

**MgO TEMELLİ METAL OKSİT NANO-FİMLERİN
PÜSKÜRTME TEKNİĞİ İLE GELİŞTİRİLMESİ VE
MANYETİK SPİN VANASI SİSTEMLERİNE ENTEGRASYONU**

Hakan ÇINAR

Yüksek Lisans Tezi

İleri Teknolojiler Anabilim Dalı

Eylül - 2010

JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI

Hakan Çınar'ın “MgO Temelli Metal Oksit Nano-Filmlerin Püskürtme Tekniği ile Geliştirilmesi ve Manyetik Spin Vanası Sistemlerine Entegrasyonu” başlıklı İleri Teknolojiler Anabilim Dalındaki, Yüksek Lisans Tezi 25.08.2010 tarihinde, aşağıdaki jüri tarafından Anadolu Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Öğretim ve Sınav Yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

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

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

Enstitü Müdürü

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

MgO TEMELLİ METAL OKSİT NANO-FİMLERİN PÜSKÜRTME TEKNIĞİ İLE GELİŞTİRİLMESİ VE MANYETİK SPİN VANASI SİSTEMLERİNE ENTEGRASYONU

Hakan ÇINAR

Anadolu Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

İleri Teknolojiler Anabilim Dalı

Danışman: Doç. Dr. R. Mustafa Öksüzoğlu

2010, 102 sayfa

Bu tezde, Ta (x nm)/NiFe (y nm)/IrMn (10 nm)/CoFe (2 nm)/Ta (5 nm) (x=y=2, 4, 6, 8, 10) çoklu tabaka sisteminde, antiferromanyetik ve ferromanyetik tabakaların etkileşmesi sonucu ortaya çıkan değiş-tokuş etkisinin ve kristal yapısının çekirdeklenme ve tampon tabakaları kalınlığına bağlı olarak nasıl değiştiği ve spin vanalarında bariyer tabaka olarak kullanılan MgO bariyerinin tek tabaka olarak güç, gaz basıncı ve DC besleme voltajına bağlı olarak geliştirilip spin vanasına entegrasyonu sağlandı. X-Işını Kırınımı (XRD), X-Işını Reflektometresi (XRR) ve Salınım Eğrisi (RC) ölçümleri sonucunda en iyi kristal yapının Ta (8 nm)/NiFe (8 nm) için elde edildiği tespit edildi. Ayrıca, atomik kuvvet mikroskobu (AFM) ölçümlerinden elde edilen minimum pürüzlülük değerleri ve dört nokta iğne (FPP) tekniği ile elde edilen minimum direnç değerleri ile XRD, XRR ve RC sonuçları arasında doğru orantılı bir ilişki bulundu. Ancak, çoklu tabaka sistemine ısı işlem uygulandıktan sonra, süperiletken kuantum girişim cihazı (SQUID) ile yapılan manyetik ölçümler sonucunda en iyi değiş-tokuş alanının; NiFe kalınlığı değişiminde Ta (5 nm)/NiFe (6 nm), Ta kalınlığı değişiminde Ta (6 nm)/NiFe (8 nm) sistemleri ile elde edildiği görüldü. Çünkü bu kalınlık değerlerinde en yüksek H_{ex} ve J_k değerleri elde edildi. MgO için yapılan çalışmalarda Cu destek plakasız ve Cu destek plakalı iki tip MgO hedef malzeme ile çalışıldı ve artan proses gücü, proses gaz basıncı ve DC besleme voltajı ile yapının bozulduğu tespit edildi ve en ideal filmin Cu destek plakalı MgO hedef malzemedede 120 Watt, 2 sccm ve 120 Volt'da elde edildiği görüldü. Bu değerlerde hedef malzemededen koparılan atomların ideal enerjiye sahip olmasıyla pürüzlülük oranının minimum seviyede olduğu, AFM ve XRR analizleri ile belirlendi. Sıyırma Işıması X-Işını Kırınımı (GIXD) ölçümleri ile büyütülen tek tabaka MgO filmlerin amorf olduğu tespit edildi.

Anahtar kelimeler: Çekirdek Tabaka, Tampon Tabaka, Değiş-Tokuş Etkisi, MgO Bariyer, Spin Vanaları

ABSTRACT

Master of Science Thesis

DEVELOPMENT OF MgO BASED METAL OXIDE NANO-FILMS WITH SPUTTER TECHNIQUE AND INTEGRATION INTO MAGNETIC SPIN VALVE SYSTEMS

Hakan ÇINAR

Anadolu University
Graduate School of Sciences
Department of Advanced Technologies

Supervisor: Doç. Dr. R. Mustafa Öksüzoğlu
2010, 102 pages

In this thesis, how the exchange bias effect and crystal structure which results by the interaction between the antiferromagnetic and ferromagnetic layer is changed dependent on seed and buffer layers thicknesses is investigated in Ta(x nm)/NiFe(y nm)/IrMn(10 nm)/CoFe(2 nm)/Ta(5 nm) (x=y=2, 4, 6, 8, 10) multilayer system. In addition to that MgO is utilized as a barrier layer in spin valve systems and improved with varying process power, process gas pressure and DC bias as a single layer and finally integrated into spin valve systems. As a result of X-ray Diffraction (XRD), X-ray Reflectometry (XRR) and Rocking Curve (RC) measurements, Ta(8 nm)/NiFe(8 nm) is found as the best combination. Also, it has been observed that there is a linear correlation between the minimum roughness values obtained from Atomic Force Microscopy (AFM) and the minimum sheet resistance values obtained from Four Point Probe (FPP) technique together with XRD, XRR and RC results. However, after the annealing of the multilayer systems, the best exchange bias field is found for systems of Ta (5 nm)/NiFe (6 nm) at varying NiFe thickness and Ta (6 nm)/NiFe (8 nm) at varying Ta thickness according to results of Superconducting Quantum Interference Device (SQUID) measurements. Because, the highest H_{ex} and J_k values are obtained from these thickness values. Among the studies for MgO, two types of target material which are Cu-bonded and not-Cu bonded are used and with increasing process power, process gas pressure and DC bias. It has been observed that the structure is distorted and the desired film can be grown for 120 Watt, 2 sccm and 120 Volt with MgO (Cu-bonded) target material. AFM and XRR analysis have proven that, the MgO layer which are sputtered from target material possess ideal with these parameters resulting in minimum roughness level. Grazing Incidence X-ray Diffraction (GIXD) measurements reveals that MgO single layer films are amorphous.

Keywords: Seed Layer, Buffer Layer, Exchange Bias Effect, MgO Barrier, Spin Valves

TEŞEKKÜR

Bilgi ve hoŐgörösünü esirgemeyen değerli danışman hocam Doç. Dr. Ramis Mustafa ÖKSÜZOğLU'na teşekkür ederim. Çalışma arkadaŐım Mustafa YILDIRIM'a iyi niyeti, sabrı ve sonsuz desteği için canı gönülden teşekkür ederim. Ne zaman ihtiyacım olsa yardımlarını esirgemeyen arkadaşlarım Okan DENİZ, BarıŐ ÇELTİKÇİ ve Almanya'daki çalıŐmalarım esnasında desteklerini esirgemeyen Prof. Dr. Lambert ALFF ve Erwin HILDEBRANDT'a da teŐekkürlerimi sunarım.

Hayatım boyunca bana hep destek olan ve etrafımdaki dünyayı keŐfetmem için bana bu fırsatı veren aileme de sonsuz teşekkür ederim.

Hakan ÇINAR

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET	i
ABSTRACT	ii
TEŞEKKÜR	iii
İÇİNDEKİLER	iv
ŞEKİLLER DİZİNİ	vi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xii
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	xiii
1. GİRİŞ	1
2. TEMEL BİLGİLER	2
2.1. Manyetodirenç	2
2.1.1. Anizotropik manyetodirenç.....	2
2.1.2. Dev manyetodirenç	3
2.1.3. Tünelleme manyetodirenci.....	7
2.1.4. Değiş-tokuş etkisi.....	10
2.1.5. Spin vanası	14
2.2. TMR Tip Spin Vanasında Tünelleme Bariyeri	16
3. DENEYSEL METODLAR	18
3.1. Altlık Seçimi ve Hazırlanması.....	18
3.2. İnce Filmlerin Depolanması	19
3.3. İnce Filmlerin Karakterizasyonu	22
3.3.1. X-ışını teknikleri	22
3.3.2. Süperiletken kuantum girişim tekniği	27

3.3.3.	Atomik kuvvet mikroskobu tekniği	29
3.3.4.	Dört nokta iğne tekniği.....	30
4.	DENEYSSEL SONUÇLAR	32
4.1.	Değiş-Tokuş Çoklu Tabakaları Sonuçları	32
4.1.1.	Manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen çoklu tabakaların NiFe ve Ta tabakalarının kalınlık optimizasyonu	33
4.1.2.	Ta ve NiFe tabakaları kalınlık optimizasyonu yapılan çoklu tabakalara manyetik alan altında uygulanan ısıl işlemin etkisi.....	54
4.2.	Tek Tabaka MgO Sonuçları ve Tünelleme Bariyerinin Spin Vanasına Entegrasyonu	77
4.2.1.	Cu destek plakasız MgO hedef malzemesine ait sonuçlar	78
4.2.2.	Cu destek plakalı MgO hedef malzemesine ait sonuçlar	84
5.	GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	94
	KAYNAKLAR	98

ŞEKİLLER DİZİNİ

2.1. FM-NM etkileşimi	4
2.2. GMR etkisinin şematik temsili. (a) uygulanan manyetik alanın bir fonksiyonu olarak manyetik çoklu tabakanın direncinin değişimi, (b) farklı manyetik alanlarda çoklu tabakanın manyetizasyon konfigürasyonu: sıfır alanda manyetizasyonlar antiparalel sıralanır; doyum alanı H_S 'den büyük H dış manyetik alanında manyetizasyonlar paralel sıralanır, (c) çoklu tabakanın manyetizasyon (H-M) eğrisi	5
2.3. (a) Eğer FM tabakalar birbirlerine paralel olarak düzenlenirlerse, bir spin polarizasyonu her iki tabakayı düşük dirençle geçer, (b) Eğer antiparalel düzenlenirlerse, sistem maksimum direnç gösterecektir.....	7
2.4. Paralel ve antiparalel konfigürasyondaki iki elektrodun durum yoğunlukları.	8
2.5. Bir değiş-tokuş ferromanyetinin kaymış histerezis eğrisi ve eğrinin karakteristik alanları H_{ex} , H_{c1} ve H_{c2}	10
2.6. NiMn'in birim hücrelerinin karşılaştırılması: (solda) kimyasal olarak düzensiz paramanyetik durum ve (sağda) kimyasal olarak düzenli antiferromanyetik spin durumu. Düzenlenme YMK örgünün tetragonal distorsiyonu ile ilişkilendirilmiştir	12
2.7. IrMn birim hücresi	13
2.8. Spin vanalarında değiş-tokuş etkisinin oluşumu.....	13
2.9. GMR spin vanası ve TMR spin vanasının karşılaştırılması.....	14
3.1. Manyetik püskürtme sisteminin şematik gösterimi [30].....	20
3.2. Anadolu Üniversitesi İnce Film Grubu Püskürtme Sistemi.....	21
3.3. Bruker AXS D8 Advance X-ışını cihazı ve optiksel bileşenleri [31]	22
3.4. X-ışını ölçüm cihazının genel çalışma prensibinin şematik gösterimi [31]... ..	23
3.5. X-ışını yansımaları sonucu oluşan salınım örüntüleri (Kiessing saçakları)	25
3.6. MPMS cihazının resmi.....	28
3.7. Atomlar arası kuvvet ile uzaklığın ilişkilendirildiği eğri	29
3.8. FPP kafasının şematik (solda) ve gerçek (sağda) gösterimi.....	31
4.1. (a) NiFe çekirdek tabakasının optimizasyonu, (b) Ta tampon tabakasının optimizasyonu	32

4.2. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRD profilleri	33
4.3. Değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığının manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen çoklu tabaka sistemlerindeki IrMn tane boyutunun gelişimi üzerindeki etkisi	35
4.4. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak RC profilleri.....	36
4.5. Oda sıcaklığında üretilen çoklu tabakaların IrMn tabakasına ait FWHM değerleri.....	37
4.6. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRR profilleri.....	38
4.7. 4 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığına sahip değiş-tokuş çoklu tabaka sisteminin XRR profili ve modellemesinin gösterimi.....	39
4.8. NiFe çekirdek tabakası kalınlığına bağlı olarak filmlerin arayüzeyindeki R_q değerlerinin değişimlerinin gösterimi	40
4.9. Oda sıcaklığında üretilen ve (a) 2 nm, (b) 4 nm, (c) 6 nm, (d) 8 nm ve (e) 10 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin AFM görüntüleri.....	41
4.10. AFM ve XRR ölçümleriyle elde edilen R_q değerlerinin karşılaştırılması....	42
4.11. Oda sıcaklığında, değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığına bağlı olarak üretilen çoklu tabaka sistemlerinin R_s değerlerinin değişimi	43
4.12. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRD profilleri	44
4.13. Değişen Ta tampon tabakası kalınlığının, manyetik alan altında ve oda sıcaklığında üretilen çoklu tabakalardaki IrMn filminin tane boyutunun gelişimi üzerindeki etkisi	46
4.14. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak RC profilleri	46
4.15. Oda sıcaklığında, değişen Ta tampon tabakası kalınlığına göre üretilen çoklu tabaka sistemlerinin IrMn tabakasına ait FWHM değerleri	47
4.16. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRR profilleri	48

4.17. 4 nm Ta tampon tabakası kalınlığına sahip değiş-tokuş çoklu tabaka sisteminin XRR profili ve modellemesinin gösterimi.....	49
4.18. Ta kalınlığına bağlı olarak, çoklu tabaka sistemlerindeki tabakalar arasındaki R_q değerleri gelişiminin gösterimi	50
4.19. Oda sıcaklığında üretilen (a) 2 nm, (b) 4 nm, (c) 6 nm, (d) 8 nm ve (e) 10 nm Ta tampon tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin AFM görüntüleri .	51
4.20. Oda sıcaklığında üretilen ve farklı Ta tampon tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin R_q değerlerinin gösterimi.....	52
4.21. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta kalınlık değişimine bağlı olarak R_s değeri değişimleri.....	53
4.22. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıl işlem uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRD profilleri.....	55
4.23. Değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığının, oda sıcaklığındaki ve ısıl işlem sonrasındaki IrMn tane boyutunun gelişimi üzerindeki etkisi	55
4.24. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıl işlem uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak RC profilleri.....	56
4.25. Oda sıcaklığında üretilen ve ısıl işlem uygulanan çoklu tabakalardaki IrMn tabakalarına ait FWHM değerleri	57
4.26. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıl işlem uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe kalınlık değişimine bağlı olarak XRR profilleri	58
4.27. Manyetik alan altında ısıl işlem uygulanan (a) 2 nm, (b) 4 nm, (c) 6 nm, (d) 8 nm ve (e) 10 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığına sahip örneklerin AFM görüntüleri	59
4.28. Isıl işlem öncesi ve ısıl işlem sonrası, değişken NiFe çekirdek tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin R_q değerlerinin gösterimi	60
4.29. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıl işlem uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe kalınlık değişimine bağlı olarak R_s değeri değişimleri.....	61
4.30. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıl işlem uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak elde edilen H-M eğrileri.....	62

4.31. (a) pürüzsüz ideal arayüzey ve (b) pürüzlü gerçek arayüzey için AF/FM arayüzeyindeki spinlerin durumu.....	63
4.32. NiFe çekirdek tabakası kalınlığının değişimine bağlı olarak, CoFe sıkıştırılmış ve NiFe çekirdek tabakalarının (a) değiş-tokuş alanı, (b) zorlayıcı alan, (c) arayüzey enerjisi değişimi.....	64
4.33. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıtım uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRD profilleri.....	66
4.34. Değişen Ta kalınlığının, oda sıcaklığındaki ve ısıtım sonrası IrMn tane boyutunun gelişimi üzerindeki etkisi	67
4.35. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıtım uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak RC profilleri	68
4.36. Oda sıcaklığında üretilen ve ısıtım uygulanan çoklu tabakalardaki IrMn tabakasına ait FWHM değerleri	69
4.37. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıtım uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRR profilleri.....	70
4.38. Manyetik alan altında ısıtım uygulanan (a) 2 nm, (b) 4 nm, (c) 6 nm, (d) 8 nm ve (e) 10 nm Ta kalınlığına sahip örneklerin AFM görüntüleri.....	71
4.39. ısıtım öncesi ve ısıtım sonrası, değişken Ta tampon tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin R_q değerlerinin gösterimi	72
4.40. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıtım uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak R_s değeri değişimleri.....	73
4.41. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat tavlama yapılmış değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak elde edilen H-M eğrileri....	74
4.42. Ta tampon tabakası kalınlığının değişimine bağlı olarak, CoFe sıkıştırılmış ve NiFe çekirdek tabakalarının (a) değiş-tokuş alanı, (b) zorlayıcı alan, (c) arayüzey enerjisi değişimi.....	75
4.43. MgO üretiminin şematik gösterimi	77
4.44. Cu destek plakasız MgO hedef malzemesinden farklı proses güçlerinde üretilmiş MgO ince filmlerine ait XRR profilleri	79

4.45. (a) 120 Watt, (b) 150 Watt ve (c) 180 Watt proses güçlerinde üretilmiş tek tabaka MgO filmlerine ait AFM görüntüleri.....	80
4.46. 120, 150 ve 180 Watt proses güçlerinde üretilmiş tek tabaka MgO filmlerinin 1 µm x 1 µm ve 3 µm x 3 µm tarama alanlarında elde edilen R_q değerleri.....	81
4.47. Cu destek plakasız MgO hedef malzemesinden farklı O ₂ /Ar oranlarında üretilmiş MgO ince filmlerine ait XRR eğrileri.....	82
4.48. (a) % 0, (b) % 10, (c) % 20 ve (d) % 50 O ₂ /Ar oranlarında üretilmiş tek tabaka MgO filmlerine ait AFM görüntüleri.....	83
4.49. % 0, % 10, % 20 ve % 50 O ₂ /Ar oranlarında üretilmiş tek tabaka MgO filmlerinin 1 µm x 1 µm ve 3 µm x 3 µm tarama alanlarında elde edilen R_q değerleri.....	83
4.50. Cu destek plakalı MgO hedef malzemesinden farklı proses güçlerinde ve güce bağlı olarak belirlenen farklı DC besleme voltajı değerlerinde üretilmiş MgO ince filmlerine ait XRR profilleri	85
4.51. 120 Watt proses gücü ve 100 Volt DC besleme ile üretilmiş tek tabaka MgO ince filmine ait modellenmiş XRR profili	85
4.52. (a) 70 Watt, (b) 90 Watt, (c) 120 Watt ve (d) 150 Watt proses güçlerinde üretilmiş tek tabaka MgO filmlerine ait AFM görüntüleri	86
4.53. 70, 90, 120 ve 150 Watt proses güçlerinde üretilmiş tek tabaka MgO filmlerinin 1 µm x 1 µm ve 3 µm x 3 µm tarama alanlarında elde edilen R_q değerleri.....	87
4.54. Cu destek plakalı MgO hedef malzemesinden 120 Watt proses gücü - 100 Volt DC beslemede ve farklı O ₂ /Ar oranlarında üretilmiş MgO ince filmlerine ait XRR profilleri	88
4.55. % 10 O ₂ /Ar oranı ile üretilmiş tek tabaka MgO ince filmine ait modellenmiş XRR profili.....	88
4.56. (a) % 0, (b) % 10, (c) % 20 ve (d) % 30 O ₂ /Ar oranlarında üretilmiş tek tabaka MgO filmlerine ait AFM görüntüleri.....	89
4.57. % 0, % 10, % 20 ve % 30 O ₂ /Ar oranlarında üretilmiş tek tabaka MgO filmlerinin 1 µm x 1 µm ve 3 µm x 3 µm tarama alanlarında elde edilen R_q değerleri.....	90

