüntüsü ve bir kelebek yapı üzerinden b) optik mikroskop görüntüsü.

V. Kare yapının tanımlanması

Kelebek yapının tanımlanmasından sonra ikinci mikrofabrikasyon sürecine geçilmiştir. İkinci mikrofabrikasyon süreci kelebek yapı ortasında kare yapı kalacak şekilde alt elektrotun hemen altındaki Ta tabakasına kadar P-SV numunesinin dağılması sürecinden oluşmaktadır.

Öncelikle, kelebek yapı tanımlanması esnasında kalan fotorezist, çok kısa süreliğine (1 dakika) Nano-Plas cihazında O_2 plazmaya maruz bırakılmış, ardından sırasıyla aseton, propanol ve su banyosundan geçirilerek yapı üzerindeki fotorezist kaldırılmıştır (Şekil 3.65a-I). AZ5214 fotorezist kaplanan numune, UV ışınına maruz bırakılmak üzere UV-EVG-620 model cihazına kare yapı maskesi ile hizalanarak cihaza yerleştirildi (Şekil 3.65a-II). UV ışına maruz kalan fotorezist bölgeler, “developer” adlı fotorezist çözücü sıvı ile kaldırıldı ((Şekil 3.65a-II). Fotorezist çözülme işleminden sonra ICP-STS cihazı kullanılarak Ar-iyon aşındırma işlemi yapıldı. Aşındırma sonrasında fotorezist kaplı yapılar kaldı, fotorezist kaplı olmayan bölgeler aşındırma işlemi ile kaldırılmıştır ((Şekil 3.65a-

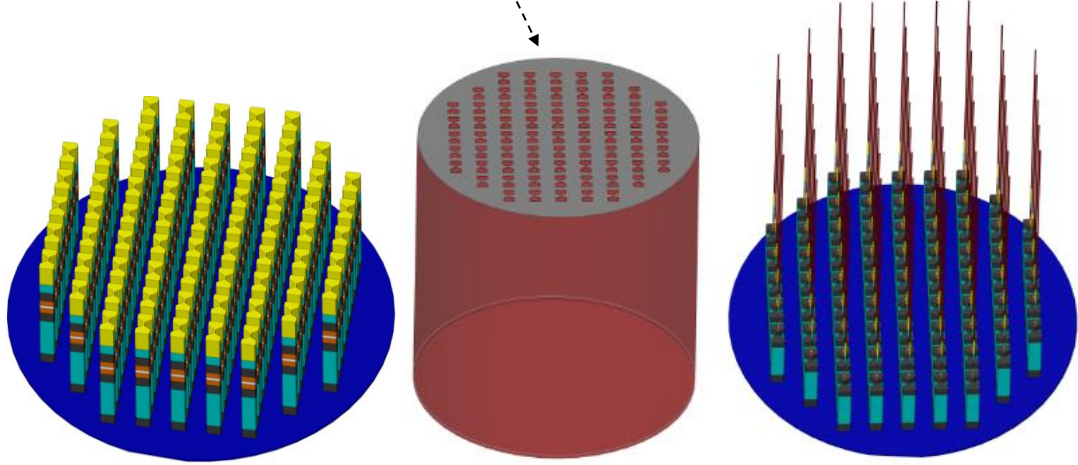
III). Şekil 3.66’da kare yapının ortaya çıkarılmasından sonra, tek kıymık üzerinden alınan optik mikroskop görüntüleri verilmiştir.

(a) Fotorezistin kaldırılması, kelebek maske, fotorezist çözücü ve fiziksel dağlama işlemi

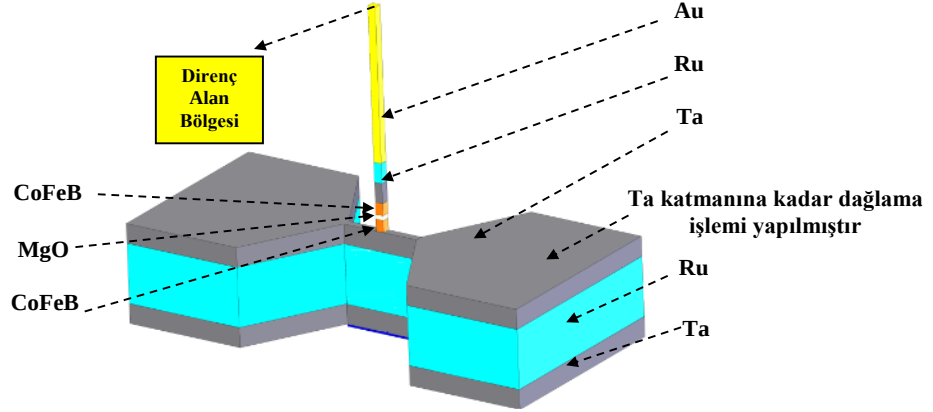
I-Kelebek yapıdan kalan fotorezistin kaldırılması

II-Fotorezist kaplama ve kare yapı maskesinin yerleştirilmesi

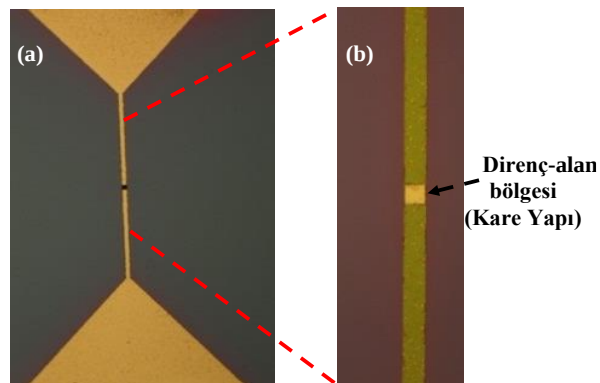
III-Fotorezist çözülme işlemi ve Fiziksel dağlama işlemi sonrası



(b) Kıymık üzerinden kare yapının gösterimi



Şekil 3.66. İkinci mikrofabrikasyon süreci, kare yapının tanımlanması için (a) fotorezist kaplama ve aşındırma işlemi yapılmıştır. (b) tek kıymık üzerinden kare-yapının tanımlanması süreci.

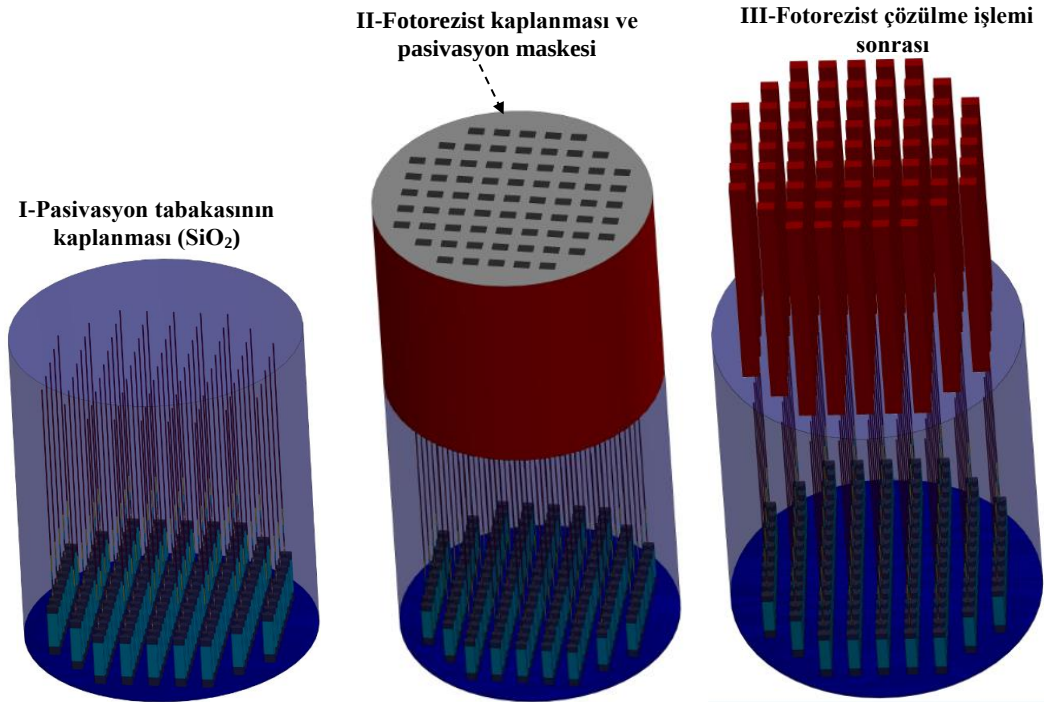


Şekil 3.67. Kare yapının ortaya çıkarılmasından sonra (a) optik mikroskop ile (b) kare yapının üzerindeki rezistin kaldırılması ile optik mikroskopta yakınlaştırılmış görüntüsü

VI. Pasivasyon katmanının kaplanması ve dağlanma süreci

Kare yapının ortaya çıkarılmasından sonra alt ve üst elektrotlar arasında herhangi bir kontak oluşmaması ve MTJ yapısının kısa devre yapmasını engellemek amacıyla kare yapının tamamen yalıtkan olan SiO_2 tabakası ile kaplanması işlemine geçilmiştir. SiO_2 tabakanın kaplanması sürecine pasivasyon tabakası kaplama süreci denilmektedir. Pasivasyon tabakasının kaplanması süreci iki aşamadan oluşmaktadır. Birinci aşamada bütün PSV yapısı, SiO_2 ile 90 nm kaplanmaktadır (Şekil 3.67-I). 90nm kaplanmasının nedeni PSV yapısının toplam kalınlığı 55 nm ile 65 nm arasında değişıyor olması ve bütün numunenin SiO_2 kaplanmasını garanti edebilmektir. İkinci aşamada kare yapının etrafını saran alanın dışındaki SiO_2 tabakası PSV'nin alt elektrotun altında bulunan Ta yapısının altına kadar dağlanmaktadır.

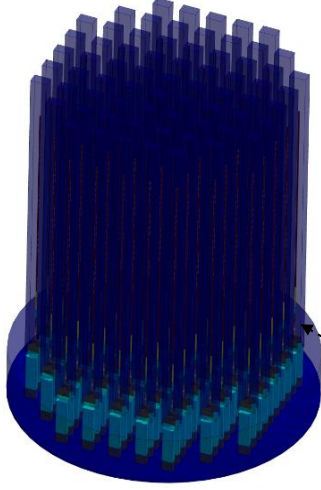
(a) Pasivasyon katmanının kaplanması, fotorezist kaplanması ve maskenin konulması, fotorezistin çözülmesi,



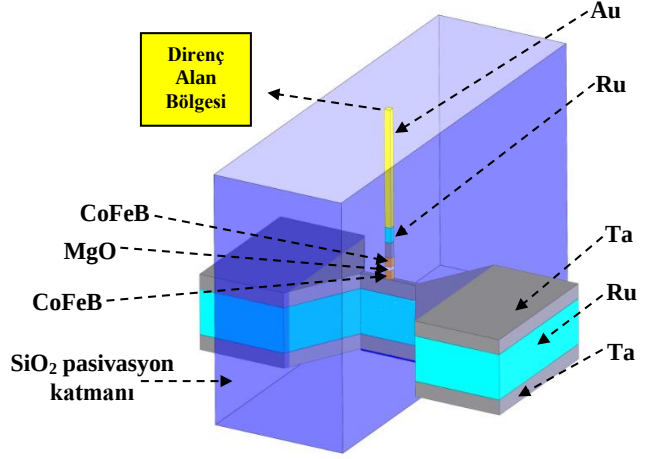
Şekil 3.68. Üçüncü mikrofabrikasyon süreci, pasivasyon katmanının kaplanması için (a) SiO_2 kaplama, fotorezist kaplama ve aşındırma işlemi yapılmıştır. (b)76.2mm'lik ve tek kıymık üzerinden pasivasyon katmanının kaplanması ve aşındırma işlemi sonrası görünümleri

(b) Pasivasyon katmanının aşındırma işlemi sonrası 72mm'lik alttaş ve tek bir kıymık için numunenin şematik görünümü

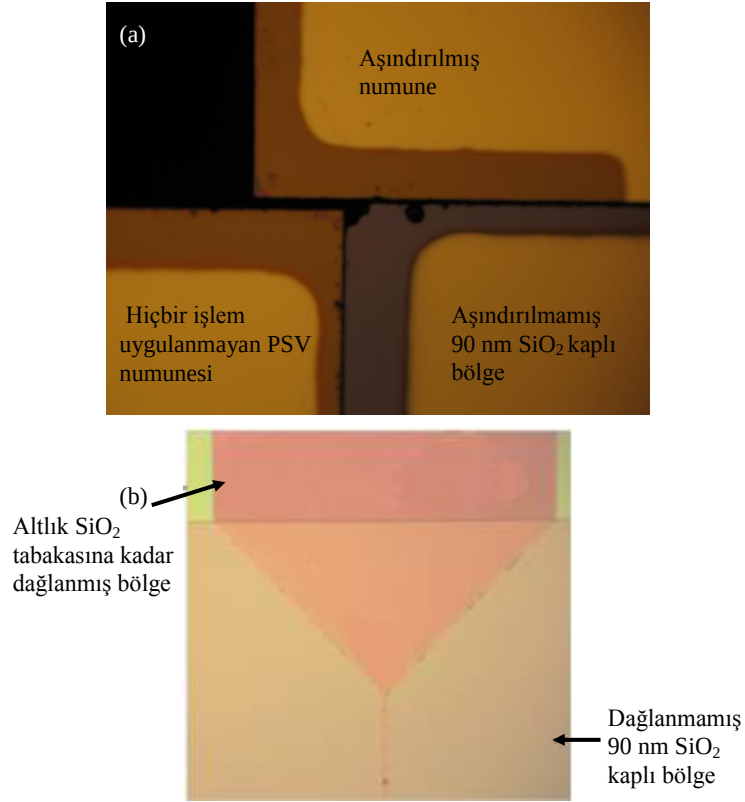
I-Pasivasyon katmanının aşındırma işlemi sonrası



II-Kıymık üzerinden kare yapının gösterimi



Şekil 3. 67. **(Devam)** Üçüncü mikrofabrikasyon süreci, pasivasyon katmanının kaplanması için (a)SiO₂ kaplama, fotorezist kaplama ve aşındırma işlemi yapılmıştır. (b)76.2mm'lik ve tek kıymık üzerinden pasivasyon katmanının kaplanması ve aşındırma işlemi sonrası görünümü

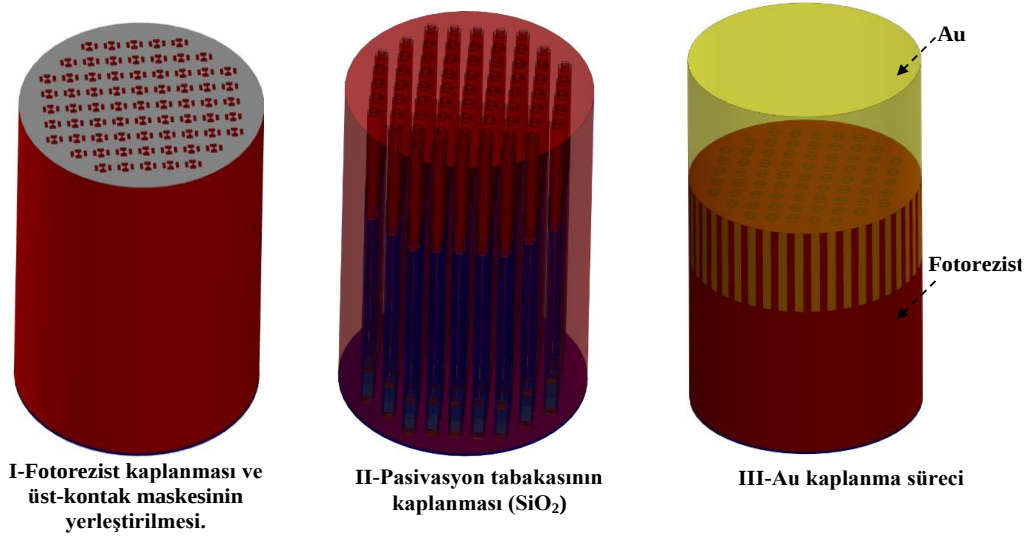


Şekil 3.69. Pasivasyon katmanının aşındırma sonucu optik mikroskop görüntüsü

VII. Altın kontakların kaplanması ve aşındırma süreci

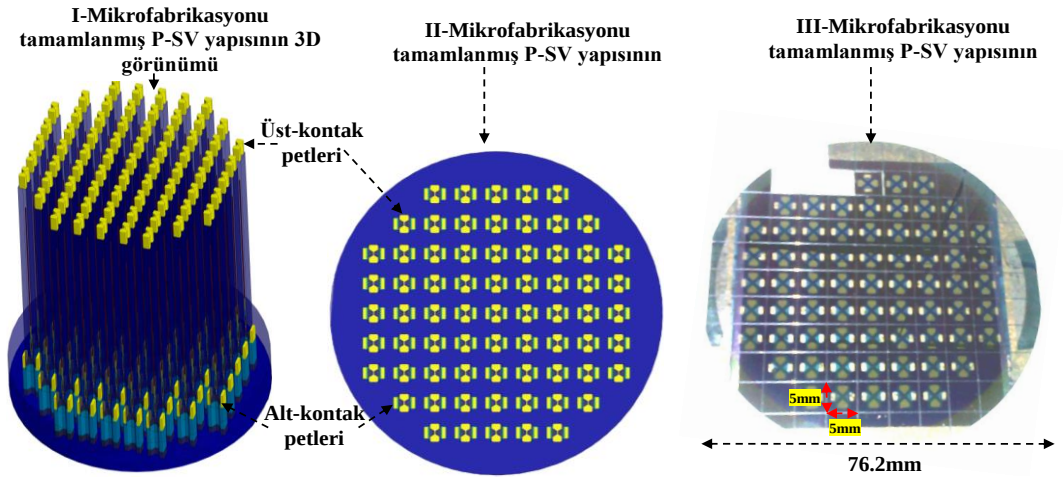
Dördüncü mikrofabrikasyon süreci iki aşamalı bir süreçten oluşmaktadır. Birinci aşamada bütün P-SV yapısı fotorezist ile kaplandı ve UV ışınına maruz bırakılmak üzere UV-EVG-620 model cihazına üst yapı maskesi ile hizalanarak cihaza yerleştirildi (Şekil 3.69a-I). Kontak alınabilmesi için sadece Au ile kaplanması istenilen bölgeler üst kelebek yapı (üst elektrot) ve alt dikdörtgen yapı (alt elektrot) açık kalacak şekilde litografisi yapıldı(Şekil 3.69a-II). Litografisi yapılan numune, MIDAS-VAKSİS Thermal Evaporation cihazında numune 10 nm Cr ve 90 nm Au ile kaplanmıştır (Şekil 3.69a-III). Burada, Cr ile kaplanmasının nedeni, Au malzemesinin Cr üzerine iyi tutunma özelliğine sahip olmasındandır. İkinci aşamada kaldırma (lift-off) sürecinden oluşmaktadır. Kaplanan numune 1 gün süre ile aseton içerisinde bekletilmektedir. Aseton ile birlikte fotorezist çözünerek ortadan kalkmaktadır ve sadece üst elektrot ile alt elektrot üzerinde Au kaplaması kaplı kalmaktadır(Şekil-3.69b-I).

(a) Üst-kontak metallere kaplanma süreci: Fotorezist kaplama, fotorezistin çözündürülmesi, Au kaplama ve rezistin kaldırılması (Lift-off) süreçleri.



Şekil 3.70. Dördüncü mikrofabrikasyon süreci, altın kontaktlarının kaplanması için (a) fotorezist kaplama, fotorezist çözündürme ve Au kaplama işlemi, (b) Au kaldırma işlemi sonrasında 76,2mm'lik alttaş üzerinde numunelerin 3 boyutlu, üstten görünüşleri ile gerçek fotoğraf görüntüsü

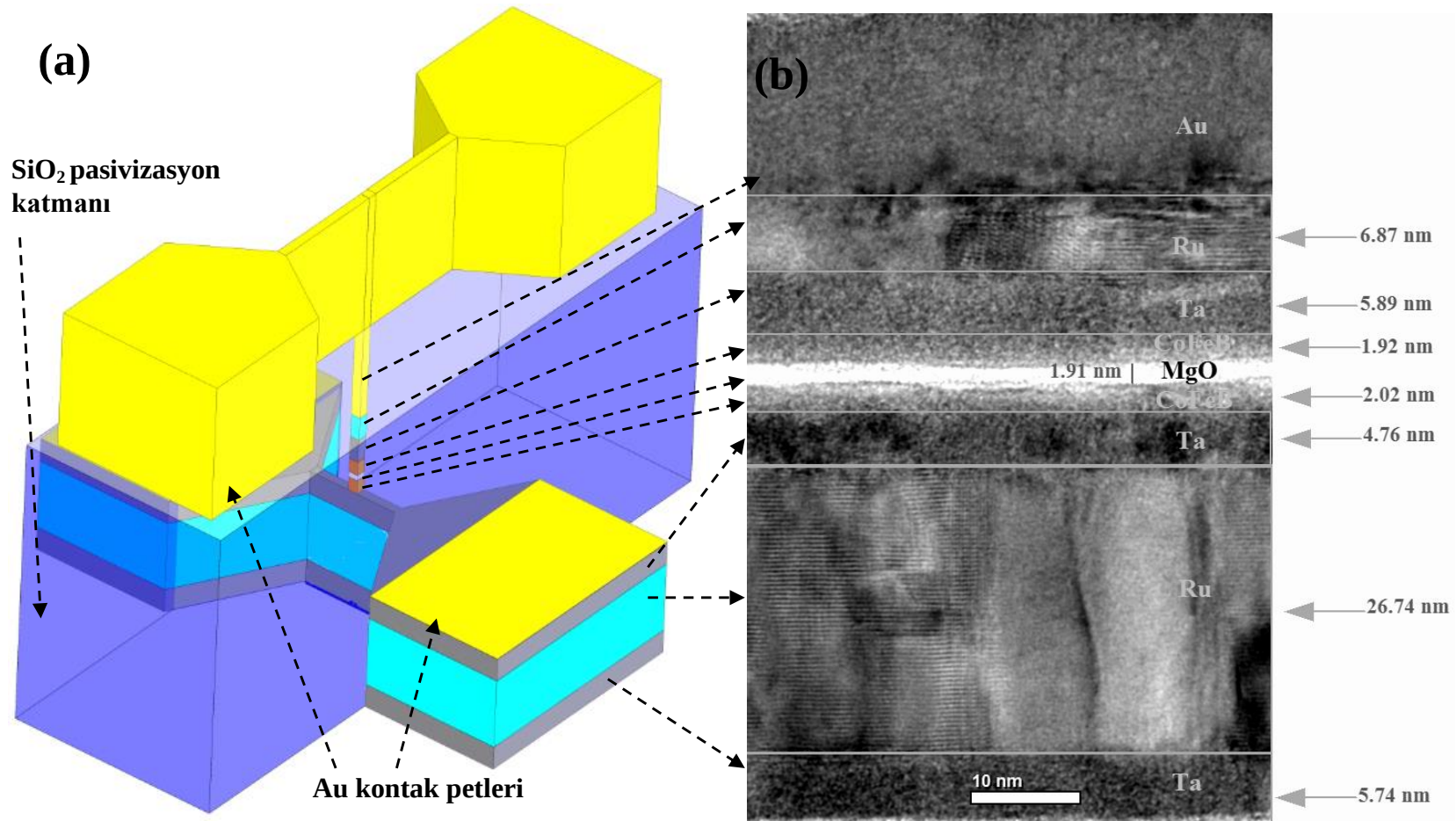
(b) Mikrofabrikasyonu tamamlanmış P-SV numunelerinde solid work çizimi ve fotoğraf görüntüleri



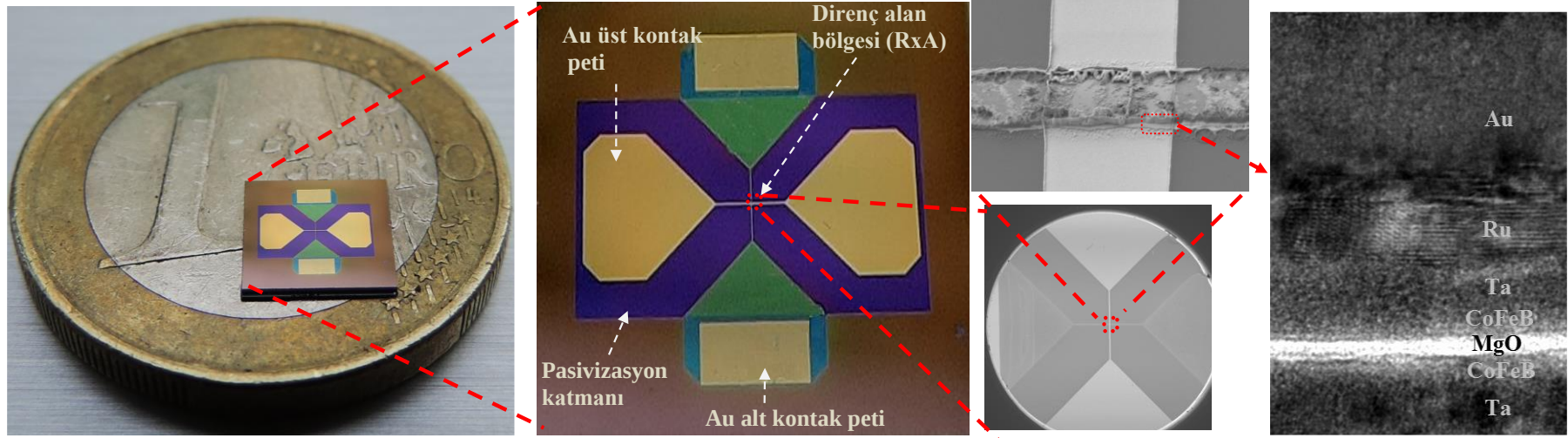
Şekil 3.69. (Devam) Dördüncü mikrofabrikasyon süreci, altın kontaktlarının kaplanması için (a) fotorezist kaplama, fotorezist çözündürme ve Au kaplama işlemi, (b) Au kaldırma işlemi sonrasında 76,2mm'lik alttaş üzerinde numunelerin 3 boyutlu, üstten görünüşleri ile gerçek fotoğraf görüntüsü

Şekil 3.70’de litografisi tamamlanan P-SV numunesinin, tek bir kıymık üzerinden 3 boyutlu (3D) şematik gösterimi fotoğraf görüntüleri verilmiştir.

Şekil 3.71’de mikrofabrikasyonu tamamlanmış P-SV numunesinin fotoğraf görüntüleri verilmiştir. Fotoğraflarda görüldüğü üzere, mikrofabrikasyon işlemi, tasarımı ve sürecin akışı başarıyla tamamlanmıştır.



Şekil 3.71. Mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV numunesinin (a) 3 boyutlu şematik gösterimi ve (b) ilgili katmanların HRTEM görüntüsü



Şekil 3.72. Mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV numunesinden alınan fotoğraf, SEM ve HRTEM mikroskop görüntüleri

3.3.4 P-SV sisteminin direnç ve manyeto-direnç özellikleri

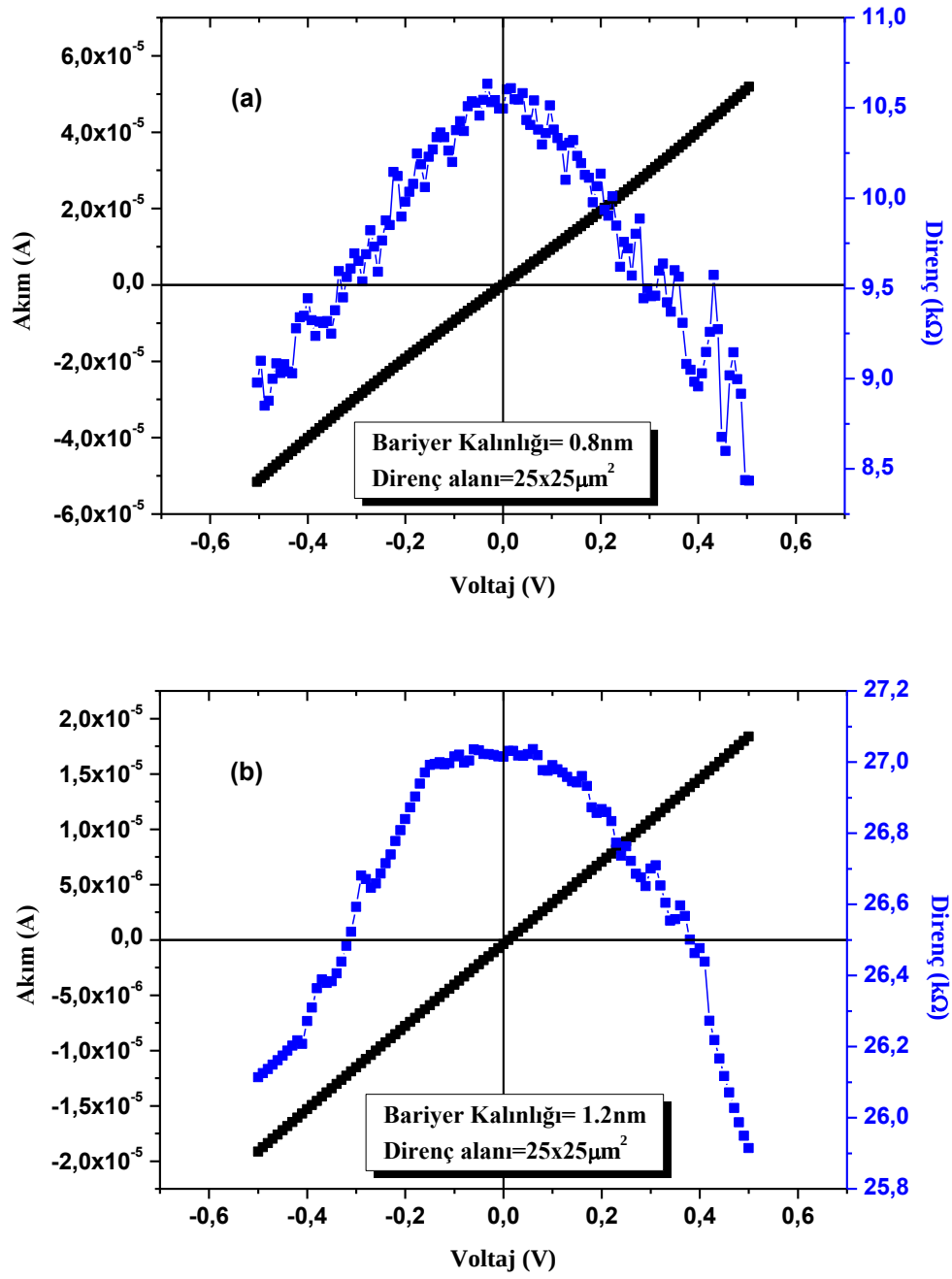
P-SV numunelerinin tünelleşme özelliği gösterip göstermediği Rowell kriterleri ile belirlenmektedir. Rowell kriterleri, 1960 ve 1970 yıllarında, süper iletken-yalıtkan-süper iletken (S-I-S) yapılar da elektron tünellemesi üzerine tanımlanmış, bir dizi kriterlerden oluşmaktadır [132]. Bu kriterlerden üç tanesi süper iletken elektrotlardan bağımsız olarak uygulanabilmektedir. Mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV numunelere Rowell kriterleri sırasıyla uygulanmış ve sonuçları aşağıda verilmiştir.

3.3.4.1 Rowell kriteri-I: İletkenliğin (ya da direncin) kalınlıkla üstel biçimde bağımlı olması.

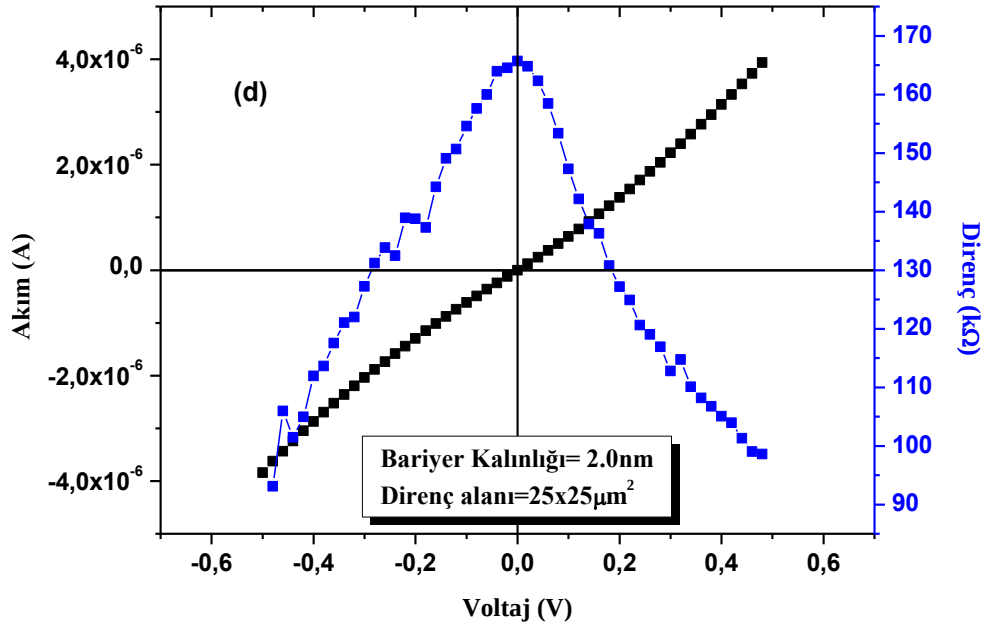
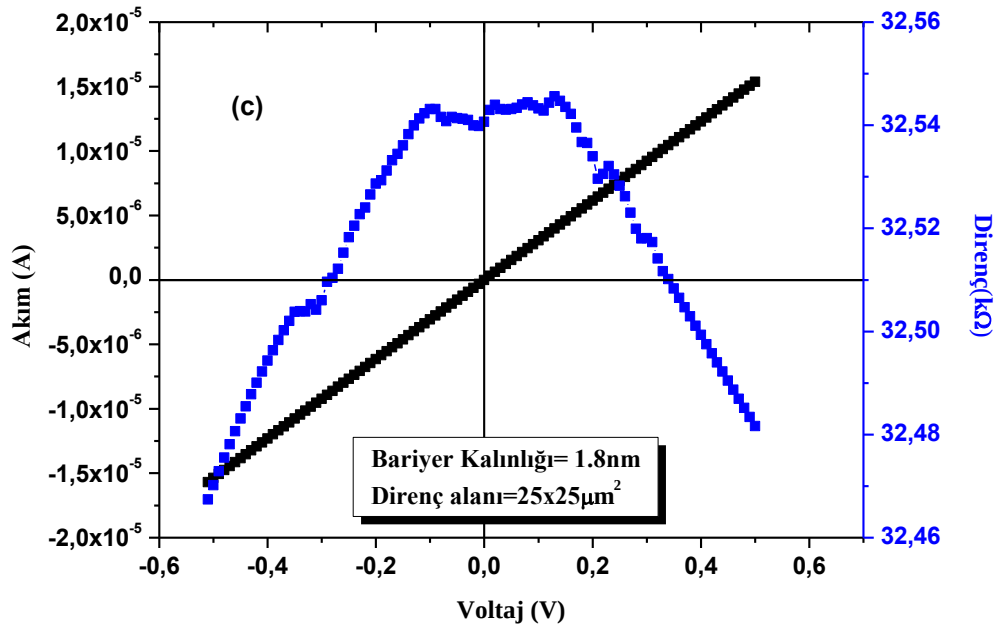
Mikrofabrikasyonu başarıyla tamamlanan numunelerden farklı MgO bariyer kalınlığına sahip, aynı direnç alan bölgesi numunelerin manyeto-direnç analizleri yapılmıştır. Şekil 3.72’de MgO kalınlığı 0.8nm’den 2.0nm’e kadar olan $25 \times 25 \mu\text{m}^2$ ’lik direnç alan bölgesine sahip P-SV numunelerinden manyetik alan uygulanmadan alınan I-V ve bu I-V eğrilerinin diferansiyelinden elde edilmiş direnç ölçümleri verilmektedir.