4.58. %10 O ₂ /Ar oranında ve farklı bias voltajlarında üretilmiş tek tabaka MgO filmlerine ait XRR profilleri.....	90
4.59. 120 Watt – 100 Volt şartlarında üretilen tek tabaka MgO filmine ait GIXD profili.....	91
4.60. 1 nm MgO bariyerine sahip manyetik spin vanası H-M eğrisi	92
4.61. 1,5 nm MgO bariyerine sahip manyetik spin vanası H-M eğrisi	92

ÇİZELGELER DİZİNİ

2.1. Bazı seçilen antiferromanyetler için malzeme parametreleri.....	11
4.1. Değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığına bağlı olarak üretilen örneklerden elde edilen XRR profillerinin modellenmesi sonucu bulunan t ve R_q değerleri.....	39
4.2. Değişen Ta tampon tabakası kalınlığına bağlı olarak elde edilen XRR profillerinin modellenmesi sonucu bulunan t ve R_q değerleri.....	49

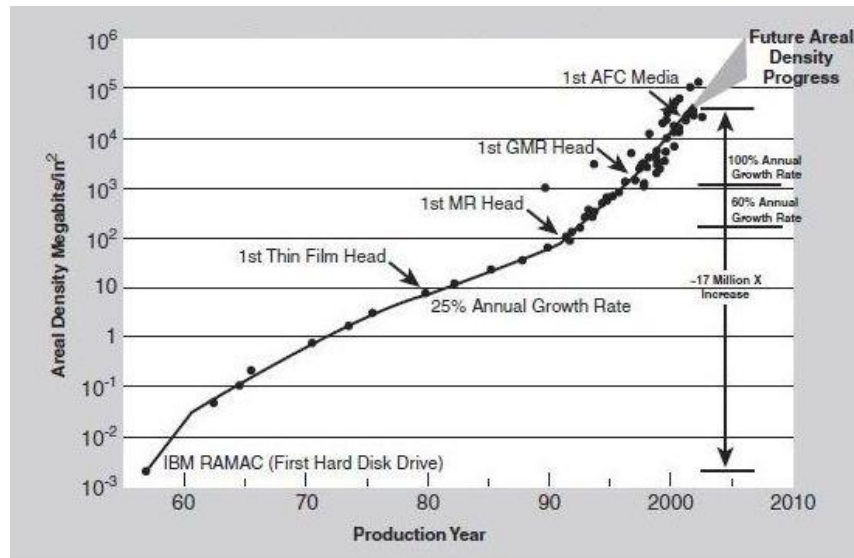
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

MR	:	Manyetodirenç (Magnetoresistance)
AMR	:	Anizotropik manyetodirenç (Anisotropic magnetoresistance)
GMR	:	Dev manyetodirenç (Giant magnetoresistance)
TMR	:	Tünelleme manyetodirenci (Tunneling magnetoresistance)
FM	:	Ferromanyetik
AF	:	Antiferromanyetik
PM	:	Paramanyetik
NM	:	Manyetik olmayan
T_N	:	Néel sıcaklığı
T_B	:	Bloklama sıcaklığı
YMK	:	Yüzey merkezli kübik
YMT	:	Yüzey merkezli tetragonal
RA	:	Direnç-alan (Resistance-area)
DC	:	Doğru akım
PDC	:	Vurumlu doğru akım
RF	:	Radyo frekansı
XRD	:	X-ışını kırınımı
XRR	:	X-ışını yansımaları
RC	:	Salınım eğrisi
GIXD	:	Sıyırma ışınması X-ışını kırınımı
SQUID	:	Süper iletken kuantum girişimi
MPMS	:	Manyetik özellik ölçüm sistemi (Magnetic property measurement system)
VSM	:	Titreşimli numune manyetometresi (Vibration sample magnetometer)
AFM	:	Atomik kuvvet mikroskobu
C-AFM	:	Temas rejimi (Contact) AFM modu
NC-AFM	:	Temas olmayan rejim (Noncontact) AFM modu
T-AFM	:	Tıklama (Tapping) AFM mod
FPP	:	Dört nokta iğne (Four point probe)

k.b.	:	Keyfi birim
FWHM	:	Yarı yükseklik genişliği (Full width at half maximum)
t	:	Tabaka kalınlığı
R_q	:	Yüzey ve arayüzey pürüzlülüğü
R_s	:	Yüzey direnci
H-M	:	Uygulanan alan - Manyetizasyon

1. GİRİŞ

Manyetizma, günlük yaşantımızı kolaylaştıran kuantum mekaniğine dayalı bir fenomendir. Manyetizmanın en popüler uygulama alanlarından biri bilgi saklama aygıtlarıdır, örneğin; bilgisayar sabit diskleri. Bu aygıtlar, bilgiyi disk üzerine yazılmış manyetik bölgeler olarak kodlarlar. Bu ayrık manyetik bölgeler küçüldükçe daha küçük yüzey alanlarında toplanırlar ve bunun sonucu olarak da daha küçük alanda daha fazla bilgi toplanmış olur (Şekil 1). Bu disklerin saklama kapasitesinin artırmak için saklanan bilgiyi okuyan sabit disk okuyucu kafaları manyetik alandaki daha küçük değişimlere karşı daha hassas olmalıdır [1]. Çok hassas manyetik alan sensörü inşa etmenin tek yolu Spin Vanası olarak adlandırılan yapıları kullanmaktan geçer. Bu noktada spin vanası manyetik alandaki çok küçük değişimleri, dirençteki büyük değişimlere dönüştürür. Spin vanası ticari sabit disklerde 1997 yılından beri kullanılmaktadır ve spin vanasının çalışma mekanizmasının altında yatan Değiş-Tokuş etkileşimi ve dev veya tünelleme manyeto direnci gibi fenomenler halen araştırılmaktadır. Özellikle spin vanasının çalışmasını sınırlayan değiş-tokuş etkisi ve hassasiyetini etkileyen tünelleme etkisinin geliştirilmesi ve bunları negatif yönde etkileyen faktörlerin minimize edilmesi üzerine ve gelişen yeni teknolojilerin ihtiyaçlarını gidermeye yönelik çalışmalar halen devam etmektedir.



Şekil 1. Sabit disk alansal yoğunluk değerinin yıllara göre değişimi [2]

2. TEMEL BİLGİLER

2.1. Manyetodirenç

Bir manyetik alanın etkisindeki bir maddenin elektriksel direncindeki değişim manyetodirenç olarak tanımlanır. Aygıtın sinyal cevabı genellikle, Eşitlik 2.1’de de gösterildiği gibi yüzde MR ile karakterize edilir.

$$MR(\%) = \frac{\Delta R}{R} \quad (2.1)$$

Bu eşitlikte; ΔR uygulanan alana bağlı olarak dirençteki değişimi, R ise alan uygulanmadan önceki direnci ifade etmektedir.

Manyetodirenç etkisi:

- i. Yükün dış manyetik alanla etkileşimi (Lorentz manyetodirenci, Hall etkisi) ve
- ii. Yük taşıyıcıların malzeme boyunca hareket ederken spin bağımlı saçılımı,

olmak üzere iki kaynaktan ortaya çıkar [3].

Bu tez çalışmasının amacı değiş-tokuş etkisi gösteren çoklu tabaka sistemlerinin ve tek tabaka MgO ince filmlerinin optimizasyonu olduğu için MR ölçümü yapılmadı. Ancak bu bölümde, spin vanası sistemlerinin temel çalışma prensibini açıklamak amacıyla farklı malzemeler ve çoklu tabaka tasarımları kullanılarak elde edilen MR çeşitleri (anizotropik MR, dev MR ve tünelleme MR) ve teorileri hakkında genel bir açıklama verilecektir.

2.1.1. Anizotropik manyetodirenç

Tipik manyetik metallerin oda sıcaklığında direncindeki değişim ölçme akımına göre alanın yönelimine bağlıdır. Uygulanan alan akıma paralel olduğu zaman, direnç artan alanla artar. Uygulanan alan ve akım birbirine dik olduğu zaman ise, direnç artan alanla azalır. Bütün ferromanyetik metallerde, yüksek alanlarda dirençteki değişim anizotropik manyetodirenç etkisini temsil eder. Manyetodirenç etkisinin fiziksel kökeni spin-yörünge çiftleniminde yatmaktadır [4].

Eşitlik 2.2'ye göre, AMR nedeniyle dirençteki değişim:

$$R_{top} = R_{min} + \Delta R_{AMR} \cos^2 \theta \quad (2.2)$$

şeklinde ifade edilir. Burada, θ akım ile manyetizasyon arasındaki açıyı temsil etmektedir.

AMR etkisi genelde bilgisayar sabit disk sürücülerinde ve diğer sensörlerde kullanılmaktadır, fakat günümüzde AMR sensörü yerini daha yüksek algılama hassasiyetine sahip spin vanası ve GMR çoklu tabaka sensörlerine bırakmıştır.

2.1.2. Dev manyetodirenc

GMR, temel olarak uygulanan manyetik alana karşılık elektriksel direnç değişimidir. GMR etkisi, ilk olarak Baibich ve arkadaşları tarafından Fe/Cr (001) çoklu tabakalarına dışarıdan bir manyetik alan uygulandığında çoklu tabakaların elektriksel direncinde oldukça büyük bir düşüş gözlenmesi sonucunda keşfedilmiştir [5]. Bu etkideki direnç değişimi, anizotropik manyeto dirence göre çok büyük boyutta olduğu için dev manyetodirenc olarak adlandırılmıştır.

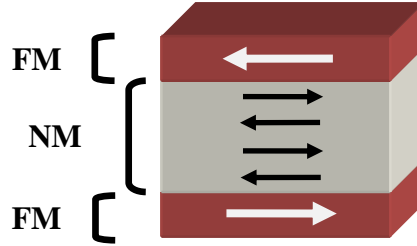
GMR temelde spine bağlı saçılmaya dayanmaktadır ve GMR etkisi FM ve NM malzemelerin ardı ardına sıralanması sonucu oluşturduğu çoklu tabakalarda gözlenir.

Peki, bu yapının doğası, yani aralarında manyetik olmayan bir tabakanın bulunduğu iki ferromanyetik tabakanın spin yönleri neden farklıdır?

Ferromanyetler de atomlar çiftlenmemiş elektronlara sahiptir. Yani, ferromanyetlerde atom yörüngelerinde elektronlar her bir seviyede ya spin yukarı ya da spin aşağı duruma sahiptir. Bu nedenle ferromanyetler dışarıdan gelen manyetik alana karşı pozitif bir duyarlılığa sahiptir. Bu yüzden manyetik alanla etkileşimi büyüktür ve manyetik alan kaldırıldığında manyetik özelliğini korumaya devam etmektedir.

Manyetik olmayan malzemelerde, atom yörüngelerindeki elektronların spin yönleri dejeneredir. Yani her bir yörünge hem spin yukarı hem de spin aşağı elektronları ile dolmuştur. Böylece bu zıt yönlü spinler birbirlerinin manyetik alanlarını engellemektedir. Bu nedenle herhangi bir manyetik alan oluşmaz.

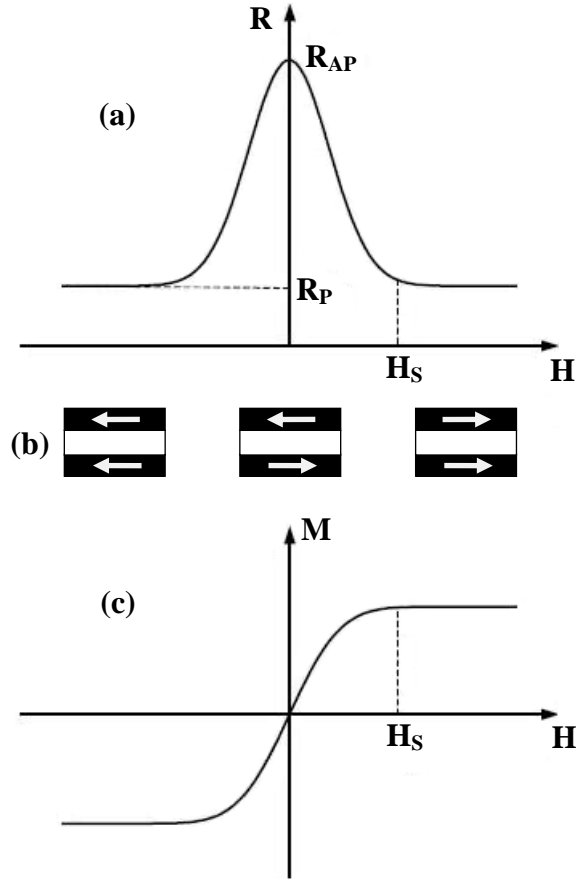
Bir FM, bir de NM tabaka yan yana getirildiğinde, klasik elektromanyetik teoriye göre: iki komşu manyetik dipol birbirlerinin minimum enerji seviyesindeki konumlarını korumak için zıt yönde hizalanma eğiliminde olacaktır. Buna karşın ferromanyetler ise Pauli dışarlama ilkesi gereğince (aynı spine sahip iki elektron aynı pozisyonda olamaz, çünkü zıt yönlü elektronun spinlere nazaran elektrostatik enerjileri etkili biçimde azalır) aynı yönde hizalanmak isteyecektir. Bunun anlamı; FM tabakası, NM tabakası ile etkileşir. NM tabakasında ilk başta FM spin yönünü korumak ister fakat NM’de zıt yönlü spinini korumak ister. Bu böyle osilasyonlu şekilde devam eder ve üstteki FM tabakasına geldiğinde spin yönü aynı kalır, buda ilk FM tabakasının spin yönüne zıt yöndedir (Şekil 2.1).



Şekil 2.1. FM-NM etkileşimi

Çoklu tabakalardaki direnç değişimi, dışarıdan uygulanan manyetik alana göre değişir. Uygulanan alanla ferromanyetik dipol momentler bir yöne hizalanır. Manyetik alan yokluğunda ise ferromanyetik tabakalar antiparalel hizalanır.

Şekil 2.2'ye göre çoklu tabakaya dışarıdan manyetik alan uygulandığında manyetik momentler hizalanır ve hizalanma ile birlikte elektriksel direnç azalmaya başlar. Hizalanma tamamlandığında çoklu tabaka manyetizasyon olarak doyuma ulaşır ve minimum direnç gösterir. Manyetik alan kaldırıldığında dipol momentler eski konumlarına dönerler ve direnç artmaya başlar. Sıfır alanda direnç maksimum değer gösterir [6].



Şekil 2.2. GMR etkisinin şematik temsili. (a) uygulanan manyetik alanın bir fonksiyonu olarak manyetik çoklu tabakanın direncinin değişimi, (b) farklı manyetik alanlarda çoklu tabakanın manyetizasyon konfigürasyonu: sıfır alanda manyetizasyonlar antiparalel sıralanır; doyum alanı H_S 'den büyük H dış manyetik alanında manyetizasyonlar paralel sıralanır, (c) çoklu tabakanın manyetizasyon (H-M) eğrisi

Çoklu tabakalara dışarıdan film düzlemine paralel (CIP) olacak şekilde akım verildiğinde:

İlk durumda (Şekil 2.3(a)) manyetik tabakalar paralel olarak hizalanmışlardır ve iki spin kanalı çok farklı saçılmaya uğrar. Yukarı spinli elektronlar, tabakaları kolayca geçerler. Aşağı yöndeki elektronlar her iki tabakada büyük saçılmalara uğrayacaktır. Sonuç olarak yukarı yönlü elektron kanalı iletkenlikle baskın olacak ve düşük dirence sahip olacak. Buradan direnç:

$$R_p = \frac{R_\uparrow R_\downarrow}{R_\uparrow + R_\downarrow} \quad (2.3)$$

şeklinde hesaplanır.

İkinci durumda (Şekil 2.3(b)) manyetik tabakalar antiparaleldir ve her iki spin kanalı sırası geldiğinde tabakaları kolayca geçecektir ve farklı tabakada her biri farklı saçınma uğrayacaktır. Böylece toplam direnç yapı boyunca maksimum olacaktır. Buradan da direnç:

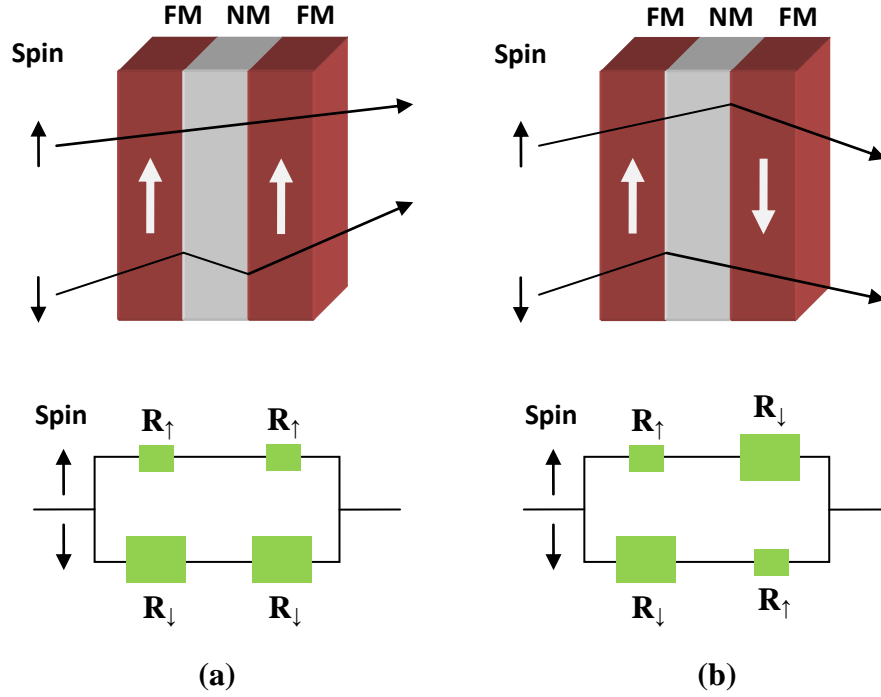
$$R_{AP} = \frac{R_\uparrow + R_\downarrow}{2} \quad (2.4)$$

şeklinde hesaplanır. Bu eşitliklerde, R_p paralel durumdaki direnci, R_{AP} antiparalel durumdaki direnci, R_\uparrow yukarı yönlü spinlerin direncini ve R_\downarrow ise aşağı yönlü spinlerin direncini ifade eder

Eşitlik (2.3) ve (2.4)'e göre de toplam direnç değişimi:

$$GMR = \frac{\rho_{AP} - \rho_P}{\rho_P} = \frac{(\rho_\downarrow - \rho_\uparrow)^2}{4\rho_\downarrow\rho_\uparrow} \quad (2.5)$$

olarak hesaplanır. Bu eşitlikte, ρ_{AP} tabakalardaki manyetizasyonun antiparalel hizalanması durumundaki direnci, ρ_P tabakalardaki manyetizasyonun paralel hizalanması durumundaki direnci, ρ_\downarrow aşağı yönlü spinlerin direncini ve ρ_\uparrow ise yukarı yönlü spinlerin direncini ifade eder.