Şekil 3.72e’de P-SV numunelerinin direnç değerlerinin MgO bariyer kalınlığı ile olan ilişkisi verilmiştir. Buna göre, P-SV numunelerinde bariyer kalınlığı arttıkça, numunelerin elektriksel direncinin doğrusal olmayan bir biçimde arttığı gözlenmiştir. Bu durum, P-SV numunesinde aktif tabakaların oluşturduğu tünel eklemi için, 1. Rowell kriterinin sağlandığını göstermektedir.

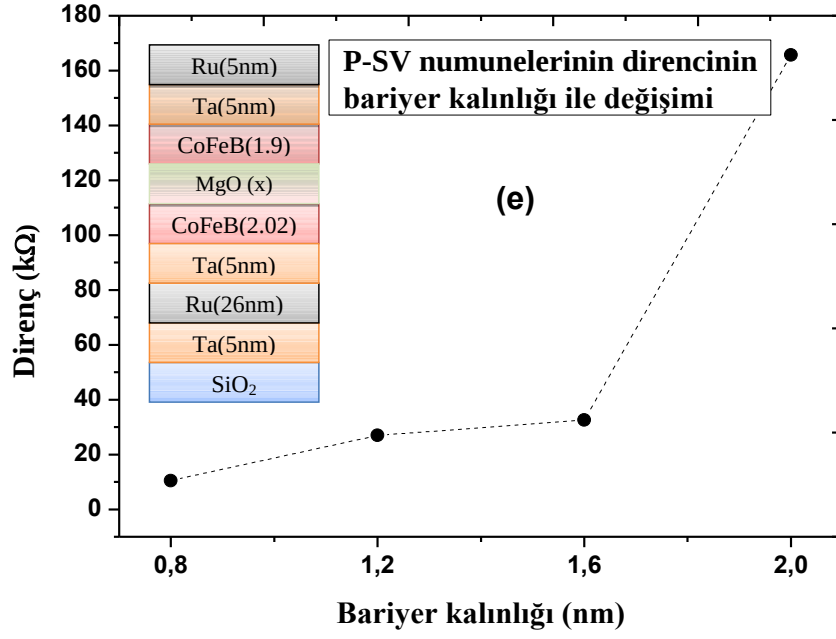
Bariyer kalınlığı ile TMR değeri arasındaki ilişki, yine mikrofabrikasyonu başarılı bir şekilde tamamlanmış numuneler üzerinden tartışılmıştır. TMR değerleri, P-SV numunelerinin, manyetik alan altında ve manyetik alan olmadan alınan I-V ve bu I-V eğrilerin diferansiyelinin alınmasıyla elde edilen direnç eğrilerinde tartışılmıştır.



Şekil 3.73. Bariyer kalınlıkları (a)0.8nm (b)1.2nm (c)1.6nm (d)2.0nm olan P-SV numunelerinin I-V eğrileri ve bu eğrilerin türevinin alınmasıyla elde edilen direnç eğrileri. (e) Bariyer kalınlığının direnç ile değişimi.



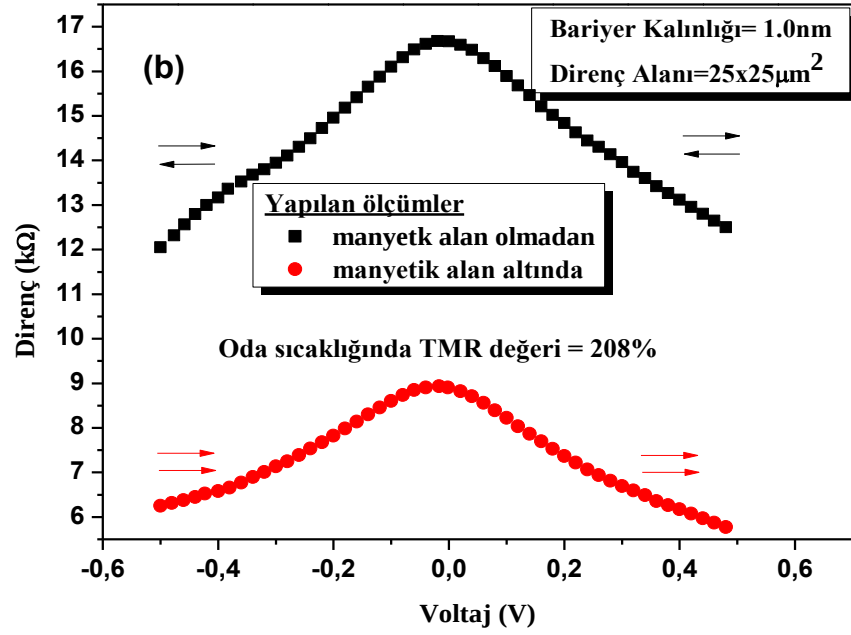
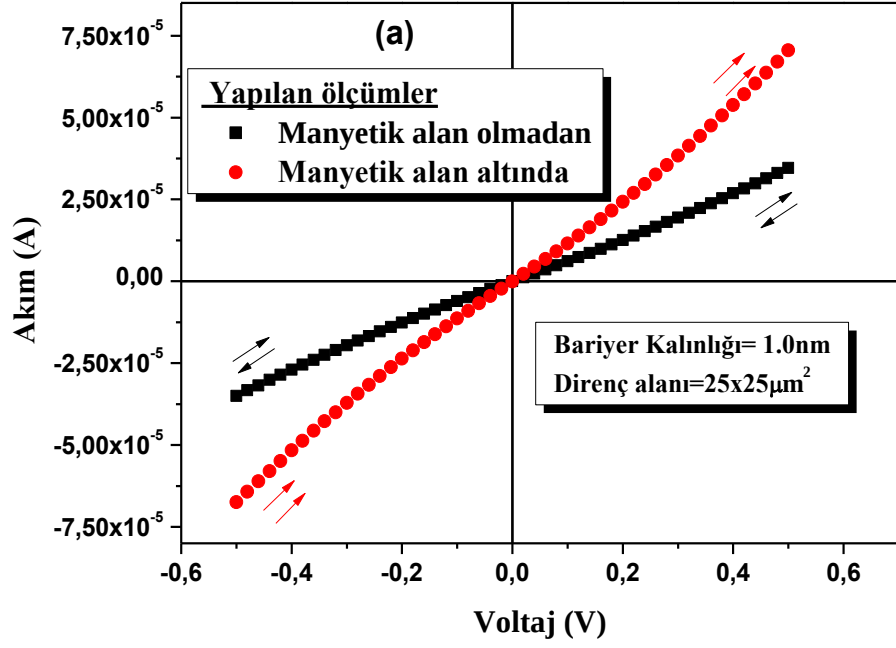
Şekil 3.72. **(Devam)** Bariyer kalınlıkları (a)0.8nm (b)1.2nm (c)1.6nm (d)2.0nm olan P-SV numunelerinin I-V eğrileri ve bu eğrilerin türevinin alınmasıyla elde edilen direnç eğrileri. (e) Bariyer kalınlığının direnç ile değişimi.



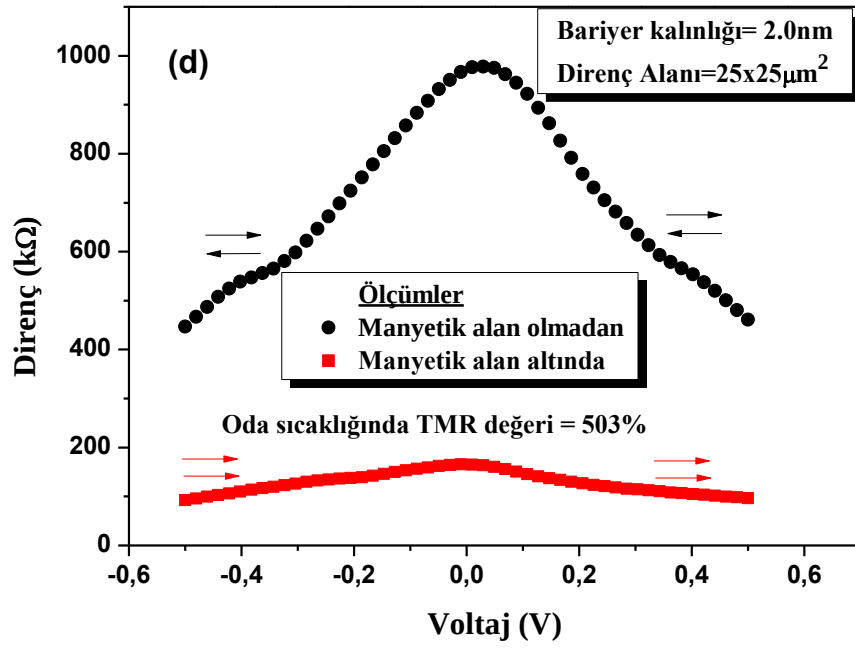
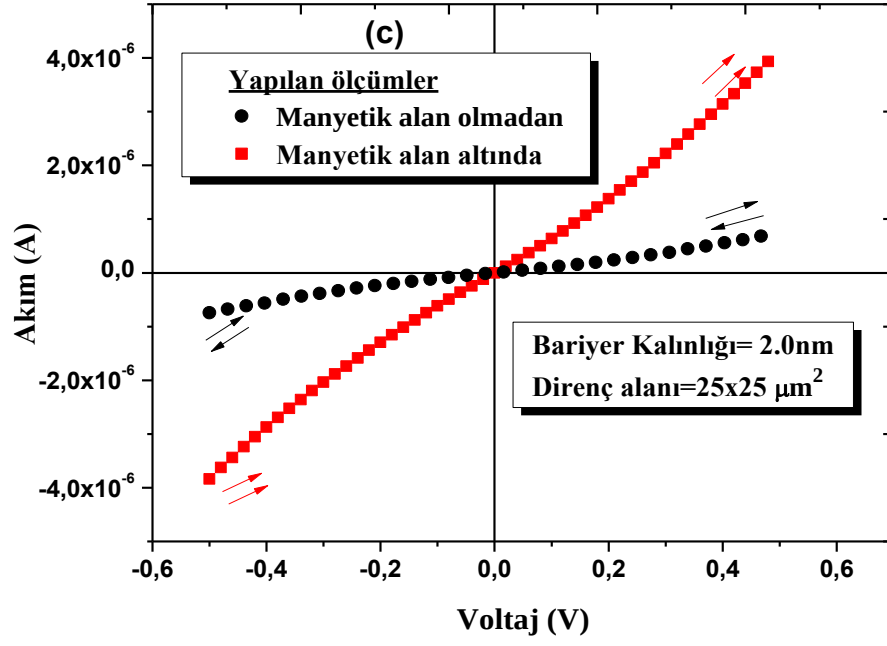
Şekil 3.72. **(Devam)** Bariyer kalınlıkları (a)0.8nm (b)1.2nm (c)1.6nm (d)2.0nm olan P-SV numunelerinin I-V eğrileri ve bu eğrilerin türevinin alınmasıyla elde edilen direnç eğrileri. (e) Bariyer kalınlığının direnç ile değişimi.

Şekil 3.73’de, P-SV sisteminde mikrofabrikasyonu başarılı bir şekilde tamamlanmış iki farklı bariyer kalınlığına sahip numuneden alınan I-V eğrisi verilmektedir. I-V eğriler manyetik alan altında ve manyetik alan olmadan alınmıştır. Her bir I-V eğrinin diferansiyeli alınarak manyetik alan altında ve manyetik alan olmadan direnç değerleri hesaplanmıştır. Direnç farklarından TMR hesabı yapılmıştır. Buna göre, P-SV numunesinde 1nm bariyer kalınlığına sahip numunede % 208 TMR değeri hesaplanırken, bariyer kalınlığı 2nm olan numunede TMR değeri %497 olarak hesaplanmıştır. Bu sonuçlar literatür sonuçları ile uyumlu olup [133], TMR değerinin artan bariyer kalınlığı ile arttığı gözlenmiştir.

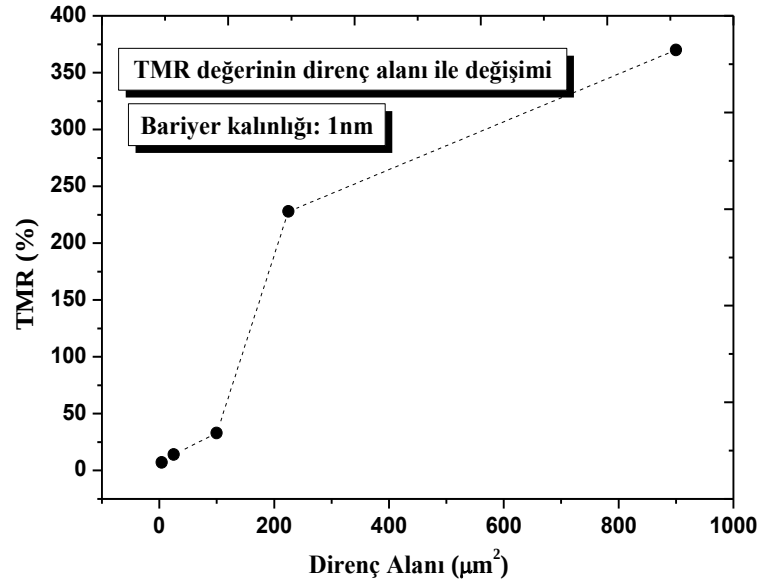
P-SV numunesinde değişen direnç alan bölgesine göre TMR değerleri hesaplanmıştır. Şekil 3.74’de 1nm bariyer kalınlığında, farklı direnç alan bölgesine sahip P-SV numunesinden alınan TMR değişim grafiği gösterilmektedir. Şekil 3.74’de açıkça görülüyor ki, TMR değeri numunenin direnç-alan bölgesine bağlıdır; Aygıtın direnç-alan bölgesi küçüldükçe TMR değeri de küçülmektedir. Bu durum düşük boyutlu aygıtlarda, algı süresini düşürmekte ve performansını olumsuz yönde etkilemektedir.



Şekil 3.74. (a) ile (b) 1nm ve (c) ile (d) 2 nm bariyer kalınlığına sahip numunenin manyetik alan olmadan ve manyetik alan altındaki I-V eğrileri ((a)-(c))ve direnç değerleri



Şekil 3.73. (Devam) (a) ile (b) 1nm ve (c) ile (d) 2 nm bariyer kalınlığına sahip numunenin manyetik alan olmadan ve manyetik alan altındaki I-V eğrileri ((a)-(c))ve direnç değerleri



Şekil 3.75. 1nm bariyer kalınlığına sahip P-SV numunesinin farklı direnç-alan bölgesine göre TMR değişimi

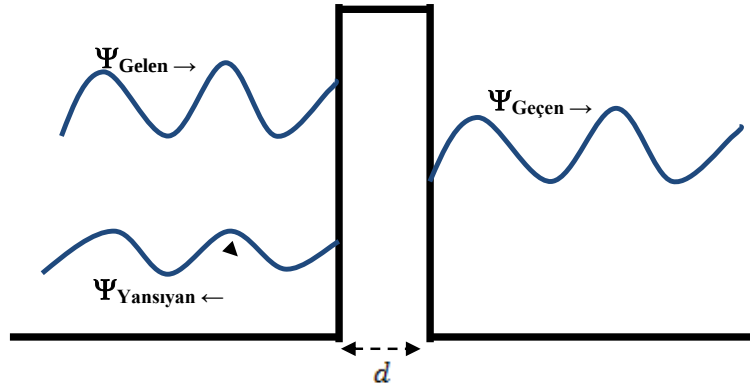
3.3.4.2 Rowell Kriteri-II: Akım-Voltaj (I-V) eğrisinin ya da diferansiyel iletkenlik-Voltaj (dI/dV -V) (besleme) ilişkisinin doğrusal olmayan bağımlılığı.

P-SV numunesinde aktif tabakanın bulunduğu MTJ yapısında, Rowell kriterlerinden ikinci kriter yaygın olarak kullanılmaktadır [48, 132, 133]. V-I ve dV/dI -V eğrilerinin doğrusal olmayan bağımlılıkları dikdörtgen biçiminde ya da ikiz-kenar yamuk şeklindeki bariyer modelleri ile uyum içerisinde olmalıdır. Bu nedenle, bu tez kapsamında bu tip bariyer modelleri ile üretilen MTJ numuneleri, alınan V-I eğrileri ile test edilmiş, bariyer yükseklikleri tahmin edilmiş ve ne tür bariyer özelliklerine sahip olduğu belirlenmiştir. Bu modellere geçilmeden önce, modellerin temelini oluşturan fiziksel alt-yapı aşağıda kısaca anlatılmıştır.

Kuantum tünelleme olayı

Klasik mekaniğe göre, elektron gibi parçacıklar kinetik enerjilerinden daha büyük bir enerjiye sahip potansiyel bariyeri ile karşılaştığında, elektron bariyeri aşamaz ve geri yansır. Buna karşın kuantum mekaniksel öngörülere göre bir

elektron, kinetik enerjisi kendisinden daha yüksek bir enerjiye sahip bir engel ile karşılaştığında elektronun bir kısmı yansır bir kısmı ise tünelleme yaparak bariyer içerisinde geçer (Şekil 3.75). Bu olaya kuantum tünelleme olayı denilmektedir. Kuantum tünelleme olayında, bariyerin karakteristiğine ve parçacığın enerjisine bağımlı olarak parçacıkların belli bir kısmı bariyer boyunca tünelleme yaparken kalan kısmı ise bariyer içerisine tünellemeden geri yansımaktadır. Wentzel, Kramers ve Brillouin WKB teorileri kuantum tünelleme bulgularını ortaya koymuşlardır [132]. Bu bulgulardan sonra günümüze kadar kuantum tünelleme olayı ana araştırma konularından biri olmuştur.



Şekil 3.76. Bir bariyer üzerine gelen elektronun dalga fonksiyonu ($\Psi_{L\rightarrow}$), bariyere çarpıp yansıyan elektron dalga fonksiyonu ($\Psi_{L\leftarrow}$), bariyerdan geçen elektron dalga fonksiyonu($\Psi_{R\rightarrow}$)

En basit elektron tünelleme problemi tek boyutlu kare potansiyelidir. Bu problemde E enerjisine ve m kütlesine sahip elektron V_0 yüksekliğinde ve d kalınlığına sahip bir bariyere çarpmaktadır. Problemin genel çözümü sınır bölgesinde elektronların dalgasının süreklilik ilkesini kullanarak her bölgedeki dalgaların eşleştirilmesi ile Schrödinger denklemini çözülmesi aracılığıyla elde edilmektedir. Bu çözüme göre geçiş katsayısı

$$T = \frac{1}{1 + \frac{(k^2 + \kappa^2)^2}{4k^2\kappa^2} \sinh^2(kd)} \quad (3.3)$$

$\kappa \gg 1$ için geçiş katsayısı aşağıdaki gibi olmaktadır.

$$T = \left(\frac{4\kappa\vec{k}}{\vec{k}^2 + \kappa^2} \right)^2 e^{-2\kappa d} \quad (3.4)$$

κ ($\kappa = \sqrt{2m(V_0 - E)}/\hbar$) bariyer içindeki elektronların bozunma oranı, $\vec{k}$ ($k = \sqrt{2mE}/\hbar$) bariyer dışındaki elektronun dalga vektörüdür. Böylece, geçiş katsayısı ve bu nedenle elektron akımı bariyerin kalınlığı arttıkça üstel olarak azalmaktadır. Bu önemli sonuç, bütün tünel eklemlere uygulanmaktadır ve tünel eklem üretiminin hassasiyeti açısından önemini vurgulamaktadır. Söz konusu yaklaşım üç boyutlu duruma kolayca adapte edilebilir. Düzleme paralel dalga vektörlerin bileşeni korunumlu olmasından geçiş katsayısını düzleme paraleldir. Geçiş katsayısı dalga vektörlerin paralel bileşenler için aşağıdaki şeklindedir:

$$T(\vec{k}_{II}) = \frac{1}{1 + \frac{(\vec{k}^2 + \kappa^2)^2}{4\vec{k}^2\kappa^2} \sinh^2(\vec{k}d)} \quad (3.5)$$

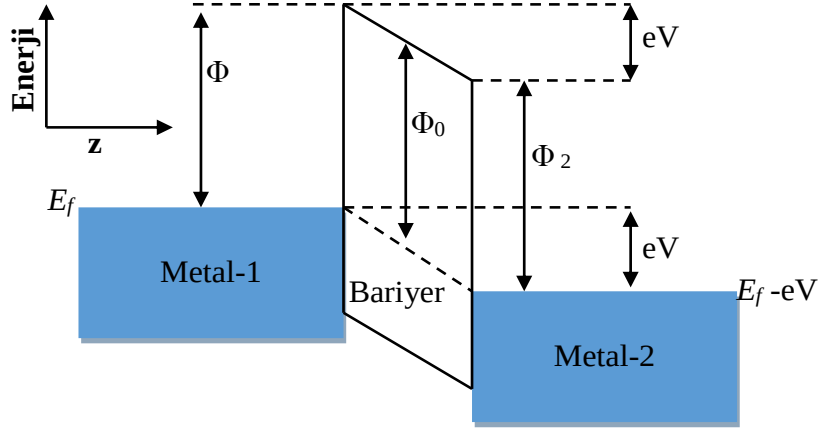
Burada κ ve $\vec{k}_z$ sadece E_z ye bağlıdır, $E_z = \frac{\hbar^2 k_z^2}{2m} = E - \frac{\hbar^2 k_{II}^2}{2m}$, $\mathbf{z}$ yönündeki hareket için izinli enerji değerleridir. Bu nedenle geçiş katsayısı yalnızca elektronun toplam enerjinin belli bir kesitine bağlıdır.

Metal/Yalıtkan/Metal-Tünel-Eklemleri

Metal/Yalıtkan/Metal Tünel eklemleri tek boyutlu potansiyel bariyeri olarak adlandırılabilir. Bunun nedeni, eklemlerin iki boyuttaki dağılımı boyunca bariyer kalınlığının oldukça düşük kalmasıdır, böylece eklemleri tek boyuta indirgenebilme özelliği vermektedir.

Metal-1 elektrot üzerinden besleme voltajı uygulanmış bir MTJ yapısı Şekil 3.76'da şematik olarak gösterilmektedir. Metallerde, sadece $E = E_F$ civarındaki enerjiye sahip elektronlar elektrik akımına katkıda bulunmaktadır. Ortalama geçiş katsayısını elde edebilmek için, spesifik E_F için mümkün olan bütün paralel bileşenli dalga vektörleri $\vec{k}_{II}$ üzerinden $T(\vec{k}_{II})$ nın integralinin hesaplanması gerekmektedir. Yukarıdaki eşitliklere göre, bu integral küçük $\vec{k}_{II}$ 'ların katkısıyla baskın hale gelmektedir. Çünkü hızlıca artan $\vec{k}_{II}$ lar ile geçiş olasılığı azalmaktadır. Tünel akımı, bariyere dik gelen elektronlar tarafından daha baskın hale gelmektedir. Bu nedenle, bu tez kapsamında olduğu gibi, litografi teknikleri ile tünel

eklemlerinin üretilmesi ve voltajın ekleme dik doğrultuda uygulanması gerekmektedir. Tek bir yöndeki belirli ortalama bir akım sadece voltaj bariyere karşı uygulandığı zaman ortaya çıkar (Şekil 3.76).



Şekil 3.77. Voltaj uygulanan bir MTJ yapısının bariyer durumlarını gösteren şematik yapı

Bariyere karşı voltaj uygulanması, elektronun bir yönden diğer bir yöne hareketine neden olur. Her iki taraftaki metal elektrotların termal dengede olduğunu varsayalım, voltaj uygulanması durumunda ortaya çıkan akım yoğunluğu;

$$J_{12} \frac{2e}{(2\pi)^3} \iiint d^2 k_{\parallel} dk_z v_z T(E_z(k_z)) f(E) [1 - f(E + eV)] \quad (3.6)$$

şeklindedir. Burada, elektron akım yönü metal-1'den metal-2 yönündedir. Bu denklem genel akım yoğunluğu tanımından ($J = nqV$) ortaya çıkarılmıştır. Burada v elektronun grup hızı ($v_z = \frac{1}{\hbar} \frac{\partial E}{\partial k_z}$), e elektronun yükü, $n = \left(\frac{1}{(2\pi)^3}\right) \iiint d^3 k$ tek bir spin yük taşıyıcısıdır, iki yönlü spin olduğu için 2 ile çarpılacaktır. Diğer faktörler ilgili enerji için Fermi fonksiyonu ve geçiş fonksiyonu olup, burada başlangıç durumunun elektronlarla dolu, son enerji durumunun ise boş olduğuna emin olunmalıdır. Akım denklemini ters besleme (bias) için de kullanırsak, net akım yoğunluğu $J = J_{12} - J_{21}$ şeklinde hesaplanmaktadır.

Simmon ve Brinkman eşitlikleri

Simmon, WKB yaklaşımına ek olarak ortalama bariyer yüksekliği tanımını koymuştur.

burada d_1 ve d_2 bariyer genişliğinin sınır değerleridir. Buna göre tünelleme akım yoğunluğu ifadesi Simmon'un katkısıyla [134]

Eşitlik 3.8’de, $\bar{\Phi}$, besleme voltajı uygulanmış elektrotta ortalama bariyer yüksekliği, V , elektrotlara uygulanan besleme voltajıdır.

$$J_0 = \frac{e}{4\pi^2 \hbar (d)^2} \quad (3.9)$$

Eşitlik 3.9'da, $\hbar$, Planck sabiti, d , bariyer genişliği, e , elektron yüküdür.

$$A = 2 \frac{\beta d}{\hbar} \sqrt{2m} \quad (3.10)$$

Eşitlik 3.10'da, m , elektronun kütlesi, β düzeltme faktörüdür ve burada 1 olarak alınmıştır [134].

Simmon'nun iki türlü yaklaşımı vardır.

a) Fermi durumların enerjisi, eV 'den büyük olmalıdır. V burada elektrotlara uygulanan potansiyeldir.

b) $A(\Phi + eV)^{1/2} + 1 = A(\Phi + eV)^{1/2}$ ya da $A(\Phi + eV)^{1/2} \gg 1$ olmalıdır.

Bu çalışmada, kalınlık değeri 1 nm olan ve ortalama bariyer yüksekliği $0.99eV$ bulunan MTJ yapısı için Simon kriteri hesaplandığında

$$A = \frac{0.99 \times 10 \times 10^{-10}}{10^{-34}} \sqrt{2 \times 9 \times 10^{-31}} \cdot \sqrt{2 \times 1.6 \times 10^{-19}}, \quad A = 7,49 \quad (3.11)$$

değeri elde edilmekte ve bu çalışmada Simon yaklaşımı uygulanabilir olduğunu göstermektedir. Simon yaklaşımında $V = 0$ 'da dikdörtgen potansiyel bariyerin sabit bir potansiyel bariyer yüksekliğine sahip olduğu yani $\phi_x = \phi_0$ olduğu varsayılmaktadır. Ara voltaj değerlerinde ($|V| < \phi_0/e$), bariyer yüksekliği $\bar{\phi} = (\bar{\phi} - \frac{eV}{2})$ olarak elde edilir, o halde Simon denklemi;

$$J = J_0 \left\{ \left(\bar{\phi} - \frac{eV}{2} \right) \exp \left[-A \left(\sqrt{\bar{\phi} - \frac{eV}{2}} \right) \right] - \left(\bar{\phi} + \frac{eV}{2} \right) \exp \left[-A \left(\sqrt{\bar{\phi} + \frac{eV}{2}} \right) \right] \right\} \quad (3.12)$$

Bu çalışmada, bu denklem kullanılarak $V - I$ eğrileri Simon modeline göre fit yapılmıştır.

Bir diğer modelde Brinkman-Rowell-Dyne (BDR) formülü olarak adlandırılan BDR modelidir [135]. Bu model Simon yaklaşımına benzer bir modeldir. Simon'dan farklı olarak BDR modeli farklı metallerden oluşmuş tek tünel eklemi için türetilmiştir. Bu yüzden bu formülde bariyer her iki yönü için farklı iş fonksiyonları ϕ_1 ve ϕ_2 hesaba katılmaktadır (Şekil 3.76). ϕ_1 ve ϕ_2 sırasıyla sol ve sağ taraftaki ya da elektrot-1 ve elektrot-2 bariyerlerin yüksekliğini vermektedir. Ayrıca tünel bariyer şeklinin asimetrik ikizkenar yamuk şeklinde olabileceği varsayımında bulunarak tünel akım denklemi geliştirildi. İkiz kenar yamuk şeklinin asimetrisi bariyer cinsinden;

$$\Delta\phi = \phi_2 - \phi_1$$

Bu durumda

$$\phi(x) = \phi_1 + \frac{\Delta\phi x}{d}$$

Brinkman yaklaşımı; WKB yaklaşımında [135], metal–yalıtkan-metal sistemleri elektronun dalga uzunluğu ile karşılaştırıldığında bant yapısının yavaş değiştiği ve bu nedenle akım yoğunluğu aşağıdaki şeklini alır;

$$J = \frac{2e}{h} \iint \exp\left(-\frac{2}{h} \int_0^d \sqrt{2m\Phi(x, V, E)} dx\right) \times \left[f(E(\bar{k})) - f(E(\bar{k})) - |e|V\right] dE d\bar{k} \quad (3.13)$$

Bu integral $T = 0K$ olduğu varsayılarak, iletkenlik denklemi diferansiyel alınarak hesaplanmıştır [135]. Buna göre Tünel iletkenliği $G = dI/dV$ olarak verilmiş olup;

$$\frac{G(V)}{G(0)} = \left(\frac{\sqrt{2m}}{12h\bar{\Phi}^{3/2}} de\Delta\Phi\right) V + \left(\frac{e^2 m d^2}{4h^2 \bar{\Phi}}\right) \quad (3.14)$$

$$G(0) = \frac{\sqrt{2m\bar{\Phi}}}{d} \left(\frac{e}{h}\right)^2 \exp\left(-\frac{2\sqrt{2m}}{h} d\bar{\Phi}^{1/2}\right) \quad (3.15)$$

şeklini almaktadır. Eşitliklerde, h , Planck sabiti, d : Bariyer genişliği, e , elektron yükü, $\bar{\Phi}$, Ortalama bariyer yüksekliğidir. V üzerinden integrali alınırsa, toplam akım yoğunluğu[135] $j(V)$;

$$J(V) = G(0) \left[V - \left(\frac{A\Delta\phi}{32\bar{\Phi}^{3/2}}\right) eV^2 + \left(\frac{3}{128} \frac{A^2}{\bar{\Phi}}\right) (eV)^3 \right] \quad (3.16)$$

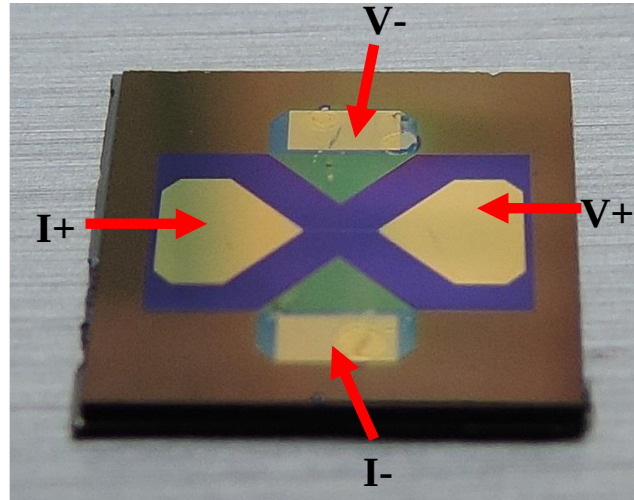
şeklini almaktadır. Eşitlik 3.16’da verilen $\Delta\phi$ ifadesi bariyer asimetrisini temsil etmektedir.

Mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV numunelerinden alınan V-I eğrileri BDR (Eşitlik 3.12) ve Simmon (Eşitlik 3.16) eşitliklerine göre fit edilerek bariyer yükseklikleri ve bariyer şekilleri hakkında bilgi elde edilmiştir.

P-SV sistemini mikrofabrikasyonu tamamlandıktan sonra, tünel eklem yapısının elde edilip edilmediği numunelerin V-I eğrileri alınarak test edilmiştir. V-I eğrileri BİLKENT-UNAM temiz oda içerisinde bulunan yarıiletken parametre analizi (Semiconductor Paramater Analyser) cihazı ile Şekil 3.78’de gösterildiği şekilde yapılan kontaklar ile ölçülmüştür.

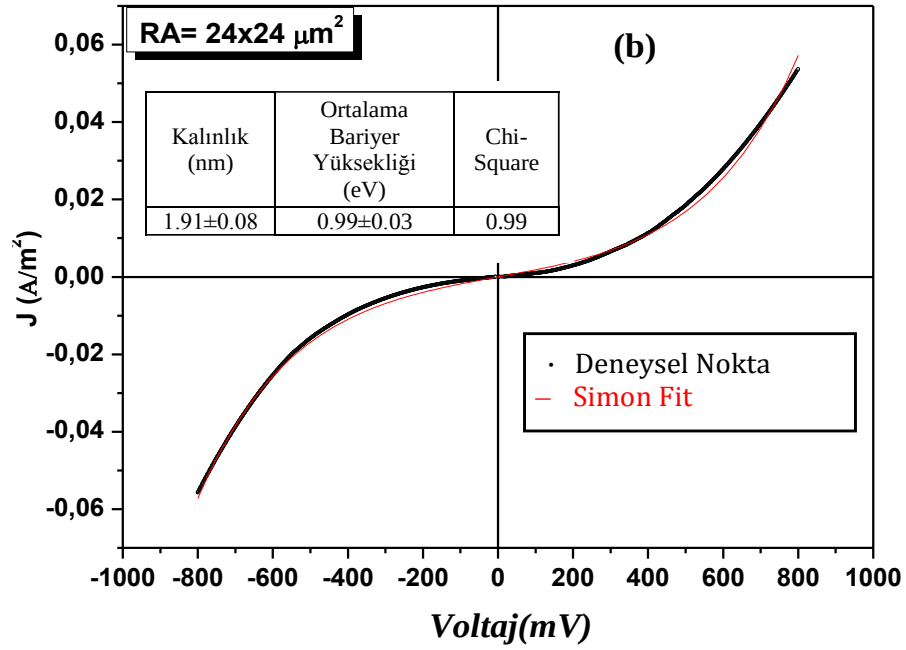
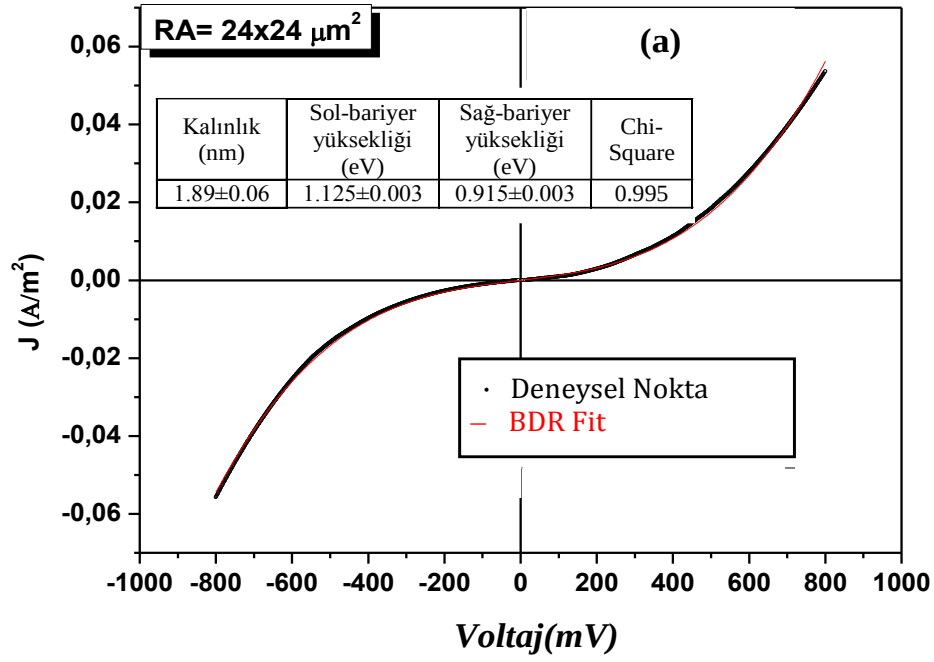
Mikrofabrikasyonu tamamlanan ve bariyer kalınlığı 2nm olan P-SV numunesi üzerinden alınan V-I eğrileri BDR ve Simmon eşitliklerine göre fit edilerek bariyer yükseklikleri ve bariyer şekilleri hakkında fikir elde edilmiştir. P-SV numunelerinden 2nm MgO bariyer kalınlığına sahip 24μm x 24μm MTJ

ekleminden alınan $V - J$ eğrilerinin BDR ve Simmon eşitliklerine göre fit sonuçları Şekil 3.79’da verilmiştir. Simmon eşitliğine göre yapılan fit sonucunda ortalama bariyer yüksekliği 0.99 eV bulunurken, BDR eşitliğine göre yapılan fit sonucunda yaklaşık üçte birinden daha az bariyer yüksekliği bulunmuştur. BDR eşitliğine göre yapılan fit sonuçları genellikle normal bariyer yüksekliklerinin $1/3$ ’ünden daha az çıkmaktadır [135]. En uyumlu fit eğrisinin BDR eşitliğine göre yapılan fit sonucunda olduğundan (Chi square = 0.995) BDR fit sonucunda bulunan değerler 3 ile çarpılarak, Simmon eşitliklerine yakın değerler elde edilmiştir. Buna göre elektrot-1 bariyer yüksekliği (Şekil 3.76) $\Phi_1 = 1.125 \text{ eV}$ bulunurken elektrot-2 bariyer yüksekliği $\Phi_2 = 0.915 \text{ eV}$ bulunmuştur. Bu sonuçlar literatür sonuçları ile uyumludur [133, 136-138]. Kalınlığı 1.3 nm olan tek kristal MgO , $a = 4.2 \text{ Å}$ ideal örgü sabiti ve 3.7 eV bariyer yüksekliğine sahip olduğu rapor edildiği dikkate alınırsa [137], sıçratma tekniği ile büyütülen ve kalınlığı birkaç nm olan MgO ince filmlerde, bariyer yüksekliğinin 3.7 eV ’den daha az olması beklenir.



Şekil 3.79. Litografisi tamamlanmış eklem yapısı ve kontak alım şekli

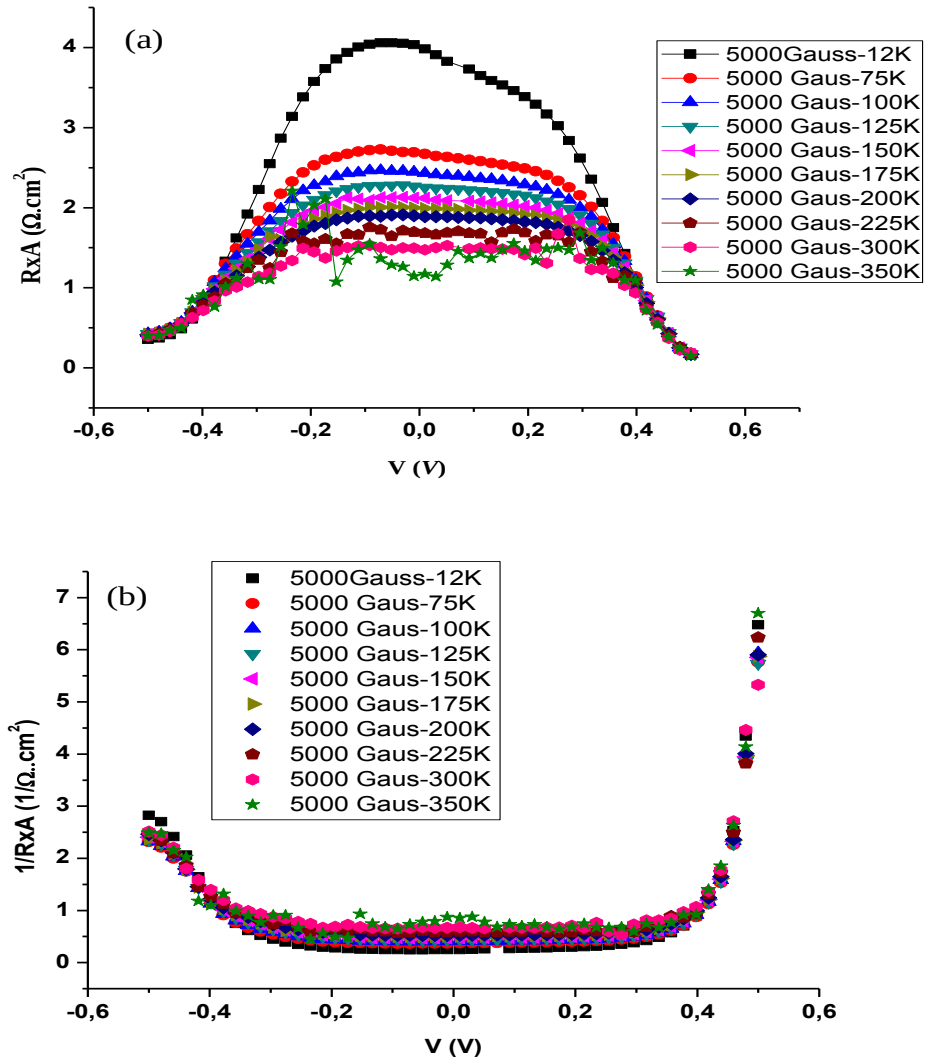
Elde edilen sonuçlarla birlikte, mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV numunelerin II. Rowell kriteri “Akım-Voltaj (I-V) eğrisinin ya da diferansiyel iletkenlik-Voltaj ($dI/dV-V$) (besleme) ilişkisinin doğrusal olmayan bağımlılığı” ile uyumlu olduğu kanıtlanmıştır.



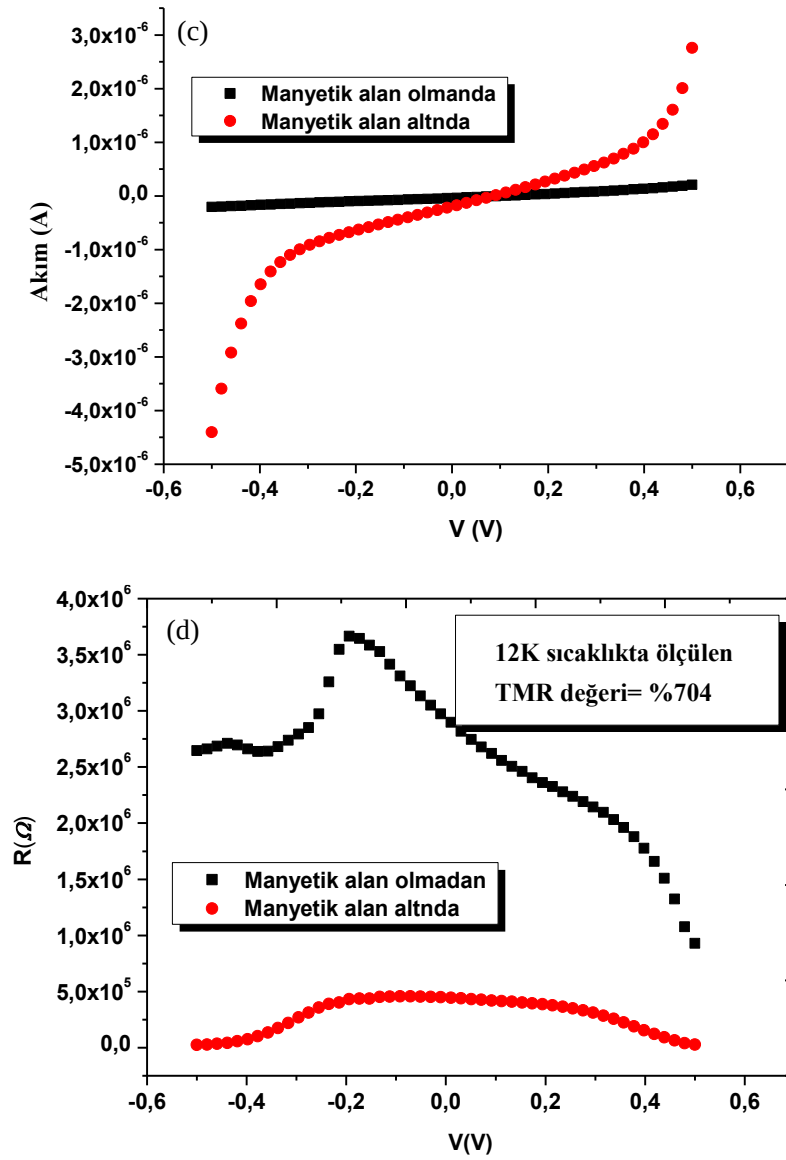
Şekil 3.80. P-SV numunelerinden alınan V-I eğrileri (a) Brinkman ve (b) Simmon eşitliklerine göre fit sonuçları. Siyah eğriler ölçümden elde edilen, kırmızı eğriler ise teorik modelleme sonucu elde edilen eğrileri vermektedir

3.3.4.3 Rowell kriteri-III: iletkenliğin (ya da direncin) sıcaklık ile bağımlılığı.

2 nm bariyer kalınlığına sahip P-SV numunesinde Rowell kriterlerinden üçüncüsü olan sıcaklığa bağlı J-V eğrileri alınmıştır. Bu eğrilerden direnç ve iletkenlik değerleri incelenmiştir (Şekil 3.80). Bu sonuçlara göre düşük sıcaklığa doğru gidildikçe P-SV numunelerinde normal metallerde beklenenin dışında direncin arttığı gözlenmektedir. En düşük sıcaklık değerinde en yüksek direnç gözlenmesine rağmen TMR değeri ise oldukça yüksektir.



Şekil 3.81. Düşük sıcaklık (a) Direnç, (b) İletkenlik ve (c) 12K sıcaklıkta Manyetik alanlı ve alansız V-I eğrisi d) 12 K sıcaklıkta manyetik alanlı ve alansız direnç değeri



Şekil 3.80. (Devam) Düşük sıcaklık (a) Direnç, (b) İletkenlik ve (c) 12K sıcaklıkta Manyetik alanlı ve alansız V-I eğrisi d) 12 K sıcaklıkta manyetik alanlı ve alansız direnç değeri

P-SV numunesinin bu davranışı MTJ numunelerinin klasik davranışını göstermektedir [48]. Buna göre TMR değeri Julliere modelinden [37] beklendiği gibi optimum değerine ulaşırken, sıcaklığın artmasıyla yüzey magnon yayılımından dolayı TMR değerinin düşmesi beklenmektedir. Termal olarak uyarılmış magnonlar tünel bariyeri boyunca fazladan akım kanalları oluşturmaktadır. Artan sıcaklıkla artan bu iletim kanalları iletkenliğin artmasının ve TMR değerinin düşmesinin başlıca nedeni olmaktadır [134]. TMR değerinin düşmesine neden

olabilecek önerilen diğer mekanizmalar bariyer bozuklukları ya da manyetik kirlilikten kaynaklanan saçılımın katkıları olabilir [135-137].

Sonuç olarak üretilen mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV numuneleri Rowell kriterlerine göre test edilmiş ve bu testlerin her birinde üretilen numunelerin Rowell kriterleri ile uyum içerisinde olduğu gözlenmiştir.

3.3.4.4 Uygulama voltajının P-SV sisteminin TMR değerine ve tünelleme mekanizmasına etkisi.

Mikrofabrikasyonu yapılan P-SV numunelerinden en yüksek TMR değeri %505 ile 2nm bariyer kalınlığına sahip P-SV numunesinde elde edilmiştir. Bu nedenle, P-SV sisteminin uygulanan voltaja olan bağımlılığı en yüksek TMR değerine sahip 2nm bariyer kalınlıklı numune üzerinden incelenmiştir.

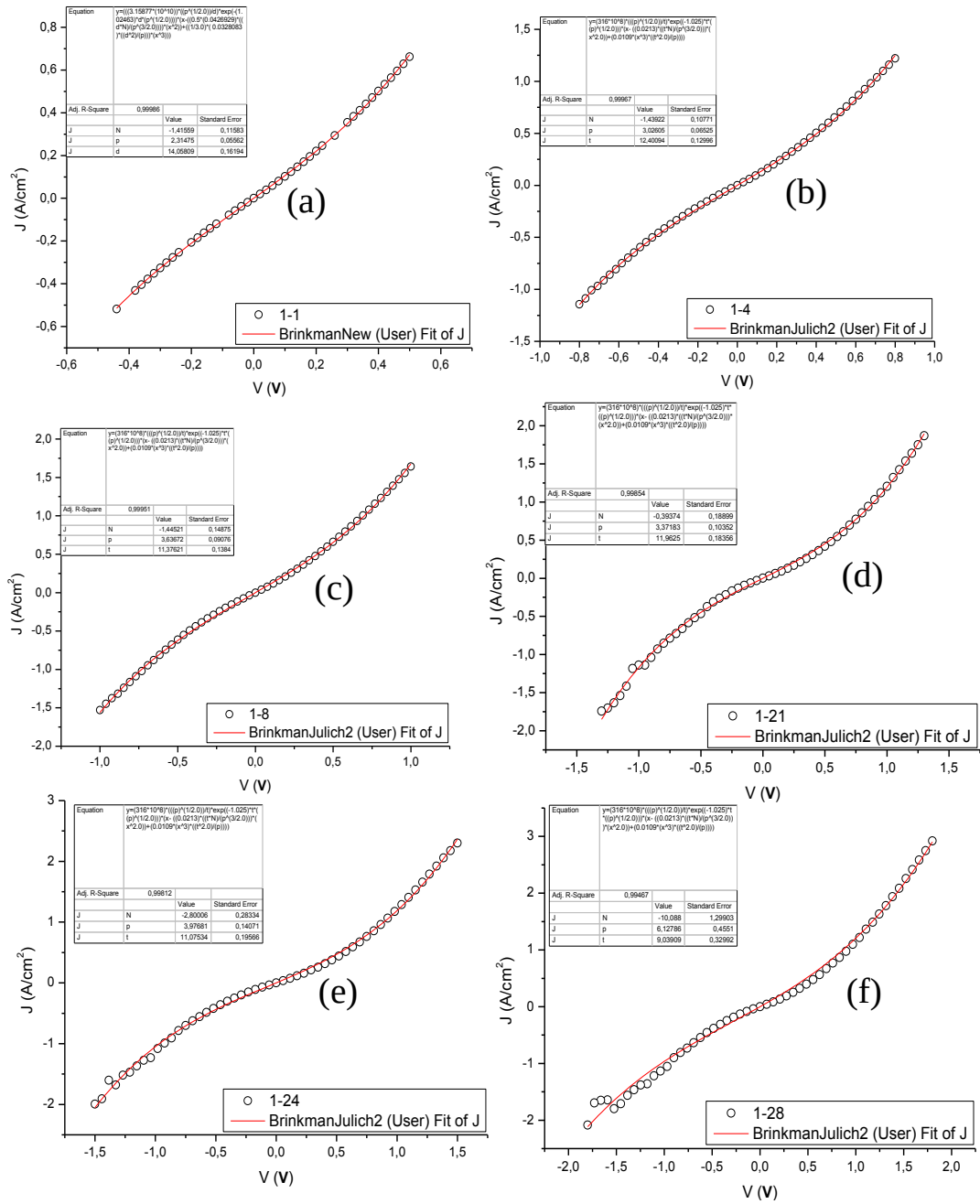
Yüksek TMR değerinin elde edilmesinin başlıca nedenlerinden biri yapısal olarak HMK CoFe/MgO(001) ilişkisinin elde edilmiş olmasıdır(Şekil 3.56). İncelenen numunede HMK CoFe/MgO(001) yapısı, epitaksiyel olarak büyütülmüş Fe/MgO yapılarına benzer şekildedir [29,139]. Bu nedenle, incelenen numunede bulunan etkiler epitaksiyel olarak büyütülmüş MTJ yapıları çerçevesinde tartışılmasına uygundur. Yüksek oranda HMK CoFe/MgO(001) yapısının elde edilmiş olması spintronik aygıtlar için önemli olan ve yüksek TMR değerinin nedeni olan eş fazlı tünellemenin gerçekleşmesi için önemlidir. Şu ana kadar spintronik aygıtlarda oda sıcaklığında elde edilen en yüksek TMR değeri MS yöntemi ile büyütülmüş, incelenen numunenin yapısına benzer olan P-SV numunesinde %604 değeridir [41]. Eş fazlı tünellemenin, kendine özgü kuantum mekaniksel fonksiyonlarına sahip olması ve buna paralel TMR değerinin voltaj bağımlılığının anlaşılması, spintronik aygıtlarda anahtar rol oynamaktadır. Eş fazlı tünelleme, polarize olmuş elektronların spinleri yalıtkan bir MgO bariyeri boyunca tüneller ve bariyerin diğer ucundaki boş izinli elektron spin durumlarına yerleşerek iletimi sağlar.

Spintronik aygıtlarda, uygulamada daha yüksek performans elde edilebilmesi için daha yüksek uygulama voltajına ihtiyaç duyulmaktadır [116]. Bu nedenle, önemli konularından biri TMR değerinin voltaj ile bağımlılığıdır. Aygıtı uygulanan

voltajın, ince bariyer tabakasında yaratacağı etkiden dolayı aygıtta kısa devre yaptırmasına neden olur. Bu yüzden uygulama voltajı sınırlıdır. Bununla birlikte, yeni teknolojik cihazlarda elektrik alana daha dayanıklı bariyerler kullanılmaktadır[116]. Böylelikle, bariyer potansiyeli ile karşılaştırılabilir enerjiye sahip elektronların iletimi sağlanabilir. Bu iletim, yüksek enerjili elektronların bariyer yüksekliğini aşarak Fowler Nordheim (Fowler Nordheim: FN) rejimde tünelleme yapmaları ile gerçekleşir.

CoFeB/MgO/CoFeB ve Fe/MgO/Fe MTJ yapılarında TMR değerinin uygulanan voltaj değerine bağımlılığı birçok grup tarafından tartışılmış olmasına rağmen [24, 140-142], bu zamana kadar hiçbir MTJ yapısında FN tünelleme mekanizması bulgusuna rastlanmamıştır. Sadece, Bowen tarafından $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3/\text{SrTiO}_3(001)$ epitaksiyel olarak olarak büyütülmüş MTJ yapısında FN tünelleme mekanizması tartışılmıştır[142]. Bu tez kapsamında üretilen, 2nm bariyer kalınlığına ve %505 TMR değerine sahip, mikrofabrikasyonu tamamlanmış P-SV numunesinde FN tünelleme mekanizması bulgularına rastlanmıştır. Elde edilen bulgu ve tartışmalar bilimsel alıntı indeksi (Science Citation Index: SCI) kapsamındaki bir dergide yayınlanarak literatüre bu alanda özgün bir katkı sağlanmıştır.

Bariyer kalınlığı 2 nm olan $25 \times 25 \mu\text{m}^2$ direnç alan bölgesine sahip numune üzerine farklı değerlerde voltajlar uygulanmış ve direnç değişimleri incelenmiştir. Uygulama voltajı 0.5V'dan 2.0V'a kadar artırılarak, her bir uygulanan voltaj değerinde V-I eğrileri alınmıştır. Her bir uygulama voltajına pozitif voltaj değerinden başlanmıştır. Ölçümler esnasında pozitif voltaj değeri, elektronların üst elektrottan alt elektrota akışı olarak tanımlanmıştır. Pozitif uygulama voltajında elektronlar bariyer içerisinden tünelleyerek alt elektrota doğru ilerlerken, negatif uygulama voltajında elektronlar alt elektrottan üst elektrota doğru tünelleme yaparak geçmektedir. Her bir uygulama voltajının bariyer yüksekliği üzerine yaptığı etkiyi incelemek amacıyla, her bir V-I eğrisine BDR eşitliği kullanarak fit işlemi gerçekleştirilmiştir. Fit işleminde, fit kalitesini artırmak amacıyla bütün parametreler ($\delta, \bar{\varphi}, \Delta\varphi$), serbest bırakılmıştır. Teorik fit model eğrilerinin, deneysel noktalarla ne kadar iyi uyduğu (R^2) terimi ile test edilmiştir. R^2 terimi 0 ile 1 arasında değişmelidir. Eğer R^2 terimi ne kadar çok 1'e



Şekil 3.82. Bariyer kalınlığı 2nm olan, 25x25 μm^2 alan bölgesine sahip MTJ numunesinin J-V eğrilerinin (a) $\pm 0.5V$ (b) $\pm 0.8V$ (c) $\pm 1.0V$ (d) $\pm 1.3V$ (e) $\pm 1.5V$ (f) $\pm 1.8V$ uygulanan voltaja göre Brinkman fit eğrileri

yaklaşırsa fit eğrileri o kadar uyumludur demektir. Fit eğrileri görsel olarak çok iyi uyum içerisinde gözükse bile (Şekil 3.81), kalınlık ve ortalama bariyer yüksekliği ters orantılı değişmektedir ($\phi s^2 = \text{sabit}$). Fit sonucunda elde edilen kalınlık ve bariyer yükseklikleri çifti 0.88nm/1.56eV ile 1.92nm/9.3eV arasında

değişmektedir. BDR fit işlemi gerçekleştirilirken BDR formasyonundan kaynaklı kalınlık ve bariyer yüksekliği değerleri birbirinden bağımsız elde edilememiştir.

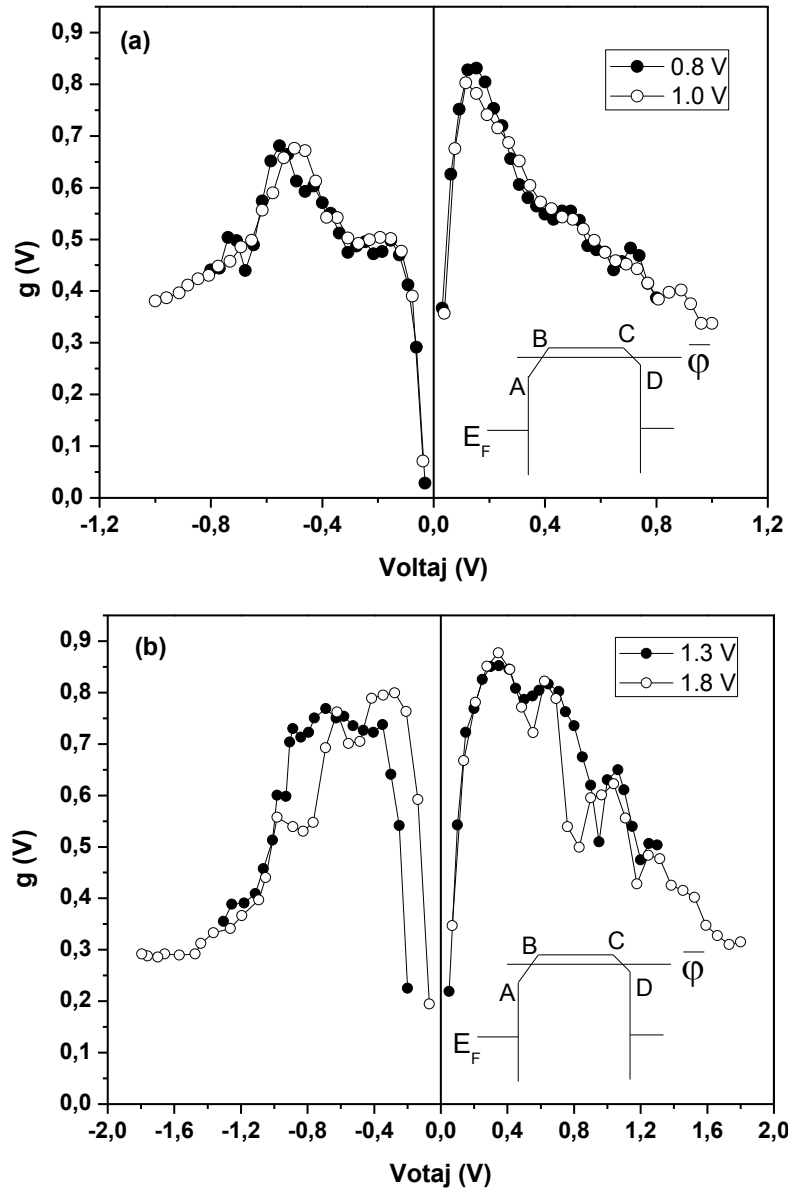
Gundlach modeli

BDR eşitliği ile makul bağımsız fit parametrelerinin elde edilememiş olması, modelin ideal sistem, düşük uygulama voltajı ve düşük sıcaklıklar için kurulmuş olmasıdır. Bu sorunun üstesinden gelmek için, en azından bir bariyer parametresinin diğerinden bağımsız olduğu yeni bir model kullanılmıştır. Bu model Simmon [134] ve Gundlach [143] tarafından ilk kez rapor edilmiştir. Bu modele göre, iletkenliğin logaritmik türevi alınarak;

$$\tilde{g}(V) = d \ln [I(V)/V] / dV \quad (3.17)$$

bu değer ($\tilde{g}(V)$) uygulama voltajına göre değişimine bakıldığında, elde edilen eğrilerde, uygulanan besleme voltajının, ara-yüzey bariyer yüksekliğinden 1.2 kat daha büyük olduğu yerlerde bir tepe noktası ürettiğini göstermektedir [143]. Simmon ve BDR modellerinden farklı olarak oluşturulan bu model Şekil 3.82’de daha iyi anlaşılmaktadır. Şekil 3.82’de $\tilde{g}(V)$ -V grafiği içerisinde bariyer profili verilmiştir. Bu tip bir bariyer profilinde, bariyer yükseklikleri (A ve D noktalarını) uygulama voltajlarının oluşturduğu tepe noktaları vermektedir.

Şekil 3.82b’deki uygulama voltajı 1.2V’a kadar gözlenen tepe noktaları, Röttländer tarafından önerilen bariyer profilindeki [144], A ve D noktalarına atfedilebilir. Diğer taraftan, B ve C noktaları 1.2V’dan sonra ortaya çıkan tepe noktalarını işaret etmektedir. Şekil 3.82b’de görüldüğü üzere, uygulama voltajı 1.2V’dan sonra herhangi bir tepe noktası gözükmemektedir. Bu nedenle, BDR modelinden elde edilen bariyer yükseklikleri Gundlach modelinde elde edilen en düşük bariyer yüksekliklerinden biri (2.3eV) olarak düşünülebilir. Bu bariyer yüksekliğinde, toplam bariyer kalınlığı 1.56nm’ye eşittir. Modelden elde edilen bariyer kalınlık değeri, XRR eğrilerinde CoFeB/MgO/CoFeB alt ve üst ara-yüzey pürüzlülükleri hesaba katıldığında elde edilen MgO bariyer kalınlık değerleri ve HRTEM görüntüsünden elde edilen değerler ile uyum içerisinde.

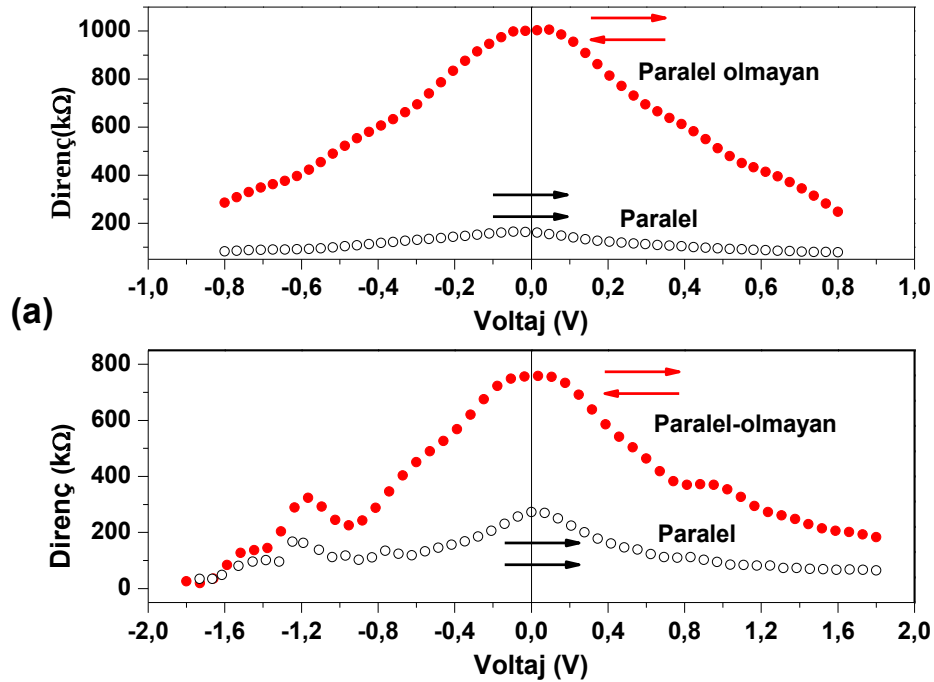


Şekil 3.83. (a) Düşük ($\leq 0.8\text{ V}$) ve yüksek uygulama ($> 0.8\text{ V}$) voltaj değerleri için iletkenliğin logaritmik türevi ($\tilde{g}(V)$ -Voltaj(V)). Şekildeki noktalar ölçüm noktaları olup, çizgi ise okuyucunu gözüne kılavuzluk etmesi için kullanılmıştır. Grafik içerisinde Gundlach bariyer profili Röttländer tarafından önerilmiştir ve BDR modelinden farklıdır; bariyer profilinde E_F Fermi enerji seviyesini, $\bar{\phi}$ ortalama bariyer yüksekliğini göstermektedir

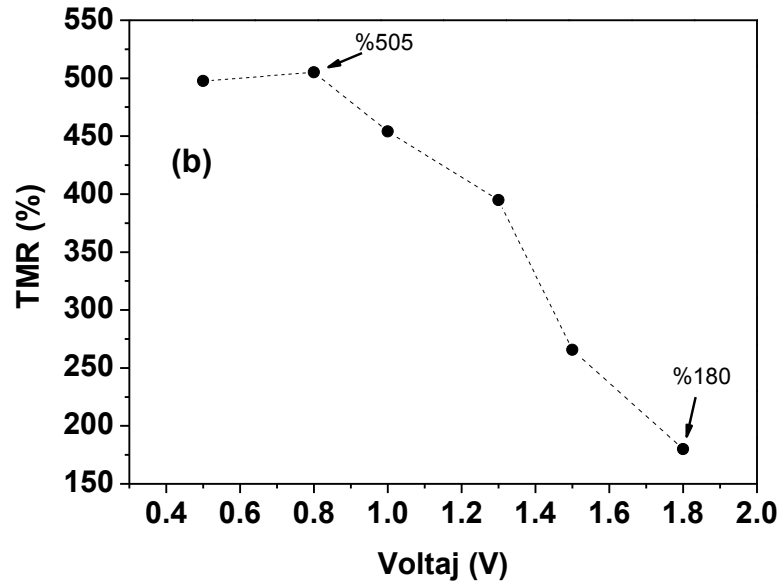
BDR modeli ile Gundlach modelinin kombinasyonu sonucunda, bariyer kalınlığı 1.56 nm olarak sabit tutulmuş, P-SV numunesinin uygulanan voltaj değerine göre bariyer yüksekliklerinin 1.52 ile 1.99 eV arasında değiştiği

bulunmuştur. Uygulama voltajına göre, numunede meydana gelen asimetrik bariyer yükseklikleri ($\Delta\phi$), yani P-SV eklemine 0.5V ve 0.8V arasında voltaj uygulandığında MgO alt ve üst ara-yüzeyindeki alt ve üst bariyer yükseklikleri arasındaki fark 0.6eV ile 0.7eV arasında değişmektedir. $\Delta\phi$ değerinin, uygulanan voltaj değeri arttıkça artmakta olduğu gözlenmiş ve 1.8V uygulama voltajı için 2.07eV olduğu hesaplanmıştır.

Şekil 3.83’de uygulanan voltaj değerlerine bağlı olarak, manyetik alan altında (paralel) ve manyetik alan olmadan (anti-paralel) ölçülen diferansiyel dirençlerin (dV/dI) değişimi verilmiştir. Literatür ile karşılaştırıldığında, 2nm MgO kalınlığına ve $25 \times 25 \mu\text{m}^2$ direnç alan bölgesine sahip MTJ için direnç değerlerinin görece olarak yüksek olduğu sonucuna varılmıştır. Ancak, direnç değerlerinin görece olarak yüksek olmasının nedeninin MgO üretim basıncının yüksek olmasından kaynaklandığı tespit edilmiştir ve bu sonuç literatürde daha önce rapor edilen aynı MgO kalınlığına sahip numunelerin direnç değerleri ile tutarlı bir sonuçtur [145].