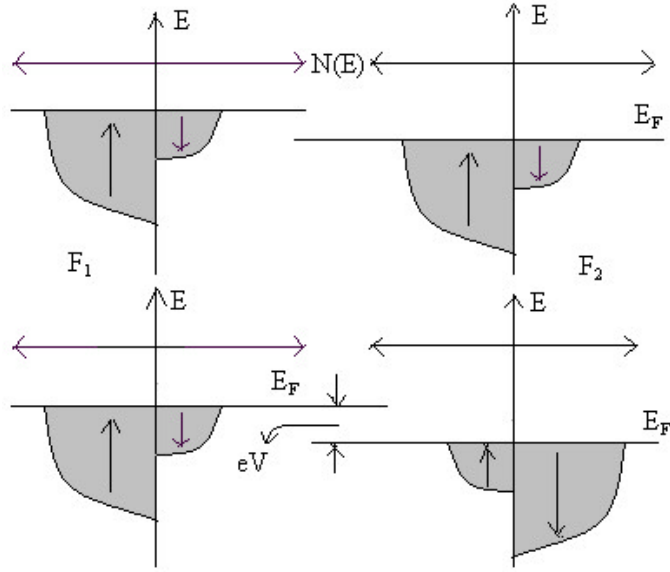
Şekil 2.3. (a) Eğer FM tabakalar birbirlerine paralel olarak düzenlenirlerse, bir spin polarizasyonu her iki tabakayı düşük dirençle geçer, (b) Eğer antiparalel düzenlenirlerse, sistem maksimum direnç gösterecektir

2.1.3. Tünelleme manyetodirenci

TMR, iki tane elektrot arasına yalıtkan bir bariyer konularak iki elektrot arasında polarizasyon farkının oluşturulması temeline dayanmaktadır.

Tünelleme olasılığı ekponansiyel olarak iki elektrot arasındaki mesafeye bağlıdır. Bu mesafe (bariyer kalınlığı) genellikle 1-2 nm arasında olmalıdır [7].

Tünelleme akımının büyüklüğü, Fermi enerji seviyesinin üzerindeki durum yoğunlukları ile belirlenir. Ferromanyetlerde Fermi enerji seviyesi civarında azınlık ve çoğunluk spin yoğunlukları oldukça farklıdır. Bu yüzden tünelleme proseslerinde spine bağımlılık beklenir. Bu spin bağımlılığı tünelleme bağlantılarındaki iletkenlik manyetizasyon yönüne bağlıdır. Tünelleme iletkenliğinin manyetik alana bağımlı olması ve iletkenliğin manyetik alanda değişmesinden dolayı bu etkiye tünelleme manyetodirenci denir.



Şekil 2.4. Paralel ve antiparalel konfigürasyondaki iki elektrodun durum yoğunlukları

Tünelleme manyetodirenci ilk olarak 1975 yılında M. Jullière tarafından 4,2 K'de Fe/Ge-O/Co yapısında bulunmuştur [8]. Ancak oda sıcaklığında ki direnç değişimi % 1'in bile altında kaldığı için o dönem de çok fazla ilgi çekmemiştir. 1994 yılında T. Miyazaki'nin amorf alüminyum oksit ile ayırdığı demir eklemlerinde % 18 [9], J. Moodera'nın ise CoFe ve Co yapısında % 11,8 [10] direnç değişim değerlerine ulaşması bu alandaki çalışmalara yeniden hız kazandırmıştır.

Bariyer olarak alüminyum oksit yalıtkanının kullanılması sayesinde yaklaşık % 70 MR değeri elde edilmiştir. Ancak bariyerde amorf alüminyum oksit yerine kristal MgO yalıtkanı kullanılmasıyla, 2004 yılında Parkin [11] ve Yuasa [12] oda sıcaklığında yaklaşık % 200 TMR değerine ulaşmış, günümüzde ise bu etki CoFeB/MgO/CoFeB sisteminde ve oda sıcaklığında yaklaşık olarak % 600 değerine çıkmıştır [13].

Başlangıçta da denildiği gibi TMR, iki ferromanyetik tabakanın (F_1 ve F_2 elektrotları) bir ince yalıtkan tabaka (bariyer) ile ayrılmasıyla elde edilir. Elektronlar, elektrotlar arasında tüneller ve tünelleme sürecinde spin korunur. Şekil 2.4'de gösterildiği üzere, her iki elektrodun manyetizasyon yönleri paralel konfigürasyonda olduğu zaman, tünelleme çoğunluk spin durumundan çoğunluk

spin durumuna ve azınlık spin durumundan azınlık spin durumudur. Her iki elektrodun manyetizasyon yönleri antiparalel konfigürasyonda olduğu zaman ise, tünelleme çoğunluk spin durumundan azınlık spin durumuna veya tam tersi şekilde gerçekleşir. Bu, paralel ve antiparalel konfigürasyonlarda farklı tünelleme direnci oluşmasına yol açar. Bu yolla elde edilen TMR oranı:

$$\frac{\Delta\rho}{\rho} = \frac{\rho_{AP} - \rho_P}{\rho_P} \quad (2.6)$$

eşitliğiyle ifade edilir. Bu eşitlikte, ρ_{AP} tabakalardaki manyetizasyonun antiparalel hizalanması durumundaki direnci, ρ_P tabakalardaki manyetizasyonun paralel hizalanması durumundaki direnci ifade eder.

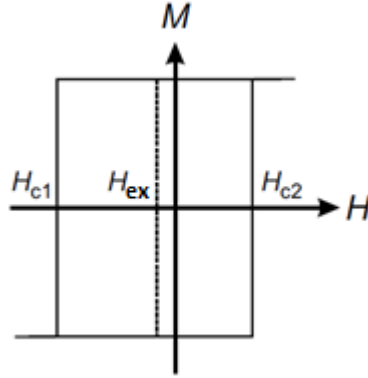
Eğer büyük tünelleme dirençleri elde edilmek isteniyorsa, iki elektrot arasındaki paralel ve antiparalel manyetizasyon anahtarı iyi tanımlanmalıdır. Buda bir elektrodun manyetik olarak diğer elektrottan daha güçlü (hard) olmasıyla sağlanır. Böylece daha çok polarizasyon farkı yaratılabilir ve spin elektronlarının boş seviyelere geçme olanağı artar.

TMR sistemi de, GMR sistemi gibi çalışmaktadır. Ancak sistemlerin işleyişleri arasında belirli farklar vardır.

- TMR sisteminde, elektron spinlerinin tünellemesinden yararlanılarak minimum ve maksimum dirençler gözlenmektedir. GMR sisteminde elektron saçılımından yararlanılarak minimum ve maksimum dirençler gözlenmektedir.
- TMR sisteminde ayırıcı tabaka olarak yalıtkan bir malzeme (MgO, AlO_x gibi) kullanılırken, GMR sisteminde manyetik olmayan iletken bir malzeme (Cu gibi) kullanılır.

2.1.4. Değiş-tokuş etkisi

Temel çalışma ve uygulamalar için en ilgi çekici arayüzeylerden biri, bir antiferromanyet ile bir ferromanyet arasındaki arayüzeyle. Demir gibi bir ferromanyet büyük bir değiş-tokuş enerjisi gösterirken oldukça küçük bir anizotropi gösterir. Bu durum ferromanyetik düzeni yüksek sıcaklıklarda kararlı yaparken özellikle boyutu birkaç nanometre iken yönlenmeyi yapamayabilir. Çoğu antiferromanyet büyük anizotropiye ve sonucu olarak da çok kararlı yönelimlere sahiptir. Ferromanyet ile antiferromanyet arasındaki heteroyapılı değiş-tokuş çiftlenimi; kararlı ferromanyetik davranış ile yüksek anizotropinin birleşmesi sonucu oluşur. Böyle bir yapıda anizotropi tek eksenli olarak davranır. Bu fenomen ferromanyetlerde bulunmaz ve değiş-tokuş etkisi olarak adlandırılır, çünkü ferromanyetik/antiferromanyetik yapı ile ilişkilendirilmiş histerezis döngüsü sıfır olmayan bir manyetik alan yakınında merkezlenmiştir. Bu etki ilk kez 1957 yılında W. H. Meiklejohn ve C. P. Bean tarafından Co-CoO arayüzeyinde bulunmuştur [14].



Şekil 2.5. Bir değiş-tokuş ferromanyetinin kaymış histerezis eğrisi ve eğrinin karakteristik alanları H_{ex} , H_{c1} ve H_{c2}

Şekil 2.5’de, bahsedilen kaymış histerezis döngüsüne ait bir durum gösterilmektedir. Histerezis döngüsünün merkezi uygulanan sıfır manyetik alandan, H_{ex} miktarında kaymıştır. Bu döngü üzerinden üç farklı alan elde edilir: sol ve sağ zorlayıcı alanları (H_{c1} ve H_{c2}) ve değiş-tokuş alanı (H_{ex}). Buradan elde edilen H_{ex} :

$$H_{ex} = \frac{H_{c1} + H_{c2}}{2} \quad (2.7)$$

eşitliğiyle hesaplanırken, H_c ise:

$$H_c = \frac{H_{c1} - H_{c2}}{2} \quad (2.8)$$

eşitliğiyle hesaplanır.

Şekil 2.5’de gösterilen kaymış histerezis döngüsünün deneysel olarak elde edilişi aşağıda anlatıldığı gibidir:

İlk olarak, ferromanyeti alan yönünde doyurmak için bir manyetik alan uygulanır. Bu olay antiferromanyetin düzenlenme sıcaklığı olan T_N üzerinde bir sıcaklıkta gerçekleştirilir. İkinci basamakta ise örnek alan altında T_N ’nin altına soğutulur. Eğer soğutmadan sonra ölçüm yapılırsa histerezis döngüsünde bir kayma gözlenir. Bu kaymanın nedeni; antiferromanyetteki büyük anizotropi ve ferromanyet ve antiferromanyet arasındaki daha zayıf değiş-tokuş enerjisi çiftlenimidir.

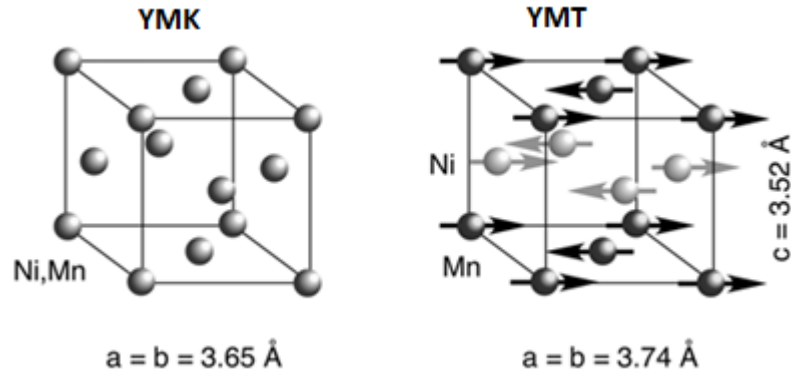
Spin vanalarında ise değiş-tokuş etkileşimini elde etmek anlatılanlardan farklıdır, çünkü spin vanalarında antiferromanyetik tabakayı oluşturan malzemenin T_N ’sinin üstüne çıkılırsa, yapıyı oluşturan diğer katmanlar yüksek sıcaklıkta kolaylıkla birbirlerine difüze olurlar (Tablo 2.1 [15]). Bu yüzden de spin vanalarında değiş-tokuş etkileşimini oluşturmak için manyetik alan altında yapıya ısı işlem uygulanır.

Tablo 2.1. Bazı seçilen antiferromanyetler için malzeme parametreleri

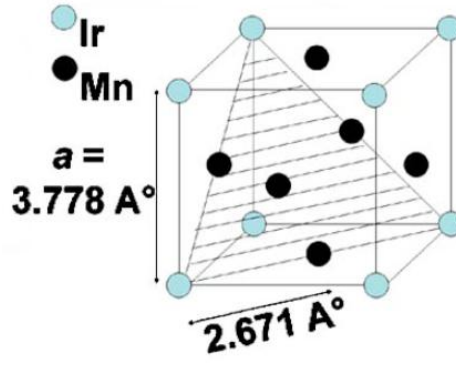
Malzeme	T_N [°C]	T_C [°C]	J_k [erg.cm ⁻²]
NiO	250	180 – 210	0,01 – 0,31
FeMn	220	120 – 270	0,01 – 0,47
IrMn	420	130 – 250	0,01 – 0,19
PtMn	710	130 – 380	0,02 – 0,32
NiMn	800	~500	0,01 – 0,46

Spin vanaları ve değiş-tokuş çoklu tabakalarında genellikle NiMn [16,17], FeMn [18,19], PtMn [20,21], IrMn [22-24] gibi antiferromanyetik malzemeler kullanılır. Bu tür antiferromanyetik malzemeler normalde doğada paramanyetik özellik gösterirler. Ancak belli bir sıcaklıktan sonra antiferromanyetik özellik göstermeye başlarlar. Örneğin, Şekil 3’de gösterildiği gibi NiMn, oda sıcaklığında YMK yapıda iken paramanyetik özellik gösterir. Oysa NiMn’ye uygun sıcaklıkta manyetik alan altında ısıl işlem uygulandığı zaman, YMT yapıda antiferromanyetik özellik gösteren bir yapıya sahip olur (Şekil 2.6) [15].

Bu çalışmada kullanılan IrMn malzemesi ise oda sıcaklığında bile antiferromanyetik özellik gösteren YMK yapıya (Şekil 2.7) sahiptir. Bu sayede de ısıl işlem olmaksızın bile antiferromanyetik ve ferromanyetik tabakalar arasında değiş-tokuş etkisi meydana gelir.

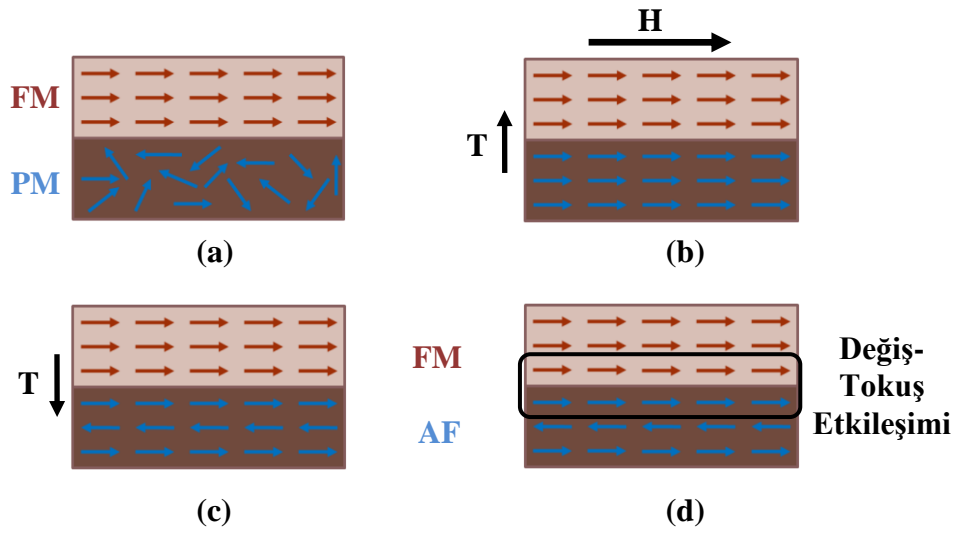


Şekil 2.6. NiMn’in birim hücrelerinin karşılaştırılması: (solda) kimyasal olarak düzensiz paramanyetik durum ve (sağda) kimyasal olarak düzenli antiferromanyetik spin durumu. Düzenlenme YMK örgünün tetragonal distorsiyonu ile ilişkilendirilmiştir



Şekil 2.7. IrMn birim hücresi

Peki, tavlama esnasında nasıl oluyor da aniferromanyetik ve ferromanyetik tabakalar arasında değiş-tokuş etkileşimi meydana geliyor?



Şekil 2.8. Spin vanalarında değiş-tokuş etkisinin oluşumu

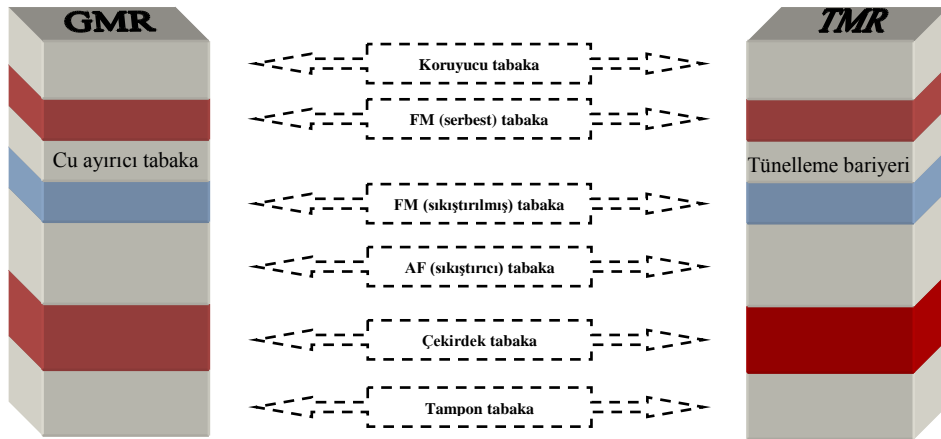
Şekil 2.8(a)'da görüldüğü gibi AF tabakası başlangıçta PM özellik göstermektedir. Daha sonra PM/FM sistemi manyetik alan uygulanarak belli bir tavlama sıcaklığında bir süre ısıtılıyor (Şekil 2.8(b)). Bu sayede her iki tabakanın spinleri de uygulanan manyetik alan yönünde yönlenirler. Daha sonra sistemi soğutmaya başladığımızda PM özellik gösteren tabaka kristal dönüşüm göstererek AF özellik gösterir (Şekil 2.8(c)) ve yukarıda FM ve AF tabaka arasındaki etkileşimler oluşarak bu iki film arasında bir değiş-tokuş etkileşimi (Şekil 2.8(d)) gerçekleşir.