Şekil 3.84. (a) Düşük ($\leq 0.8V$) ve yüksek uygulama ($> 0.8V$) voltaj değerleri için manyetik alan altında (paralel) ve manyetik alan olmadan (anti-paralel) ölçülen diferansiyel direnç (dV/dI) değerleri ve (b) bu değerlerden hesaplanan TMR değerinin uygulama voltajına göre değişimi



Şekil 3.83. **(Devam)** (a) Düşük ($\leq 0.8V$) ve yüksek uygulama ($> 0.8V$) voltaj değerleri için manyetik alan altında (paralel) ve manyetik alan olmadan (anti-paralel) ölçülen diferansiyel direnç (dV/dI) değerleri ve (b) bu değerlerden hesaplanan TMR değerinin uygulama voltajına göre değişimi

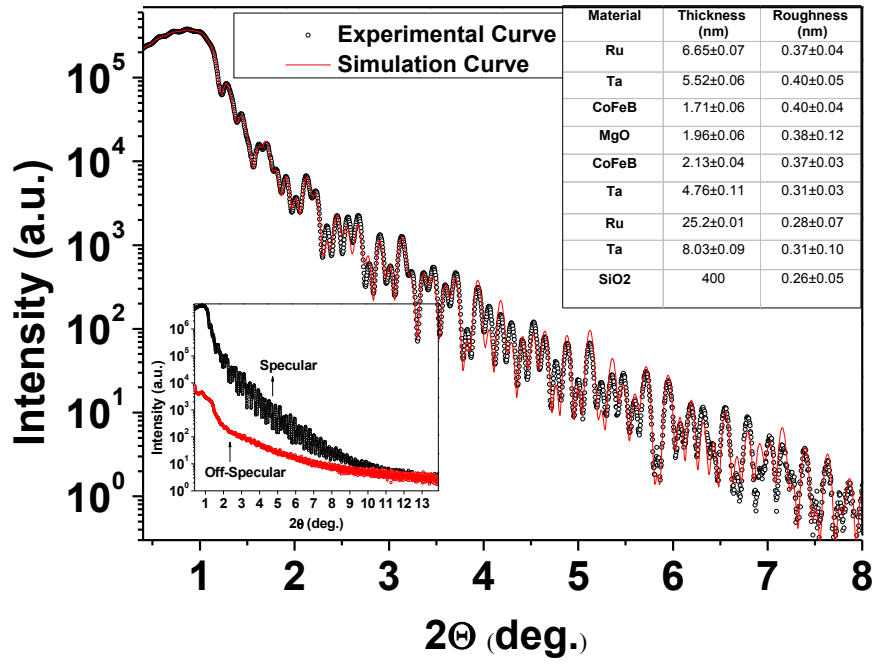
Şekil 3.83a'da görüldüğü üzere, düşük uygulama voltajlarında, direnç eğrileri simetrik bir yapıya sahiptir ve en yüksek direnç farkına, yani TMR değerine sahiptir. Direnç eğrilerinin düşük uygulama voltajında simetrik olması ve yüksek TMR değerlerinin elde edilmesi, MgO bariyerin her iki ara yüzey pürüzlülüğünün simetrik ve yüksek kalitede olduğunu göstermektedir [50, 39, 146, 147]. Yüksek voltaj değerlerinde ($>0.8V$) (Şekil 3.83a), çok az bir asimetri durumu gözlenmektedir. Bununla birlikte yüksek voltaj uygulamasında hem negatif voltajda hem de pozitif voltajda osilasyonlar gözlenmektedir ve özellikle negatif voltaj bölgesinde paralel ve antiparalel durumdaki direnç değerlerinin $-1.5V$ civarında üst üste bindiği gözlenmiştir. Yüksek uygulama voltajındaki bu değişimlerle birlikte TMR değerinin de azaldığı gözlenmiştir. Şekil 3.83b'de TMR değerlerinin uygulanan voltaja göre değişimi verilmiştir. Buna göre, en yüksek TMR değeri %505'lik oranla $0.8V$ voltaj değerinde elde edilmiş, $0.8V$ 'dan daha yüksek voltaj değerlerinde voltaj değerinin yükselmesine bağlı olarak TMR değerinin de düştüğü gözlenmiştir.

Literatürde MTJ numunelerinde uygulanan voltaj değerinin yükselmesi ile TMR değerinin düştüğünü gösteren sonuçlar bulunmaktadır [24,141]. Uygulama

voltajı arttıkça TMR değerinin azalmasının nedenlerinden biri olarak MgO bariyerinin her iki ara-yüzeyin farklı olmasından kaynaklanan direnç asimetrisinin olabileceği rapor edilmiştir [146,49,145]. Fakat tez kapsamında üretilen ve incelenen bu numunede, XRR ve HRTEM sonuçlarına göre, MgO bariyerinin her iki ara-yüzeyinin aynı pürüzlülüğe sahip olduğu, dolayısıyla büyük oranda simetrik olduğu varsayılmaktadır (Şekil 3.84). Burada, XRR tekniğinin atomik boşluklar gibi daha detaylı ara-yüzey yapısı farkını ayıramadığını vurgulamak gerekmektedir. Miao ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada MgO bariyerinde bulunan kusurların, boşlukların, iki elektrot arasındaki çoğunluk elektron-durum simetrisi ilişkisini bozduğu ve bu bozukluğun eş fazlı olmayan bir tünelleme kanalı açarak TMR değerinin azalmasına neden olduğunu göstermiştir[127]. Üstelik uygulanan voltaj değeri ile bu kusur ve boşluklardan kaynaklanan asimetrisinin daha da ön plana çıktığını ve dolayısıyla TMR değerindeki azalmayı daha da arttırdığını rapor etmişlerdir. Miao ve arkadaşları simetri saçılımının karakteristik uzunluğunun yaklaşık 1.6nm civarında olduğunu bulmuşlardır [127].

Bu tez kapsamında incelenen numune yapısında, HRTEM sonuçları (Şekil 3.57) MgO bariyerinin polikristal yapıya sahip olduğu ve kısmen (001) yönelimli olduğunu göstermektedir. Bu nedenle, XRR tekniğinin çözemediği MgO içerisindeki kusurlu bölgelerin olabilme ihtimali, incelenen bu numuneler içinde geçerlidir. Yüksek voltaj uygulanmasında ortaya çıkan osilasyonların elektronların girişiminden kaynaklanan rezonans tünellemesi, sonuç olarak FN tünellemesi, olası sebepler arasındadır [142]. Çünkü bariyere bir voltaj uygulandığında, bariyer yüksekliği uygulanan voltajdan dolayı eğilmekte ve bariyerden daha fazla enerjiye sahip elektronlar bariyer yüksekliğini aşarak diğer elektrota ulaşabilmektedir. Bu eğilme tünelleme sürecini etkileyebilmektedir.

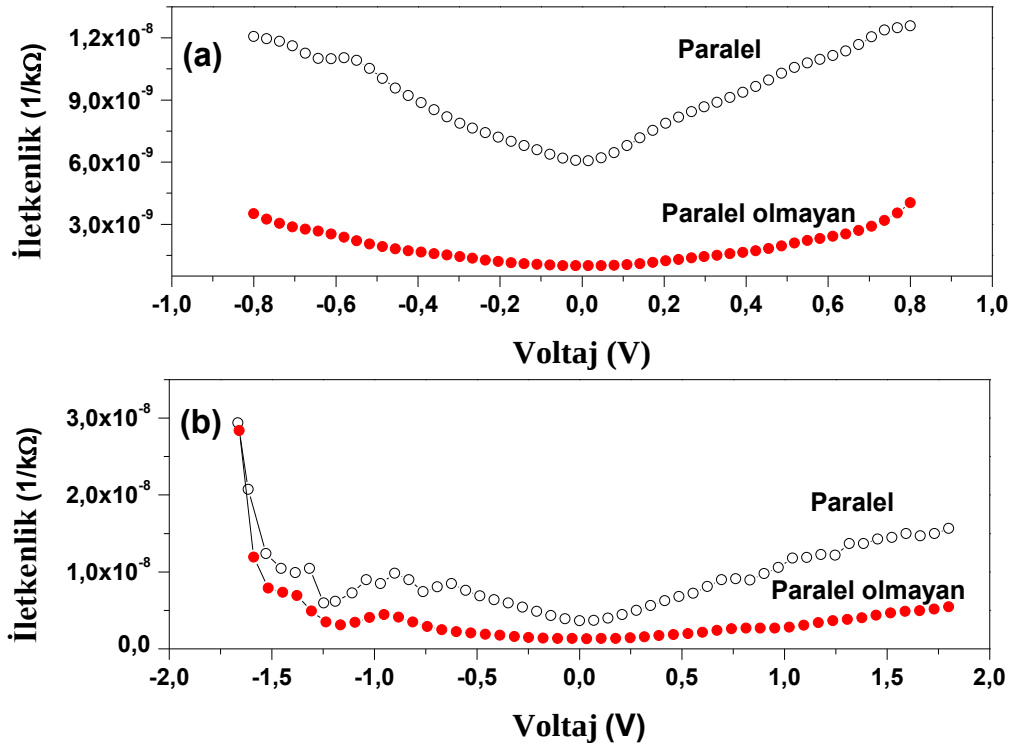
Şimdiye kadar elde edilen bulgular ile yüksek voltaj değerlerinde, direnç eğrilerinde ortaya çıkan osilasyonlar ve 1.5eV besleme voltajında paralel ile antiparalel durumlardaki dirençlerin üst üste binmesinin nedeni açıklanamamaktadır. Uygulanan voltaj değerine göre iletkenlik eğrileri bu bulguların nedeninin tartışılmasına olanak tanımaktadır.



Şekil 3.85. 2nm bariyer kalınlığına ve 25x25µm² direnç alan bölgesine sahip P-SV numunesinin XRR datası (içi boş halka ile verilmiştir) ve ilgili dataya yapılmış simülasyon (kırmızı düz çizgi) eğrisi. Simülasyon sonucunda elde edilen sonuçlar grafik içerisindeki tablo halinde verilmiştir. Grafik içerisinde yansıtıcı (specular) ve yansıtıcı olmayan (off specular) ölçüm sonucu verilmiştir.

Tamamen epitaksiyel büyütülmüş Fe/MgO/Fe MTJ sisteminde, uygulanan voltajın sadece bir yönünde oluşan osilasyonlar, ara-yüzeydeki yapısal farklılıklardan kaynaklandığı rapor edilmiştir [48]. Şekil 3.85’de düşük (<0.8V) ve yüksek uygulama (>0.8V) voltaj değerleri için manyetik alan altında (paralel) ve manyetik alan olmadan (anti-paralel) ölçülen diferansiyel iletkenlik (dI/dV) değerlerinin değişimi gösterilmektedir. 0.8V uygulama voltajına kadar fark edilebilir belirgin bir osilasyon gözlenmemektedir, yani 0.8V kadar uygulanan her iki voltaj yönü için simetrik iletkenlik eğrilerinin olduğu söylenebilir. Ancak, 0.8V’dan daha büyük uygulama voltaj değerleri için uygulanan voltajın her iki yönünde osilasyonlar belirgin şekilde gözükmemekte ve osilasyon şiddetleri artan voltaj değerine göre artmaktadır. Üstelik iletkenlik değerleri hem paralel yönde hem de antiparalel yönde hızlı bir şekilde artmakta ve paralel ve antiparalel iletkenlik eğrilerinin negatif uygulama voltajında -1.5V civarında üst üste bindiği

görülmektedir. Bu bulgulara göre, araştırma grubumuz tarafından yapılan tartışmalarda, tünelleme olayının uygulama voltajı $-1.5V$ 'un ötesinde ferromanyetik elektrotların spin yönelimlerinden bağımsız bir şekilde gerçekleştiği şeklinde düşünülmüştür. Epitaksiyel büyütülmüş Fe/MgO/Fe MTJ sisteminde anti-paralel yönelimde, uygulama voltajının negatif yönünde iletkenliğin artması, Fe(001) azınlık elektronların ara-yüzey rezonans durumdaki katkılarından kaynaklandığını rapor edilmiştir [148].



Şekil 3.86. (a) düşük ($\leq 0.8V$) ve yüksek uygulama ($> 0.8V$) voltaj değerleri için manyetik alan altında (paralel) ve manyetik alan olmadan (anti-paralel) ölçülen diferansiyel iletkenlik (dI/dV) değerleri.

Sunulan çalışmada [148] elde edilen sonuçlara benzer bir durum, incelenen bu numunede de gözlenmiş ve tünelleme sürecinin değiştiğini, FN tünelleme ile bu durumun gerçekleştiği tespit edilmiştir. Sonuç olarak, grubumuz tarafından ve bu tez kapsamında ilk kez, P-SV numunelerinde tünelleme sürecinin uygulanan voltaj değerine göre değişebileceği gösterilmiş ve bu alanda literatüre katkıda bulunulmuştur.

3.3.4.5 Direk tünelleme (DT) ve Fowler-Nordheim (FN) tünelleme olayı

Uygulanan voltaj değerine göre tünelleme sürecinin değişimini açıklayabilmek için farklı türden tünelleme mekanizmaları bariyer özelliklerine göre incelenmiştir. Direk tünelleme (**D**irect **T**unnelling: DT) ve FN tünelleme süreçlerinin incelenen bu numune için uygun olduğuna karar verilmiştir.

DT mekanizması; uygulanan voltaj değeri ortalama bariyer yüksekliğinden daha az olduğu ($V_b < \frac{\bar{\phi}}{e}$) zaman etkili olan [134], tünelleme mekanizmasıdır. DT tünelleme mekanizması akım-yoğunluğu ve voltaj bağımlılığı ifadesi Simmon tarafından

$$J \propto \frac{F}{d} \exp\left(-\frac{2d\sqrt{2m^*\bar{\phi}}}{\hbar}\right) \quad (3.18)$$

ile verilmektedir. Eşitlikte, $F = \frac{V}{d}$ elektrik alan kuvvetini, d bariyer kalınlığı, m^* etkin elektron kütlesi, $\hbar$ Plank sabiti ve $\bar{\phi}$ spine bağlı etkin ortalama bariyer yüksekliğidir [134]. Eğer uygulanan voltaj değeri ortalama bariyer yüksekliğinden daha fazla ise ($V_b > \frac{\bar{\phi}}{e}$), tünelleme süreci FN tünelleme ile açıklanmaktadır [144,149]. FN tünelleme eşitliği;

$$J \propto F^2 \exp\left(-\frac{4d\sqrt{2m^*\bar{\phi}^3}}{3\hbar eV}\right) \quad (3.19)$$

ile verilmektedir. FN tünelleme sürecini incelenen numunede kullanabilmek için eşitlik 3.19'u logaritmik skalada alarak denklem doğrusal hale getirilebilmektedir.

$$\ln \frac{J}{F^2} \propto \left(\frac{1}{F}\right) \left(-\frac{4d\sqrt{2m^*\bar{\phi}^3}}{3\hbar e}\right) (1/d) \quad (3.20)$$

Eşitlik 3.20'den açıkça görülüyor ki, $\ln(J/V^2)$ karşı $\frac{1}{F}$ grafiği doğrusal bir eğri olacaktır. Doğrusal eğrinin eğimi bariyer yüksekliğine bağlıdır. DT ve FN

tünelleme süreçlerini birbiri ile karşılaştırabilmek için, DT eşitliği (Eşitlik-12) tekrar düzenlenirse;

$$\ln \frac{J}{F} \propto \left(\ln \frac{1}{F} \right) \left(-\frac{2d\sqrt{2m^*\phi}}{\hbar} \right) (\ln(1/d)) \quad (3.21)$$

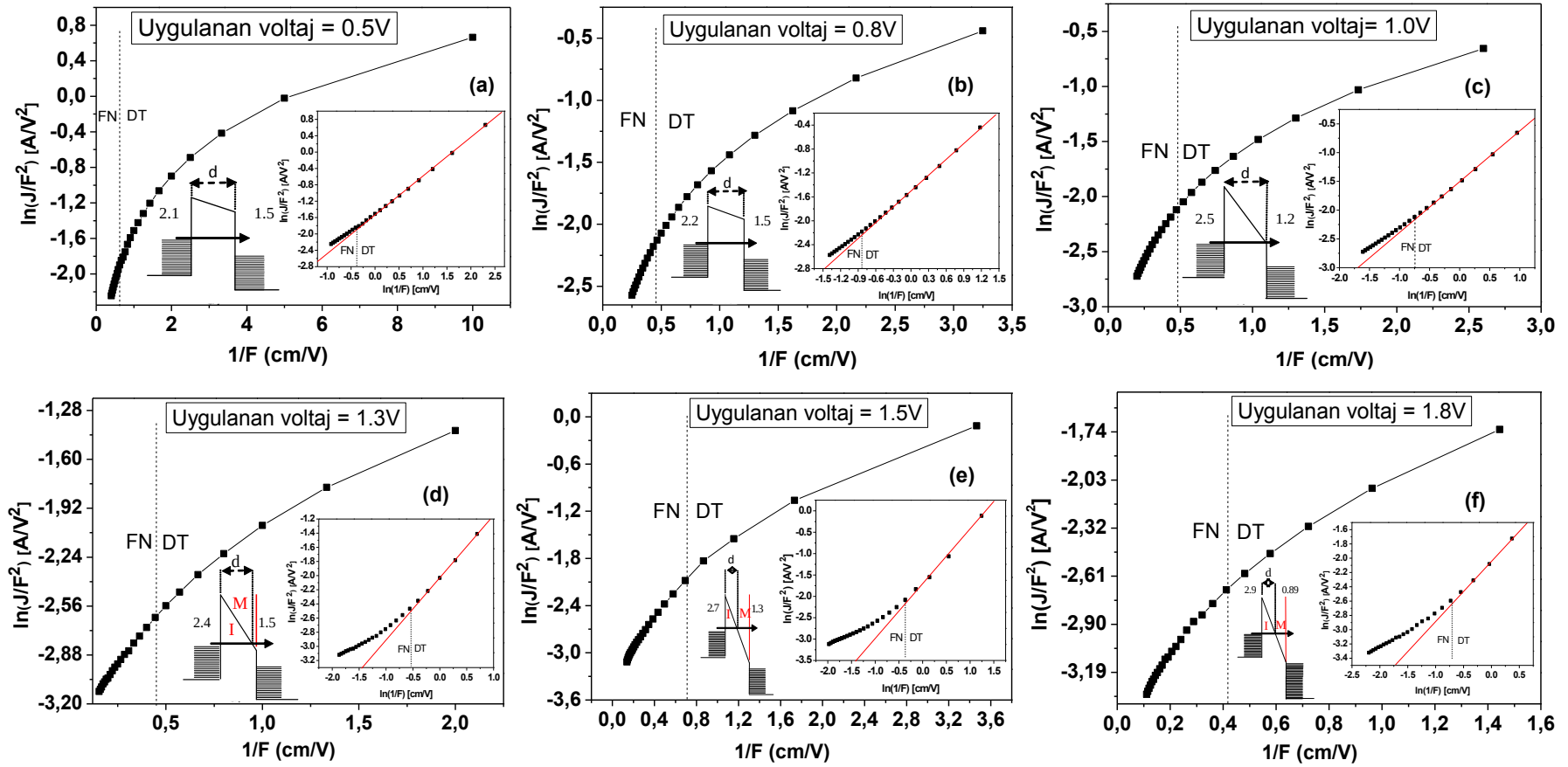
eşitliği elde edilir. $\ln(J/V^2) - 1/F$ grafiği çizdirildiğinde, Eşitlik 3.21'den grafikte logaritmik bir gelişme olacağı görülmektedir.

Şekil 3.86a ve b'de gösterildiği gibi düşük uygulama voltajlarında ($\leq 0.8V$) eğrilerde logaritmik eğilim daha fazla olup, doğrusal eğilim çok az gözlenmektedir. Logaritmik eğilimin fazla olması tünelleme sürecinin baskın olarak DT tünellemede olduğunu göstermektedir. Buna karşın, yüksek uygulama voltajlarında ($> 0.8V$) eğriler daha çok doğrusal bir eğilimde olup, logaritmik eğilim, artan voltajla birlikte azalmaktadır. Eğrilerde doğrusal eğilimin artması yüksek uygulama voltajlarında DT tünelleme yerine FN tünelleme olayının baskın hale geldiğini göstermektedir. Uygulanan voltajın, bariyer özelliklerine etkisini daha fazla tartışabilmek için, bariyer yükseklikleri ve kalınlıkları Şekil 3.86 içerisinde şematik olarak verilmiştir. Düşük uygulama voltajlarında ($\leq 0.8V$), bariyer asimetrisi çok azdır ve neredeyse bariyer simetrik bir yapıya sahiptir. Düşük uygulama voltajında, simetrik bariyer yapısında, tünelleme mekanizmasında baskın olan Δ_1 çoğunluk elektronların uyarıldığı ve bariyer boyunca geçerek diğer elektrotta Δ_1 çoğunluk elektronlarını kabul edecek kendi simetrisine uygun bölgelere yerleştiği ve bunun sonucunda incelenen P-SV numunesinde yüksek TMR değerlerinin gözlemlendiği bulunmuştur. Yüksek uygulama voltajlarında ($> 0.8V$), bariyer asimetrisi artmakta ve bariyer yüksekliği belirgin bir şekilde eğilmektedir (Şekil 3.86c ve f içerisindeki bariyer şekilleri). Bu nedenle, tünelleme olayı DT sürecinden FN sürecine geçmektedir.

Bowen ve arkadaşları [142], elektrik alan nedeniyle bariyerin eğilmesiyle, elektronların bariyer eğimi içerisinde kalan bölgeyi yalıtkan (I) gibi, bariyer dışarısında kalan bölgeyi de metal bölge olarak algıladığını göstermişlerdir. Bu nedenle, Bowen ve arkadaşları [142], eş fazlı tünelleme sürecinin, aynı elektronik simetriye sahip bariyerin, yalıtkan ve iletken bölgelerindeki taşıyıcıların iletimini temsil ettiğini rapor etmişlerdir. Eş fazlı iletim bariyerin her iki bölgesinde (yalıtkan ve iletken) gerçekleşmektedir. FN tünelleme sürecinde, gelen

elektronların enerjisi bariyer içerisindeki toplayıcı bölgenin bariyer yüksekliğinden fazla olduğu için bariyeri aşmakta ve MgO'nun iletkenlik bandına direk olarak tünellemektedir. Bu gibi elektronlar bariyerin toplayıcı ara-yüzeyinde düzlem dalgalar gibi davranış gösterir. Gelen ve yansıyan elektronlar girişim yaparak bariyer bölgesinde duran dalgalar gibi davranır. Bu nedenle, iletkenlik eğrilerinde gözlenen osilasyonların, artan uygulama voltajı ile değişen bariyer genişlikleri nedeniyle farklı girişim bölgelerindeki elektronların girişim yapmasından dolayı oluşan dinamik rezonanstaki kaynaklandığı söylenebilir.

Dinamik rezonans tünelleme FN tünellemenin bir sonucudur [149, 150]. Eğer, uygulanan voltaj değeri ara-yüzey bariyer yüksekliğinden fazla ise, etkin bariyer genişliği azalır ve yalıtkan içerisindeki valans ve iletkenlik bandındaki FN tünelleme CoFeB elektrotlarındaki spine bağlı tünellemeyi ve elektrotlar arasındaki manyetik etkileşimi değiştirebilir. Sonuç olarak, iletkenlik eğrisindeki, negatif uygulama voltajında -1.5V üzerinde gözlenen ani iletim artması bariyerin artan voltaj nedeniyle eğilmesi ile elektronların bariyer eğim dışında kalan bölgeyi metal gibi algılayıp, metalik saçılma yapmasından kaynaklanabilir. Dolayısıyla, metalden saçılma gibi davranan elektronlar CoFeB elektrottaki spin yönelimlerine bakmaksızın, spinden bağımsız iletim yaparlar. Elektronların metalden saçılma etkisi GMR etkisidir. Çünkü GMR etkisinde, tez kapsamında üretildiği gibi, elektrotlar arasında manyetik olmayan iletken bir bariyer kullanılmaktadır ve bu tür GMR tipi SV sistemlerinde bu tür osilasyonlar gözlenmiştir[144]. Tez çalışmasının literatüre sunduğu katkı, P-SV numunesinde eş fazlı FN tünelleme süreci, fiziksel olarak GMR ve TMR manyetodirençlerin kesiştiği süreç olarak açıklanabilir. Bu tartışmalara göre, osilasyonların nedenin MgO'nun ara-yüzey bantları ile ilgili olduğu ortaya çıkmaktadır, bununla birlikte Gundlach modelinde, iletkenliğin voltaja karşılık logaritmik türevinde gösterildiği gibi (Şekil 3.82), değişen uygulama voltajına göre, ara yüzey bariyer yükseklikleri ile ilişkilendirilmiş tepe noktaları ortaya çıkmıştır. Bu tepe noktaları MgO içerisindeki kusurlardan da kaynaklanabilmektedir, dolayısıyla Gundlach modelindeki değişen uygulama voltajına göre tepe noktalarının belirginleşmesi sadece MgO ara yüzey bantlarına atfetmek kesin bir sonuç olamaz.



Şekil 3.87. Farklı uygulama voltajlarına göre, (a) 0.5V (b) 0.8V (c) 1.0V (d) 1.3V (e) 1.5V (f) 1.8V, $\ln(J/V^2) - 1/F$ grafikleri. Şekillerin içerisinde verilen $\ln(J/F^2) - \ln(1/F)$ grafiklerde DT ve FN tünelleme süreçlerine geçişlerin daha iyi fark edilebilmesi için verilmiştir. Elde edilen bariyer yükseklikleri (eV) ve etkin bariyer genişliği d şematik olarak şekiller içerisinde verilmiştir. Şekillerde, I ve M harfleri sırasıyla bariyerde elektronun yalıtkan ve metal olarak algıladığı kısımları temsil etmektedir. Bariyer şekillerindeki ok işareti elektronun pozitif voltaj bölgesinden akışını temsil etmektedir.

Sonuç olarak, bu tez kapsamında yapılan çalışmalarda, FN tünelleme süreci yüksek uygulama voltajlarında kritik rol oynasa da, MgO'da bulunan kusurların, olası etkilerinin göz ardı edilmemesi gerekmediği anlaşılmaktadır. Çünkü incelenen numunede kısmen kristallenmiş (001) yönelime sahip MgO bariyerinde, kusurlu bölgelerin olması beklenen ve HRTEM görüntüleri ile kanıtlanmıştır. Bu kusurlu bölgeler, özellikle yüksek uygulama voltajlarında çoğunluk elektronların eş fazlı simetrisini bozarak, eş fazlı olmayan bir tünellemeye yol açabilmektedir [48].

Uygulama voltajının P-SV numunesine etkisinin tartışıldığı bu çalışmada, genel bir sonuç olarak, artan uygulama voltajı nedeniyle tünelleme sürecinin TMR değerini azalttığı etkisi literatürde ilk kez gözlenmiştir.

3.3.5 P-SV sisteminde elde edilen genel sonuçlar

P-SV sistemleri MS tekniği ile başarılı bir şekilde üretilmiştir. P-SV sistemini oluşturan her bir katman yapısının, alttaştan başlanarak tüm katman boyunca her bir adımda yapısal özellikleri incelenmiş ve her bir katmanın getirdiği yapısal özellikler literatüre uygunluğu ile tartışılmıştır. Farklı bariyer kalınlıklarına sahip P-SV sistemleri üretilmiştir. Her bariyer kalınlığı için farklı UDA sıcaklıkları uygulanarak P-SV sisteminde meydana gelen yapısal özellikler tartışılmıştır. 2nm bariyer kalınlığına sahip P-SV sistemi için HRTEM analizi yapılarak, SV sistemlerinde teorik olarak yüksek TMR gösterecek yapı CoFe/MgO/CoFe (100) ilişkisinin sağlandığı gözlenmiştir. HRTEM sonuçlarının, XRD ve XRR sonuçları ile uyum içerisinde olduğu gösterilmiştir.

Farklı bariyer kalınlıklarında ve her bir bariyer kalınlığı için yapılan UDA işlemleri sonunda her bir numunenin manyetik analizleri yapılmış, CoFeB katmanında bulunan B difüzyonunun MgO kalınlığı ile değişimleri gözlenmiştir. Manyetik özelliklerin yapı ile olan ilişkisi tartışılmıştır.

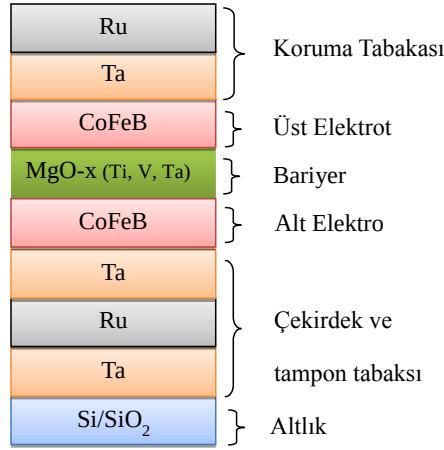
P-SV numunelerin elektrik ve manyetodirenç özelliklerinin incelenebilmesi için P-SV numunelerinin mikrofabrikasyonu yapılmıştır. Mikrofabrikasyon sürecinin tasarımları tamamlanmış ve UNAM alt yapısı kullanılarak farklı direnç alan bölgelerine sahip mikro-P-SV numuneleri başarılı bir şekilde üretilmiştir.

Mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV numunelerin Rowell kriterlerine uygunluğu tartışılmıştır. 2nm bariyer kalınlığına sahip P-SV numunesinde, uygulama voltajına göre TMR değerlerindeki değişimler incelenmiştir. TMR değerlerindeki değişimler yapısal özellikler ile ilişkilendirilerek, uygulanan voltaja göre FN ve DT tnellemeleri incelenmiştir ve 0.8V uygulama voltajından sonra FN tünelleme mekanizmasının DT tünellemesine göre daha baskın hale gelmeye başladığı bulunmuştur.

Sonuç olarak, 2nm bariyer kalınlığına sahip numunede 0.8V uygulama voltajında, oda sıcaklığında %505 TMR değerı elde edilmiştir. Bu değer dünyada elde edilen en yüksek TMR değerı olan %630 değerı ile karşılaştırılabilir olup, sonuçlar SCI kapsamında dergide yayınlanarak ilgili alanda literatüre katkıda bulunulmuştur.

3.4 MgO-x (x=Ta,V,Ti) Katkılı Bariyere Sahip P-SV Numuneleri (KP-SV)

P-SV numunelerinin katkılama işlemlerinden önce, XRR ile her bir tabakanın kalınlık optimizasyonu yapılmış ve katkılama oranları belirlenmiştir. Katkılama oranları her bir katkılama malzemesi MgO bariyer içerisinde tek bir katman oluşturmayacak kadardır.



Şekil 3.88. MgO-x Bariyer katkılaması yapılmış numunelerin tabaka yapısının şematik gösterimi.

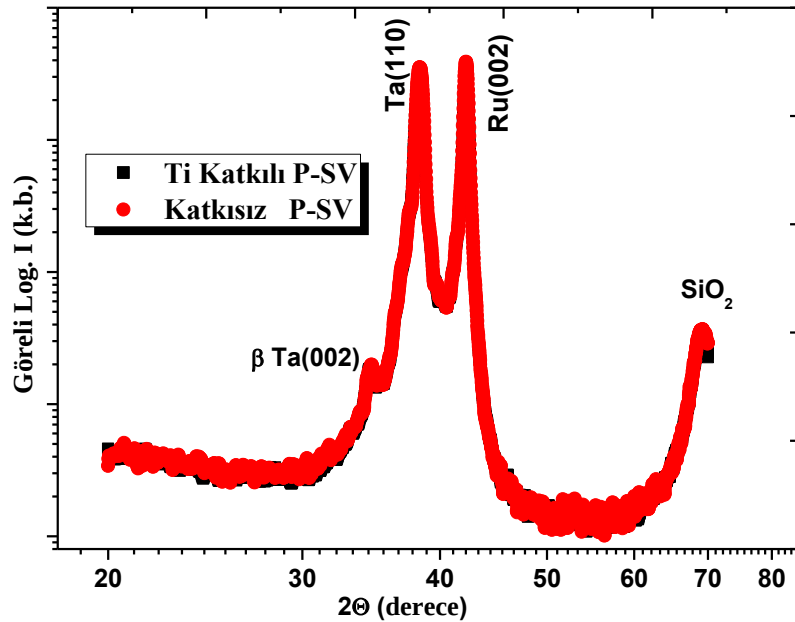
Çizelge 3.5 Katkılanmış MgO bariyerine sahip P-SV numunesinin katman kalınlıkları.

Film Tabakaları	Film Tabaka Kalınlıkları (nm)			
Ru	5	5	5	5
Ta	5	5	5	5
Co₄₀Fe₄₀B₂₀	3	3	3	3
MgO-X	2	2	2	2
Co₄₀Fe₄₀B₂₀	3	3	3	3
Ta	5	5	5	5
Ru	20	20	20	20
Si/SiO₂	400	400	400	400
X	MgO	MgO-Ti	MgO-V	MgO-Ta

Bu çerçevede 2 nm'lik bariyerde her bir katkı elementi için yaklaşık %2.5 'lik katkılama yapılmıştır. Her bir seri için, manyetik ve yapısal karakterizasyonlarında kullanılmak üzere 5x5 mm² ve 10x10 mm² örnekler ve ayrıca litografi süreçleri için 3 inç (76 mm) disk numuneler üretilmiştir. Dört seri olmak üzere toplam 36 adet karakterizasyon ve 16 adet litografi için numune üretilmiştir. Şekil 3.87 ve Çizelge 3.3'de üretilen numunelerin sırasıyla tabaka yapıları şematik olarak gösterilmiş ve kalınlık değerlerinin tablosu verilmiştir.

3.4.1 KP-SV numunelerin yapısal karakterizasyonları

Katkılanmış MgO bariyerine sahip P-SV sistemlerinde yapısal karakterizasyonları için P-SV sisteminde kullanılan tekniklerin aynı kullanılmıştır. Katkılama oranları çok düşük olduğu olduğu için (2nm bariyer içerisinde birkaç atom) yapısal karakterizasyonlarda katkılanmış ve katkılanmamış bariyere sahip P-SV sistemlerinde bir fark görülememiştir.