Değiş-tokuş etkisine ilişkin en önemli karakteristikler [25]:

- Sadece ferromanyetik bir ince film antiferromanyetik bir ince filmin üzerinde olduğunda ortaya çıkar.
- Sistemi dış bir manyetik alan altında T_B altına kadar soğutmak ($T_B < T_N$) gerekir.
- Alan soğutması prosedürü nedeniyle tek eksenli anizotropi uyarılır.
- Genellikle, değiş-tokuş etkileşimi alanı negatiftir.
- Değiş-tokuş etkileşim alanı azalan sıcaklıkla artar.
- Değiş-tokuş etkileşim alanındaki bir artış, zorlayıcı alanında artmasına yol açar.
- Değiş-tokuş etkileşimi ferromanyetik tabakanın film kalınlığıyla ters orantılıdır ($H_{ex} \propto 1/t_{FM}$).
- Değiş-tokuş etkileşimi, tampon ve çekirdek tabaka kalınlığının yapıya etkisine göre değişim gösterir.

2.1.5. Spin vanası

GMR ve TMR sistemleri genellikle spin vanası olarak adlandırılan aygıtlar da kullanılır ve bu sistemler her biri farklı bir işleve sahip tabakaların belli bir düzende uygun altlık üzerine büyütülmesiyle elde edilirler (Şekil 2.9).



Şekil 2.9. GMR spin vanası ve TMR spin vanasının karşılaştırılması

Spin vanası yığınının oluşturan ilk tabaka olan tampon tabakasının görevi (Ta, Cu); altlık ile film yığını arasında difüzyon oluşumu engellemek ve spin vanasında bulunan diğer tabakalar için minimum seviyede pürüzsüz bir yüzey oluşturup arayüzey kalitesinin iyileşmesine yardımcı olmak ve örgü şiddetini artırmaktır. İkinci tabaka olan çekirdek tabakasının (NiFe) görevi ise sıkıştırıcı ve sıkıştırılmış tabaka ile aynı büyüme eksenine sahip olup sıkıştırıcı ve sıkıştırılmış tabakanın örgü şiddetini artırmaktır. Sıkıştırıcı tabakanın görevi ise, üstünde bulunan FM (sıkıştırılmış) tabaka ile değiş-tokuş etkileşimine girerek, FM tabakanın manyetik yönelimini tek bir yönde sıkıştırmaktır. Böylece daha yukarıdaki serbest tabakanın manyetizasyon yönü uygulanan alanla beraber yön değiştirirken sıkıştırılmış FM tabakasının ki sabit kalacağından değişken bir direnç 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 göstermesine yardımcı olmaktır. En son tabaka olan koruyucu tabakanın görevi ise spin vanası sistemini korozyona karşı korumaktır.

GMR ve TMR tip spin vanalarının çalışma sistemleri birbirine oldukça benzerdir. Kısaca açıklanacak olursa; üretim esnasında AF tabakası, kendisinden manyetik alan kuvvetince daha zayıf olan bir üst FM tabakayı belli bir spin yönünde sıkıştırır. Ayırıcı tabaka veya tünelleme bariyeri üzerindeki diğer bir FM tabakasının (serbest tabaka) dipol momenti dışarıdan uygulanan momente göre yönünü değiştirebilir. Serbest tabaka ve sıkıştırılmış tabaka aynı yönlü oldukları zaman sistem minimum direnç gösterir. Zıt yönlü olduklarında ise sistem maksimum direnç gösterir.

2.2. TMR Tip Spin Vanasında Tünelleme Bariyeri

Günümüzde, TMR tip spin vanaları göstermiş oldukları yüksek direnç değişimi nedeniyle GMR tip spin vanaları yerine tercih edilir hale gelmiştir.

Yalıtkan (MgO , AlO_x) bariyerli TMR için, elektronların tünelleme olasılığı Fermi seviyesindeki Bloch durumlarının simetrisine ve bariyerdeki gözden kaybolan durumların simetri bağımlı bozunmalarına bağlıdır. Yani, sadece s açısız momentum karakterine sahip elektronlar tünelleme bariyeri boyunca kolaylıkla tünelleyebilirler. s açısız momentumuna sahip olmayan elektronların tünellemesi ise zordur. Özellikle, kristal CoFe (kristal)- MgO (kristal) veya AlO_x (amorf)-CoFe (kristal) yapısının $[100]$ yönünde, sadece s açısız momentumuna sahip çoğunluk spin elektronları tünellemeye katkıda bulunurlar. s açısız momentumuna sahip olmayan azınlık elektronları ise tünellemeye katkıda bulunamazlar. Bu yüzden yüksek MR ile sonuçlanır [19].

Şu ana kadar TMR tip spin vanaları AlO_x ve MgO tünelleme bariyerleri ile üretilmişlerdir. Ancak MgO bariyere sahip spin vanaları, AlO_x bariyere sahip olanlara göre:

- Daha yüksek MR değeri,
- Daha düşük RA değeri,
- Yüksek termal kararlılık,

gibi özellikler göstererek AlO_x bariyer temelli TMR tip spin vanalarını ve GMR tip spin vanalarını teknolojik gelişim yolunda saf dışı bırakmıştır. Bu nedenle MgO tabanlı spin vanaları bilgi saklama aygıtları ve sensörlerinde anahtar malzeme konumuna gelmiştir.

Ancak MgO tabakaları da spin vanalarına entegre edilirken belli başlı sorunlar ortaya çıkarmaktadır. Özellikle, MgO 'nun Stranski-Krastanov yapısına uygun olarak adacık büyümesi göstermesi [26,27] sonucu arayüzey pürüzlülüğünü artırması ve bununda spin polarizasyonunu azaltması, bariyer kalınlık kontrolünün zorluğu, alt ve üst elektrotlardaki Fe ile O arasındaki elektron ilgililiği nedeniyle

Fe ve MgO arasında FeO oluşumu [28], tabakalar arası difüzyon ve kristallenme bu sorunların başında gelmektedir.

Bu nedenle bu tez çalışmasının amacı:

- Değiş-tokuş sistemlerinde tampon ve çekirdek tabakası kalınlıklarının etkisi ve spin vanasına entegre etmek için parametreleri optimize edilen MgO bariyeri içinde üzerine büyütülebileceği minimum seviyede pürüzlü bir yüzey sağlamak,
- MgO film büyütme parametreleri optimizasyonu ve spin vanasına entegrasyonu olarak seçildi.

Değiş-tokuş etkisi gösteren sistem ve tek tabaka MgO ince filmi için üretim optimizasyonları tamamlandığında, spin vanası sistemi üretildi ve spin vanası sisteminin çalışıp çalışmadığını belirlemek için manyetizasyon ölçümleri yapıldı. Ancak, bu çalışmanın yukarıdaki amaçları kapsamına girmediği ve ek litografi metodları ile örnek hazırlığı gerektirmesi ve bu alt yapının mevcut olmaması nedeniyle MR ölçümleri için çalışma yapılmadı. İleride yapılacak testlerde MR ölçümü potansiyeli nedeniyle MR çeşitleri ve teorileri hakkında Bölüm 2.1’de genel bir açıklama verildi.

Çalışmanın amacına uygun olarak, 3. bölümde; üretime hazırlık, ince film depolama yöntemleri ve kullanılan analiz yöntemleri hakkında kısaca bilgi verildi. 4. bölümde ise değiş-tokuş etkisi üzerinde tampon ve çekirdek tabakası kalınlıklarının değişiminin etkileri ve MgO ince film büyütme parametrelerinin optimizasyonu için elde edilen sonuçlar verildi. 5. bölümde ise yapılan çalışmalar sonucunda elde edilen sonuçlar vurgulandı.

3. DENEYSEL METODLAR

3.1. Altlık Seçimi ve Hazırlanması

Altlık seçimi iyi kalitede ince film elektronik aygıtı üretimi için oldukça kritik bir adımdır. Altlık, testler esnasında yüksek dirençli aygıtların kısa devre yapmasını engellemek için iyi bir yalıtkan olmalıdır. Ayrıca oldukça pürüzsüz bir yüzeye sahip olmalı, yüksek termal iletkenlik, iyi kararlılık ve yüksek tutunma özelliğine sahip olmalıdır. Bunun yanında, altlık seçimini altlığın fiyatı da etkiler. Bu çalışmada, bahsedilen özellikleri bünyesinde barındıran, ısı olarak oksitlenmiş Si altlıklar tercih edilmiştir. Altlıklardaki SiO₂ kalınlığı yaklaşık ~400 nm ve Si altlık kalınlığı 0,35 mm'dir.

Genellikle, film biriktirmesi yapılmadan önce altlıkların temizlenmesi gerekmektedir. Çünkü altlıklar, üretimin ekonomik olması ve uygun maskelere yerleştirilmeleri için lazer ile büyütme yüzeylerinin ters tarafından kesilmektedir ve daha sonrada kırıcı malzemeler ile kırılmaktadır. Ancak, gerek kesim gerekse de kırılma esnasında altlık yüzeyine kırılmadan ve ortamdaki gelen partiküller ve bazı organik pislikler altlık yüzeyine tutunmaktadır. Bu kirliliklerde filmin büyüme sürecini ve nükleasyonunu olumsuz yönde etkileyecektir. Bu nedenle, altlıkların vakum sistemine yüklenmeden önce temizlenmesi oldukça önemlidir.

Altlık temizleme işlemi için sırasıyla: altlıklar kırılır ve aseton içerisinde konularak 10 dakika boyunca ultrasonik ortamda banyo edilir. Bu sayede yüzeydeki partiküller ve organikler yüzeyden uzaklaştırılır. Ardından sırası ile etanol ve saf su içerisinde 10'ar dakika boyunca ultrasonik banyoda yıkanır ve bu sayede asetonun altlık yüzeyinde bırakmış olduğu lekelerde temizlenmiş olur. Son olarak da altlıklar saf azot ile kurularak vakum sistemine yüklenirler.

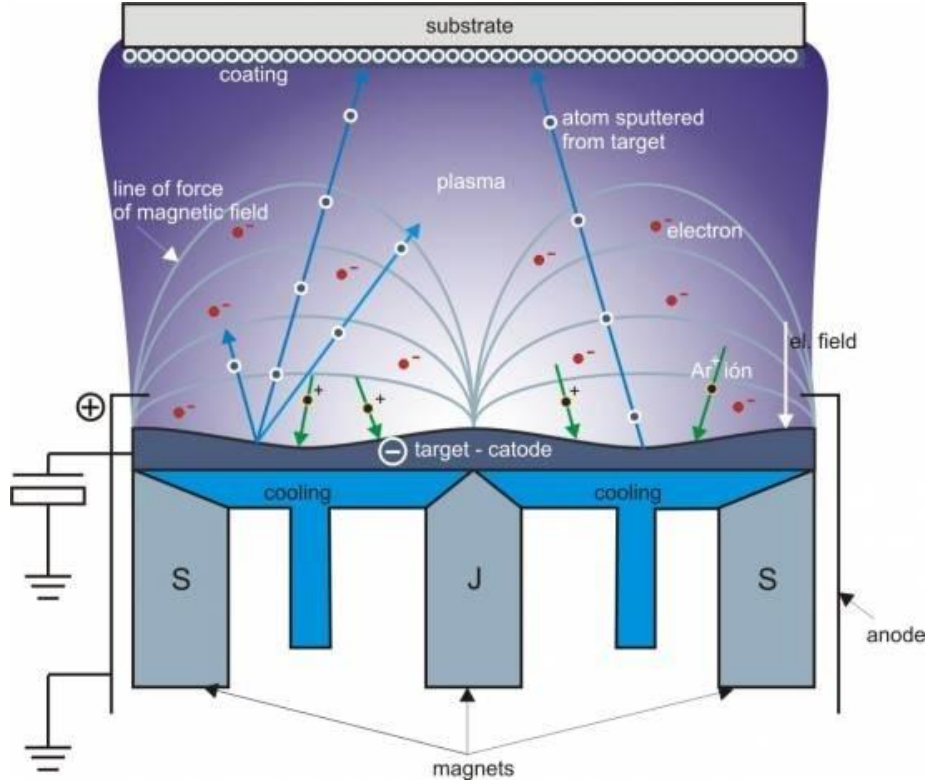
3.2. İnce Filmlerin Depolanması

Püskürtme yöntemi, İngilizcesi “sputtering” olan ve kelime anlamı ile katı bir yüzeyden atomları mekanik olarak söküp koparma işlemine verilen isimdir. Vakum teknolojisinde bu yöntem kullanılarak ince film kaplama tekniği geliştirilmiştir. Bu yöntemle, katı bir kaynak yüksek enerjili iyonlarla bombardıman edilerek kaynaktan kopartılan atom ve/veya moleküller bir altlık üzerinde ince film oluşturur.

Püskürtme yönteminde, vakum odasında düşük basınç altında bulunan plazma halindeki asal gaz (genellikle argon) katot hedef ile anot arasına uygulanan gerilim ile ortamdaki serbest elektronlar inert gaz ile çarpışırlar ve bu inert gaz iyon haline geçip elektrik alan sayesinde kaynak olarak kullanılan hedef elektrotta doğru ivmelendirilirler. Hedefe çarpan yüksek enerjili iyonlar momentum aktarımı ile hedeften atomları sökmeye başlar. Bu momentum aktarımı sonucunda hedef kaynaktan yaklaşık % 90 oranında nötr, diğer % 10 oranında da iyonlaşmış olan atomlar koparılır. Hedeften sökülen atomlar altlığa kadar ulaşarak altlık üzerinde oldukça düzgün ince film oluşturmaya başlar.

İki tür püskürtme yöntemi mevcuttur. Bunlar DC ve RF püskürtme yöntemleridir. Bu yöntemlerin seçimi hedef malzemeye ve arzulanan film büyüme oranına bağlıdır. RF püskürtme yöntemi genellikle metal olmayan kaynaklar için kullanılır.

Püskürtme yönteminin bir diğer farklı uygulama şekli manyetik püskürtme (magnetron sputtering) yöntemidir (Şekil 3.1). Bu yöntemde, iyonlaşmış argon atomlarını hızlandırmak için kullanılan elektriksel alana ek olarak bu alana dik doğrultuda bir de manyetik alan uygulanır. Manyetik alan sayesinde elektronlar sarmal yörünge boyunca hareket ederler. Elektronların yolları uzadığı için hareketleri boyunca daha çok sayıda çarpışma yaparak hedef üzerinde iyon konsantrasyonunu artırır. Bu sayede hedeften atom koparma işlemi daha hızlı bir şekilde gerçekleşir ve aynı zamanda daha düşük basınçlarda plazma oluşturulabilir [29].



Şekil 3.1. Manyetik püskürtme sisteminin şematik gösterimi [30]

Manyetik püskürtme yöntemiyle ayrıca hedeften kopan elektronların altlığa ulaşması manyetik alan sayesinde önlediğinden altlık üzerindeki filmin ısınması da bir dereceye kadar önlenmiş olur. Isıya duyarlı örnekler için bu yöntem özellikle tercih edilmektedir.

Biriktirme boyunca, hedeften altlığa transfer olan malzeme oranını yani biriktirme oranını etkileyen bazı faktörler vardır. İlki, hedefin güç kaynağını ayarlamaktır. Bir diğeri odacığın vakum seviyesidir. Eğer püskürtme atomlarının ortalama serbest yolu mümkün olduğu kadar artırılıp plazma da kararlı bir şekilde sürdürülebilirse, bu püskürtmenin en verimli olduğu durumdur. Eğer vakum odacığı basıncı artırılırsa, daha fazla iyonize gaz püskürtme malzemesiyle çarpışır ve buda altlığa ulaşan hedef atomlarının oranını azaltır. Diğer bir faktör ise, altlık ile hedef malzeme arasında ki uzaklıktır. Altlık ile hedef malzeme arasındaki mesafe azaldıkça biriktirme oranı artar ama film homojenliği de bozulmaya başlar.

İnce film tabakalarının üretiminde, Doç. Dr. R. Mustafa ÖKSÜZOĞLU tarafından tasarımı gerçekleştirilen ve Almanya BESTEC GmbH firması tarafından üretilen püskürtme (sputter) sistemi kullanılmıştır (Şekil 3.2). Sistem; 2 proses odacığı, 1 yükleme odacığı ve 1 manyetik alanlı ısıtma odacığından oluşmaktadır. Püskürtme sistemi, konfokal geometriye ve DC, PDC ve RF püskürtme yöntemlerine sahiptir. Proses esnasında gaz kontrolü ise MKS gaz kontrol sistemi ile sağlanmaktadır. Vakumlama için ise her odacığın kendine ait bir döner (rotary) pompası ve turbo moleküler pompası vardır. Ayrıca sistem, filmlerin altlık üzerine homojen olarak kaplanabilmesi için döner manipülatörlere sahiptir.



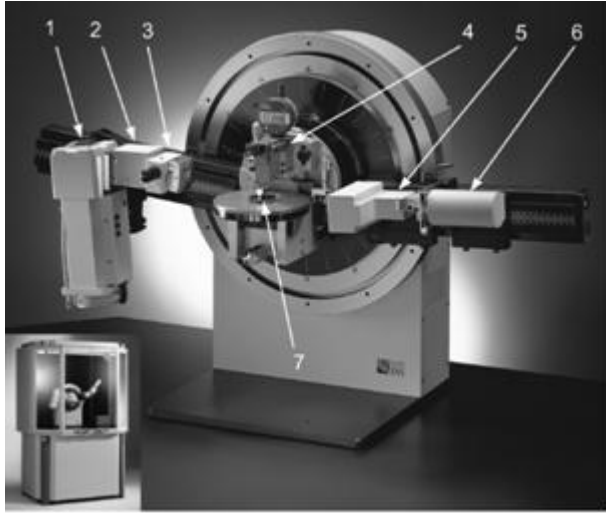
Şekil 3.2. Anadolu Üniversitesi İnce Film Grubu Püskürtme Sistemi

3.3. İnce Filmlerin Karakterizasyonu

3.3.1. X-ışını teknikleri

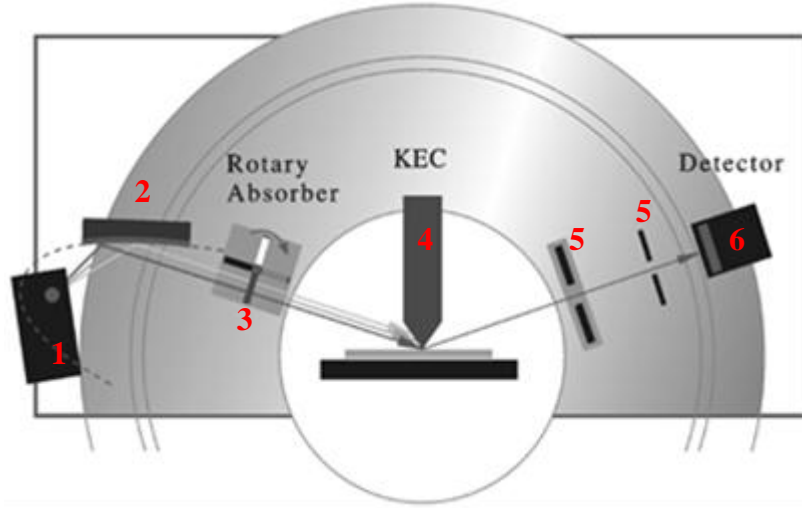
Numuneye zarar vermemesi, özel numune hazırlanmasına gerek kalınmaması ve film yapısı hakkında en uygun bilgiyi sağladığı için özel ince film X-ışını teknikleri bu tez kapsamında yapı analizleri için en etkin teknik olarak seçilmiştir.