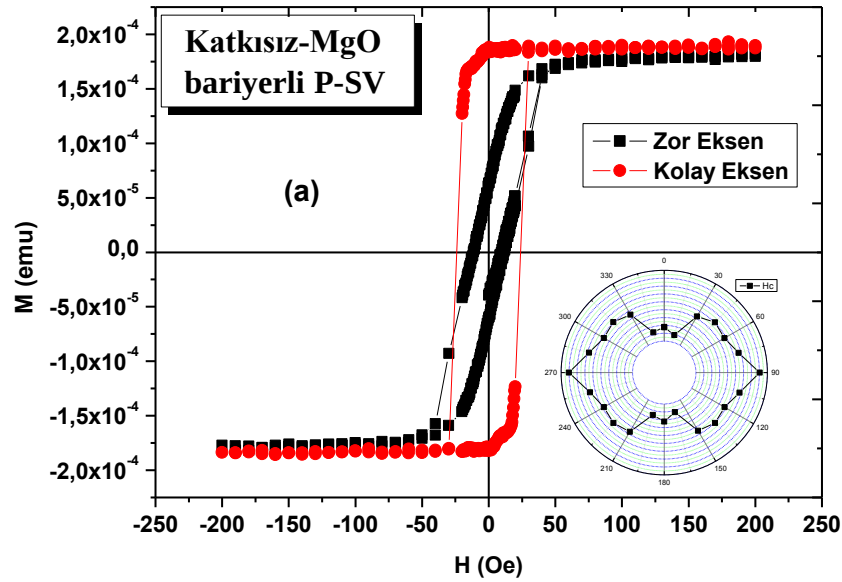


Şekil 3.89. Ti katkılı ve katkısız MgO bariyerine sahip P-SV numunelerinin XRD kırınım desenleri

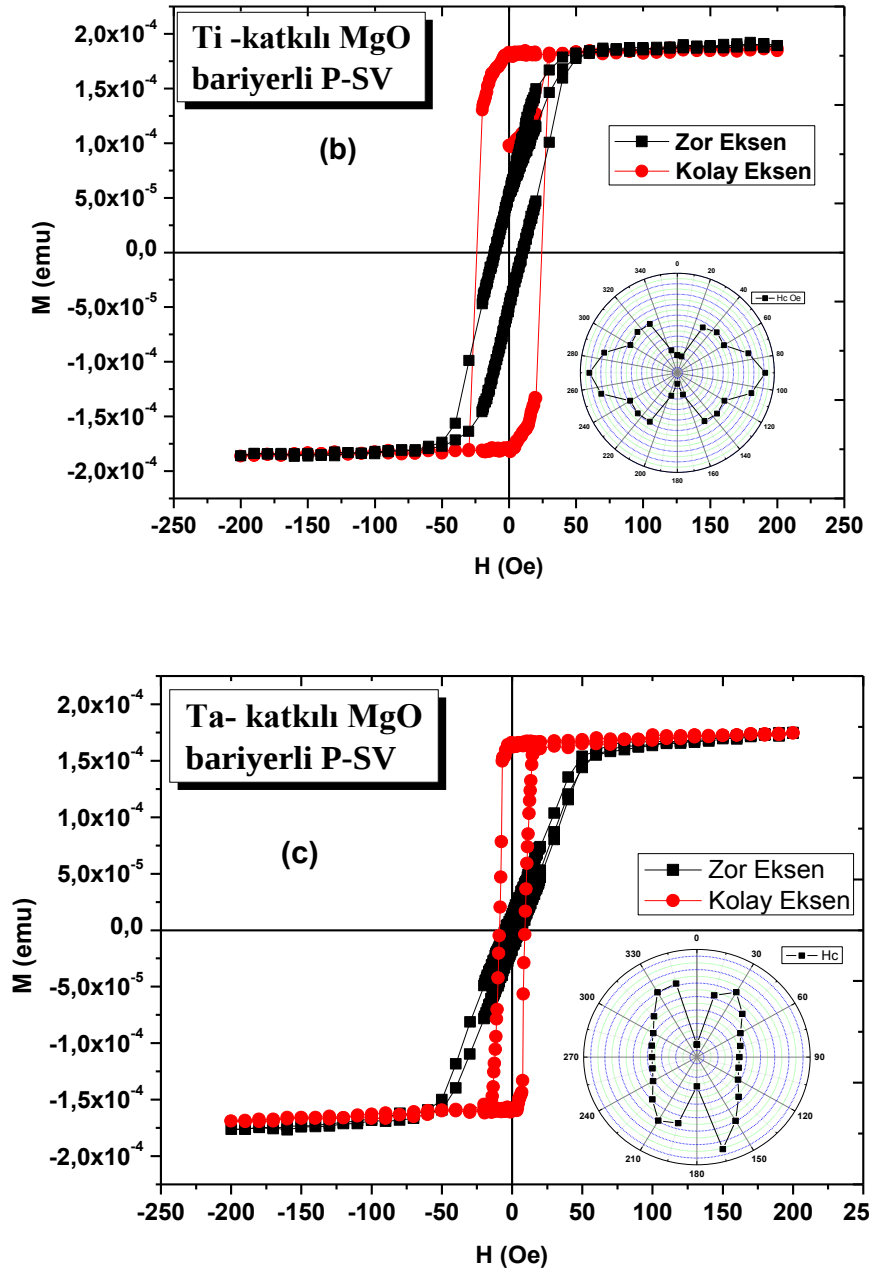
Katkılandırma yapılmış diğer numunelerin yapısal karakterizasyonlarda bir fark gözlenmediği için, sonuçlar tez içerisinde verilmemiştir.

3.4.2 KP-SV numunelerin manyetizasyon karakterizasyonları

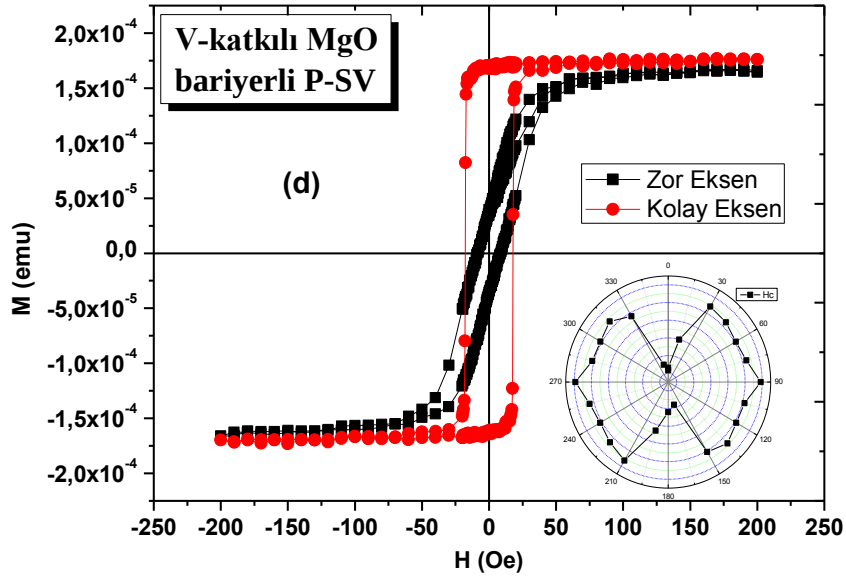
Farklı bariyer katkısına sahip P-SV numunelerinin manyetizasyon ölçümleri $5 \times 5 \text{ mm}^2$ boyutuna sahip numunelerle yapılmıştır. Ölçümler manyetik anizotropisini belirlemek için açığa bağlı olarak yapılmıştır. Şekil 3.88’de farklı katkı maddeleri katkılanmış ve katkılanmamış numunelerin kolay ve zor eksenlerine sahip olduğu görülmektedir. Şekil 3.89’da kolay ve zor eksenlere göre katkılanmış ve katkılanmamış numunelerin karşılaştırmalı grafikleri verilmiştir. Bu sonuca göre kolay eksen manyetizasyon eğrilerinde (Şekil 3.89a), MgO ve MgO-Ti ile MgO-Ta ve MgO-V bariyerine sahip P-SV numunelerinin benzer doyum manyetizasyonuna sahip olduğu görülmektedir. Zor eksen manyetizasyon eğrilerinde (Şekil 3.89b), her bir numunenin farklı doyum noktasına sahip olduğu gözükmemektedir. Açığa bağlı olarak H_c değerlerine bakıldığında (Şekil 3.90 ve



Şekil 3.88. (a) MgO (b) MgO-Ti (c) MgO-Ta (d) MgO-V bariyerine sahip P-SV numunelerin kolay ve zor eksenlerini gösteren manyetizasyon eğrileri. Grafikleri içerisindeki her bir numune için açığa bağlı olarak artık mıknatıslanma eğrileri verilmiştir.



Şekil 3.88. (Devam) (a) MgO (b) MgO-Ti (c) MgO-Ta (d)MgO-V bariyerine sahip P-SV numunelerin kolay ve zor eksenlerini gösteren manyetizasyon eğrileri. Grafikleri içerisindeki her bir numune için açıya bağlı olarak artık mıknatıslanma eğrileri verilmiştir.

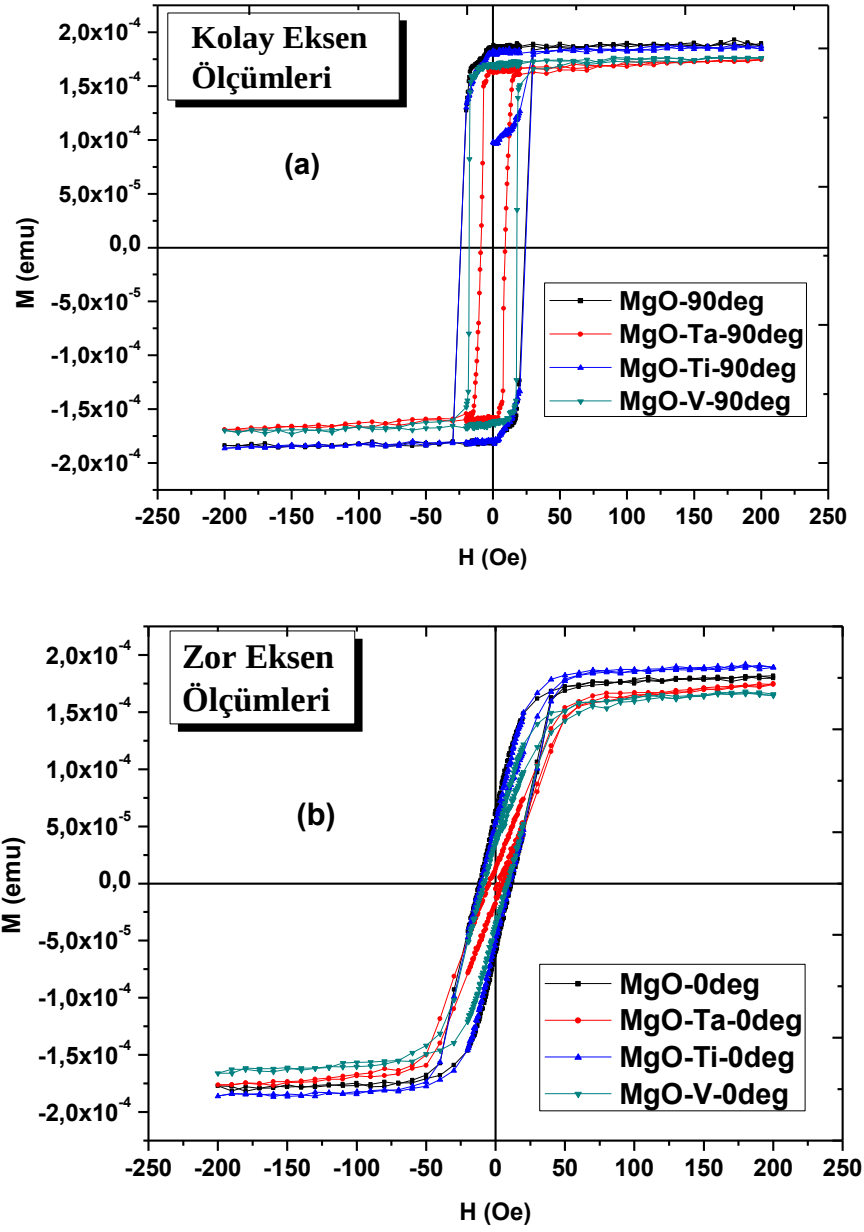


Şekil 3.88. (Devam) (a) MgO (b) MgO-Ti (c) MgO-Ta (d)MgO-V bariyerine sahip P-SV numunelerin kolay ve zor eksenlerini gösteren manyetizasyon eğrileri. Grafikleri içerisindeki her bir numune için açıya bağlı olarak artık mıknatıslanma eğrileri verilmiştir.

Şekil 3.88 içerisindeki grafikler), her bir numunenin açıya bağlı olarak simetrik artık mıknatıslanmaya sahip olduğu gözlenmektedir. MgO ve MgO-V bariyerli P-SV numunelerinin benzer anizotropiye sahip olduğu, ancak MgO-V bariyerli P-SV'nin artık mıknatıslanma değerinin MgO bariyerli P-SV'den daha düşük olduğu gözlenmektedir. MgO-Ta bariyerli P-SV numunesinin anizotropisinin farklılık gösterdiği gözlenmektedir. Bu sonuçlar, MgO bariyerine yapılan katkı elementine bağlı olarak anizotropik özelliklerin değiştiğini göstermektedir.

Şekil 3.99'da KP-SV numunelerinin kolay ve zor eksenlerinde alınan manyetizasyon eğrileri verilmiştir. Manyetizasyon eğrisine göre, numunelerin açıya bağlı olarak bir değişim gösterdiği ve izotropik olmayan bir manyetizasyona sahip olduğu gözlenmektedir.

Manyetizasyon sonuçlarına göre bariyer içerisine birkaç atom katkılama yapılarak üretilen KP-SV numunelerinde her bir katkı elementine göre farklı manyetik özellikler gösterdiği bulunmuştur. Bu durumda, katkıli bariyerlere sahip KP-SV numunelerinin başarılı bir şekilde üretildiği sonucu çıkmaktadır.



Şekil 3.89. Farklı katkı maddeleri doplanmış ve katkılanmamış numunelerin (a) kolay ve (b) zor eksenleri gösteren manyetizasyon eğrileri.

3.4.3 KP-SV numunelerin mikrofabrikasyon süreci ve karşılaşılan zorluklar.

Daha önce mikrofabrikasyonu başarılı bir şekilde tamamlanan P-SV numunelerinde kullanılan litografi süreci, katkılanmış bariyer katmanına sahip P-SV numunelerine de uygulanmıştır. Ancak UNAM’da birçok farklı araştırmacı

grubu bulunmaktadır ve her bir grup farklı malzeme alanlarında farklı tip uygulamalar doğrultusunda çalışmaktadır. Bu nedenle UNAM’da proses esnasında, UNAM’ın çok kullanıcıli bir merkez olmasından dolayı bir takım zorluklar yaşanmış ve tezin bu aşamasında katkıli bariyere sahip P-SV numunelerinin mikrofabrikasyonu imkânsız hale gelmiştir. Bu nedenle, katkıli bariyere sahip P-SV numunelerin mikrofabrikasyon süreci gerçekleştirilememiştir.

3.4.4 KP-SV sisteminde elde edilen genel sonuçlar

Bariyer katkılama işlemi için üretilen P-SV numunelerinde, bariyer içerisine bir atomik katman oluşturmıyacak şekilde Ti, V, Ta malzemelerin katkılanması işlemi ile başlanmıştır. Katkıli bariyere sahip P-SV sistemlerin yapısal özellikleri incelenmiştir. Yapısal karakterizasyonlar sonucunda, katkılama işleminin etkileri katkısız bariyere sahip P-SV sisteminin yapısal özelliği ile ayırt edilememiştir. Katkıli bariyere sahip P-SV sistemlerinin, her bir katkı malzemesi için farklı manyetik özellikler gösterdiği tespit edilmiştir. Direnç ve manyetodirenç özelliklerinin incelenmesi için katkıli bariyere sahip P-SV numunelerin mikrofabrikasyonu işlemlerine başlanmıştır fakat mikrofabrikasyon işlemlerinin yapıldığı UNAM temiz alanın çoklu kullanıcıli olmasından ve litografi süreçlerinin hassasiyetinin nm düzeyine inemeyecek şekilde bozulmasından dolayı mikrofabrikasyon sürecinde başarılı olunamamıştır.

4 SONUÇLAR ve ÖNERİLER

Bu tez çalışması çerçevesinde, MRAM, STMRAM, STT ve nano-titreşimli mikro dalga kaynaklar gibi aygıtlarda kullanılan MgO tabanlı EB-SV, P-SV ve katkılı bariyerli P-SV sistemleri incelenmiştir. SV sistemlerinin üretimi SV sistemlerini oluşturan katmanların optimizasyonları sağlanarak yapılmıştır. Üretilen SV sistemleri yapısal, manyetik, elektriksel ve manyetodirenç özellikleri incelenmiştir. SV sistemlerinin mikrofabrikasyon süreci için dizayn ve süreç optimizasyonları yapılarak, farklı direnç alanına ve farklı bariyer kalınlıklarına sahip SV sistemlerinin fabrikasyonu başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir. Başarı ölçütü olarak, mikrofabrikasyonu başarılı bir şekilde tamamlanmış, yapısal, manyetik, elektriksel ve manyetodirenç özelliklerinin özgün uyum gösterdiği, $25 \times 25 \mu\text{m}^2$ direnç alan bölgesine ve 2nm bariyer kalınlığına sahip SV sisteminde oda sıcaklığında %505 TMR değeri elde edilmiş ve literatürde ilk kez bu tür SV sistemlerinde uygulama voltajına göre tünelleme mekanizmasının değişimi gözlenmiştir.

Bu tez çalışması boyunca elde edilen kazanımlar, sonuçlar ve bulgular aşağıda özetlenmiştir;

1. Manyetik olmayan, iletken bariyere sahip GMR tipi SV sistemleri yerine, manyetik olmayan, yalıtkan bariyere sahip tünel tipi SV sistemleri olan, değiş-tokuş etkileşimine sahip EB-SV, değiş-tokuş etkileşiminin olmadığı yeni tip üstün performanslı P-SV ve katkılı bariyer sahip P-SV sistemleri tez kapsamında üretilmiştir.
2. EB-SV sistemleri üretilmeden önce, EB-SV sistemlerini oluşturan tampon katmanı Ta ve çekirdek katmanı NiFe kalınlıklarının, EB katmanlarına yapısına ve manyetik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Kalınlık değişimi 2-10nm arasında olan Ta ve NiFe katmanlarının Ta/NiFe/Ta/IrMn/CoFe/Ta katmanlarına sahip EB sisteminin kristal doku yapısı, kristalit boyutu ve manyetik özelliklerine etkisi sistematik olarak incelenerek yapı özellik ilişkisi tartışılmıştır. Bu çalışma sonucunda, IrMn katmanının $\langle 111 \rangle$ doku yapısının

Ta/NiFe kalınlığına güçlü bir bağımlılığının olduğu bulunmuştur. Bununla birlikte, Ta/NiFe kalınlığının IrMn ortalama kristalit boyutuna ve H_{ex} ile H_c değerine direk etkisi gözlenmemiştir. Maksimum EB parametrelerinin elde edilebildiği IrMn L1(2) fazının oda sıcaklığında üretilen Ta/NiFe katmanlarının kalınlıkları optimizasyonu ile elde edildiği gözlenmiştir. H_c değerinin Ta/NiFe kalınlıklarının değişimin indüklediği NiFe/IrMn/CoFe arayüzey etkilerinden kaynaklandığı bulunmuştur. Bu sonuçlar SCI kapsamında dergilerde yayınlanarak ilgili alana katkıda bulunulmuştur [88, 153, 154].

3. SV sistemlerinde kullanılan MgO bariyeri için farklı türden sıçratma teknikleri uygulanarak MgO katmanı için uygun üretim tekniği bulunmuştur. Ayrıca, MgO depolama oranı tespit edilerek SV sistemlerinde kullanılacak kritik MgO kalınlığı için temel üretim kriterleri oluşturulmuştur. Elde edilen bulgular, Uluslararası konferans kapsamında sözlü bildiri olarak sunulmuştur [155-157].
4. Optimizasyonu sağlanan EB sistemi ve bariyer katmanı, SV sistemine entegre edilerek EB-SV sistemleri üretilmiştir. Üretilen EB-SV sistemleri farklı MgO bariyer kalınlığına ve UDA sıcaklıklarına göre sistematik olarak incelenmiştir. Farklı bariyer kalınlıklarında üretilen EB-SV sistemlerinde yapısal özellikleri incelendiğinde, elde edilen en iyi yapı özelliklerinin 2, 2.5 ve 3nm MgO kalınlıklarında, 300°C 1 saatlik tavlama sıcaklığında olduğu gözlenmiştir. Yapılan manyetizasyon ölçümlerinde kalınlık değerinin arttıkça SV sisteminde manyetik özelliklerin 2 nm'den sonra kaybolduğu ancak 3nm MgO kalınlığında tekrar bu özelliğin kazanıldığı gözlenmektedir. Özellikle 1nm ve 1.7 nm bariyer kalınlığında üretilen SV sistemlerinde tipik SV sisteminde olması gereken, tek yönde sıkışmış manyetik alan etkisi (H_{pin}), değiş-tokuş etkisi (H_{ex}), serbest tabaka artık mıknatıs alan (H_c) etkileri açık bir şekilde gözlenmiştir.
5. EB-SV numunelerinin elektrik ve manyetik özelliklerinin incelenebilmesi amacıyla gölgeleme maskesi ile mikrofabrikasyonu gerçekleştirilmiştir. Mikrofabrikasyonu tamamlanan EB-SV sistemlerinin manyetodirenç ölçüm sonuçlarında 0.9nm bariyer kalınlığına sahip EB-SV sisteminde %22 TMR

etkisi ölçülürken, 1.8nm’lik bariyer kalınlığına sahip EB-SV sisteminde %98 TMR etkisi gözlenmiştir.

6. Üstün performansa sahip P-SV sistemleri MS tekniği ile başarılı bir şekilde üretilmiştir. P-SV sistemini oluşturan her bir katman yapısının, alttaştan başlanarak tüm katman boyunca her bir adımda yapısal özellikleri incelenmiş ve her bir katmanın getirdiği yapısal özellikler literatüre uygunluğu ile tartışılmıştır. İlgili sonuçlar farklı bariyer kalınlıklarına sahip P-SV sistemleri üretilmiştir. Her bir bariyer kalınlığı için farklı UDA sıcaklıkları uygulanarak P-SV sisteminde meydana gelen yapısal özellikler tartışılmıştır. 2nm bariyer kalınlığına sahip P-SV sistemi için TEM analizi yapılarak, SV sistemlerinde teorik olarak yüksek TMR gösterecek yapı CoFe/MgO/CoFe (100) ilişkisinin sağlandığı gözlenmiştir. TEM sonuçlarının, XRD ve XRR sonuçları ile uyum içerisinde olduğu gösterilmiştir. Farklı bariyer kalınlıklarında ve her bir bariyer kalınlığı için yapılan UDA işlemleri sonunda her bir numunenin manyetik analizleri yapılmış, CoFeB katmanında bulunan B difüzyonun MgO kalınlığı ile değişimleri gözlenmiştir. Manyetik özelliklerin yapı ile olan ilişkisi tartışılmıştır. Elde edilen bulgular SCI kapsamında dergide yayınlanmak üzere hazırlanmaktadır. P-SV numunelerin elektrik ve manyetodirenç özelliklerinin incelenebilmesi için P-SV numunelerinin mikrofabrikasyonu yapılmıştır. Mikrofabrikasyon sürecinin tasarımları tamamlanmış ve UNAM alt yapısı kullanılarak farklı direnç alan bölgelerine sahip mikro-P-SV numuneleri başarılı bir şekilde üretilmiştir. Mikrofabrikasyonu tamamlanan P-SV numunelerin Rowell kriterlerine uygunluğu tartışılmıştır. 2nm bariyer kalınlığına sahip P-SV numunesinde, uygulama voltajına göre TMR değerlerindeki değişimler incelenmiştir. TMR değerlerindeki değişimler yapısal özellikler ile ilişkilendirilerek, uygulanan voltaja göre FN ve DT tünellemeleri incelenmiştir. Sonuç olarak, 0.8V uygulama voltajından sonra FN tünelleme mekanizmasının DT tünellemesine göre daha baskın hale gelmeye başladığı bulunmuştur. Mikrofabrikasyonu tamamlanan, $25 \times 25 \mu\text{m}^2$ direnç alan bölgesine ve 2nm bariyer kalınlığına sahip SV sisteminde oda sıcaklığında %505 TMR değeri elde edilmiştir. Bu değer dünyada elde edilen en yüksek TMR değeri olan %630 değeri ile

karşılaştırılabilir olup, sonuçlar SCI kapsamında dergide yayınlanarak ilgili alanda literatüre katkıda bulunulmuştur [116].

7. Bariyer katkılama işlemi için üretilen P-SV numunelerinde, bariyer içerisine bir atomik katman oluşturmayacak şekilde Ti, V, Ta malzemelerin katkılanması işlemi ile başlanmıştır. Katkılı bariyere sahip P-SV sistemlerin yapısal özellikleri incelenmiştir. Yapısal karakterizasyonlar sonucunda, katkılama işleminin etkileri katkısız bariyere sahip P-SV sisteminin yapısal özelliği ile ayırt edilememiştir. Katkılı bariyere sahip P-SV sistemlerinin, her bir katkı malzemesi için farklı manyetik özellikler gösterdiği tespit edilmiştir. Direnç ve manyetodirenç özelliklerinin incelenmesi için katkılı bariyere sahip P-SV numunelerin mikrofabrikasyonu işlemlerine başlanmış fakat mikrofabrikasyon işlemlerinin yapıldığı UNAM temiz alanın çoklu kullanıcılı olmasından dolayı mikrofabrikasyon sürecinde başarılı olunamamıştır. Manyetik ve yapısal özellikler üzerine elde edilen bulgular bir SCI dergide yayınlanmak üzere hazırlanmaktadır.

Bu tez kapsamında tezin amacına yönelik temel unsurlar üzerinde yapılan yoğun çalışmalar sonucunda elde edilen veriler ışığında SV sistemlerinin performansını artırabilmek için geleceğe yönelik yapılabilecek çalışmalar, öneri şeklinde aşağıda özetlenmiştir.

1. Farklı elektrot kalınlıklarına ve kompozisyonuna sahip P-SV sistemleri hazırlanarak, elektrotlar arasındaki H_c farkının artırılması sağlanıp, yüksek TMR değerlere sahip P-SV sistemleri araştırılmalıdır. Üretilen P-SV sistemlerinin özellikle dik manyetik düzlen izotropik olmayan davranışları incelenerek, yeni tür dik düzlem P-SV sistemi özellikleri incelenmelidir.
2. Mikrofabrikasyon sürecinde, ICP sistemi ile aşındırma sürecinde, fotorezist yanmaktadır. Aşındırma sürecinden çıkan numunelerde, yanan bu fotorezist çıkarmak oldukça güçtür. Bu nedenle, ICP ile aşındırma süreci fotorezist yanması dikkate alınarak tekrardan gözden geçirilmeli ve uygun süreç-cihaz optimizasyonu sağlanmalıdır.
3. Mikrofabrikasyon adımlarında, pasivasyon katmanı kaplama sıcaklığı tekrardan gözden geçirilmeli uygun kaplama şartları sağlanmalıdır.

4. Mikrofabrikasyon adımımda karşılaşılan en büyük zorluk, maske hizalama işleminde yaşanmaktadır. Bu zorluğun en büyük nedeni, maske hizalama çizgilerinin sadece alttaşın iki ucunda bulunmasıdır. Bu nedenle, yeni tür maske çizimlerinde, mümkünse alttaşın her bölgesinde yada her bir aygıt kümesinin yanına maske hizalama çizgileri konularak hizalamada yaşanan sıkıntılar giderilmelidir.
5. Mikrofabrikasyon süreç adımlarında, kullanılan temiz alan çoklu kullanıcıya ait olduğu için SV sistemlerinin fabrikasyonu sürecinde cihazlarda birçok farklı türden malzemeler kullanılmakta ve ilgili cihazların çalışma parametreleri değişmekte ve cihazlarda oluşan kirlilik mikrofabrikasyon sürecini olumsuz etkilemektedir. Bu nedenle, kullanılacak olan cihazların, mikrofabrikasyonu yapılacağı zaman periyodunda, optimizasyonları sağlanmalı ve optimize edilmiş cihazlar bu periyot boyunca sadece SV sistemlerinin mikro fabrikasyonuna ayrılmalıdır.
6. Katkılı bariyere sahip SV sistemleri, ilgili cihazlar için gerekli optimizasyon ve şartlar sağlandıktan sonra mikrofabrikasyon süreci tekrardan denenmelidir.

Bu çalışma manyetik tabanlı SV sistemlerinin Türkiye’de ilk kez üretilmesi ve geliştirilmesi nedeniyle oldukça önemlidir. Özellikle, üstün performansa sahip bu tür SV sistemlerinin ülkemizde ilk kez üretilip geliştirilmiş olması manyetik tabanlı sensör uygulamalarının üretimi için gelecek vaat eden temel bir çalışmadır.

KAYNAKLAR

- [1] Yuasa, S. ve Djayaprawira, D. D., “Giant tunnel magnetoresistance in magnetic tunnel junctions with a crystalline MgO(0 0 1) barrier,” *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **40**, R337–R354, 2007.
- [2] Mizuguchi, M., Suzuki, Y., Nagahama, T., Yuasa, S., “In situ scanning tunneling microscopy observations of polycrystalline MgO(001) tunneling barriers grown on amorphous CoFeB electrode,” *Appl. Phys. Lett.*, **91**, 012507, 2007.
- [3] Yuasa, S., Nagahama, T., Fukushima, A., Suzuki, Y., Ando, K., “Giant room- temperature magnetoresistance in single-crystal Fe/MgO/Fe magnetic tunnel junctions”, *Nat.Mater.*, **3**, 868, 2004.
- [4] Diao, Z., Apalkov, D., Pakala, M., Ding, Y., Panchula, A., Huai, Y., “Spin transfer switching and spin polarization in magnetic tunnel junctions with MgO and AlOx barriers,” *Appl. Phys. Lett.*, **87**, 232502, 2005.
- [5] Ikeda, S., Hayakawa, J., Lee, Y.M., Matsukura, F., Ohno, Y., Hanyu, T., “Magnetic Tunnel Junctions for Spintronic Memories and Beyond,” *IEEE Transactions on Electronic Devices*, **54**, 991, 2007.
- [8] Deac, A.M., Fukushima, A., Kubota, H., Maehara, H., Suzuki, Y., Yuasa, S., Nagamine, Y., Tsunekawa, K., Djayaprawira, D.D., Watanabe, N., “Bias-driven high-power microwave emission from MgO-based tunnel magnetoresistance devices,” *Nat. Phys.*, **4**, 803, 2008.
- [9] Mochizuki, A., Kimura, H., Ibuki, M., Hanyu, T., “TMR-Based Logic-in-Memory Circuit for Low-Power VLSI,” *IEICE Trans. Fundam. Electron.*, **E88-A**, 1408 2005.
- [10] Thomson, W., “On the Electro-Dynamic Qualities of Metals: Effects of Magnetization on the Electric Conductivity of Nickel and Iron,” *Proceedings of the Royal Society of London*, **8**, 546-550, 1857.
- [11] Veleev, J., Sabirianov, R. F., Jaswal S. S., ve Tsymbal, E. Y., “Ballistic Anisotropic Magnetoresistance,” *Phys. Rev. Lett.*, **94**, 127203, 2005.
- [12] McGuire, T.R., ve Potter, R.I., “Anisotropic Magnetoresistance in Ferromagnetic 3d Alloys,” *IEEE. Trans. Mag.*, **4**, 11, 1975.

- [13] Wiśniewski, P., “Giant anisotropic magnetoresistance and magnetothermopower in cubic 3:4 uranium,” *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 192106, 2007.
- [14] Binasch, G., Grünberg, P., Saurenbach, F., ve Zinn, W., “Enhanced magnetoresistance in layered magnetic structures with antiferromagnetic interlayer exchange,” *Phys. Rev. Lett.*, **39**, 4828, 1988.
- [15] Grünberg, P., Schreiber, R., Pang, Y., Brodsky, M. B., Sowers H., “Layered Magnetic Structures: Evidence for antiferromagnetic coupling of Fe layers across Cr-interlayer,” *Phys. Rev. Lett.*, **57**, 2442, 1986.
- [16] Baibich, M.N., Broto, J.M., Fert, A., Nguyen Van Dau, F., Petroff, F., Etienne, P., Creuzet, G., Friederich, A., ve Chazelas, J., “Giant Magnetoresistance of (001)Fe/(001)Cr Magnetic Superlattices,” *Phys. Rev. Lett.*, **61**, 2472, 1988.
- [17] Fert, A., ve Campbell, I. A., “Electrical resistivity of ferromagnetic nickel and iron based alloys,” *J Phys. F: Metal Phys.*, **6**, 849, 1976.
- [18] Hitachi, *Hitachi Achieves Nanotechnology Milestone for Quadrupling Terabyte Hard Drive*, 2007.
<http://phys.org/news111637180.html>
- [19] Wikipedia, *Spin-Valve-GMR*, 2011.
http://commons.wikimedia.org/wiki/File:Spin-valve_GMR.svg.
- [20] Griffiths, D. J., “*Introduction to Quantum Mechanics*,” Upper Saddle River, NJ: Pearson Education, Inc., 2005.
- [21] Julliere, M., “Tunneling Between Ferromagnetic Films,” *Phys. Lett.*, **54**, 225, 1975.
- [22] NIMS, *Spin polarization and ferromagnetic half-metals*, 2015.
<http://www.nims.go.jp/apfim/halfmetal.html>
- [23] University of Nebraska, Physics, *Tunnel Magnetoresistance*, 2015.
http://unlcms.unl.edu/cas/physics/tsymbal/reference/spindependent_tunneling/tunneling_magnetoresistance.shtml

- [24] Moodera, J.S., Kinder, L.R., Wong, T.M., Meservey, R., “Large Magnetoresistance At Room Temperature In Ferromagnetic Thin Film Tunnel Junctions,” *Phys. Rev. Lett.*, **74**, 3273, 1995.
- [25] Miyazaki, T., Tezuka, N. “Giant Magnetic Tunneling Effect in Fe/Al₂O₃/Fe Junction,” *J. Magn. Magn. Mater.*, **139**, L231-L234, 1995.7
- [26] Wang, D., Nordman, C., Daughton, J.M., Qian, Z., ve Fink, J., “70% TMR at Room Temperature for SDT Sandwich Junctions With CoFeB as Free and Reference Layers,” *IEEE Transactions on Magnetism*, **40**, 2269-2271, 2004.
- [27] Shen, W., *Ultra-sensitive MgO-based Magnetic Tunnel Junctions for Spintronic Immunoassay*, Ph.D. dissertation, Brown University, 2007.
- [28] Butler, W.H., Zhang, X.-G., Schulthess, T.C., ve Maclaren J. M., “Spin-Dependent Tunneling Conductance of Fe/MgO/Fe Sandwiches,” *Phys. Rev. B*, **63**, 054416, 2001.
- [29] Mathon J., ve Umerski, A., “Theory Of Tunneling Magnetoresistance Of An Epitaxial Fe/MgO/Fe(001) Junction,” *Phys. Rev. B*, **63**, 220403, 2001.
- [30] Sato, M., Kikuchi, H., Kobayashi, K., “Giant Magnetoresistance in Ni-Fe/Co/Al-AlOx/Co/Ni-Fe/Fe/Fe-Mn Ferromagnetic Tunnel Junctions,” *UDC, 681., Fujitsu Sci. Tech. J.*, **34**, 204-211, 1998.
- [31] Kanaji, T., Kagotani, T. ve Nagata S., “Auger And Loss Spectroscopy Study of Surface Contamination Effect On The Growth Mode Of Iron Epitaxial Films On MgO(001),” *Thin Solid Films*, **32**, 217-219, 1976.
- [32] Urano, T. ve Kanaji, T., “Atomic and Electronic Structure of Ultrathin Iron Film on MgO(001) Surface,” *J. Phys. Soc. Jpn.*, **57**, 3403, 1988.
- [33] Freeman, A.J. ve Wu., R., “Electronic structure theory of surface, interface and thin film magnetism,” *J. Magn. Magn. Mater.*, **100**, 497-514, 1991.
- [34] Wulffhekel, W., Klaua, M., Ullmann, D., Zavaliche, F., Kirschner. J., Urban, R., Monchesky, T., ve Heinrich, B., “Single-Crystal Magnetotunnel Junctions,” *Appl. Phys. Lett.*, **78**, 509, 2001.
- [35] Bowen, M., Cros, V., Petroff, F., Fert, A., Martínez Boubeta, C., Costa-Krämer, J. L., Anguita, J. V., Cebollada, A., Briones, F., de Teresa, J. M.,

- Morellón, L., Ibarra, M. R., Güell, F., Peiró, F. ve Cornet, A., “Large Magnetoresistance in Fe/MgO/FeCo(001) Epitaxial Tunnel Junctions On GaAs(001),” *Appl. Phys. Lett.*, **79**, 1655, 2001.
- [36] Faure-Vincent, J., Tiusan, C., Jouguelet, E., Canet, F., Sajieddine, M., Bellouard, C., Popova, E., Hehn, M., Montaigne, F., ve Schuhl, A. “High Tunnel Magnetoresistance In Epitaxial Fe/MgO/Fe Tunnel Junctions,” *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 4507, 2003.
- [37] Parkin, S. S. P., Kaiser, C., Panchula, A., Rice, P. M., Hughes, B., Samant, M., ve Yang, S.-H., “Giant tunnelling magnetoresistance at room temperature with MgO (100) tunnel barriers” *Nat. Mat.*, **3**, 862, 2004.
- [38] Djayaprawira, D.D., Tsunekawa, K., Nagai, M., Maehara, H., Yamagata, S., Watanabe, N., Yuasa, S., Suzuki, Y., ve Ando, K., “230% Room-Temperature Magnetoresistance In CoFeB/MgO/CoFeB Magnetic Tunnel Junctions,” *Appl. Phys. Lett.*, **86**, 092502, 2005.
- [39] Park, C., Zhu, J.-G., Moneck, M.T., Peng, Y., Laughlin, D.E., “*Annealing Effects on Structural And Transport Properties of Rf-Sputtered CoFeB/MgO/CoFeB Magnetic Tunnel Junctions*,” *J. Appl. Phys.*, **99**, 08A901, 2006.
- [40] Lee, Y. M., Hayakawa, J., Ikeda, S., Matsukura, F., ve Ohno, H., “Effect of Electrode Composition on The Tunnel Magnetoresistance of Pseudo-Spin-Valve Magnetic Tunnel Junction with a MgO Tunnel Barrier,” *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 212507, 2007.
- [41] Ikeda, S., Hayakawa, J., Ashizawa, Y., Lee, Y. M., Miura, K., Hasegawa, H., Tsunoda, M., Matsukura, F. And Ohno, H., “Tunnel Magnetoresistance of 604% at 300K By Suppression of Ta Diffusion In CoFeB/MgO/CoFeB Pseudo-Spin-Valves Annealed at High Temperature” *Appl. Phys. Lett.*, **93**, 082508, 2008.
- [42] Jiang, L., Naganuma, H., Oogane, M. And Ando, Y., *Appl. Phys. Express*, “Large Tunnel Magnetoresistance of 1056% at Room Temperature in MgO Based Double Barrier Magnetic Tunnel Junction,” *Appl. Phys. Express*, **2**, 083002, 2009.