Bu çalışmada ki yapı analizleri Bruker AXS D8 Advance X-ışını cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.3'de, kullanılan Bruker AXS D8 Advance X-ışını cihazının bileşenleri gösterilmektedir. Şekil 3.3'de gösterildiği gibi soldan sağa doğru optik düzenek; tüp (1), Göbel aynası (Göbel Mirror) (2), döner soğurucu (Rotary Absorber) (3), odaklayıcı slitler, x,y,z yönünde hareket edebilen motorlu numune taşıyıcısı (7), istenmeyen ışınları kesen bıçak (KEC: Knife Edge Collimator) (4), dedektör slitleri (5) ve dedektörden (6) oluşmaktadır.



- 1- Tüp
- 2- Göbel Aynası
- 3- Döner Soğurucu
- 4- Bıçak
- 5- Slit kutusu
- 6- Dedektör
- 7- Numune

Şekil 3.3. Bruker AXS D8 Advance X-ışını cihazı ve optiksel bileşenleri [31]



Şekil 3.4. X-ışını ölçüm cihazının genel çalışma prensibinin şematik gösterimi [31]

Bruker AXS D8 Advance X-ışını cihazının genel çalışma prensibi şematik olarak Şekil 3.4’de gösterilmiştir ve şu şekildedir; Tüp ile Cu ışını elde edilir ve göbel aynasına doğru yönlendirilir. Göbel aynası, içerisinde kalınlıkları 1,5 ile 10 nm arasında değişen 20 ila 100 tane ince filmin ardı ardına sıralanmasından oluşmaktadır. Göbel aynasının fonksiyonu, öncelikle istenilen $\text{Cu-K}_{\alpha 1, \alpha 2}$ ışınlarını numune üzerine odaklamak ve K_{β} ışınıni elimine etmektir. 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 soğurulmakta ve böylece uygun şiddetteki ışınlar numuneye gönderilmektedir. Döner soğurucudaki her Cu soğurucu için bir soğutma faktörü hesaplanır ve dedektör elektroniği ve yazılımında gelen şiddet bu faktör ile çarpılarak, dedektöre zarar vermeden daha yüksek şiddetlerde (ince film için gerekli) çalışılabilir. Numune vakumlu tutucu üzerinde tutulmaktadır. Numune tutucusu tamamen motorlu olup karakterizasyon sırasında uygun ön ayarlarının yapılabilmesi için x, y, z yönünde hareket etmektedir. Numune tutucusunun üzerindeki bıçak; Göbel aynasından yansıyan, yanlış odaklanan veya istenmeyen ışınların kesilmesi için kullanılmaktadır. Bıçak sadece dikey yönde hareket edebilmekte ve analiz metoduna göre numune ile bıçak arasındaki uzaklık 40 μm ’ye kadar indirilebilmektedir. Numuneden yansıyan ışınlar odaklama ve

soğurma slitlerinden geçtikten sonra dedektöre ulaşır ve yansıma, kırılma şiddetleri elde edilir.

Bu çalışma kapsamında dört farklı X-ışını tekniği kullanılmıştır:

3.3.1.1. X-ışını kırınımı

X-ışını kırınım tekniği, Bragg yansıması ile numunedeki atomlardan yansıyan ışınların aynı fazda olanların yapıcı girişim yaparak kırınım deseni oluşturması sonucu elde edilir. Elde edilen kırınım desenleri belirli bir faz grubuna ait olduğu için, numune içerisindeki filmlerin fazları, kristal kalitesi ve birim hücre örgü parametreleri hakkında bilgi elde edilir.

Bruker AXS D8 Advance X-ışını cihazında yapılan θ - 2θ ölçümlerinde Cu X-ışını kaynağı ve Cu- K_{α} ışını kullanılmış ve ölçüm esnasında hem X-ışını tüpü hem de dedektör hareketlidir. Yani, gelen ışın ve numune arasında θ açısı varken, dedektör ve gelen ışının simetrisi arasında 2θ açısı vardır.

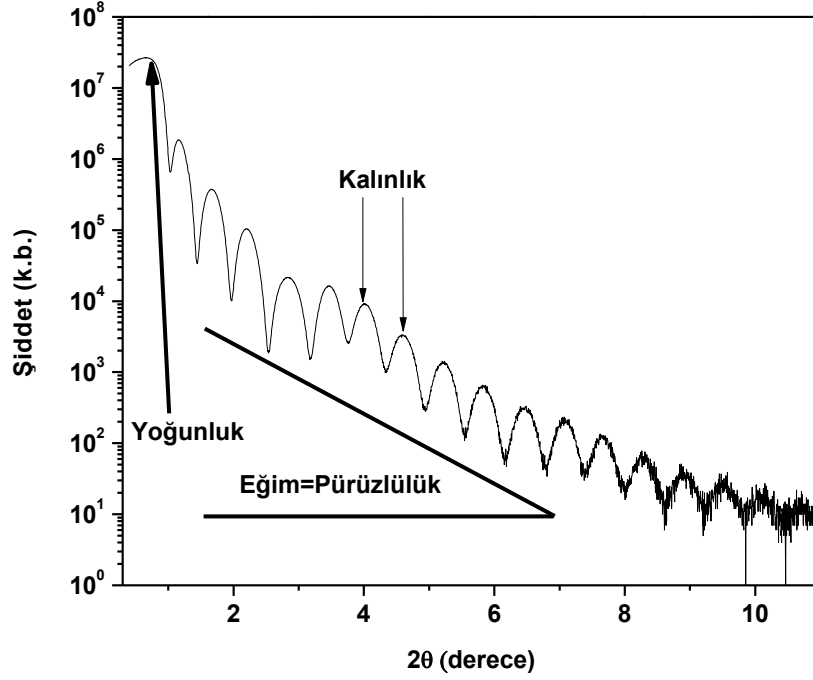
X-ışını kırınım tekniği sayesinde, üretilen örneklerin yönelimleri ve içerdikleri fazlar hakkında ANALYSE yazılımının da yardımıyla bilgi edinildi.

3.3.1.2. X-ışını yansıması

Yansıma, X-ışınlarının toplam dış yansımasının etkileri kullanılarak ince filmlerin kalınlık, yoğunluk ve pürüzlülük gibi özelliklerinin araştırılması için kullanılan bir analitik tekniktir.

Yansıma deneylerinde, numunenin X-ışını yansıması kritik açı yakınlarında ölçülür. X-ışınları numune içine sadece birkaç nanometre nüfuz ederler. Bu açının üstünde nüfuz etme derinliği çabucak artar. Elektron yoğunluğunun değiştiği her bir arayüzeyde, X-ışını demetinin bir kısmı yansır. Bu kısmen yansıyan X-ışını demetlerinin girişimi, yansıma deneylerinde elde edilen salınım örüntüsünü (Kiessing saçakları) oluşturur. Bu yansıma profillerinden tabakanın kristallenmesine (tek kristal, polikristal veya amorf) bakmaksızın kalınlık, yoğunluk ve arayüzey ve yüzey pürüzlülükleri belirlenebilir (Şekil 3.5).

XRR; manyetik, yarıiletken ve optik malzemeler gibi tek ve çok tabakalı yapılar ve kaplamaların karakterizasyon uygulamalarında kullanılır.



Şekil 3.5. X-ışını yansımaları sonucu oluşan salınım örüntüleri (Kiessing saçakları)

XRR tekniği sayesinde, üretilen örneklerin LEPTOS yazılımında modellenmesi ile örneklerin pürüzlülüğü, kalınlığı ve yoğunluğu hakkında bilgi edinildi.

3.3.1.3. Salınım eğrisi

RC, XRD tekniğine benzer şekilde sadece seçkin yansıma şiddetleri kullanılarak daha güçlü yapı ve kırınım saçakları elde etme amacıyla kullanılan bir 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 açısı 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. Dolayısıyla istenilen aralıkta ω açısı taranarak filmin kolonsal büyümesi ve film büyümesinde tercihli yönelimler (texture) bulunabilmektedir.

3.3.1.4. Sıyırma ışınması X-ışını kırınımı

X-ışını ışınmasının herhangi bir malzemenin içine penetre olma derinliği oldukça fazladır. Bu özelliği nedeniyle X-ışını yüzeye karşı duyarlı değildir. Bazen de altlık ve arka plandan gelen gürültüyle karşılaştırıldığında ölçülen ince filmlerin küçük kırınım hacimleri nedeniyle çok küçük kırınım şiddetleri alınır. Bu durumda da fazları tanımlamak oldukça zordur. İşte bu noktada GIXD tekniği bu sorunun üstesinden gelir.

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,
- İnce filmlerin kristal yapısı,

hakkında bilgi edinilir.

GIXD’de, dar (narrow) slit ve Göbel aynası sayesinde gelen ve kırılan ışın neredeyse birbirine paraleldir. Numune yüzeyine gelen ışın çok küçük ve sabit bir açıda (genellikle $0,3^\circ - 3^\circ$ arası) gönderilir. Bu sayede X-ışınının ince film boyunca aldığı yol artırılır. Bu sayede ince filmde gelen kırınım şiddeti artırılırken, altlıktan 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 ışınma alanı sabit iken sadece dedektör belirlenen açı aralığında çalışır. Bu esnada da uzun soller slit sadece dedektöre paralel gelen ışınların geçmesine izin verir. Bu sayede de hassaslık artırılır.

3.3.2. Süperiletken kuantum girişim tekniği

Değiş-tokuş etkisi gösteren örneklerin manyetizasyon ölçümleri Darmstadt/Almanya, TU Darmstadt'da kurulu olan Quantum Design MPMS cihazı (Şekil 3.6) ile ortak proje çalışmaları kapsamında gerçekleştirilmiştir.

Bu sistem, numunenin manyetik momentini uyguladığı manyetik alana veya sıcaklığa bağlı olarak ölçülebilen Quantum Design firması tarafından sunulan MPMS cihazıdır. MPMS'in ana parçaları: sıvı helyum ile dolu termos şeklinde bir depo (dewar), süper iletken manyet, süper iletken algılayıcı bobinler ve algılayıcı bobinlere bağlı SQUID'dir. Bahsedilen SQUID cihazı çok hassas bir şekilde (5×10^{-9} emu hassasiyetinde) spin vanası ve değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin manyetik momentini ölçebilecek konumdadır. MPMS cihazının sıcaklık aralığı 1.8K'den 350K'e, uygulayabildiği manyetik alan aralığı ise 0,1 Oe çözünürlükle beraber artı ve eksi yönde 0'dan 6 Tesla'ya kadardır. Bu kadar hassas manyetik alan sağlayabilme ve manyetik moment ölçebilme özelliği, incelenen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin genellikle sahip olduğu düşük kütlelerin ve dolayısıyla düşük manyetik momentlerinin olmasından dolayı SQUID'i diğer sistemlere göre (örneğin, VSM) daha hassas ölçüm tekniği olarak öne çıkarmaktadır.

MPMS' in en önemli parçası olan SQUID, numune tutucusunun etrafına yerleştirilmiş ve manyetik momenti ölçülecek olan alıcı bobinlere indüksiyon ile bağlanmıştır. Numune, tutucusunun içinde vakum altındaki SQUID numune odacığının içinde hareket ederken hem aynı anda manyetler tarafından manyetik alana maruz kalır hem de algılayıcı bobinler tarafından manyetize olma derecesi ölçülür. Değiş-tokuş sisteminin manyetikleşmesini ölçtükten sonra onu voltaj çıktısı şekline çeviren cihaz SQUID'dir. Yükseltgenme ve gürültü azaltma

işlemlerinden sonra bu voltaj çıktısı SQUID'in yazılımı sayesinde manyetik moment (emu) şekline dönüştürülür.



Şekil 3.6. MPMS cihazının resmi

Fiziksel olarak manyetik momentin boyutlara göre bileşenleri vardır. Ölçümü yapılan değiş-tokuş sistemlerinin manyetik momentlerinin, eldeki SQUID'in sadece boylamsal ölçüm seçeneği olduğu için boylamsal bileşeni ölçülebilmıştır. Yapılan ölçümlerde değiş-tokuş sistemlerinin karakteristik histerezis etkisi (sıkıştırma etkisi) görülebilir ve bu eğrilerin şekillerine ve değerlerine göre değiş-tokuş etkili filmlerin, film yüzeylerinin ve film arayüzeylerin kalitesi, manyetikleşme özelliği ve manyetik tepki (switching) özelliği belirlenebilir.

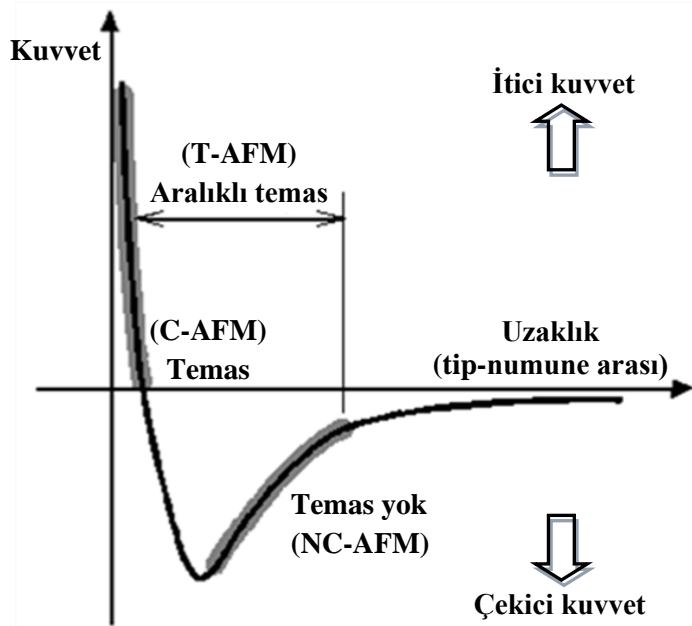
3.3.3. Atomik kuvvet mikroskobu tekniği

AFM, keşfinden beri ince filmlerin topografik özelliklerinin araştırılmasında ve büyüme prosesleri hakkında doğrudan bir fikir vermesi nedeniyle oldukça kullanışlı bir karakterizasyon tekniğidir.

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

Tip numune yüzeyini tararken veya numune tip altında taranırken, bir dedektör kantileverin bükülmesini ölçer. Ölçülen kantilever bükülmesi, bilgisayara numunenin yüzey topografyasının haritasını oluşturma olanağı sağlar. AFM, yalıtkan ve yarıiletkenlerde kullanıldığı gibi elektriksel iletkenlerde de kullanılabilir.

Çeşitli kuvvetler sıklıkla AFM kantileverinin sapsmasına katkıda bulunurlar. Atomik kuvvet mikroskobuyla 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 3.7'de gösterilmektedir.



Şekil 3.7. Atomlar arası kuvvet ile uzaklığın ilişkilendirildiği eğri

Şekil 3.7 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 çalışmada 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 3.7'deki 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.

Genelde T-AFM, numune topografyasında daha büyük değişimleri içererek daha büyük tarama boyutlarını görüntülemeye NC-AFM'ye göre daha etkindir. T-AFM oldukça önemli bir AFM tekniğidir, çünkü C-AFM ve NC-AFM'nin içerdiği bazı sınırlamaların üstesinden gelir.

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 değerleri ve büyüme modları hakkında fikir elde edildi.

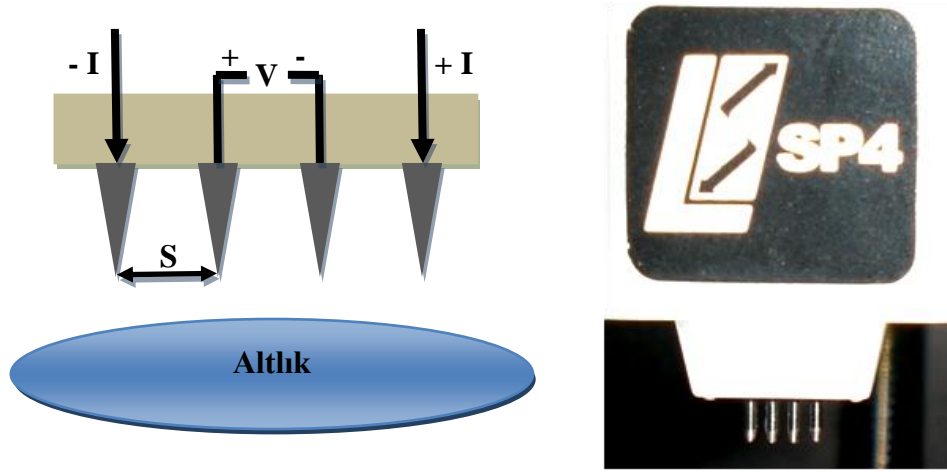
3.3.4. Dört nokta iğne tekniği

FPP cihazı, ince film örneklerinin yüzey dirençleri ve öz dirençlerinin ölçülmesinde kullanılır. Genel bir FPP cihazı, dört nokta ölçümünü gerçekleştiren lineer ve eşit aralıklı (s) olarak dizilmiş dört iğneli bir ölçüm kafasından ve karakterizasyon için iğnelerin dış iki iğnesinden gerekli akımı veren akım metreden oluşur. Her ölçüm iğnesi, numuneye verdikleri zararı minimuma

indirmek için arka taraflarından birer yay ile desteklenmişlerdir. Şekil 3.8’de FPP ölçüm kafası şematik olarak gösterilmektedir.

FPP ölçüm sistemi; iğneler numuneye temas ettiğinde dış iki iğneden akım verilip, iç iki iğneden voltaj ölçülmesi mantığına dayanır. Bu sayede ölçülen örneğin yüzey direnci ve öz direnci hakkında bilgi sahibi olunur.

Bu çalışmada üretilen ince film örneklerinin elektriksel karakterizasyonları Lucas Signatone QuadPro Pro4-440N FPP cihazında yapıldı. Ölçüm kafası olarak Tungsten dört nokta iğne kullanıldı.



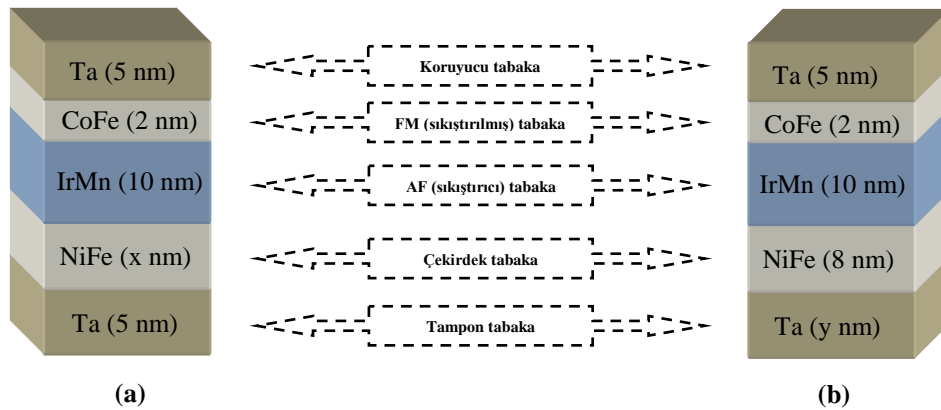
Şekil 3.8. FPP kafasının şematik (solda) ve gerçek (sağda) gösterimi

4. DENEYSEL SONUÇLAR

4.1. Değiş-Tokuş Çoklu Tabakaları Sonuçları

TMR ve GMR tip spin vanası sistemlerinde tampon ve çekirdek tabakalarının optimizasyonu oldukça önemlidir. Tampon tabakanın kalınlığı gerek büyütülecek çoklu tabaka film yapısına altlık üzerinde minimum pürüzlülükte bir yüzey hazırlaması, gerek altlık ile çekirdek tabaka arasındaki difüzyonu engellemesi, gerekse de büyütülecek film tabakalarının yapısını istenilen büyüme yönünde güçlendirmesi açısından oldukça önemlidir. Çekirdek tabakasının kalınlığı ise yapının istenilen yönde büyümesi ve çoklu tabakanın kolonsal olarak büyümesi açısından oldukça önemlidir.

Tampon ve çekirdek tabakası kalınlığına bağlı olarak değiş-tokuş çoklu tabaka sistemindeki etkilerin değişiminin incelenebilmesi için, öncelikle Şekil 4.1(a)'da gösterilen ve manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen Ta (5 nm)/NiFe (x nm)/IrMn (10 nm)/CoFe (2 nm)/Ta (5 nm) çoklu tabaka sisteminde NiFe (x=2, 4, 6, 8, 10 nm) çekirdek tabakasının kalınlık optimizasyonu yapıldı. Daha sonra ise bu optimum NiFe kalınlığına bağlı olarak Şekil 4.1(b)'de gösterilen ve manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen Ta (y nm)/NiFe (8 nm)/IrMn (10 nm)/CoFe (2 nm)/Ta (5 nm) çoklu tabaka sisteminde değişen Ta (y=2, 4, 6, 8, 10 nm) tabaka kalınlığına bağlı olarak sisteme en uygun Ta kalınlığı belirlendi.

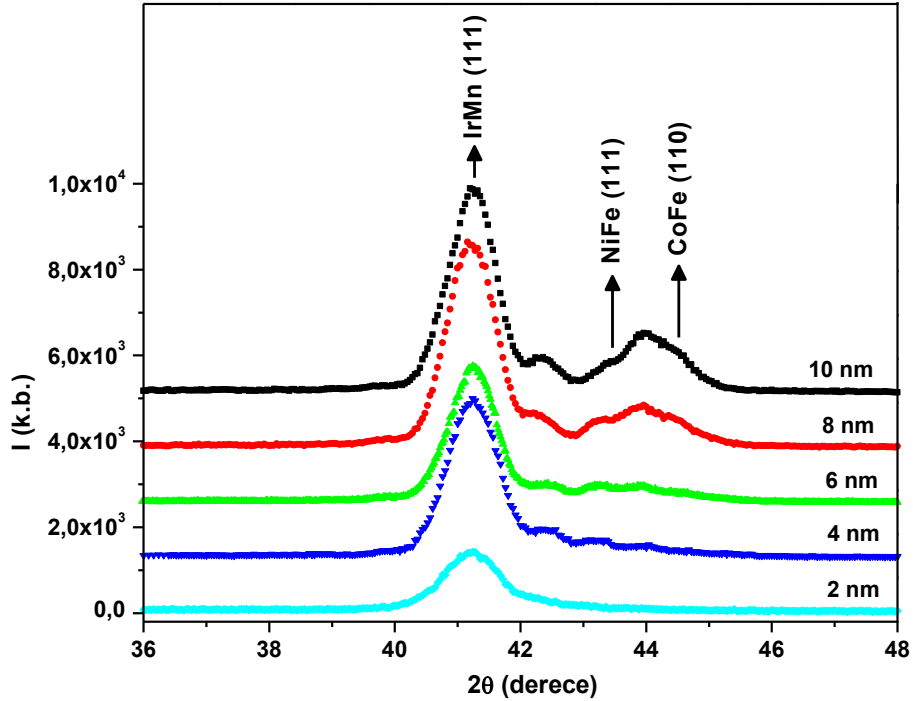


Şekil 4.1. (a) NiFe çekirdek tabakasının optimizasyonu, (b) Ta tampon tabakasının optimizasyonu

Oda sıcaklığında üretilen örnekler daha sonra manyetik alan altında ısıtılma işlemi uygulandı ve değişen NiFe çekirdek tabakası ve Ta tampon tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin ısıtılma işlemi sonucu yapısal ve manyetik özelliklerindeki değişimler ve ilişkiler incelendi.

4.1.1. Manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen çoklu tabakaların NiFe ve Ta tabakalarının kalınlık optimizasyonu

Değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığına bağlı olarak manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen Si/SiO₂/Ta (5 nm)/NiFe(x nm)/IrMn (10 nm)/CoFe (2 nm)/Ta (5 nm) (x=2, 4, 6, 8, 10 nm) çoklu tabaka sistemine ait θ -2 θ XRD kırınım örgüleri Şekil 4.2’de gösterildi. XRD profilleri incelendiğinde, yaklaşık $2\theta=41^\circ$ - 42° civarındaki geniş pik a $\approx 3,78$ Å latis sabitine sahip YMK IrMn (111) kırınımına, $2\theta=43^\circ$ - 45° civarındaki piklerde YMK (110) CoFe ve YMK (111) NiFe kırınımına denk gelmektedir. Ta elementine ait herhangi bir kırınım rastlanmadı. Ancak Dai ve arkadaşları [32] ile Tang ve arkadaşları [33] Ta’ın bu kalınlıklarda amorf yapıda büyüdüğünü gözlemlemişlerdir.



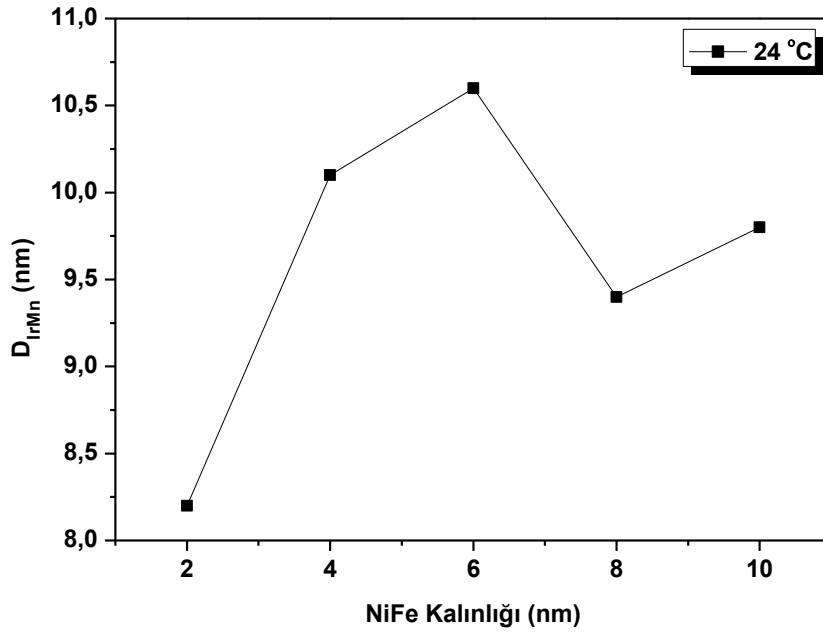
Şekil 4.2. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRD profilleri

Oda sıcaklığında üretilmiş çoklu tabaka sisteminde değişen NiFe kalınlığının çoklu tabaka sistemi üzerindeki etkileri incelendiğinde (Şekil 4.2), 2 nm NiFe kalınlığında sadece IrMn (111) pikine ait çok düşük şiddetli bir kırınım gözükmemektedir. 4 ve 6 nm NiFe kalınlıklarında ise IrMn (111) pikinin şiddeti artmasına rağmen NiFe ve CoFe piklerine ait bir kırınım rastlanmadı. Buna, NiFe çekirdek tabakasının halen IrMn tabakasını yeteri kadar iyi yönlendiremediğini gösterdi. 8 ve 10 nm NiFe kalınlıklarında ise IrMn, NiFe ve CoFe tabakalarının kırınım şiddetlerinin arttığı yani bütün tabakaların <111> kristal yöneliminde uyum içinde büyüdüğü ve 8 nm NiFe kalınlığında sistemin doyuma ulaştığı ve bu kalınlıktan sonra 2, 4 ve 6 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlıklarında gözlenemeyen NiFe ve CoFe tabakalarının kırınım verdiği gözlemlendi.

Şekil 4.2’de IrMn kırınım piklerinden Origin Pro yazılımıyla elde edilen FWHM değerleri ile eşitlik 4.1’de verilen Scherrer eşitliğine göre değişen NiFe kalınlığının, IrMn antiferromanyetik tabakasının tane boyutu üzerindeki etkisi incelendi ve Şekil 4.3’de verildi.

$$D = \frac{0,9\lambda}{B\cos\theta} \quad (4.1)$$

Bu eşitlikte, D ortalama tane boyutunu (nm), λ X-ışını ışınımının dalga boyunu (0,15406 nm), B pikin yarı yükseklik genişliğini (rad) ve θ da kırınım açısını ifade etmektedir.

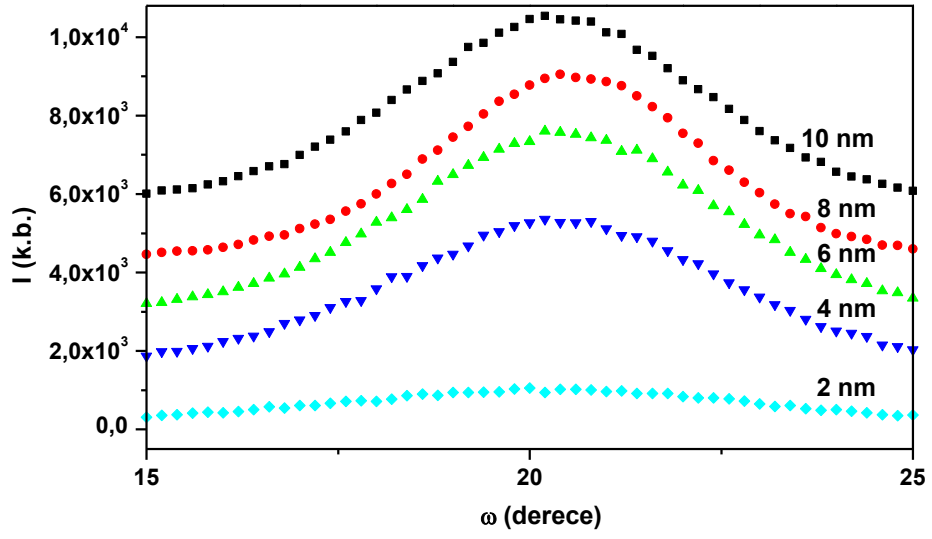


Şekil 4.3. Değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığının manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen çoklu tabaka sistemlerindeki IrMn tane boyutunun gelişimi üzerindeki etkisi

Elde edilen IrMn tane boyutu sonuçlarına göre (Şekil 4.3), artan NiFe kalınlığıyla IrMn tane boyutunun arttığı ve 6 nm NiFe kalınlığında IrMn tane boyutunun maksimuma ulaştığı ve sonrasında da artan NiFe kalınlığıyla azaldığı görüldü.

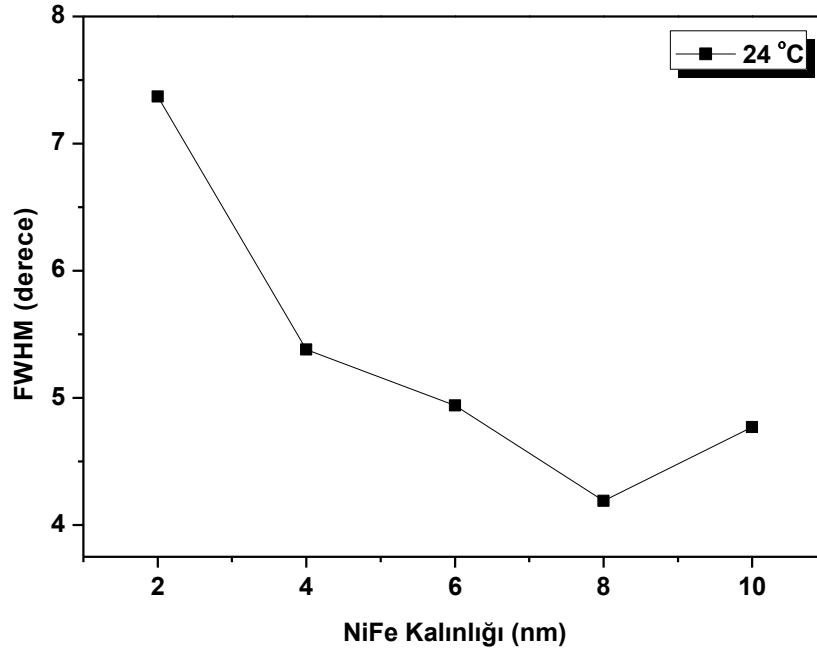
Sonuç olarak, XRD profillerine göre oda sıcaklığında en yüksek şiddeti yani en iyi kristal yönelimini sunan NiFe kalınlığı 8 ve 10 nm iken, en yüksek IrMn tane boyutunun ise 6 nm NiFe kalınlığında elde edildiği tespit edildi.

XRD analizleri sonrası değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığına bağlı olarak oda sıcaklığında üretilen çoklu tabakalar sisteminin IrMn (111) tabakasına ait RC profilleri Şekil 4.4’de gösterilmektedir. RC profillerinden de görüldüğü gibi 2 nm NiFe kalınlığında IrMn (111) pikinin kırınımı, yeteri kadar iyi yönleneemediği için çok düşüktür. 4 nm NiFe çekirdek kalınlığı ve sonrasında ise IrMn (111) pikinin şiddetinin arttığı görülmektedir. Bu profillerin, Origin Pro yazılımı yardımıyla Gaussian fonksiyonuna göre modellenmesi sayesinde profillere ait FWHM değerleri elde edildi ve Şekil 4.5’de gösterildi.



Şekil 4.4. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak RC profilleri

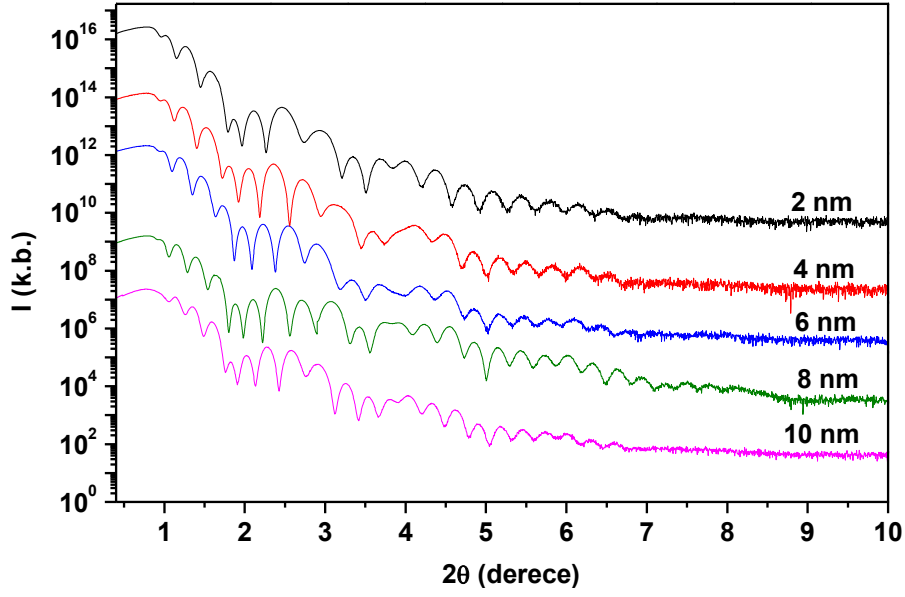
Değişen NiFe kalınlığına bağlı olarak RC profillerinden elde edilen IrMn tabakasına ait FWHM sonuçlarına göre, FWHM değeri azaldıkça kolonsal film büyümesinin geliştiği ve oda sıcaklığı koşullarında 8 ve 10 nm'lik NiFe kalınlığında maksimuma ulaştığı belirlendi. Bu sayede XRD'den elde edilen sonuç ile RC'den elde edilen sonuçların uyumlu olduğu ve optimum NiFe kalınlığının 8 veya 10 nm olduğu tespit edildi.



Şekil 4.5. Oda sıcaklığında üretilen çoklu tabakaların IrMn tabakasına ait FWHM değerleri

Bu tez kapsamında üretilen çoklu tabakaların her biri önce tek tabaka olarak Si/SiO₂ altlık üzerine büyütüldü ve XRR tekniği ile elde edilen profiller LEPTOS yazılımında modellenerek her bir tek tabakanın kalınlığı ve bu sayede de tek tabaka üretiminde kullanılan hedef malzemelerin depolama oranları belirlendi. Bu yolla, belirlenen depolama oranlarına göre bu tez kapsamındaki çoklu tabaka sistemleri üretildi ve XRR tekniği ile elde edilen bu çoklu tabaka sistemlerine ait XRR profilleri LEPTOS yazılımında modellenerek çoklu tabaka sistemindeki her bir tabakanın kalınlığı ve böylece toplam sistem kalınlığı, yüzey ve arayüzey pürüzlülüğü belirlendi.