- [43] Zhang, S. ve Levy, P. M., “Quenching of Magnetoresistance by Hot Electrons in Magnetic Tunnel Junctions,” *Phys. Rev. Lett.*, **79**, 3744, 1997.
- [44] LeClair, P., Kohlhepp, J. T., van de Vin, C. H., Wieldraaijer, H., Swagten, H. J. M., de Jonge, W. J. M., Davis, A. H., MacLaren, J. M., Moodera, J. S., ve Jansen, R., “Band Structure and Density of States Effects in Co-Based Magnetic Tunnel Junctions,” *Phys. Rev. Lett.*, **88**, 107201-1, 2002.
- [45] Heiliger, C., Zahn, P., Yavorsky, B. Yu., ve Mertig, I., “Interface Structure and Bias Dependence of Fe/MgO/Fe Tunnel Junctions: Ab Initio Calculations,” *Phys. Rev. B.*, **73**, 214441, 2006.
- [46] Mather, P.G., Read, J.C., ve Buhrman, R.A., “Disorder, Defects, and Band Gaps in Ultrathin (001) MgO Tunnel Barrier Layers,” *Phys. Rev. B.*, **73**, 205412, 2006.
- [47] Veleev, J. P., Belashchenko, K. D., Jaswal, S. S., ve Tsymbal, E. Y., “Effect of Oxygen Vacancies on Spin-Dependent Tunneling In Fe/MgO/Fe Magnetic Tunnel Junctions,” *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 072502, 2007.
- [48] Miao, G. X., Park, Y. J., Moodera, J. S., Seibt, M., Eilers, G. ve Münzenberg, M., “Disturbance of Tunneling Coherence by Oxygen Vacancy in Epitaxial Fe/MgO/Fe Magnetic Tunnel Junctions” *Phys. Rev. Lett.*, **100**, 246803, 2008.
- [49] Feng G., Feng, J.F., Coey, J.M.D., “The effect of magnetic annealing on barrier asymmetry in $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}/\text{MgO}$ Magnetic Tunnel Junction,” *J. Magn. Magn. Mater.*, **322**, 1456-1459, 2010.
- [50] Feng, G., Dijken S.V., ve Coey, J. M. D., “Influence of Annealing On The Bias Voltage Dependence Of Tunneling Magnetoresistance in MgO Double-Barrier Magnetic Tunnel Junctions with CoFeB Electrodes,” *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 162501, 2006.
- [51] Oepts, W., Gillies, M. F., Coehoorn, R., van de Veerdonk, R. J. M., ve de Jonge, W. J. M., “Asymmetric Bias Voltage Dependence of the Magnetoresistance of $\text{Co}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Co}$ Magnetic Tunnel Junctions: Variation with the Barrier Oxidation Time,” *J. Appl. Phys.*, **89**, 8038, 2001.

- [52] Lü, C., Wu, M.W., Han, X.F., “Magnon- and phonon-assisted tunneling in a high-magnetoresistance tunnel junction using $\text{Co}_{75}\text{Fe}_{25}$ ferromagnetic electrodes,” *Phys. Lett. A*, **319**, 205–210, 2003.
- [53] Wang, G. J., Freitas, P. P., Snoeck, E., Wei, P. and Soares, J. C., “Spin dependent tunnel junctions with ZrO barriers,” *Appl. Phys. Lett.*, **79** 4387–4389, 2001.
- [54] Rottlander, P., Hehn, M., Lenoble, O. and Schuhl, A., “Tantalum oxide as an alternative low height tunnel barrier in magnetic junctions,” *Appl. Phys. Lett.*, **78**, 3274–3276, 2001.
- [55] Childress, J.R., Gurney, B. A., Markus, S., *Low resistance magnetic tunnel junction device with bilayer or multilayer tunnel barrier*, US Patent, Patent No: 6347049, 2002.
- [56] Wrona, J., Langer, J., Ocker, B., Maass, W., Kanak, J., Stobieck, T., Powroźnik, W., “Low Resistance Magnetic Tunnel Junctions with MgO Wedge Barrier,” *J. Phys.: Conf. Ser.*, **200**, 052032, 2010.
- [57] Guinea, F., “Spin-flip scattering in magnetic junctions,” *Phys. Rev. B*, **58**, 9212, 1998.
- [58] Shang, H., Nowak, J., Jansen, R. and J. S. Moodera, “Temperature dependence of magnetoresistance and surface magnetization in ferromagnetic tunnel junctions”, *Phys. Rev. B*, **58**, R2917 (1998).
- [59] Ikeda, S., Hayakawa, J., Lee, Y. M., Sasaki, R., Meguro, T., Matsukura, F. ve Ohno, H., “Dependence of Tunnel Magnetoresistance in MgO Based Magnetic Tunnel Junctions on Ar Pressure during MgO Sputtering,” *Jap. J. Appl. Phys.*, **44**, L1442, 2005.
- [60] Tsunekawa, K., Djayaprawira, D. D., Nagai, M., Maehara, H., Yamagata, S., Watanabe, N., Yuasa, S., Suzuki, Y., Ando, K., “Giant Tunneling Magnetoresistance Effect in Low-Resistance $\text{CoFeB}/\text{MgO}(001)/\text{CoFeB}$ Magnetic Tunnel Junctions For Read-Head Applications,” *Appl. Phys. Lett.*, **87**, 072503, 2005.
- [61] Nagamine, Y., Maehara H, Tsunekawa K, Djayaprawira D D, Watanabe N, Yuasa S, Ando K, “Ultralow Resistance-Area Product of $0.4 \Omega(\mu\text{m})^2$ and

- High Magnetoresistance Above 50% in CoFeB/MgO/CoFeB Magnetic Tunnel Junctions,” *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 162507, 2006.
- [62] Isogami, S., Tsunoda, M., Komagaki, K., Sunaga, M., “In Situ Heat Treatment of Ultrathin MgO Layer For Giant Magnetoresistance Ratio With Low Resistance Area Product in CoFeB/MgO/CoFeB Magnetic Tunnel Junctions,” *Appl. Phys. Lett.*, **93**, 192109, 2008.
- [63] Kurt, H., Oguz, K., Niizeki, T. and Coey, J.M.D., “Giant tunneling magnetoresistance with electron beam evaporated MgO barrier and CoFeB electrode,” *J. Appl. Phys.*, **107**, 083920, 2010.
- [64] Teixeira, J.M., Ventura, J.J., Araujo, P., Sousa, J. B., Wisniowski, P. and Freitas, P.P., “Tunneling processes in thin MgO magnetic junctions”, *Appl. Phys. Lett.*, **96**, 262506, 2010.
- [65] Song, J.O., Lee, S.R, Shin, H.J, “Influence of thickness and band structure of insulating barriers on resistance and tunneling magnetoresistance properties of magnetic tunnel junctions with Al-oxide and Ti-alloyed Al-oxide barrier,” *Current Applied Physics*, **7**, 18–20, 2007.
- [66] Kurth, M., Graat, P.C.J., Carstanjen, H.D., Mittemeijer, E. J., “The initial oxidation of magnesium: an in situ study with XPS, HERDA and ellipsometry,” *Surface and Interface Analysis*, **38**, 931–940, 2006.
- [67] Parkin, S.S.P., *Shiftable Magnetic Shift Register and Method of Using the Same*, US Patents, Patent No: 6834005, 2004.
- [68] Liu, G., Ji, S., Yin, L., Fei, G., ve Ye, C., “An investigation of the electronic properties of MgO doped with group III, IV, and V elements: trends with varying dopant atomic number,” *J. Phys.: Condens. Matter*, **22**, 046002, 2010.
- [69] Shi, L.J., “First-principles prediction of the magnetism of 3d transition-metal- doped Rocksalt MgO,” *Phys. Lett. A*, **10**, 374, 2010.
- [70] Çınar, H., *MgO Temelli Metal Oksit Nano-Filmlerin Püskürtme Tekniği ile Geliştirilmesi ve Manyetik Spin Vanası Sistemlerine Entegrasyonu*, Yüksek Lisans Tezi, Anadolu Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2010.
- [71] Academic Dictionaries and Encyclopedies, *Chemical Vapor Deposition*, 2015

<http://en.academic.ru/dic.nsf/enwiki/3370>

- [72] Bruker AXS, *Bruker D8 Discover*, 20, 2001.
<http://mmlab.dlut.edu.cn/training/d8intro.pdf>
- [73] Britannica, *Transmission electron microscope*, 2015.
<http://global.britannica.com/EBchecked/topic/602949/transmission-electron-microscope-TEM>
- [74] Dieny, B., Speriosu, V. S., “Giant Magnetoresistance in soft ferromagnetic multilayers,” *Phys. Rev. B*, **43**, 1297, 1991.
- [75] Dieny, B., Speriosu, V. S., Gurney, B.A., Parkin, S.S.P., Wilhoit, D.R., Roche, K.P., Metin, S., Peterson, D.T. ve Nadimi, S., “Spin-Valve Effect in Soft Ferromagnetic Sandwiches,” *J. Magn. Magn. Mater.*, **93**, 101-104, 1991.
- [76] Anderson, G., Huai, Y., Miloslavsky, L., “Spin-Valve GMR Films Based on Antiferromagnetic NiMn”, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **562**, 45 (1999).
- [77] Toneya, M.F., Samant, M.G., Lin, T. ve Mauri, D., “Thickness dependence of exchange bias and structure in MnPt and MnNi spin valves”, *Appl. Phys. Lett.*, **81**, 4565-4567, 2002.
- [78] Tang, X.L., Zhang, H.W., Su, H., Zhong, Z.Y., ve Jing, Y.L., “Effects of an underlayer on the sensitivity of top spin valves”, *J. Appl. Phys.*, **102**, 043915 (2007).
- [79] Tang, X.L., Zhang, H.W., Su, H., Jing, Y.L. ve Zhong, Z.Y.,” Improving exchange-coupling field in the same thickness of pinned magnetic layer”, *J. Magn. Magn. Mater.*, **321**, 2855-2858, 2009.
- [80] Nishioka, S., Hamada, Y.V., Matsumoto, R., Mizuguchi, M., Shiraishi, M., Fukushima, A., Kubota, H., Nagahama, T., Yuasa, S., Maehara, H., Nagamine, Y., Tsunekawa, K., Djayaprawira, D.D., Watanabe, N. ve Suzuki, Y., “Differential conductance measurements of low-resistance CoFeB/MgO/CoFeB magnetic tunnel junctions”, *J. Magn. Magn. Mater.*, **310**, e649-e651, 2007.
- [81] Kanak, J., Stobiecki, T., Drewello, V., Schmalhorst, J. ve Reiss, G., “The influence of the texture on properties of IrMn spin valve magnetic tunnel junctions with MgO barrier and CoFeB electrodes”, *Phys. Stat. Sol. (a)*, **204**, 3942 2007.

- [82] Liu, H.R., Ren, T.L., Qu, B.J., Liu, L.T., Ku, W.J. ve Li, W., “The optimization of Ta buffer layer in magnetron sputtering IrMn top spinvalve”, *Thin Solid Films*, **441**, 111-114 (2003).
- [83] Lyuksyutov, I. E., ve Everts, H.-U., “Faceting via correlated disorder of a stochastically growing interface or domain boundary,” *Phys. Rev. B*, **57**, 1957 (1998).
- [84] Nalwa, H. S., *Hand Book of Thin Films: Deposition and Processing*, Academic Press, Newyork, 2001.
- [85] Bar'yakhtar, V. G., Chetldn , M. V., Ivanov, B. A., ve Gadetskii, S. N., *Dynamics of Topological Magnetic Solitons*, Springer Tracts in Modern Physics, Springer-Verlag, Berlin, 1994.
- [86] Cowburn, R. P., Gray, S. J. ve Bland, J. A. C., “Multijump Magnetic Switching in In-Plane Magnetized Ultrathin Epitaxial Ag/Fe/Ag(001) Films,” *Phys. Rev. Lett.* **79**, 4018, 1997.
- [87] Didosyan, Y., Hauser, H., Barash, V., Fulmek, P., “Domain Wall Dynamics of Yttrium Orthoferrite,” *Journal de Physique IV*, **8**, 693 – 696, 1998.
- [88] Öksüzöğlu, R.M., Yıldırım, M., Çınar, H., Hildebrandt, E., Alff, L., “Effect of Ta buffer and NiFe seed layers on pulsed-DC magnetron sputtered Ir₂₀Mn₈₀/Co₉₀Fe₁₀ exchange bias,” *J. Magn. Magn.*, **323**, 1827-1834, 2011.
- [89] Soeya, S., “Enhanced exchange anisotropy between antiferromagnetic PtMn and ferromagnetic Co system by AuCu underlayer,” *Appl. Phys. Lett.* **94**, 242507, 2009.
- [90] O’Grady, K., Fernandez-Outon, L.E., Vallejo-Fernandez, G., “A new paradigm for exchange bias in polycrystalline thin films,” *J. Magn. Magn.*, **322**, 883–899, 2010.
- [91] Oksuzoglu, R.M., Schug, C., York, B.J., “Influence of stress and unidirectional field annealing on structural and magnetic performance of PtMn bottom spin-filter spin valves,” *J. Magn. Magn. Mater.*, **280**, 304, 2004.

- [92] Kim, J.S., Park, D.W., Lee, S.R. “Effect of interface intermixing on the magnetoresistive and the exchange coupling in bottom- and top-spin valves,” *Phys. Status Solidi C*, **4**, 4368, 2007.
- [93] Yagami, K., Tsunoda, M., ve Takahashi, M, “Enhancement of exchange bias in Mn-Ir/Co-Fe based spin valves with an ultrathin Cu underlayer and in situ Mn-Ir surface modification,” *J. Appl. Phys.*, **89**, 6609-6611, 2001.
- [94] Sankaranarayanan, V.K., Yoon, S.M., Kim, C.G. and Kim, C.O., “Exchange bias variations of the seed and top NiFe layers in NiFe/FeMn/NiFe trilayer as a function of seed layer thickness,” *J. Magn. Magn. Mater.*, **286**, 196-199, 2005.
- [95] Tsunoda M., Imakita, K., Naka, M., Takahashi, M., “L₁₂ phase formation and giant exchange anisotropy in Mn₃Ir/Co–Fe bilayers,” *J. Magn. Magn. Mater.*, **55**, 304, 2006.
- [96] Imakita, K.-i., Tsunoda, M, Takahashi, M., “Giant exchange anisotropy observed in Mn–Ir/Co–Fe bilayers containing ordered Mn₃Ir phase,” *Appl. Phys. Lett.*, **85**, 3812, 2004.
- [97] Fernandez-Outon, L.E., O'Grady, K., Oh, S., Zhou, M., Pakala, M., “Large Exchange Bias IrMn/CoFe for Magnetic Tunnel Junctions,” *IEEE Trans. Magn.*, **44**, 2824, 2008.
- [98] Fernandez, G.V., Vopsaroiu, M., Fernandez-Outon, L.E., O'Grady, K., “The Role of Interfaces in CoFe/IrMn Exchange Biased Systems,” *IEEE Trans. Magn.*, **42**, 3008, 2006.
- [99] Pakala, M., Huai, Y., Anderson, G. ve Miloslavsky, L., “Effect of underlayer roughness, grain size, and crystal texture on exchange coupled IrMn/CoFe thin films,” *J. Appl. Phys.*, **87**, 6653-6655, 2000.
- [100] Driel, J. V., de Boer, F.R., Lenssen, K.M.H., Coehoorn, R., “Exchange biasing by Ir₁₉Mn₈₁: Dependence on temperature, microstructure and antiferromagnetic layer thickness,” *J. Appl. Phys.*, **88**, 975, 2000.
- [101] Hwang, D.G., Kim, S.W., Kim, B.K., Lee, J.Y., Kim, J.K., Rhee, J.R., Lee, S.S., “Exchange biasing in NiFe/FeMn/NiFe with Si seed and capping layers,” *J. Magn. Magn. Mater.*, **e1417**, 272–276, 2004.

- [102] Aley, N.P., Vallejo-Fernandez, G., Kroeger, R., Lafferty, B., Agnew, J., Lu, Y., O'Grady, K., "Texture Effects in IrMn/CoFe Exchange Bias Systems," *IEEE Trans. Magn.*, **44**, 2820, 2008.
- [103] Kohn, A., Kova'cs, A., Fan, R., McIntyre, G. J., Ward, R.C.C. ve JGoff. P., "The antiferromagnetic structures of IrMn₃ and their influence on exchange-bias," *Scientific Reports*, **3**, 2412, 2013. |
- [104] Chen, Y.-T., *Nanoscale Res. Lett.*, "The Effect of Interface Texture on Exchange Biasing in Ni₈₀Fe₂₀/Ir₂₀Mn₈₀ System," *Nanoscale Res. Lett.*, **4**, 90, 2004.
- [105] Mishra, S. K., Radu, F., Valencia, S., Schmitz, D., Schierle, E., Dürr, H. A. ve Eberhardt, W., "Dual behavior of antiferromagnetic uncompensated spins in NiFe/IrMn exchange biased bilayers," *Phys. Rev. B*, **81**, 212404, 2010.
- [106] Zhao, H., Yu, G. ve Si, H., "Interface Reaction of Ta/NiFe and NiFe/Ta and the Dead Layer," *J. Mater. Sci. Technol.*, **20**, 239-240, 2004.
- [107] Tripathy, D., ve Adeyeye, A. O., "Effect of spacer layer thickness on the magnetic and magnetotransport properties of Fe₃O₄/Cu/Ni₈₀Fe₂₀ spin valve structures," *Phys. Rev. B.*, **75**, 012403, 2007.
- [108] Jo, S., ve Seigler, M., "Magnetoresistance and interlayer coupling in spin valves employing very thin Cu spacer," *J. Appl. Phys.*, **89**, 6814, 2001.
- [109] Li, Y.R., Liang, Z., Zhang, Y., Zhu, J., Jiang, S.W., Wei, X.H., "Growth modes transition induced by strain relaxation in epitaxial MgO thin films on SrTiO₃ (001) substrates", *Thin Solid Films*, **489**, 245-250, 2005.
- [110] Zeng-Xia, M., Xiao-Long, D., Zhao-Quan, Z., Yang, G., Jian, W., Jin-Feng, J. ve Qi-Kun, X., "Two-Step Growth of MgO Films on Sapphire (0001) Substrates by Radio Frequency Plasma-Assisted Molecular Beam Epitaxy", *Chinese Phys. Lett.*, **21**, 410, 2004.
- [111] Alice, Chowa¹, F., Roua¹, S.H., Lichtenwalnera, D. J., Aucielloa, O.ve Kingona, A. I. "Ion-Beam Reactive Sputter Deposition of MgO Thin Films on Silicon and Sapphire Substrates," *MRS Proceeding*, **268**, 253, 1992.

- [112] Matsuda, Y., Otomo, K., Fujiyama, H., “Quantitative modeling of reactive sputtering process for MgO thin film deposition,” *Thin Solid Films*, **390**, 59-63, 2001.
- [113] Noda, K., Higuchi, M., Komaki, Y., Tanaka, T., Nozaki, Y., ve Matsuyama, K., “Four fold in-plane magnetic anisotropy in sputtered (100)MgO/Fe epitaxial films,” *J. Phys.: Conference Series*, **266**, 012014, 2011.
- [114] Minea, T.M., Bretagne, J., Pagnon, D. ve Touzea, M., “Electrical characterization of an rf planara magnetron in inert gases,” *J. Phys. D: Apply. Phys.* **33**, 1884-1893, 2000.
- [115] Ali, M., Marrows, C.H., Al-Jawad, M., Hickey, B.J., Misra, A., Nowak, U., Usadel, K.D., “Antiferromagnetic layer thickness dependence of the IrMn/Co exchange-bias system,” *Phys. Rev. B*, **68**, 214420, 2003.
- [116] Yıldırım, M., Öksüzoğlu, R.M., “Effect of bias voltage on tunneling mechanism in Co₄₀Fe₄₀B₂₀/MgO/ Co₄₀Fe₄₀B₂₀ pseudo-spin valve,” *J. Magn. Magn.*, **379**, 280–287, 2015.
- [117] Ilievski, F., Perkinson J.C., ve Ross, C. A., “Magnetic reversal phenomena in pseudo-spin-valve films with perpendicular anisotropy” *J. Appl. Phys.*, **101**, 09D116, 2007.
- [118] Kodzuka, M., Ohkubo, T., Hono, K., Ikeda, S., Gan, H. D., ve Ohno H., “Effects of boron composition on tunneling magnetoresistance ratio and microstructure of CoFeB/MgO/CoFeB pseudo-spin-valve magnetic tunnel junctions,” *J. Appl. Phys.*, **111**, 043913, 2012.
- [119] S. Ikeda, K. Miura, H. Yamamoto, K. Mizunuma, H. D. Gan, M. Endo, S. Kanai, J. Hayakawa, F. Matsukura, H. Ohno, “A perpendicular-anisotropy CoFeB–MgO magnetic tunnel junction,” *Nat. Mat.*, **9**, 721–724, 2010.
- [120] Sato, H., Yamanouchi, M., Miura, K., Ikeda, S., Koizumi, R., Matsukura, F., ve Ohno, H., “CoFeB Thickness Dependence of Thermal Stability Factor in CoFeB/MgO Perpendicular Magnetic Tunnel Junctions” *IEEE Mag. Lett.*, **3**, 3000204, 2012.
- [121] Hayakawa, J., Ikeda, S., Matsukura, F., Takahashi, H., ve Ohno, H., “Dependence of Giant Tunnel Magnetoresistance of Sputtered

CoFeB/MgO/CoFeB Magnetic Tunnel Junctions on MgO Barrier Thickness and Annealing Temperature” *Jpn. J. Appl. Phys. Lett.*, **44**, L587, 2005.

- [122] Kanak, J., Wisniowski, P., Stobiecki, T., Zaleski, A., Powroznik, W., Cardoso, S., ve Freistas, P. P., “X-ray diffraction analysis and Monte Carlo simulations of CoFeB-MgO based magnetic tunnel junctions,” *J. Appl. Phys.*, **113**, 023915-023915, 2013.
- [123] Stobiecki F., “The crystallization kinetics of amorphous $\text{Fe}_{1-x}\text{B}_x$ films” *J. Magn. Magn. Mater.*, **41**, 195, 1984.
- [124] Yuasa, S., Suzuki, Y., Katayama, T. ve Ando, K., “Characterization of growth and crystallization processes in CoFeB/MgO/CoFeB magnetic tunnel junction structure by reflective high-energy electron diffraction,” *Appl. Phys. Lett.*, **87**, 242503, 2005.
- [125] He, H., Zhernenkov, K., Vadalá, M., Akdogan, N., Gorkov, D., Abrudan, R.M., Toperverg, B. P., Zabel, H., Kubota, H., ve Yuasa, S., “The effect of annealing on the junction profile of CoFeB/MgO tunnel junctions,” *Appl. Phys. Lett.*, **108**, 063922, 2010.
- [126] Burton, J.D., Jaswal, S.S. ve Tsymbal, E.Y., Mryasov, O.N., Heinonen, O.G., “Atomic and Electronic Structure of CoFeB/MgO Interface from First Principles,” *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 142507, 2006.
- [127] Kim, D. J., Young, J.B., Lim, W.C., Kim, K.W. ve Lee, T. D., “Transport and switching behaviors in magnetic tunnel junctions consisting of CoFeB/FeNiSiB hybrid free layers,” *Appl. Phys. Lett.*, **101**, 09B505, 2007.
- [128] J. Y. Bae, W. C. Lim, H. J. Kim, T. D. Lee, K. W. Kim, and T. W. Kim, “Compositional change of MgO barrier and interface in CoFeB/MgO/CoFeB tunnel junction after annealing,” *J. Appl. Phys.*, **99**, 08T316, 2006.
- [129] You, C.Y., Ohkubo, T., Takahashi, Y.K.ve Hono, K., “Boron segregation in crystallized MgO/amorphous- $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ thin films,” *J. Appl. Phys.*, **104**, 033517, 2008.
- [130] Read, J.C., Mather, P.G. ve Burhman R.A., “X-ray photoemission study of CoFeB/MgO thin film bilayers,” *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 132503, 2007.

- [131] Stobiecki, F., Pamler, W., Reill, W., Reoll, K. ve Hoffmann, H., “Concentration-dependent diffusion in amorphous Fe-B films studied by Auger electron depth profiling” *J. Non-Cryst. Solids*, **88**, 209, 1986.
- [132] Rowell J.M., *Tunneling Phenomena in Solids*, Plenum, New York, 1969.
- [133] Miller, C.W., Li, Z.P., Schuller, I.K., Dave, R.W. ve Slaughter, J. M., Åkerman J., “Origin of the breakdown of Wentzel-Kramers-Brillouin-based tunneling models,” *Phys. Rev. B.*, **74**, 212404, 2006.
- [134] Simmons, J.G., “Generalized Formula for the Electric Tunnel Effect between Similar Electrodes Separated by a Thin Insulating Film,” *J. Appl. Phys.*, **34**, 1793, 1963.
- [135] Brinkman, W.F., Dynes, R.C. ve Rowell, J.M., “Tunneling conductance of asymmetrical barriers,” *J. Appl. Phys.*, **41**, 1915, 1970.
- [136] Bryan Oliver and Janusz Nowak, “Temperature and bias dependence of dynamic conductance—low resistive magnetic tunnel junctions,” *J. Appl. Phys.*, **95**, 546, 2004.
- [137] Johan J. Akerman, R. Escudero, C. Leighton, S. Kima, D.A. Rabson, Renu Whig Davec, J.M. Slaughter, Ivan K. Schuller, “Criteria for ferromagnetic–insulator–ferromagnetic tunneling,” *J. Magn. Magn. Mater.*, **240**, 86–91, 2002.
- [138] Smits, A. A., *Tunnnel Junctions: Noise and Barrier Characterization*, Doktora Tezi, Technische Universiteit Eindhoven, 2001.
- [139] Zhang, X.-G., Butler, W.H., “Large magnetoresistance in HMK CoMgO/Co and FeCoMgO/FeCo tunnel junctions,” *Phys. Rev. B*, **70**, 172407, 2004.
- [140] Feng, G., van Dijken, S., Feng, J.F., Coey, J.M.D., Leo, T., Smith, D. J., “Annealing of CoFeB/MgO based single and double barrier magnetic tunnel junctions: Tunnel magnetoresistance, bias dependence, and output voltage,” *J. Appl. Phys.*, **105**, 033916, 2009.
- [141] Fuchs, G.D., Katine, J.A., Kiselev, S.I., Mauri, D., Wooley, K.S., Ralph, D.C., Buhrman, R.A., “Spin Torque, Tunnel-Current Spin Polarization, and Magnetoresistance in MgO Magnetic Tunnel Junctions,” *Phys. Rev. Lett.*, **96**, 186603, 2006.

- [142] Bowen, M., Barthélémy, A., Bellini, V., Bibes, M., Seneor, P., Jacquet, E., Contour, J.-P., Dederichs, P.H., “Observation of Fowler–Nordheim hole tunneling across an electron tunnel junction due to total symmetry filtering,” *Phys. Rev. B*, **73**, 140408, 2006.
- [143] Gundlach K. H., “Theory of metal-insulator-metal tunneling for a simple two-band model,” *J. Appl. Phys.*, **44**, 5005-5010, 1973.
- [144] Rottländer, P., Hehn, M., Schuh, A., “Determining the interfacial barrier height and its relation to tunnel magnetoresistance,” *Phys. Rev. B*, **65**, 054422, 2002.
- [145] Feng, G., van Dijken, S. ve Coey, J.M.D., “Effects of barrier sputtering parameters on CoFeB/MgO/CoFeB magnetic tunnel junctions,” *J.Magn.Magn.Mater.*, **316**, e984-e986, 2007.
- [146] Tusche, C., Meyerheim, H. L., Jedrecy, N., Renaud, G., Ernst, A., Henk, J., Bruno, P. ve Kirschner, J., “Oxygen-Induced Symmetrization and Structural Coherency in Fe/MgO/Fe(001) Magnetic Tunnel Junctions,” *Phys. Rev. Lett.*, **95**, 176101, 2005.
- [147] Bose, P., Ernst, A., Mertig, I., Henk, J., “Large reduction of the magnetoresistance in Fe/MgO/Fe tunnel junctions due to small oxygen concentrations at a single FeO interface layer: A first-principles study,” *Phys. Rev. B*, **78**, 092403, 2008.
- [148] Tiusan, C., Faure-Vincent, J., Bellouard, C., Hehn, M., Jouguelet, E., Schuhl, A., “Interfacial Resonance State Probed by Spin-Polarized Tunneling in Epitaxial Fe/MgO/Fe Tunnel Junctions,” *Phys. Rev. Lett.*, **93**, 106602, 2004.
- [149] Fowler, R.H., Nordheim, L., “Electron Emission in Intense Electric Fields,” *Proc. R.Soc. Lond. Ser. A*, **119**173, 1928.
- [150] Müller, M., Miao, G., X., Moodera, J.S., “Exchange splitting and bias-dependent transport in EuO tunnel barriers,” *Europhys. Lett.*, **88**, 47006, 2009.
- [151] Hayakawa, J., Ikeda, S., Lee, Y.M, Matsukura, F., ve Ohno, H., “Effect of high annealing temperature on giant tunnel magnetoresistance ratio of

- CoFeB/MgO/CoFeB magnetic tunnel junctions,” *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 232510, 2006.
- [152] Lee, Y.M., Hayakawa, J., Ikeda, S., Matsukara, F., ve Ohno, H., “Giant tunnel magnetoresistance and high annealing stability in CoFe/MgO/CoFeB magnetic tunnel junctions with synthetic pinned layer,” *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 042506, 2006.
- [153] Oksuzoglu, R.M., Sarac, U., Yildirim, M., Cinar, H., “Characterization of Microstructural and Morphological Properties in As-deposited Ta/NiFe/IrMn/CoFe/Ta Multilayer System,” *Jour. Mat. Sci.& Tech.*, **30**, 359-364, 2014.
- [154] Oksuzoglu, R.M., Akman, O., Yildirim, M., Aktas, B., “Ferromagnetic resonance and X-Ray Reflectivity Studies of Pulsed-DC Magnetron Sputtered NiFe/IrMn/CoFe Exchange Bias,” *Journal of Magnetism*, **17**, 245-250, 2012.
- [155] R.M. Oksuzoglu, M. Yildirim, H.Cinar "Residual Gas And Self-Bias Voltage Effect In Mgo Tunnel Barriers In Bottom Spin Valve Systems" 11th International Conference On Advanced Materials VII Encontro Sbp mat (Icam 2009), Rio De Jenerio, Brasil, September, 68, 2009.
- [156] R. Mustafa Öksüzoğlu, Mustafa Yıldırım, Ogeday Capar, Hakan Çınar "Sensör Uygulamaları İçin Spin Vanası Nano Film Sistemlerinde Atomik Kuvvet Mikroskobu Çalışması" 19. Ulusal Elektron Mikroskobu Kongresi Trabzon, Türkiye, 78, 2009.
- [157] Hakan Çınar, R. Mustafa Öksüzoğlu, Mustafa Yıldırım "Structural Evolotion of Nano-Scale Mgo Thin Film". Ulusal Nanobilim ve Nanoteknoloji Konferansı (Nanotr-V) Eskişehir, Türkiye, 196, 2009.