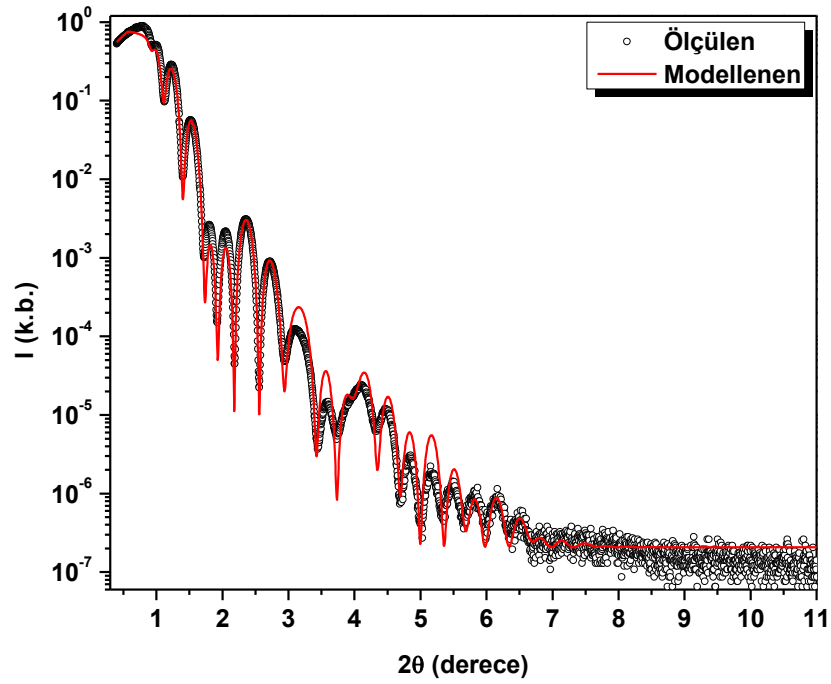
Şekil 4.6'da manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen çoklu tabakalara ait XRR profilleri görülmektedir. XRR profilleri incelendiğinde NiFe 8 nm kalınlığı için Kiessig saçaklarının oda sıcaklığında 8 dereceye kadar sürdüğü fakat diğer kalınlıklardaki profillerin Kiessing saçaklarının erken sönümlendiği gözlemlendi. Bu nedenle 8nm NiFe kalınlığına sahip filmin yüzey ve arayüzey pürüzlülüğünün daha iyi olduğu tespit edildi.



Şekil 4.6. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRR profilleri

XRR ölçümlerinden elde edilen bir profilin LEPTOS yazılımı yardımıyla modellenmiş hali Şekil 4.7’de gösterilmektedir. Profillerin modellenmesi sayesinde elde edilen her bir tabakanın kalınlığı ve arayüzey ve yüzey pürüzlülükleri Tablo 4.1’de verilmiştir. Tabakaların kalınlık değerleri kontrol edildiğinde değerlerden de görüleceği gibi NiFe tabakası hariç diğer tabakaların kalınlıkları yaklaşık olarak elde edildi, ancak NiFe tabakası kalınlıkları beklenen kalınlık değerlerinden 0,7-2,4 nm arasında daha azdır.

Ayrıca, profillerin modellenmesi sonucunda her bir örneğin en üstünde bulunan ve korozyona karşı koruyucu tabaka olan Ta tabakasının üstünde ortam atmosferinde ki O_2 nedeniyle kalınlığı yaklaşık olarak 1,2-1,4 nm arasında değişen Ta_2O_5 filminin oluştuğu belirlendi.

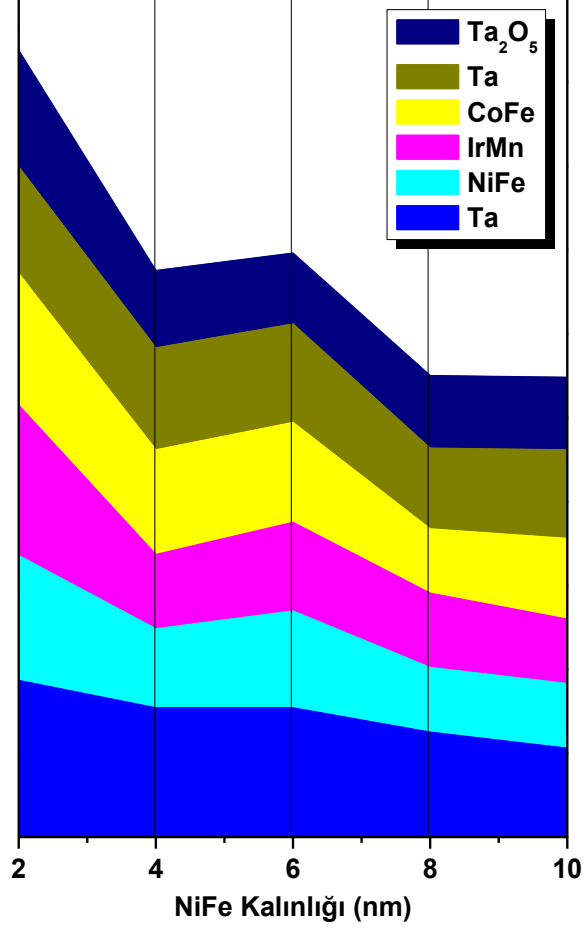


Şekil 4.7. 4 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığına sahip değiş-tokuş çoklu tabaka sisteminin XRR profili ve modellenmesinin gösterimi

Tablo 4.1. Değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığına bağlı olarak üretilen örneklerden elde edilen XRR profillerinin modellenmesi sonucu bulunan t ve R_q değerleri

NiFe Kalınlığı (nm)	Eğrilerin modellenmesi sonucu elde edilen veriler											
	Ta		NiFe		IrMn		CoFe		Ta		Ta ₂ O ₅	
	t	R_q	t	R_q	t	R_q	t	R_q	t	R_q	t	R_q
	(nm)											
2	5,1	0,97	2,1	0,77	9,8	0,93	2,0	0,82	5,0	0,66	1,3	0,72
4	5,3	0,80	3,3	0,49	10,1	0,46	1,7	0,65	5,0	0,63	1,4	0,48
6	5,2	0,80	4,8	0,60	10,0	0,55	2,0	0,62	5,1	0,61	1,2	0,44
8	5,4	0,65	6,3	0,40	10,6	0,46	1,7	0,40	5,1	0,50	1,4	0,45
10	5,7	0,55	7,6	0,40	10,1	0,40	1,8	0,50	5,0	0,55	1,2	0,45

Şekil 4.8’de XRR profillerinin modellenmeleri sayesinde elde edilen R_q değerlerine göre tabakalar arasındaki gelişim gösterilmektedir ve bu şekle göre, 8 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığına sahip çoklu tabaka sisteminde, tabakalar arasındaki yüzeylerde denge olduğu görüldü.



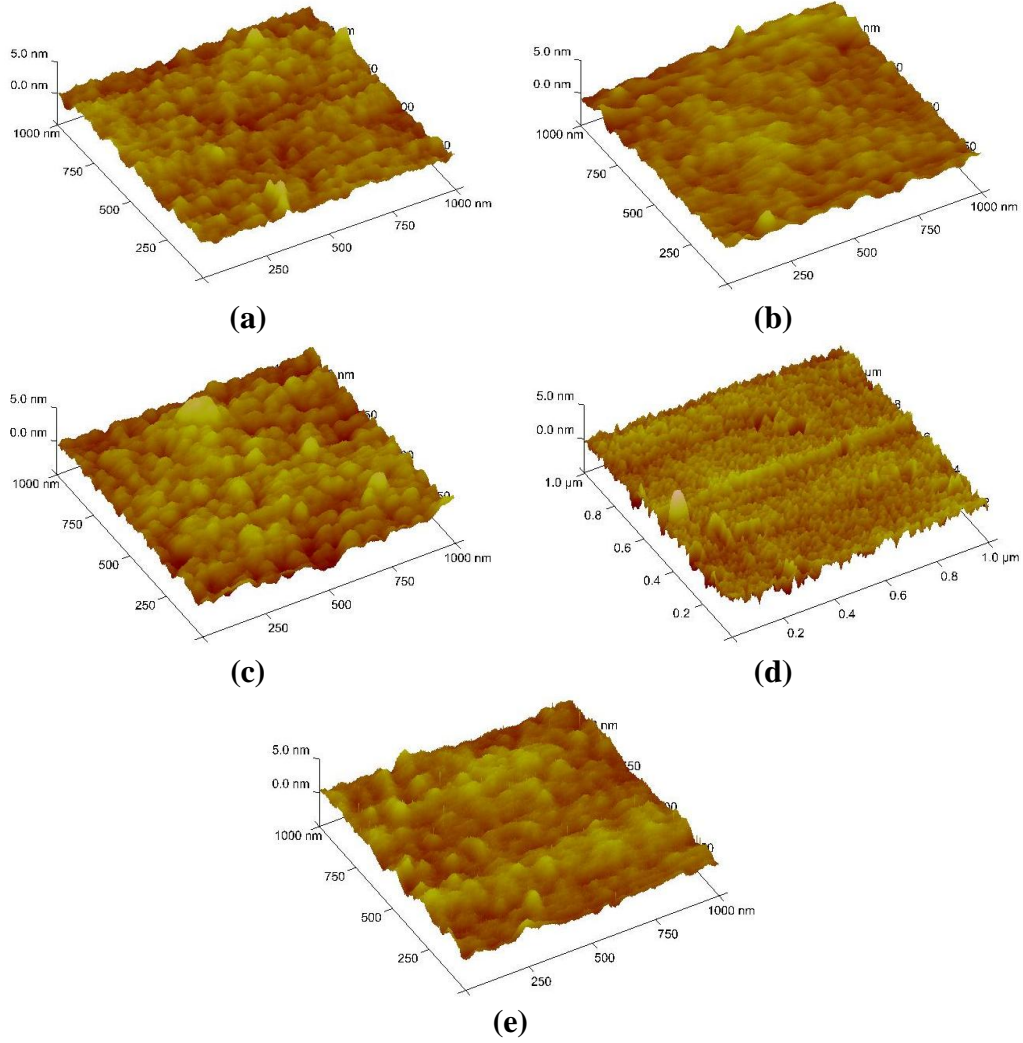
Şekil 4.8. NiFe çekirdek tabakası kalınlığına bağlı olarak filmlerin arayüzeyindeki R_q değerlerinin değişimlerinin gösterimi

Değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığına göre yapılan XRD, RC ve XRR ölçümlerinin sonucuna göre optimum NiFe kalınlığının 8 nm olduğu belirlendi.

X-ışını teknikleri ile gerçekleştirilen karakterizasyonlardan sonra numunelerin AFM karakterizasyonları yapıldı. Değiş-tokuş etkisi gösteren bütün sistemlerin AFM ölçümleri 1 μm x 1 μm tarama alanında yapıldı ve bu tarama alanına göre Nanoscope yazılımı yardımıyla R_q değerleri belirlendi.

Şekil 4.9’da değişen NiFe kalınlığına bağlı olarak manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen çoklu tabaka sisteminin en üst tabakası olan Ta koruyucu tabakasından alınan AFM görüntüleri verilmektedir.

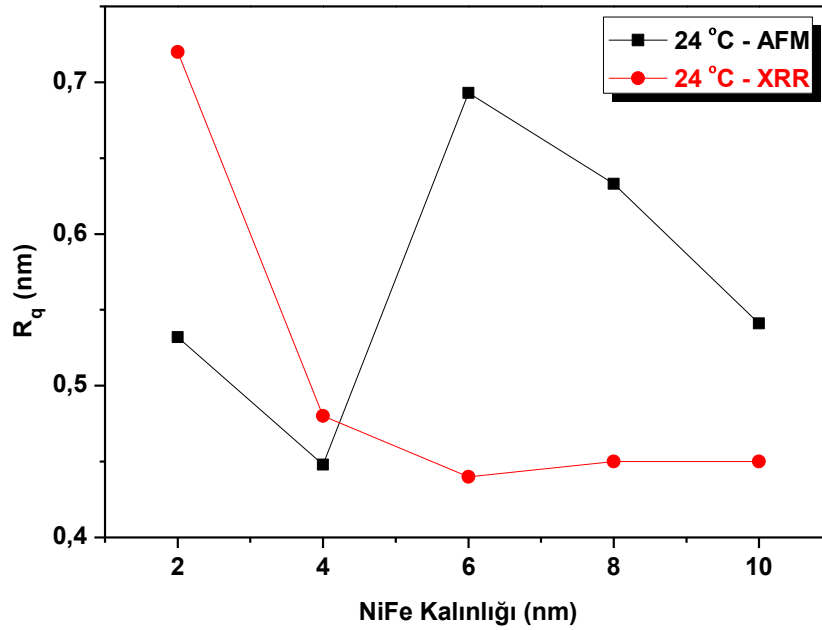
Şekil 4.9 (a), (b), (c), (d) ve (e)’deki görüntülere bakıldığında, numunelerin hepsinde film yüzeyinin bozuk olduğu görülmektedir ve Şekil 4.10’da gösterilen ve Nanoscope yazılımıyla elde edilen R_q değerlerine bakıldığında maksimum yüzey pürüzlülüğünün 6 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığına sahip çoklu tabaka sisteminde elde edildiği ancak minimum pürüzlülüğe sahip olan 4 nm NiFe kalınlığına sahip olan örnekler arasında çok önemli bir fark olmadığı ($\sim 0,25$ nm) gözlemlendi.



Şekil 4.9. Oda sıcaklığında üretilen ve (a) 2 nm, (b) 4 nm, (c) 6 nm, (d) 8 nm ve (e) 10 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin AFM görüntüleri

AFM görüntülerinden elde edilen R_q değerlerine ek olarak XRR modellemelerinin Ta₂O₅ tabakasından elde edilen R_q değerleri de Şekil 4.10'da verilmiş ve AFM'den elde edilenlerle karşılaştırılmıştır. XRR ölçümlerine göre R_q 'nun 6 nm NiFe kalınlığında dengeye ulaştığı söylenebilir.

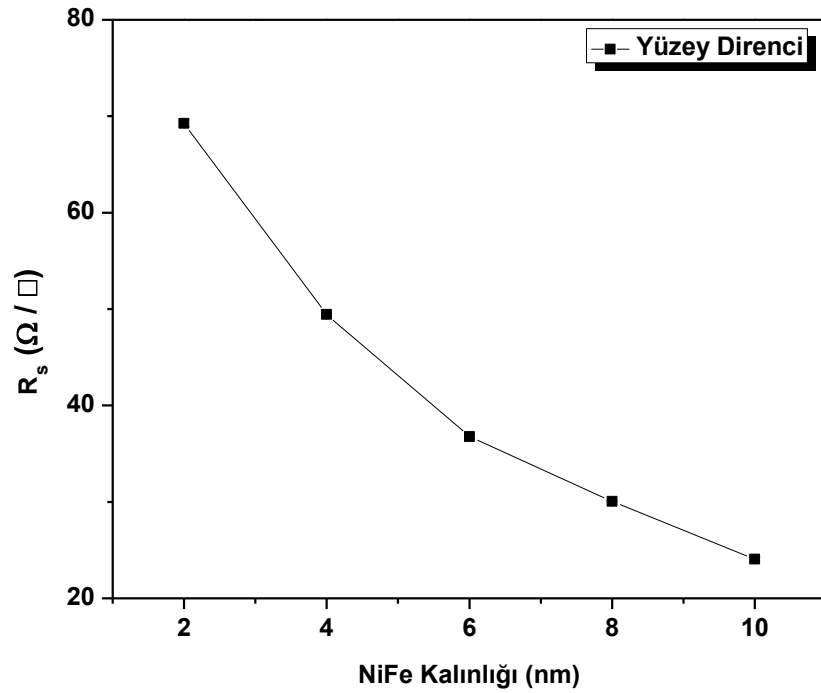
Şekil 4.10'da da görüleceği gibi XRR ve AFM ölçümlerinin farklı R_q değerleri vermesinin nedeni farklı yanal uzunluk ölçeklerine sahip olmalarıdır [34]. Yani, AFM alansal olarak ölçüm yaparken, XRR çizgisel olarak ölçüm yapar. Buna, AFM ve XRR'den elde edilen farklı R_q değerlerinin nedenini açıklar.



Şekil 4.10. AFM ve XRR ölçümleriyle elde edilen R_q değerlerinin karşılaştırılması

Üretilen numunelerin 2 inçlik (1 inç = 2,54 cm) alandaki homojenliklerini ve kalınlığa bağlı olarak direnç değişimlerini belirlemek için FPP ölçümleri yapıldı.

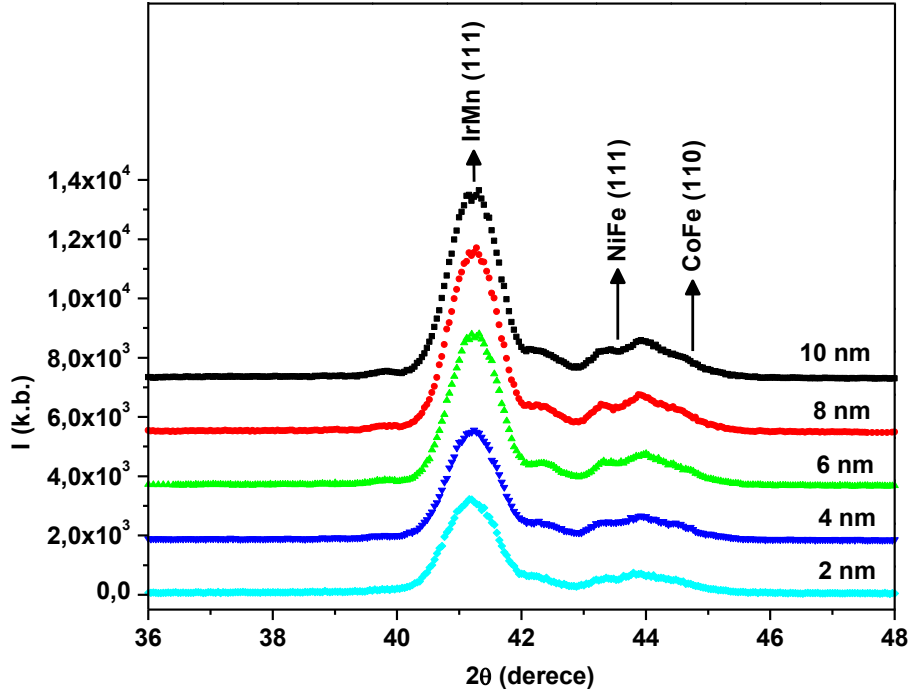
Şekil 4.11’de, değişen NiFe kalınlığına bağılı olarak oda sıcaklığında üretilen örnekler için verilen FPP ölçümlerine bakıldığında, elektriksel R_s değerlerinin artan NiFe kalınlığı ile azaldığı gözlenmektedir. Buda artan NiFe kalınlığı ile tabakalardaki kusur oranının azaldığının ve büyüme kalitesinin arttığının bir göstergesidir. Ayrıca ölçümlerden elde edilen standart sapmaların oldukça küçük olması da üretilen numunelerin 2 inçlik alanda homojen olarak büyüdüklerini gösterir.