EKLER

Ek-1 Mikrofabrikasyon Süreç Adımları ve Parametreleri

A.1-Litografi Öncesi Hazırlıklar

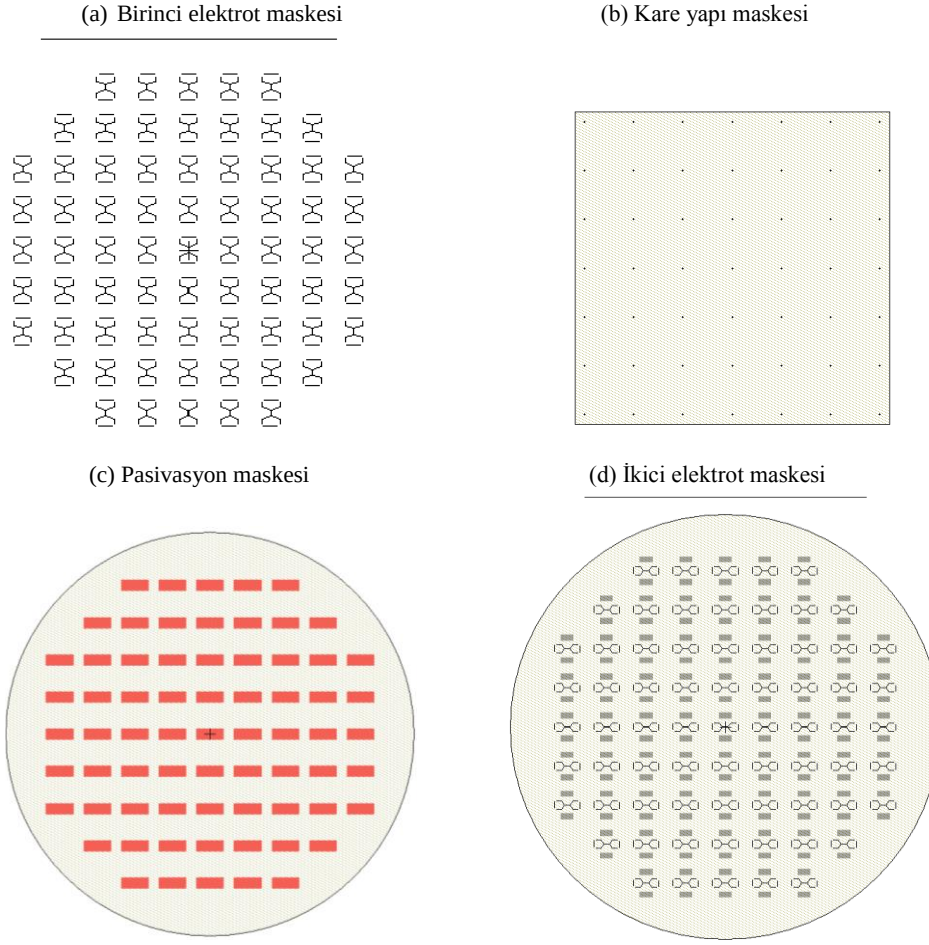
Litografi öncesinde, istenilen şekillerin hazırlanabilmesi için L-Edit programı ile litografi şekilleri çizilmiş, maskeler bu program çıktısına göre hazırlanmıştır. Ayrıca, mikrofabrikasyon süreçlerine başlanmadan önce P-SV numunesini oluşturan her bir malzemenin aşındırma oranları tespit edilmiştir.

A.1.1-L-Edit programı ile litografi şekillerinin tasarlanması

L-Edit programı ile her bir maskenin şekilleri ve boyutları belirlenmiş ve çizimler yapılmıştır. Programda dikkat edilmesi gereken hususlar

- Altlık boyutu ile şekillendirme dağılımının kaplama bölgesine göre tam olarak yapılması
- Boyutlandırmaların tek tek kontrol edilmesi
- Her bir litografi adımına göre hizalama işaretlerinin belirlenmesi ve her adım için bu işaretlerin aynı ebatlarda ancak litografi şekillere göre en az 5 kat daha büyük boyutta olması.
- Hizalama çizgilerinin litografi şekillerin bittiği eksen üzerinde +X ve -X ekseninde en az birer tane konulması ve tercihen (eğer yeterli bir alana sahipse) her bir alttaş üzerinde farklı noktalarda bulunması

Aşağıda L-Edit programı ile tasarımları yapılan litografi şekillerinin program çıktıları gösterilmektedir.



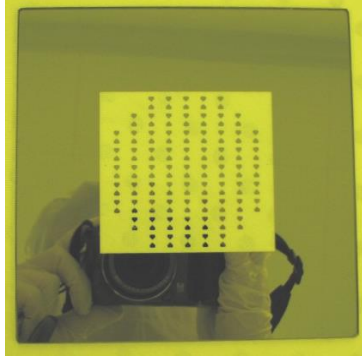
Şekil EK 1. 1 Mikrofabrikasyon adımlarında kullanılan maskelerin L-Edit program çıktıları Bu çıktılarda hizalama maskesi gösterilmemiştir.

A.1.2-Litografi Maskelerinin Hazırlanması

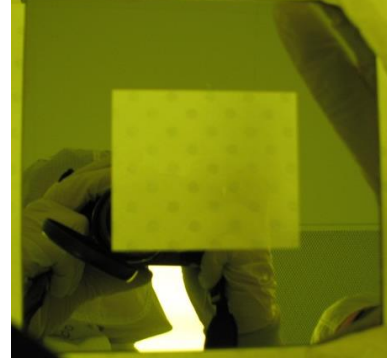
Maskeler, cam üzerindeki Cr kaplamasından oluşmaktadır. Cr kaplı bölgeler lazer ile şekillendirilip, Cr kaplamasının kaldırılması ile maskeler oluşturulmaktadır. P-SV'ler için kullanılan maskeler UNAM laboratuvarında bulunan Mask Writer DWL66FS cihazı ile hazırlanmıştır.

P-SV yapısının mikrofabrikasyon sürecinde hizalama maskesi hariç 4 adet maske yazılmıştır. Yazılan maskeler aşağıdaki Şekil EK 1.1'de gösterilmiştir.

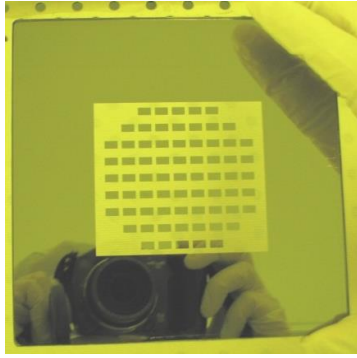
(a) Birinci elektrot maskesi



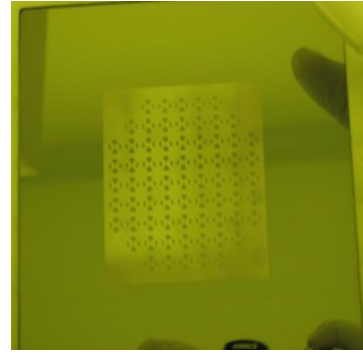
(b) Kare yapı maskesi



(c) Pasivasyon maskesi



(d) İkinci elektrot maskesi



Şekil EK 1. 2 Mikrofabrikasyon adımlarında kullanılan maskelerin fotoğraf görüntüsü.

A.1.3-Her bir katmanın aşındırma oranlarının belirlenmesi

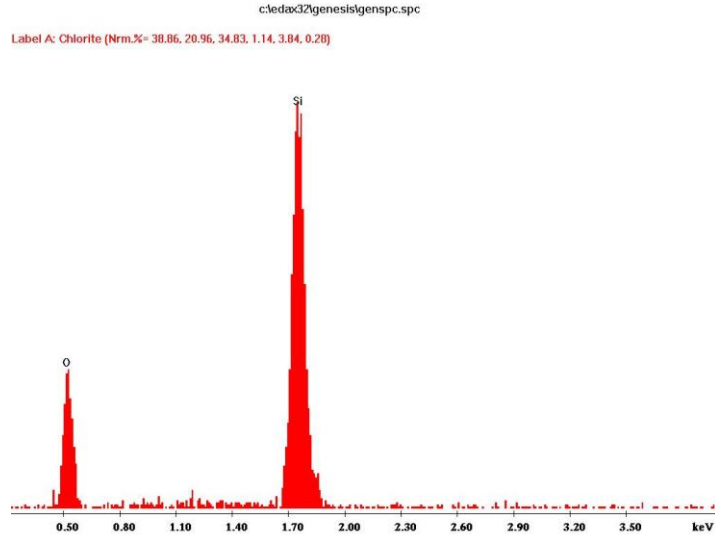
P-SV numunelerinin mikrofabrikasyon adımlarına geçilmeden önce, her bir katman yapısının aşındırma oranları belirlenmiştir. Özellikle, kare yapının oluşturulması adımı aşındırma oranları büyük önem arz etmektedir. Aşındırma oranlarının belirlenmesi aşamasında, her bir katman yapısı 10mmx10mm boyutlardaki alttaşlar üzerine kaplanmış ve SPTS cihazlarında aşındırma oranları belirlenmiştir. Her bir katmanın aşındırma sürecinde, farklı gaz akışı ve güç oranları denenmiştir. Aşındırma oranlarının tespitinde, her bir katmanın ortak aşındırma parametresi seçilmiştir. Çizelge EK1.1.'de her bir malzemenin, farklı cihaz parametrelerindeki aşındırma oranları verilmiştir. PSV yapısında bulunan tabakaların kalınlıkları çok ince olmasından dolayı, kontrollü bir aşındırma işleminin yapılabilmesi için en düşük aşındırma oranlarının elde edildiği gaz akışı

olan 30 sccm gaz akışı seçilmiştir. Aşındırma işleminde kontrolün sağlandığı bir diğer nokta ise aşındırma işlemi sırasında numune üzerinde oluşan renklerin takibi ile gerçekleştirilmiştir.

Çizelge EK 1. 1 PSV yapısı içerisinde bulunan her bir tabakanın farklı gaz akışına göre aşındırma oranlarının bulunması

Aşındırma Oranları						
Malzeme	Gaz (sccm)	Aşındırma Oranı (min-1)	13.56 MHz Coil(W)	13.56 MHz Platen(W)	Basınç (mTorr)	Sıcaklık (C)
Au	Ar(40)	78.8 nm.	600	200	20	20
Au	Ar(30)	25 nm.	300	200	10	20
Ru	Ar(40)	33 nm	600	200	20	20
Ru	Ar(30)	18 nm.	300	200	10	20
Co/Fe/B	Ar(40)	61.2 nm	600	300	20	20
Co/Fe/B	Ar(30)	15.3 nm.	300	200	10	20
Ta	Ar(40)	48 nm.	600	200	20	20
Ta	Ar(30)	16 nm.	300	200	10	20
Ta/Ru	Ar(40)	30 nm.	600	200	20	20
Ta/Ru	Ar(30)	14.8 nm.	300	200	10	20
Ta/Ru/Ta	Ar(40)	33.5 nm.	600	200	20	20
Ta/Ru/Ta	Ar(30)	15 nm.	300	200	10	20
MgO	Ar(40)	8 nm.	600	200	20	20
MgO	Ar(30)	4 nm.	300	200	10	20

Ancak tabaka kalınlıklarının çok ince olması renk takibini mümkün kılmamaktadır. Sadece yeşil rengin Ta/Ru/Ta tabakasına ait olduğu SEM EDX analizi ile tespit edilmiştir. Aşındırma süreci denemelerinde, sıcaklıktan dolayı P-SV katman yapısında difüzyon oluşumunun gerçekleşmemesi için düşük sıcaklıkta aşındırma yöntemi seçilmiştir. Şekil EK.1.3’de yer alan EDX analizinde görüldüğü gibi PSV yapısının Si/SiO₂’ e kadar aşındırma işleminde 30 sccm’de Ar-iyonu ile aşındırmada 250 s ‘nin yeterli olduğu tespit edilmiştir.



Şekil EK 1. 3 30 sccm gaz akışında 250 s Ar iyon milling aşındırmasına maruz bırakılan P-SV yapısının EDX analiz sonucu.

A.2-Litografi işlemleri

Anadolu Üniversitesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği ince film laboratuvarında bulunan MS sistemi üretilen P-SV numuneleri özel koruyucu alttaş taşıma kapları ile UNAM temiz alan içerisine taşınmıştır. Temiz alan içerisine alınan numuneler sırayla aseton, popanol ve su ile temizlenerek N₂ ile kurutulmuştur. Numunede temizleme esnasında oluşan su buharından kurtulmak için her bir numune 110°C sıcaklıkta 20 dakika süreliğine kurutma fırınına bırakılmıştır. Bu işleme de-hidrasyon işlemi denilmektedir.

A.2.1. Fotorezist serme süreci

Her bir litografi sürecinin başlangıcı fotorezist serme işlemi ile başlamaktadır. Fotorezist serme işlemi için Spiner CZ650 model cihazlar kullanılmıştır. Altlık Spin Coating yöntemi model Spiner CZ650 cihazı ile öncelikle HMDS ile kaplandı. HMDS ile kaplanmasının nedeni üzerine kaplanan rezistin iyi yapışmasını sağlamaktadır. HMDS sıvısının kaplanmasından sonra üzerine fotorezist

kaplanmaktadır. Kullanılan Fotorezist sıvısı AZ5214 sıvısıdır. Bu sıvıdaki 5214, Spiner cihazında 4000 rpm’de 40 s. boyunca 1,4µm kalınlığında fotorezist kaplanacağı anlamında gelmektedir. Fotorezist kaplamada HMDS ile kaplı numune spiner üzerine yerleştirilir. Pipet ile AZ5214 sıvısı alınır ve kaplanan numune yüzeyine dağılacak şekilde numunenin merkezine damlatılır ve spiner çalıştırılır.

Çizelge Ek 1. 2. CZ650 model cihazında fotorezist kaplama işlemi için kullanılan fotorezist ve parametreler. HMDS sıvısı için de aynı parametreler kullanılmıştır

Fotorezist	AZ5214
Spinner Dönü Hızı(rpm)	4000
Spinner Hızlanma(rpm)	2000
Dönü Süresi(sn)	40
Fotorezist Kalınlığı(m)	1.4

Kaplamadan sonra reşit çözücünün buharlaşması ve kararlı hale gelmesi için yumuşak fırınlama (soft bake) işlemi uygulanmaktadır. Yumuşak fırınlama işleminde numune 110°C’de 50 saniye tutulmak suretiyle yapılmaktadır.

Yumuşak fırınlama işleminden sonra rezist kaplı numune UV ışınına maruz bırakılmaktadır. Maske üzerinde Cr kaplı olmayan açık cam bölgeler UV ışınına maruz kalırken diğer Cr kaplı bölgelerden UV ışını geçmemektedir. UV ışına maruz kalan pozitif rezist bölgeler çözülmemektedir. Numune UV ışınına maruz bırakıldıktan sonra UV ışınına maruz kalan bölge “developer” adlı çözücü ile ışına maruz kalan bölgeler çözündürülür diğer bölgeler ise çözücünden etkilenmez. Böylelikle sadece UV ışına maruz kalan rezist bölge aşındırılmış, diğer bölgeler ise aşındırılmamıştır.

Developer hazırlanması: Temiz bir beher içerisine 4 oranında su, 1 oranında AZ400K adlı developer sıvısı karıştırılır. Bir başka beherde ise iyonize olmuş su (DI) hazır bekletilir. Numune, developer karışımı su içerisine daldırılır ve bir süre tutularak gözlemlenmeye başlanır. Numune üzerinde UV ışınına maruz kalan rezist bölgeler çözülmeye başlar, tamamen çözüldükten sonra sudan çıkartılır ve saf sulu temiz kap içerisine daldırılır. Bu çalışmada fotorezistin çözünme süresi 1 dakika olarak tespit edilmiştir. Saf su kabında temizlenen numune akışkan saf suda iyice yıkanır ve azot ile kurutulur. Numunenin yumuşak fırında 110°C’de yaklaşık 5 dakika kurutulması tavsiye edilmektedir.

A.3 Birinci Elektrotun tanımlanması (Kelebek Yapı)

Birinci elektrotun yada kelebek yapının çıkartılması için birinci litografi sürecine geçilmiştir. Birinci litografi sürecinde, P-SV numunelerinin mikro fabrikasyonunda kullanılan her bir litografi sürecinin başlangıcında olduğu gibi, Çizelge EK.2'deki parametreler kullanılarak spinner cihazında HMD ile AZ5214 fotorezist kaplanmış ve 110°C sıcaklıkta 40s süresince yumuşak fırınlama sürecine tabi tutulmuştur. Rezist kaplı numune UV ışınına maruz bırakılmak üzere model UV-EVG 620 cihazına birinci litografi maskesi ile hizalanarak cihaza yerleştirilmiştir.

Çizelge EK 1. 3 UV-EVG cihazında kullanılan parametreler

İşlem Tipi	Top Side
Pozlama Tipi	Constant Dose
Kontak Modu	Soft
Pozlama Enerjisi(mJ/cm ²)	40
Mesafe (seperation) (µm)	150

Numune UV ışına maruz bırakılırken kelebek yapıları ışına maruz kalmamış diğer bölgelerin hepsi ışına maruz kalmıştır. Daha sonra hizalama işaretlerinde olduğu gibi AZ400K developer ile 1 dakika boyunca UV ışınına maruz kalan bölgeler çözdürülüp numune üzerinden rezist atılmıştır. . Cihazda kullanılan parametreler Çizelge EK.1.3'de verilmiştir.

Kelebek yapılarının optik mikroskop ile incelenmesinden sonra numune aşındırma süreci için sert fırınlama (hard bake) işlemine tabi tutulmuştur. Katı fırınlama süreci için numune ısıtma fırınında 120°C'de 1 dakika bekletilmiştir.

Ar iyon aşındırma işlemi için model ICP-STS cihazı kullanılmıştır. Cihazda kullanılan parametreler Çizelge EK.1.4'de verilmiştir. Aşındırma işleminde rezistin yandığı ve bu nedenle direk kimyasal ile rezistin temizlenmesinin zor olmasından dolayı kuru aşındırma işleminden sonra rezistin tamamen temizlenebilmesi için Oksijen plazma ile numune tamamen 20 dakika temizlenmiştir. Eğer, optik

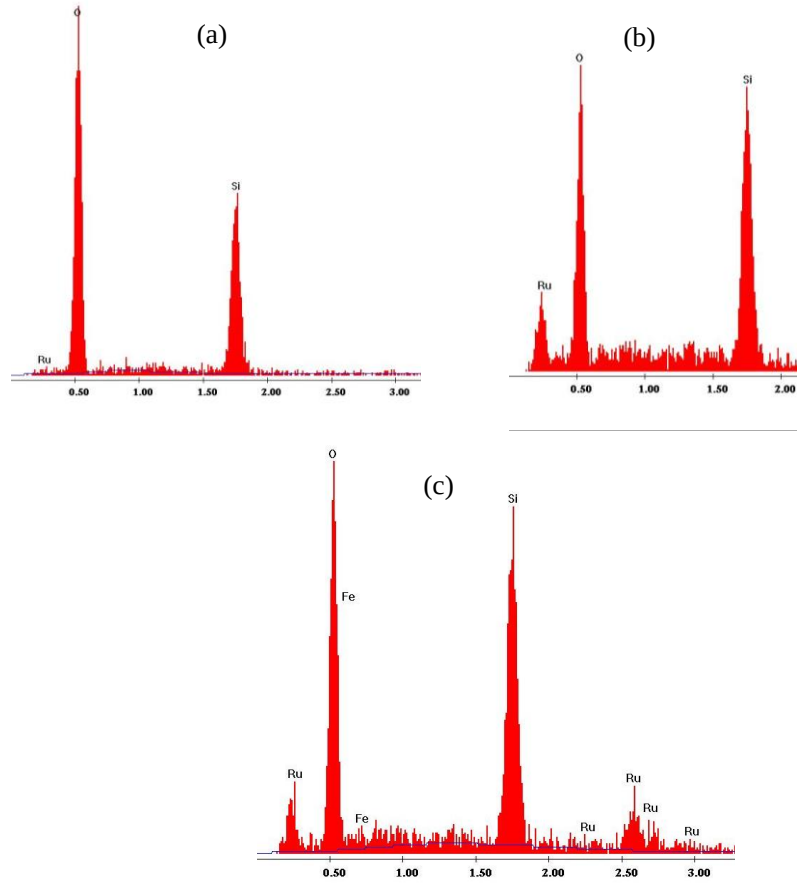
mikroskopta gözleendiğinde hala rezist kalıntıları varsa, numune 20dk boyunca asetonda tutulmalıdır.

Çizelge EK 1. 4. Kuru metal aşındırma sürecinde ICP-STS cihazında kullanılan parametreler

13.56 MHz Coil Gücü(W)	250
380 kHz Platen Frekansı(W)	30
İşlem Basıncı(mTorr)	50
O ₂ Akışı(sccm)	20
CHF ₃ Akışı(sccm)	100
Aşındırma Süresi(dk)	4

A.4 İkinci Litografi Süreci (Kare Yapı)

Kelebek yapının çıkartılmasından sonra ikinci litografi sürecinde kelebek yapı ortasında kare yapı kalacak şekilde alt elektrotun hemen altındaki Ta tabakasına kadar aşındırma sürecinden oluşmaktadır. Her litografi sürecinin başlangıcında olduğu gibi aynı parametreler, malzemeler ve cihazların kullanımıyla kelebek yapı rezist kaplama ve UV ışınına maruz bırakılmıştır.



Şekil EK 1. 4 PSV yapısının a) 100 b) 85 c) 80 saniyelik aşındırma sonucu EDX analizleri.

Kare yapının alt elektrotun hemen altındaki Ta tabakasına kadar olması aşındırma işleminde hassasiyetlik gerekmektedir. PSV'li oluşturan tabakaların çok ince olmasından dolayı optik olarak renk değişimi çok hassas her tabaka için belirlenmemektedir. Daha hassas aşındırma kontrolü için bu aşamada daha önceden belirlenen minimum aşındırma oranları dikkate alınarak aynı P-SV yapısının bulunduğu $10 \times 10 \text{ mm}^2$ 'lik numuneler üzerinde belirli sürelerde aşındırma işlemi yapılmış ve SEM-EDX analizi yapılarak aşındırma işleminin kontrolü sağlanmıştır. Şekil EK 1.4.'de EDX analiz sonuçlarında görüldüğü gibi 100 saniyelik aşındırma süresinde Ru tabakasından hiçbir sinyal alınamamış sadece SiO_2 tabakasından sinyal alınmıştır. 80 saniyelik aşındırma süresinde ise CoFeB tabakasındaki Fe sinyali alınmıştır ancak 85 saniyelik aşındırma işleminden sonra sadece Ru tabakasından sinyal alınmıştır. Tabakalar ince olduğu için hepsinde SiO_2 gelme sinyaller mevcuttur. Ta tabakası Si sinyali içerisinde kaybolduğu için Ta'dan

gelen sinyaller tespit edilememiştir. EDX analiz sonuçlarında 85 saniyelik aşındırma süresinin yeterli olduğu tespit edilmiştir.

A.5 Üçüncü Litografi Süreci (Pasive Tabakası Kaplanması ve İşlenmesi)

Kare yapının ortaya çıkarılmasından sonra alt ve üst elektrotlar arasında herhangi bir kontak oluşmasını ve MTJ yapısının kısa devre yapmasını engellemek amacıyla kare yapısı tamamen yalıtkan olan SiO₂ tabakası ile kaplanması işlemine geçilmiştir. SiO₂ tabakanın kaplanması sürecine Pasivasyon tabakası kaplama süreci denilmektedir. Pasivasyon tabakasının kaplanması süreci üç aşamadan oluşmaktadır. Birinci aşamada bütün PSV yapısı SiO₂ ile 90 nm kaplanmaktadır. SiO₂ kaplaması PECVD (Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition) tekniği ile kaplanmaktadır. 90 nm kaplanmasının nedeni PSV yapısının toplam kalınlığı 55 ile 65 nm arasında değişiyor olması ve bütün numunenin boyutunun SiO₂ kaplanmasını garanti edebilmektir. SiO₂ ile aşındırma sürecinde kullanılan cihaz parametreleri Çizelge EK 1.6’da verilmiştir.

İkinci aşamada kare yapının etrafını saran alanın dışındaki SiO₂ tabakası PSV’nin alt elektrotun altında bulunan Ta yapısının altına kadar dağlanmaktadır. Bu aşındırma işleminde CHF₄, O₂ gazları ile yapılmaktadır. CHF₄, O₂ gazları metallerle tepkimeye girmediği için süre optik olarak renk değişiminden bulunmuştur. Renk değişimi için geçen süre 4 dakika olarak tespit edilmiştir.

Çizelge EK 1. 5. Kuru SiO₂ aşındırma sürecinde ICP-STS cihazında kullanılan parametreler

13.56 MHz Coil Gücü(W)	250
380 kHz Platen Frekansı(W)	30
İşlem Basıncı(mTorr)	50
O ₂ Akışı(sccm)	20
CHF ₃ Akışı(sccm)	100
Aşındırma Süresi(dk)	4

Üçüncü aşama, pasivasyon tabakasının 2. aşındırma sürecinde, kare bölgesindeki SiO₂ tabakasının koruyucu tabakaya kadar aşındırma işleminden

oluşmaktadır. Buradaki aşındırma işlemi çok kritik olup aşındırma işleminin en fazla üst elektrotta durdurulması gerekmektedir. Bu anlamda çözüm olarak ikinci litografi sürecindeki problem tespitindeki kanal açılması kullanılmıştır. Bu, aşındırma sürecinde SiO₂ pasivasyon, kare yapısından ve dağlanmış kelebek yapısından sinyal geldiği için EDX analizi ile bu süreçteki aşındırma işlemi kontrol edilememektedir. Bu yüzden aşındırma sürecinin kontrolü için şekil 9'da görüldüğü gibi PSV'nin koruyucu tabakasına kadar dağlanmış PSV numunesi, dağlanmamış ve hiçbir litografi işlemi yapılmamış PSV numunesi, dağlanmamış 90 nm SiO₂ kaplı PSV numunesi. optik mikroskopta karşılaştırılarak, birinci pasivize aşındırma sürecindeki parametrelerin aynısı kullanılarak aşındırma süresinin 2 dakika olduğu tespit edilmiştir.

A.6 Üst kontakların tanımlanması

Üst kontakların tanımlanmasında, fotorezist kaldırma yöntemi kullanılarak litografi süreci gerçekleştirilmiştir. Bu süreç üç aşamadan oluşmaktadır. Birinci aşamada bütün P-SV yapısı negatif rezist ile kaplanmış ve sadece kontak alınması için Au ile kaplanması istenilen bölgeler üst kelebek yapı (üst elektrot) ve alt kelebek yapı (alt elektrot) açık kalacak şekilde litografisi yapılmıştır. Negatif rezistin elde edilmesi, yine bir önceki süreçlerde olduğu gibi HMDS ve AZ5214 sıvıları aynı parametreler kullanılarak P-SV yapısı kaplanmaktadır. Kaplamanın yapılmasının ardından soft bake işlemi yapılarak dördüncü litografi maskesi ile numune diğer süreçlerde kullanılan aynı dozda UV ışınına maruz bırakılmaktadır. UV ışınından sonra developer işleme tabii tutulmadan numune 120°C'de 120 saniye numune ısıtılmıştır. Bu işlemin yapılma nedeni, UV ışınına maruz bırakılan yerler (Kontak bölgesi olmayan bölgeler) iyice dayanıklı hale gelmiştir. Isıtılan numunenin soğumasının ardından hiçbir maske kullanılmadan bir kez daha ancak 150 mJ/cm² dozda numunenin her tarafı UV ışınına maruz bırakılmıştır. Böylece numuneye developer işlemi uygulandığında dayanıklı olmayan kontak bölgeleri negatif rezistten arındırılmış diğer bölgelerde rezist kaplaması kalmıştır. Bu tarzda yapılan rezist işlemine negatif rezist denilmektedir.

İkinci aşamada reisti kaldırma prosesinden oluşmaktadır. MIDAS-VAKSİS Termal buharlaştırma cihazında numune 10nm Cr ve 90nm Au ile kaplanmaktadır. Kaplanan numune 1 gün süre ile aseton içerisinde bekletilmektedir. Aseton ile birlikte negatif rezist ortadan kalkmaktadır ve sadece üst elektrot ile alt elektrot üzerinde Au kaplaması kaplı kalmaktadır.

Ek-2 P-SV numunelerinin katman kalınlıkları ve MgO kaplama süresi

Çizelge EK 2. 1 Değişen MgO kalınlığına göre üretilen P-SV sistemleri MgO tabakası dışında her tabak için verilen değerler nm cinsinden olup, sadece MgO için üretim süresi (100s ile 650s arası) esas alınmıştır.

P-SV	Katman Kalınlıkları(nm)													
	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	TEST M	TEST N
Ru(nm)	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5
Ta(nm)	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5
Co ₄₀ Fe ₄₀ B ₂₀	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
MgO	100s	150s	200s	250s	300s	350s	400s	450s	500s	550s	600s	650s	250s	500s
Co ₄₀ Fe ₄₀ B ₂₀	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
Ta	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5
Ru	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20
Ta	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5	5
Si/SiO ₂	400	400	400	400	400	400	400	400	400	400	400	400	400	400

Ek-3 P-SV numunesinin XRR modelleme sonuçları

Çizelge EK 3. 1 Bariyer kalınlığı 0.4nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

MgO Kalınlığı (nm)	Sıcaklık (°C)	Malzemeler	Kalınlık (nm)	Kalınlık-Hata Payı (nm)	Pürüzlülük (nm)	Pürüzlülük Hata Payı (nm)
		Au	17.2	0.26	0.53	0.21
		Ru	4.8	0.28	0.56	0.17
		Ta	6.4	0.29	1.27	0.76
		CoFeB	2.02	0.36	0.76	0.17
0.4	Oda sıcaklığı	MgO	0.34	0.13	0.44	0.29
		CoFeB	2.85	0.36	0.46	0.33
		Ta	4.43	0.32	0.73	0.22
		Ru	25.54	0.39	0.61	0.28
		Ta	7.08	0.36	0.62	0.38
		SiO ₂	400	0	0.23	0.07
		Au	17.12	0.14	0.39	0.06
		Ru	5.23	0.12	0.51	0.08
		Ta	5.72	0.13	0.65	0.14
		CoFeB	2.27	0.29	0.56	0.06
0.4	150	MgO	0.38	0.1	0.30	0.09
		CoFeB	2.93	0.28	0.52	0.24
		Ta	4.39	0.20	0.49	0.07
		Ru	26.35	0.31	0.65	0.20
		Ta	6.25	0.26	0.54	0.29
		SiO ₂	400	0	0.25	0.03
		Au	17.04	0.07	0.38	0.07
		Ru	6.37	0.11	0.48	0.06
		Ta	5.23	0.12	0.55	0.14
		CoFeB	1.94	0.47	0.46	0.07
0.4	200	MgO	0.39	0.12	0.40	0.13
		CoFeB	2.47	0.47	0.55	0.38
		Ta	4.69	0.22	0.49	0.07
		Ru	27.5	0.35	0.65	0.20
		Ta	5.11	0.30	0.59	0.28
		SiO ₂	400	0	0.23	0.03
		Au	16.9	0.04	0.36	0.05
		Ru	5.88	0.09	0.4	0.04
		Ta	5.67	0.08	0.48	0.1
		CoFeB	1.74	0.25	0.46	0.05
0.4	250	MgO	0.42	0.09	0.4	0.09
		CoFeB	2.88	0.28	0.6	0.2
		Ta	4.46	0.13	0.49	0.05
		Ru	25.9	0.2	0.55	0.14
		Ta	6.64	0.17	0.51	0.18
		SiO ₂	400		0.2	0.02
		Au	17.27	0.11	0.37	0.06
		Ru	4.88	0.08	0.5	0.07
		Ta	6.20	0.09	0.7	0.1
		CoFeB	1.92	0.29	0.61	0.05
0.4	300	MgO	0.4	0.1	0.4	0.08
		CoFeB	3.51	0.37	0.58	0.25
		Ta	4.38	0.17	0.6	0.05
		Ru	26.21	0.24	0.68	0.15
		Ta	5.92	0.21	0.61	0.21
		SiO ₂	400	0	0.2	0.02

Çizelge EK 3.1. (Devam) Bariyer kalınlığı 0.4nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

		Au	17.14	0.06	0.37	0.009
		Ru	5.47	0.04	0.58	0.08
		Ta	5.87	0.05	0.48	0.05
		CoFeB	1.77	0.22	0.85	0.04
0.4	350	MgO	0.4	0.05	0.41	0.06
		CoFeB	2.86	0.24	0.54	0.19
		Ta	4.62	0.07	0.59	0.03
		Ru	26.71	0.14	0.66	0.09
		Ta	5.7	0.13	0.51	0.12
		SiO ₂	400		0.22	0.03
		Au	17.04	0.06	0.36	0.04
		Ru	5.42	0.1	0.48	0.05
		Ta	6.17	0.1	0.65	0.1
		CoFeB	1.78	0.27	0.50	0.04
0.4	400	MgO	0.44	0.07	0.4	0.08
		CoFeB	2.45	0.28	0.53	0.23
		Ta	4.04	0.13	0.71	0.04
		Ru	24.55	0.24	0.75	0.13
		Ta	8.72	0.21	0.79	0.19
		SiO ₂	400	0	0.17	0.01

Çizelge EK 3. 2. Bariyer kalınlığı 0.8nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

MgO Kalınlığı (nm)	Sıcaklık (°C)	Malzemeler	Kalınlık (nm)	Kalınlık-Hata Payı (nm)	Pürüzlülük (nm)	Pürüzlülük Hata Payı (nm)
		Au	17.04	0.1	0.28	0.01
		Ru	5.37	0.12	0.62	0.03
		Ta	6.11	0.11	0.55	0.11
		CoFeB	1.61	0.22	0.49	0.06
0.8	RT	MgO	0.82	0.17	0.49	0.18
		CoFeB	1.45	0.15	0.59	0.3
		Ta	3.29	0.37	0.7	0.13
		Ru	29.56	0.36	1.01	0.21
		Ta	4.69	0.22	0.61	0.21
		SiO ₂	400	0	0.59	0.03
		Au	16.9	0.14	0.25	0.006
		Ru	5.8	0.15	0.42	0.02
		Ta	5.6	0.16	0.78	0.08
		CoFeB	1.78	0.16	0.59	0.03
0.8	150	MgO	0.8	0.07	0.4	0.07
		CoFeB	2.65	0.17	0.44	0.07
		Ta	7.2	0.21	0.40	0.08
		Ru	23.4	0.22	0.40	0.09
		Ta	5.71	0.2	0.23	0.02
		SiO ₂	400	0	0.24	0.02
		Au	17.19	0.1	0.27	0.08
		Ru	5.78	0.1	0.51	0.08
		Ta	5.58	0.11	0.67	0.01
		CoFeB	1.79	0.13	0.57	0.01
0.8	200	MgO	0.76	0.1	0.4	0.1
		CoFeB	2.57	0.12	0.47	0.19
		Ta	8.41	0.16	0.44	0.05
		Ru	21.02	0.24	0.56	0.18
		Ta	6.97	0.19	0.46	0.21
		SiO ₂	400	0	0.25	0.07
		Au	16.99	0.05	0.22	0.02
		Ru	5.68	0.11	0.39	0.06
		Ta	5.34	0.1	0.39	0.15
		CoFeB	2.27	0.16	0.38	0.07
0.8	250	MgO	0.78	0.11	0.4	0.15
		CoFeB	2.35	0.12	0.4	0.15
		Ta	3.77	0.26	0.41	0.07
		Ru	25.03	0.35	0.4	0.19
		Ta	7.7	0.31	0.4	0.25
		SiO ₂	400	0	0.23	0.05
		Au	17.06	0.05	0.21	0.03
		Ru	5.8	0.12	0.44	0.05
		Ta	5.47	0.13	0.58	0.15
		CoFeB	1.85	0.09	0.53	0.08
0.8	300	MgO	0.84	0.12	0.53	0.17
		CoFeB	2.63	0.12	0.30	0.10
		Ta	3.71	0.24	0.62	0.09
		Ru	24.7	0.28	0.55	0.22
		Ta	7.6	0.21	0.29	0.29
		SiO ₂	400	0	0.28	0.06

Çizelge EK 3.2. **(Devam)**Bariyer kalınlığı 1.2nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

		Au	17.15	0.07	0.19	0.01
		Ru	4.73	0.08	0.43	0.04
		Ta	6.45	0.07	0.49	0.09
		CoFeB	1.89	0.08	0.65	0.09
0.8	350	MgO	0.74	0.09	0.39	0.1
		CoFeB	2.65	0.12	0.4	0.08
		Ta	6.48	0.16	0.53	0.08
		Ru	24.5	0.22	0.54	0.13
		Ta	5.06	0.19	0.61	0.17
		SiO ₂	400	0	0.29	0.03
		Au	16.63	0.13	0.28	0.06
		Ru	4.62	0.13	0.64	0.14
		Ta	6.73	0.16	0.53	0.21
		CoFeB	2.15	0.31	0.76	0.15
0.8	400	MgO	0.79	0.21	0.52	0.29
		CoFeB	2.65	0.36	0.39	0.08
		Ta	6.49	0.27	0.56	0.14
		Ru	24.37	0.34	0.54	0.24
		Ta	5.46	0.29	0.45	0.29
		SiO ₂	400	0	0.24	0.07

Çizelge EK 3. 3. Bariyer kalınlığı 1.2nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

MgO Kalınlığı (nm)	Sıcaklık (°C)	Malzemeler	Kalınlık (nm)	Kalınlık-Hata Payı (nm)	Pürüzlülük (nm)	Pürüzlülük Hata Payı (nm)
		Au	16.95	0.27	0.46	0.06
		Ru	6.44	0.28	0.48	0.04
		Ta	5.35	0.26	0.65	0.01
		CoFeB	1.72	0.19	0.47	0.08
1.2	RT	MgO	1.16	0.12	0.51	0.08
		CoFeB	2.16	0.11	0.5	0.08
		Ta	4.49	0.24	0.56	0.06
		Ru	27.69	0.31	0.68	0.13
		Ta	5.15	0.28	0.69	0.28
		SiO ₂	400	0.2	0.25	0.02
		Au	16.93	0.08	0.37	0.01
		Ru	7.02	0.07	0.46	0.05
		Ta	4.68	0.09	0.66	0.08
		CoFeB	1.99	0.05	0.48	0.09
1.2	150	MgO	1.14	0.09	0.51	0.06
		CoFeB	2.21	0.16	0.55	0.09
		Ta	4.15	0.14	0.52	0.09
		Ru	27.8	0.23	0.71	0.11
		Ta	5.38	0.21	0.73	0.19
		SiO ₂	400	0	0.23	0.04
		Au	16.95	0.07	0.37	0.1
		Ru	6.33	0.08	0.42	0.05
		Ta	5.43	0.08	0.6	0.06
		CoFeB	1.85	0.08	0.48	0.04
1.2	200	MgO	1.09	0.09	0.48	0.06
		CoFeB	2.33	0.08	0.47	0.08
		Ta	3.57	0.17	0.51	0.05
		Ru	27.7	0.26	0.71	0.1
		Ta	5.97	0.24	0.75	0.16
		SiO ₂	400	0	0.18	0.01
		Au	16.8	0.01	0.31	0.05
		Ru	7.06	0.07	0.43	0.03
		Ta	4.78	0.05	0.51	0.07
		CoFeB	1.85	0.07	0.6	0.04
1.2	250	MgO	1.12	0.08	0.45	0.06
		CoFeB	2.36	0.06	0.49	0.06
		Ta	3.85	0.12	0.62	0.06
		Ru	27.7	0.19	0.69	0.09
		Ta	5.72	0.16	0.72	0.13
		SiO ₂	400	0	0.26	0.2
		Au	16.91	0.04	0.37	0.02
		Ru	7.01	0.04	0.42	0.04
		Ta	4.47	0.06	0.52	0.08
		CoFeB	2	0.02	0.55	0.04
1.2	300	MgO	1.26	0.04	0.48	0.09
		CoFeB	2.3	0.06	0.49	0.09
		Ta	4.26	0.07	0.48	0.04
		Ru	26.9	0.14	0.72	0.08
		Ta	6.09	0.12	0.75	0.12
		SiO ₂	400	0	0.28	0.02

Çizelge EK. 3.3.

(Devam) Bariyer kalınlığı 1.2nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

		Au	17.17	0.02	0.35	0.05
		Ru	6.88	0.08	0.45	0.06
		Ta	4.39	0.1	0.6	0.08
		CoFeB	1.87	0.03	0.57	0.06
1.2	350	MgO	1.31	0.07	0.44	0.04
		CoFeB	2.52	0.09	0.44	0.04
		Ta	3.71	0.11	0.52	0.05
		Ru	27.69	0.19	0.54	0.09
		Ta	5.68	0.17	0.55	0.14
		SiO ₂	400	0	0.19	0.02
		Au	16.84	0.05	0.32	0.03
		Ru	7.01	0.12	0.4	0.08
		Ta	4.72	0.09	0.41	0.07
		CoFeB	1.79	0.09	0.34	0.03
1.2	400	MgO	1.34	0.11	0.33	0.03
		CoFeB	2.32	0.09	0.35	0.03
		Ta	4.11	0.16	0.39	0.04
		Ru	26.8	0.22	0.54	0.19
		Ta	6.2	0.2	0.53	0.12
		SiO ₂	400	0	0.24	0.02

Çizelge EK 3. 4. Bariyer kalınlığı 1.6nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

MgO Kalınlığı (nm)	Sıcaklık (°C)	Malzemeler	Kalınlık (nm)	Kalınlık-Hata Payı (nm)	Pürüzlülük (nm)	Pürüzlülük Hata Payı (nm)
		Au	17.06	0.13	0.41	0.09
		Ru	6.27	0.15	0.58	0.03
		Ta	5.3	0.15	0.63	0.07
		CoFeB	2.08	0.05	0.58	0.03
1.6	RT	MgO	1.39	0.12	0.64	0.07
		CoFeB	2.38	0.06	0.56	0.06
		Ta	4.91	0.1	0.59	0.03
		Ru	24.93	0.17	0.69	0.1
		Ta	6.28	0.15	0.65	0.14
		SiO ₂	400	0.1	0.24	0.02
		Au	17.06	0.08	0.4	0.03
		Ru	6.53	0.04	0.45	0.07
		Ta	5.2	0.05	0.65	0.08
		CoFeB	1.92	0.06	0.46	0.04
1.6	150	MgO	1.54	0.06	0.54	0.06
		CoFeB	2.44	0.04	0.55	0.09
		Ta	5.29	0.08	0.51	0.07
		Ru	24.58	0.13	0.65	0.09
		Ta	6.19	0.11	0.67	0.12
		SiO ₂	400	0.1	0.23	0.04
		Au	17.06	0.06	0.38	0.06
		Ru	6.03	0.08	0.47	0.08
		Ta	5.63	0.08	0.49	0.09
		CoFeB	2.05	0.08	0.49	0.05
1.6	200	MgO	1.47	0.12	0.48	0.07
		CoFeB	2.29	0.14	0.46	0.06
		Ta	5.48	0.17	0.49	0.05
		Ru	24.62	0.3	0.65	0.15
		Ta	6.14	0.2	0.67	0.24
		SiO ₂	400	0	0.21	0.12
		Au	17.07	0.02	0.38	0.08
		Ru	5.17	0.08	0.45	0.06
		Ta	6.46	0.09	0.62	0.09
		CoFeB	1.96	0.04	0.57	0.06
1.6	250	MgO	1.49	0.08	0.46	0.05
		CoFeB	2.57	0.1	0.5	0.04
		Ta	6.22	0.12	0.5	0.05
		Ru	24.8	0.21	0.58	0.13
		Ta	4.97	0.18	0.59	0.18
		SiO ₂	400	0.1	0.24	0.057
		Au	17.1	0.03	0.36	0.06
		Ru	6	0.08	0.45	0.07
		Ta	5.58	0.09	0.55	0.09
		CoFeB	2	0.05	0.47	0.07
1.6	300	MgO	1.56	0.06	0.4	0.08
		CoFeB	2.35	0.05	0.41	0.05
		Ta	5.27	0.11	0.49	0.05
		Ru	25.4	0.2	0.5	0.13
		Ta	5.53	0.17	0.54	0.18
		SiO ₂	400	0.1	0.23	0.05

Çizelge EK. 3.4.

(Devam) Bariyer kalınlığı 1.6nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

		Au	17.04	0.04	0.4	0.09
		Ru	6.55	0.07	0.45	0.06
		Ta	4.99	0.07	0.49	0.09
		CoFeB	2.05	0.04	0.45	0.05
1.6	350	MgO	1.57	0.08	0.39	0.05
		CoFeB	2.18	0.04	0.39	0.05
		Ta	5.19	0.14	0.44	0.04
		Ru	26.09	0.21	0.49	0.13
		Ta	5.05	0.19	0.57	0.18
		SiO ₂	400	0	0.23	0.02
		Au	17.06	0.03	0.39	0.03
		Ru	6.17	0.03	0.45	0.04
		Ta	5.5	0.06	0.45	0.04
		CoFeB	1.86	0.06	0.4	0.02
1.6	400	MgO	1.62	0.03	0.35	0.02
		CoFeB	2.24	0.07	0.4	0.02
		Ta	5.29	0.11	0.53	0.02
		Ru	25.36	0.13	0.56	0.06
		Ta	5.6	0.11	0.64	0.09
		SiO ₂	400	0.1	0.22	0.03

Çizelge EK 3. 5. Bariyer kalınlığı 2.0nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

MgO Kalınlığı (nm)	Sıcaklık (°C)	Malzemeler	Kalınlık (nm)	Kalınlık-Hata Payı (nm)	Pürüzlülük (nm)	Pürüzlülük Hata Payı (nm)
		Au	17.06	0.18	0.39	0.04
		Ru	5.28	0.13	0.51	0.05
		Ta	6.45	0.14	0.59	0.07
		CoFeB	2.00	0.08	0.57	0.03
2	RT	MgO	2.03	0.17	0.59	0.05
		CoFeB	2.28	0.12	0.64	0.05
		Ta	5.53	0.17	0.50	0.07
		Ru	26.64	0.22	0.59	0.10
		Ta	5.37	0.19	0.64	0.14
		SiO ₂	400	0	0.20	0.02
		Au	16.92	0.15	0.37	0.07
		Ru	5.85	0.01	0.54	0.02
		Ta	6.01	0.17	0.55	0.06
		CoFeB	2.03	0.13	0.52	0.06
2	150	MgO	2.10	0.20	0.59	0.08
		CoFeB	2.17	0.14	0.61	0.04
		Ta	4.99	0.19	0.56	0.43
		Ru	27.52	0.22	0.58	0.10
		Ta	5.35	0.20	0.60	0.12
		SiO ₂	400	0	0.27	0.02
		Au	16.87	0.03	0.38	0.01
		Ru	6.50	0.05	0.55	0.03
		Ta	5.47	0.06	0.67	0.07
		CoFeB	1.99	0.06	0.58	0.04
2	200	MgO	2.16	0.08	0.58	0.05
		CoFeB	1.91	0.09	0.58	0.05
		Ta	4.31	0.09	0.51	0.08
		Ru	27.58	0.16	0.6	0.09
		Ta	6.18	0.14	0.65	0.14
		SiO ₂	400	0	0.24	0.02
		Au	16.84	0.03	0.36	0.005
		Ru	6.30	0.04	0.54	0.02
		Ta	5.77	0.04	0.69	0.06
		CoFeB	1.96	0.02	0.49	0.04
2	250	MgO	2.05	0.04	0.48	0.02
		CoFeB	2.05	0.02	0.47	0.06
		Ta	4.40	0.09	0.50	0.05
		Ru	27.84	0.13	0.76	0.06
		Ta	5.73	0.12	0.79	0.09
		SiO ₂	400	0	0.22	0.03
		Au	16.9346	0.02	0.38	0.06
		Ru	6.2749	0.04	0.44	0.07
		Ta	5.671	0.06	0.59	0.07
		CoFeB	2.0276	0.05	0.54	0.02
2	300	MgO	2.0588	0.10	0.25	0.02
		CoFeB	2.2529	0.17	0.34	0.06
		Ta	5.6264	0.15	0.05	0.02
		Ru	27.2176	0.20	0.80	0.08
		Ta	5.0201	0.17	0.84	0.14
		SiO ₂	400	0	0.20	0.01

Çizelge EK. 3.5.

(Devam) Bariyer kalınlığı 2.0nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

		Au	16.90	0.02	0.36	0.05
		Ru	6.45	0.06	0.40	0.05
		Ta	5.55	0.07	0.54	0.07
		CoFeB	1.94	0.03	0.56	0.09
2	350	MgO	2.01	0.06	0.23	0.03
		CoFeB	2.02	0.04	0.35	0.04
		Ta	4.85	0.13	0.50	0.04
		Ru	25.59	0.19	0.55	0.10
		Ta	7.65	0.17	0.60	0.14
		SiO ₂	400	0	0.22	0.03
		Au	6.74	0.07	0.42	0.05
		Ru	5.54	0.06	0.42	0.05
		Ta	1.71	0.02	0.39	0.03
		CoFeB	1.97	0.08	0.25	0.06
2	400	MgO	2.26	0.09	0.37	0.03
		CoFeB	4.71	0.11	0.33	0.02
		Ta	25.33	0.12	0.34	0.07
		Ru	7.80	0.11	0.4	0.09
		Ta	6.74	0.07	0.42	0.06
		SiO ₂	400	0	0.22	0.03

Çizelge EK 3. 6. Bariyer kalınlığı 2.4nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

MgO Kalınlığı (nm)	Sıcaklık (°C)	Malzemeler	Kalınlık (nm)	Kalınlık-Hata Payı (nm)	Pürüzlülük (nm)	Pürüzlülük Hata Payı (nm)
		Au	17.02	0.12	0.35	0.08
		Ru	6.30	0.12	0.54	0.04
		Ta	5.49	0.13	0.54	0.20
		CoFeB	1.91	0.10	0.59	0.05
2.4	RT	MgO	2.11	0.19	0.55	0.06
		CoFeB	2.32	0.18	0.55	0.05
		Ta	6.00	0.25	0.50	0.08
		Ru	25.80	0.28	0.95	0.19
		Ta	5.97	0.18	0.28	0.15
		SiO ₂	400	0	0.18	0.03
		Au	16.86	0.16	0.45	0.01
		Ru	5.88	0.11	0.55	0.03
		Ta	6.16	0.13	0.56	0.07
		CoFeB	1.93	0.072	0.59	0.06
2.4	150	MgO	2.79	0.11	0.55	0.08
		CoFeB	1.98	0.05	0.55	0.03
		Ta	5.05	0.17	0.5	0.08
		Ru	27.69	0.19	0.93	0.15
		Ta	5.09	0.13	0.35	0.12
		SiO ₂	400	0	0.29	0.04
		Au	16.82	0.09	0.34	0.01
		Ru	6.57	0.10	0.46	0.08
		Ta	5.46	0.08	0.59	0.08
		CoFeB	2.02	0.04	0.57	0.04
2.4	200	MgO	2.71	0.06	0.50	0.05
		CoFeB	1.88	0.04	0.50	0.05
		Ta	4.60	0.15	0.49	0.06
		Ru	26.73	0.26	0.66	0.13
		Ta	6.75	0.24	0.69	0.20
		SiO ₂	400	0	0.22	0.039
		Au	16.82	0.10	0.38	0.01
		Ru	6.19	0.15	0.46	0.08
		Ta	5.92	0.12	0.60	0.04
		CoFeB	1.97	0.08	0.43	0.02
2.4	250	MgO	2.75	0.05	0.31	0.06
		CoFeB	1.76	0.03	0.44	0.03
		Ta	4.94	0.12	0.50	0.06
		Ru	27.27	0.16	0.66	0.06
		Ta	5.87	0.15	0.70	0.09
		SiO ₂	400	0	0.24	0.04
		Au	16.9016	0.02	0.37	0.01
		Ru	6.5595	0.07	0.48	0.02
		Ta	5.4084	0.07	0.59	0.06
		CoFeB	2.0663	0.06	0.44	0.04
2.4	300	MgO	2.6359	0.19	0.31	0.08
		CoFeB	1.7916	0.14	0.40	0.02
		Ta	5.0297	0.09	0.50	0.08
		Ru	28.0795	0.15	0.65	0.09
		Ta	5.0843	0.13	0.67	0.13
		SiO ₂	400	0	0.27	0.01

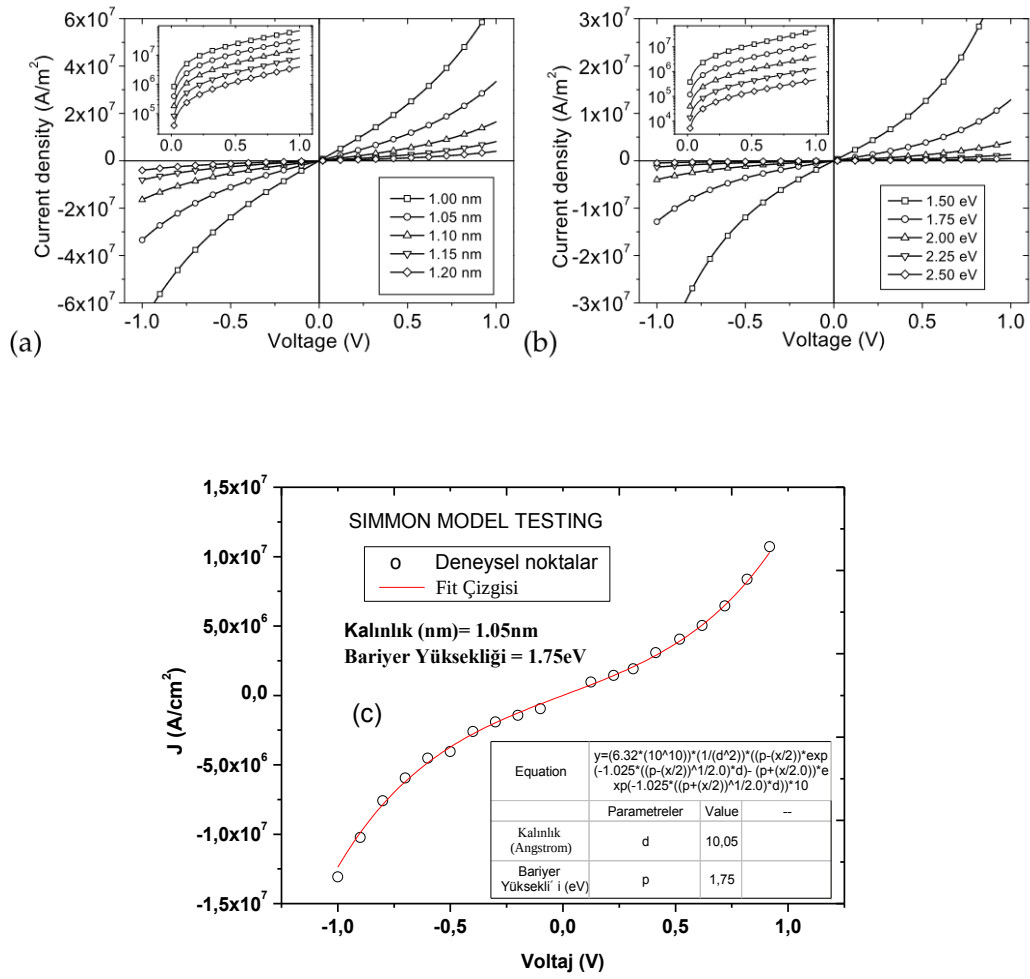
Çizelge EK. 3.6.

(Devam)Bariyer kalınlığı 2.4nm olan P-SV numunesinin farklı tavlama sıcaklıkları sonrasında alınan XRR ölçümlerinin modelleme sonuçları

		Au	16.92	0.14	0.39	0.05
		Ru	6.54	0.12	0.43	0.04
		Ta	5.60	0.11	0.55	0.05
		CoFeB	1.85	0.04	0.49	0.10
2.4	350	MgO	2.51	0.06	0.29	0.03
		CoFeB	1.93	0.04	0.40	0.03
		Ta	5.02	0.14	0.51	0.03
		Ru	27.93	0.19	0.65	0.07
		Ta	5.19	0.17	0.65	0.11
		SiO ₂	400	-0	0.24	0.014
		Au	16.9795	0.13	0.40	0.02
		Ru	6.4151	0.06	0.46	0.05
		Ta	5.7039	0.10	0.61	0.09
		CoFeB	1.834	0.04	0.57	0.04
2.4	400	MgO	2.8108	0.06	0.30	0.07
		CoFeB	1.7655	0.03	0.40	0.03
		Ta	4.9594	0.12	0.53	0.09
		Ru	28.1259	0.17	0.55	0.06
		Ta	4.9799	0.14	0.56	0.09
		SiO ₂	400	0	0.27	0.01

Ek-4 Simon Modelinin Literatür verilerine göre testi

Üretilen PSV numunelerinin bariyer yüksekliklerini belirlemek amacıyla Simon modeli literatürden alınan değerlere göre test edilmiştir. Test sonucunda literatürdeki [61] 1.05 kalınlığına sahip numunenin V-I değeri eğrisine Simon modeli uygulanması ile bariyer yüksekliği 1.05 eV bulunmuştur. Aynı değerlere uygulanan Simon modeli ile aynı bariyer yüksekliği elde edilmiştir.



Şekil EK 4. 1 Literatürdeki 1.05 nm bariyer kalınlığına sahip V-I eğrisi (a) ve (b) uygulanan Simon modeli ile elde edilen 1.75 eV bariyer yüksekliği [50]. (c) Aynı kalınlık değeri alınarak Simon modelinin uygulanması ve bariyer yüksekliğinin elde edilmesi

2011-2013

Spin Vanası Sistemleri için Yeni Tip Nano TOx-MgO(T=V, Ti) Tünel Bariyerlerinin Geliştirilmesi, Anadolu Üniversitesi, BAP Doktora Tez Projesi, Araştırmacı.

YAYINLAR

SCI, SSCI, AHCI indekslerine giren dergilerde yayınlanan makaleler

1. Ramis Mustafa Öksüzoğlu, **Mustafa Yıldırım**, Hakan Çınar, Erwin Hildebrandt and Lambert Alff "Effect of Ta buffer and NiFe seed layers on Pulsed-DC magnetron sputtered Ir₂₀Mn₈₀/Co₉₀Fe₁₀ exchange bias" Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 323, 1827-1834, 2011.
2. Ramis Mustafa Öksüzoğlu, Özlem Akman, **Mustafa Yıldırım**, and Bekir Aktaş "Ferromagnetic Resonance and X-Ray Reflectivity Studies of Pulsed DC Magnetron Sputtered NiFe/IrMn/CoFe Exchange Bias" Journal of Magnetism 17(4), 0-00 (2012).
3. Ramis Mustafa Öksüzoğlu, Umut Saraç, **Mustafa Yıldırım**, Hakan Çınar, "Characterization of Microstructural and Morphological Properties in As deposited Ta/NiFe/IrMn/CoFe/Ta Multilayer System" Journal of Materials Science & Technology - 0511.R1 (2012).
4. Ramis Mustafa Öksüzoğlu, Pınar Bilgiç, **Mustafa Yıldırım**, Okan Deniz "Influence of post-annealing on electrical, structural and optical properties of amorphous vanadium oxide thin films" Optics & Laser Technology 48, 102-109 (2013).
5. Ramis Mustafa Öksüzoğlu, Okan Deniz, **Mustafa Yıldırım** "Interface roughness and exchange bias - coercivity ratio in Pulsed-DC magnetron sputtered NiFe/IrMn/CoFe exchange bias trilayers" Journal of Optoelectronics And Advanced Materials 15, 204 – 210 (2013)
6. Ulaş Kürüm, H.Gul Yaglioglu , Betül Küçüköz, R.Mustafa Oksuzoglu, **Mustafa Yıldırım**, A.Murat Yağcı, Sami Pekdemir, AyhanElmalı "Excited

Dynamics of nanocrystalline VO_x with White light continuum time resolved spectroscopy” Optics Communications, 333, 109–114 (2014).

7. U. Kürüm, H G Yaglioglu, B. Küçüköz, R. M. Oksuzoglu, **M. Yıldırım**, A. M. Yağcı, C. Yavru, S. Özgün, T. Tıraş and A. Elmali, “*Modifying ultrafast optical response of sputtered VO_x nanostructures in a broad spectral range by altering post annealing atmosphere*” Journal of Optics, 17, 015503 (2015).
8. **Mustafa Yıldırım**, Ramis Mustafa Öksüzoglu, “*Effect of bias voltage on tunneling mechanism in Co₄₀Fe₄₀B₂₀/MgO/Co₄₀Fe₄₀B₂₀ pseudo-spin valve*” Journal of Magnetism and Magnetic Materials 379, 280–287 (2015).

Diğer Dergilerde Yayınlanan Makaleler

1. M.Odenweller, S. Kirchner, L. Schmidt, M. Smolarski, K.Cole, M. Schöffler, J. Titze, N. Neumann, K. Kreidi, T. Jahnke, L. Foucar, B. Ullrich, **M. Yıldırım**, H. Schmidt-Böcking and R. Dörner “*Entwicklung Einer Messapparatur Für Ion-Laser-Experimente*”, IKF Jahresbericht (2007).
2. S. Voss, R. Wallauer, I. Lauter, T. Jahnke, A. Kanigel, U. Chatterjee, L. Foucar, B. Ulrich, K. Kreidi, N. Neumann, J. Titze, T. Havemeier, R. Grisenti, N. Petridis, R. A. Costa Fraga, H-Kim, M. Rudloff, S. Shössler, M. Schöffler, F. Sturm, J. Voigtsberger, **M. Yıldırım**, M. Kühnel, H. Sann, O. Jagutzki, L. Schmidt, M. Hattass, J. C. Campuzano, H. Schmidt-Böcking and R. Dörner “*Photoemission an Festkörpern*” Institut für Kernphysik, IKF, Jahresbericht, Frankfurt, Germany (2007).
3. M.Odenweller, L. Schmidt, M. Smolarski, K.Cole, M. Schöffler, J. Titze, N. Neumann, K. Kreidi, T. Jahnke, L. Foucar, B. Ullrich, **M. Yıldırım**, H. Schmidt-Böcking and R. Dörner “*Entwicklung einer Messapparatur für Ion-Laser-Experimente*” Institut für Kernphysik, Jahresbericht, Frankfurt, Germany (2006).

Hakemli konferans/sempozyumların bildiri kitaplarında yer alan yayınlar

1. R. Mustafa Öksüzoğlu, **M. Yıldırım**, “Bias Dependence And Transport Mechanism In Co₄₀Fe₄₀B₂₀/MgO Pseudo Spin Valve” the International Conference on Nanoscale Magnetism (ICNM-2013), İstanbul, Turkey, September 2 – 6 (2013).
2. **M. Yıldırım**, R. Mustafa Öksüzoğlu, S. Pekdemir, O. Deniz, “Deposition At Oblique Angle And Evolution Of The Structural-Magnetic Properties Of Ta/Ru/Ta/Co₄₀Fe₄₀B₂₀ Multilayers”, the International Conference on Nanoscale Magnetism (ICNM-2013), İstanbul, Turkey, September 2 – 6 (2013).
3. R. Mustafa Öksüzoğlu, S. Pekdemir, M. Emre Sancı, **M. Yıldırım**, O. Deniz, “Structural Origins Of The Training Effect in NiFe/IrMn/CoFe Exchange Bias Trilayers”, the International Conference on Nanoscale Magnetism (ICNM-2013), İstanbul, Turkey, September 2 – 6, (2013).
4. R. Mustafa Öksüzoğlu, M. Emre Sancı, **M. Yıldırım**, S. Pekdemir, Okan Deniz, "Training Effect in Asymetric NiFe/IrMn/CoFe Exchange Bias Trilayers", the Fifth Seeheim Conference on Magnetism (SCM2013), Frankfurt, Germany, 29 September to October 3 (2013).
5. Ramis Mustafa Öksüzoğlu, **Mustafa Yıldırım**, “Bias Dependence of Tunnelling Mechanism in CoFeB/MgO/CoFeB Magnetic Tunnel Junction”, 19th International Vacuum Congress, Paris, France, September 9 – 13 (2013).
6. U. Kürüm, H G Yaglioglu, B. Küçüköz, R. M. Oksuzoglu, **M. Yıldırım**, A. M. Yagci, S. Pekdemir and A. Elmalı, “Nonlinear Optical Properties Of VOx Nanostructures”, 15. Ulusal Optik, Elektro-Optik ve Fotonik Çalıştayı, FOTONİK Ankara, Turkey (2013).
7. R. M. Öksüzoğlu, **M. Yıldırım**, B. Aktaş "Ferromagnetic Resonans Study of IrMn Based Bottom Exchange Bias System: Influence of Under and Seed Layer Thicknesses" Abstract Book, p44, ICNM 2010. Gebze Turkey (2010).

8. O. Deniz, R.M. Öksüzöğlü, **M. Yıldırım**, H. Çınar, E. Hildebrandt "Thickness Dependence in Tunnel Spin Valve Systems with MgO Barrier", Abstract Book, p145, ICNM 2010. Gebze, Turkey (2010).
9. R. M. Oksuzoglu, **M. Yıldırım**, H. Cinar, E. Hilderbrant "Correlation between residual stress, structure and magnetic properties in Pulsed-DC Magnetron Sputter deposited IrMn based exchange bias Spin Valves" SCM 2010. Germany (2010).
10. O. Capar, R.M.Oksuzoglu, **M.Yıldırım**, H.Cinar "Thickness dependent evolution of internal stress and magnetic properties in Pulsed-DC Magnetron Sputter deposited thin Ta/NiFe bilayers" SCM 2010. Frankfurt, Germany (2010).
11. Hakan Çınar, R. Mustafa Öksüzöğlü, **Mustafa Yıldırım** "Influence Of Seed And Under Layer Thickness On Interface Structure and Magnetic Properties in Pulsed-Dc Magnetron Sputter Deposited IrMn Based Exchange Bias-Multilayers SCM 2010. Frankfurt, Germany (2010).
12. R.M. Oksuzoglu, **M. Yıldırım**, H.Cinar "Residual Gas And Self-Bias Voltage Effect In Mgo Tunnel Barriers In Bottom Spin Valve Systems" 11th International Conference On Advanced Materials V11 Encontro Sbp mat, Rio De Jenerio, Brasil (2009).
13. R. Mustafa Öksüzöğlü, **Mustafa Yıldırım**, Ogeday Capar, Hakan Çınar "Sensör Uygulamaları İçin Spin Vanası Nano Film Sistemlerinde Atomik Kuvvet Mikroskobu Çalışması" 19. Ulusal Elektron Mikroskobu Kongresi Trabzon, Türkiye (2009).
14. Hakan Çınar, R. Mustafa Öksüzöğlü, **Mustafa Yıldırım** "Structural Evolotion Of Nano-Scale Mgo Thin Film". Ulusal Nanobilim ve Nanoteknoloji Konferansı Eskişehir, Türkiye (2009).
15. Ogeday Capar, **Mustafa Yıldırım**, Hakan Çınar, R. Mustafa Öksüzöğlü "GMR Study Of Bottom Specular Spin Valves With Cuox Spacer" 5. Ulusal Nanobilim Ve Nanoteknoloji Konferansı Eskişehir, Türkiye (2009).
16. **Mustafa Yıldırım**, R. Mustafa Öksüzöğlü, Hakan Çınar "Temparature And Thickness Dependence In Tunnel Spin Valve Systems With MgO Spacer" 5. Ulusal Nanobilim Ve Nanoteknoloji Konferansı Eskişehir, Turkey (2009).

17. R. M. Oksuzoglu, **M. Yıldırım**, H. Cinar, E. Hildebrandt, L. W. Alff and H. Fuess "Magnetic Interactions In Pulsed-Dc Sputtered Specular Bottom Spin Valve With Cu-Oxide Spacers" 11th International Conference On Advanced Materials VII Encontro Sbpmat, Rio De Jenerio, Brasil (2009).
18. R. Mustafa Öksüzoğlu, **Mustafa Yıldırım**, Hakan Çınar "Self-Bias Voltage Effect By Rf Sputtering Of Tunnel Barriers In Spin Valve Systems" International Conference On The Formation Of Semiconductor Interfaces, Weimar, Germany (2009).
19. Ogeday Capar, **Mustafa Yıldırım**, Hakan Çınar, R. Mustafa Öksüzoğlu "Influence Of Deposition Technique On Growth And Resistivity Of Ta/Nife Nano Films" 25th European Crystallographic Meeting, İstanbul, Turkey (2009).
20. Hakan Çınar, R. Mustafa Öksüzoğlu, **Mustafa Yıldırım** "Thickness Optimization Of Underlayer And Seed Layer For Spin Valves" 25th European Crystallographic Meeting, İstanbul, Turkey (2009).
21. **Mustafa Yıldırım**, R. Mustafa Öksüzoğlu, Hakan Çınar "Structural and Electrical Properties of CuOx Spacer in Specular Spin Valve" 25th European Crystallographic Meeting, İstanbul, Turkey (2009).
22. **Mustafa Yıldırım**, R. Mustafa Öksüzoğlu, Hakan Çınar "Structural And Electrical Properties Of Cuox Spacer In Specular Spin Valve" Fifth International School And Conference On Spintronics And Quantum Information Technology, Cracow, Poland (2009).
23. Sophie Kirschner, Matthias Odenweller, **Mustafa Yıldırım**, Kyra Cole, Lothar Schmidt, Markus Schöffler, Lutz Foucar, Jasmin Titze, Zenghu Chang, Horst Schmidt-Böcking und Reinhard Dörner. "Experimenteller Aufbau zur Untersuchung des Dissoziations prozesses von H2" DPG Verhandlungen, Darmstad, Germany (2008).
24. H. A. Yalım, **M.Yıldırım**, A. Hitit, Ş. Talaş, A. Erol "Setup For Investigation of Strong Laser Field Interactions with Ionic Targets" 24th International Physics Conference, August 28-31, Malatya, Turkey (2007).

25. **M. Yıldırım**, M. Odenweller, H. Schmidt-Böcking, R. Dörner "Setup For Investigation of Strong Laser Field Interactions with Ionic Targets" XXV International conference on Photonic, Electronic, and Atomic Collisions. Freiburg, Germany (2007).
26. H. A. Yalın, **M.Yıldırım**, A. Hitit, Ş. Talaş, A. Erol "Magnetic Properties of Bulk Amorphous Alloys & Nano-Crystalline Alloys" 4th International Student Conference of the Balkan Physical Union, ISCBPU-4, Bodrum, TURKEY (2006).
27. **Mustafa Yıldırım**, R. Mustafa Öksüzoglu "Importance of Magnetic Nanoparticles in High-Density Magnetic Recording and Magneto Resistance-Sensor" IV th International Conference and Festival of Physics Students, 31 August - 03 September, İzmir, TURKEY (2005).