Şekil 4.11. Oda sıcaklığında, değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığına bağılı olarak üretilen çoklu tabaka sistemlerinin R_s değerlerinin değişimi

Yapılan XRD, RC, XRR, AFM ve FPP ölçümleri sonucunda, arayüzeyler arasındaki R_q değerinin atomik düzeyde ve tabakalar arasında uyum içerisinde, kristal büyüklüğünün ve kolonsal büyümenin yüksek seviyede ve yüzey direncinin minimuma yakın düzeyde olduğu 8 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığı değiş-tokuş çoklu tabaka sistemi için uygun görüldü ve bundan sonraki Ta tampon tabakasının kalınlık optimizasyonu için yapılan çalışmada NiFe çekirdek tabakası kalınlığı 8 nm olarak belirlendi.

Değişen Ta tampon tabakası kalınlığına bağlı olarak manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen Si/SiO₂/Ta (y nm)/NiFe (8 nm)/IrMn (10 nm)/CoFe (2 nm)/Ta (5 nm) (y=2, 4, 6, 8, 10 nm) çoklu tabaka sistemine ait θ -2 θ XRD kırınım örgüleri Şekil 4.12’de gösterildi. XRD profilleri incelendiğinde, yaklaşık $2\theta=41^\circ$ - 42° civarındaki geniş pik $a=0,379\pm 0,001$ nm latis sabitine sahip YMK IrMn (111) kırınımına, $2\theta=43^\circ$ - 45° civarındaki piklerde YMK (110) CoFe ve YMK (111) NiFe kırınımına denk gelmektedir. Ta elementine ait herhangi bir kırınım rastlanmadı. NiFe kalınlığına bağlı üretilen örneklerde de belirtildiği gibi Ta tabakaları amorf olarak büyümüştür.

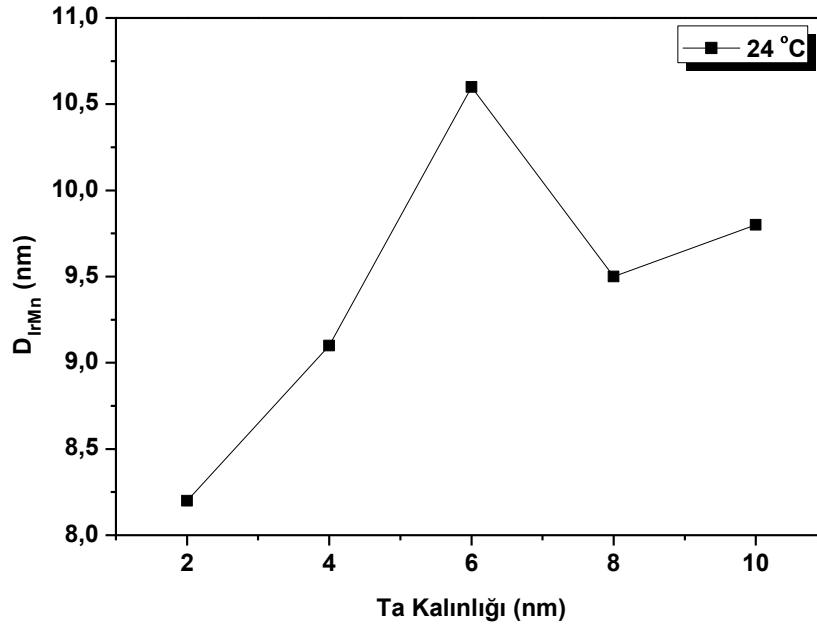


Şekil 4.12. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRD profilleri

Oda sıcaklığında üretilmiş çoklu tabaka sisteminde değişen Ta kalınlığının çoklu tabaka sistemi üzerindeki etkileri incelendiğinde (Şekil 4.12), bir önceki çalışmada yapılan NiFe kalınlığının optimizasyonu sonucu elde edilen uygun NiFe çekirdek kalınlığı sayesinde, 2 nm Ta tampon tabakası kalınlığında bile IrMn (111), NiFe (111) ve CoFe (110) piklerinin düşük şiddette de olsa kırınım verdiği görüldü. Ancak, 2 ve 4 nm Ta tampon tabakası kalınlıklarında NiFe (111) ve CoFe (110) fazlarına ait pikler birbirinden ayırt edilememektedir. Bununla birlikte, artan Ta tampon tabakası kalınlığıyla pik şiddetlerinin artması sonucu tampon tabakasının üstündeki tabakaların (111) yönelimlerinin arttığı ve 6 nm'lik Ta tampon tabakası ve sonraki kalınlıklar da NiFe (111) ve CoFe (110) fazlarına ait piklerin birbirlerinden ayrıldığı gözlemlendi. Değişen Ta tampon tabakası kalınlığına bağlı olarak üretilen sistemde 8 nm Ta kalınlığında sistemin artık doyuma ulaştığı ve 10 nm Ta tampon tabakasına sahip sistemle benzer XRD profillerine sahip olduğu görüldü.

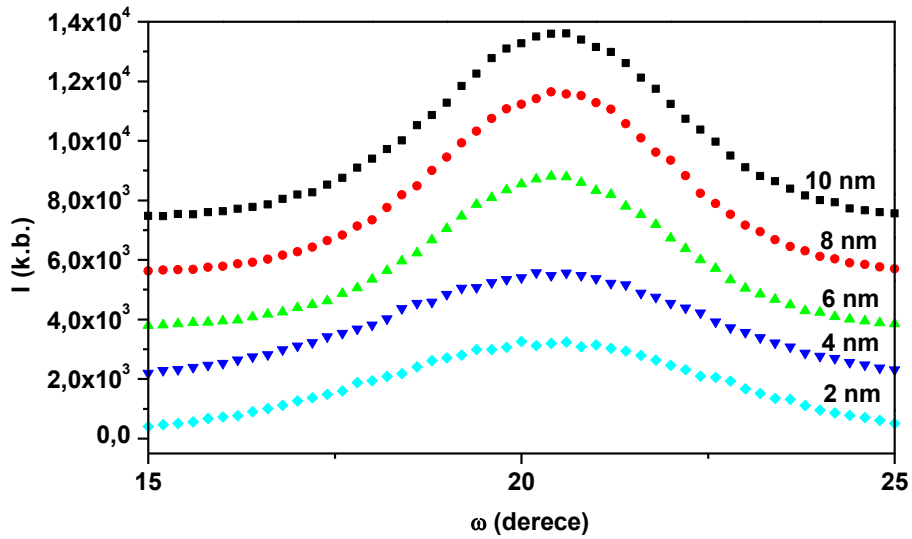
Şekil 4.12'deki IrMn kırınım piklerinden Origin Pro yazılımıyla elde edilen FWHM değerleri ile eşitlik 4.1'de verilen Scherrer eşitliğine göre değişen Ta kalınlığının, IrMn antiferromanyetik tabakasının tane boyutu üzerindeki etkisi incelendi ve Şekil 4.13'de verildi.

Elde edilen IrMn tane boyutu sonuçlarına göre (Şekil 4.13), artan Ta kalınlığıyla IrMn tane boyutunun arttığı ve 6 nm Ta kalınlığında IrMn tane boyutunun maksimuma ulaştığı ve sonrasında da artan Ta kalınlığıyla azaldığı gözlemlendi.



Şekil 4.13. Değişen Ta tampon tabakası kalınlığının, manyetik alan altında ve oda sıcaklığında üretilen çoklu tabakalardaki IrMn filminin tane boyutunun gelişimi üzerindeki etkisi

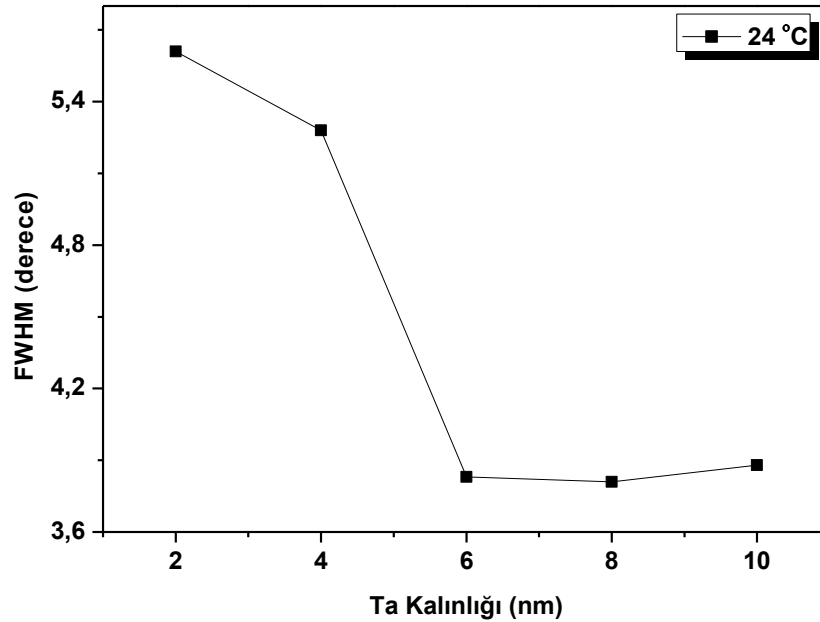
Sonuç olarak, XRD profillerine göre oda sıcaklığında en yüksek şiddeti yani en iyi kristal yönelimini sunan Ta tampon tabakası kalınlığı 8 ve 10 nm iken en yüksek IrMn tane boyutu Ta kalınlığının 6 nm olduğu örnektir.



Şekil 4.14. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak RC profilleri

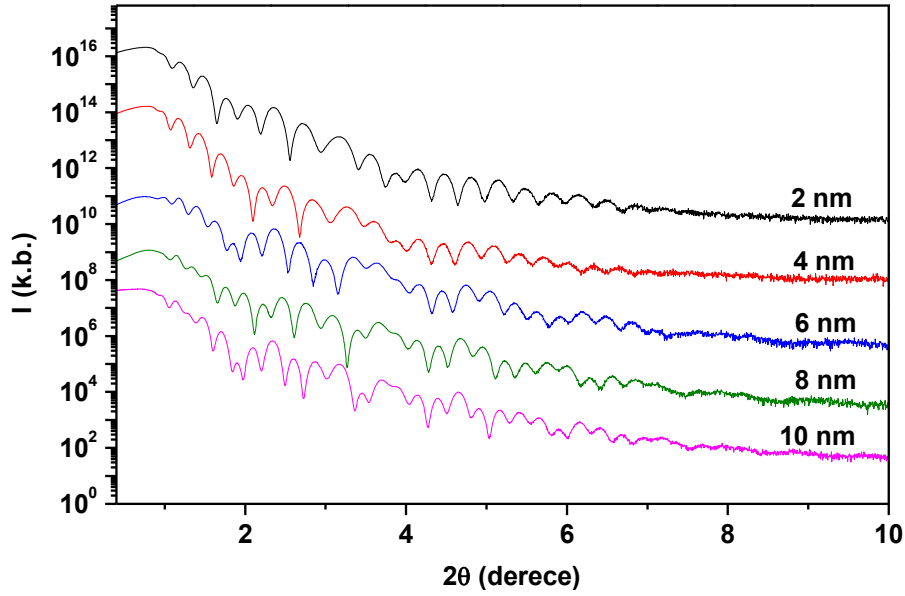
XRD analizleri sonrası Şekil 4.14’de değişen Ta tampon tabakası kalınlığına bağlı olarak oda sıcaklığında üretilen çoklu tabakalar sisteminin IrMn (111) tabakasına ait RC profilleri gösterilmektedir. RC profillerinden de görüldüğü gibi 2 nm ve 4 nm Ta tampon tabakasına sahip örneklerin gösterdiği düşük IrMn (111) pik şiddetleri yeterli düzeyde yönlenme ve kolonsal büyüme olmadığını gösterdi. 6 nm Ta tampon tabakası kalınlığı ve sonrasında ise IrMn (111) pikinin şiddetinin arttığı görüldü. Bu profillerin Origin Pro yazılımı yardımıyla Gaussian fonksiyonuna göre modellenmesi sayesinde profillere ait FWHM değerleri elde edildi ve Şekil 4.15’de gösterildi.

Değişen Ta kalınlığına bağlı olarak elde edilen IrMn FWHM değerlerine göre, FWHM değeri azaldıkça kolonsal film büyümesinin geliştiği yani yanıl kolon boyutunun arttığı ve oda sıcaklığı koşullarında, 6 nm’lik Ta kalınlığından sonra doyuma ulaştığı gözlemlendi. Bu sayede XRD’den elde edilen sonuç ile RC’den elde edilen sonuçların örtüştüğü ve optimum Ta kalınlığının 6 nm ve sonrası kalınlıklarda elde edildiği tespit edildi.



Şekil 4.15. Oda sıcaklığında, değişen Ta tampon tabakası kalınlığına göre üretilen çoklu tabaka sistemlerinin IrMn tabakasına ait FWHM değerleri

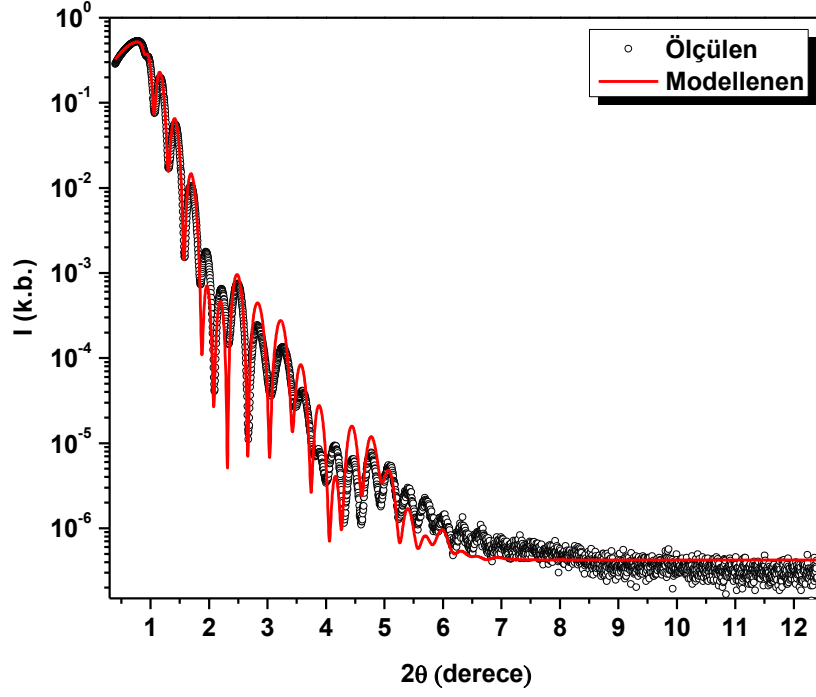
Şekil 4.16'da, manyetik alan altında oda sıcaklığında üretilen çoklu tabakalara ait XRR profilleri görülmektedir. XRR profilleri incelendiğinde Ta 6 nm ve sonrası kalınlıklar için Kiessig saçaklarının oda sıcaklığında 7 dereceye kadar sürdüğü fakat diğer kalınlıklardaki profillerin saçaklarının erken sönmüldüğü gözlemlendi. Bu nedenle 6 nm ve daha fazla Ta tampon tabakası kalınlığına sahip filmlerin yüzey ve arayüzey pürüzlülüklerinin daha iyi olduğu tespit edildi.



Şekil 4.16. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRR profilleri

XRR ölçümlerinden elde edilen bir profilin LEPTOS yazılımı yardımıyla modellenen hali Şekil 4.17'de gösterildi. Profillerden elde edilen her bir tabakanın kalınlığı ve arayüzey ve yüzey pürüzlülükleri Tablo 4.2'de verildi. Tabakaların kalınlık değerleri kontrol edildiğinde, değerlerden de görüleceği gibi NiFe tabakası hariç diğer tabakaların kalınlıkları yaklaşık olarak elde edildi. Ancak NiFe tabakasının kalınlıkları beklenen kalınlık değerlerinden ± 1 nm farklıdır.

Ayrıca, profillerin modellenmesi sonucunda her bir örneğin en üstünde bulunan ve korozyona karşı koruyucu tabaka olan Ta tabakasının üstünde ortam atmosferinde ki O₂ nedeniyle kalınlığı yaklaşık olarak 1,4-1,8 nm arasında değişen Ta₂O₅ filminin oluştuğu belirlendi.

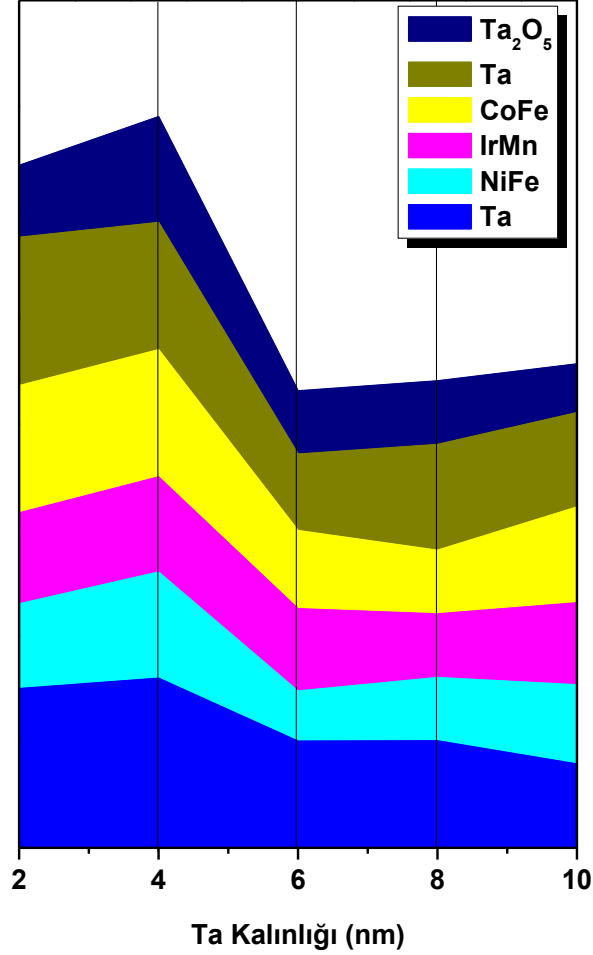


Şekil 4.17. 4 nm Ta tampon tabakası kalınlığına sahip değiş-tokuş çoklu tabaka sisteminin XRR profili ve modellenmesinin gösterimi

Tablo 4.2. Değişen Ta tampon tabakası kalınlığına bağlı olarak elde edilen XRR profillerinin modellenmesi sonucu bulunan t ve R_q değerleri

Ta Kalınlığı (nm)	Eğrilerin modellenmesi sonucu elde edilen veriler											
	Ta		NiFe		IrMn		CoFe		Ta		Ta ₂ O ₅	
	t	R_q	t	R_q	t	R_q	t	R_q	t	R_q	t	R_q
(nm)												
2	1,8	0,75	6,5	0,4	10,0	0,43	1,9	0,60	4,9	0,70	1,8	0,34
4	4,6	0,80	7,1	0,5	9,8	0,45	1,3	0,60	4,6	0,60	1,6	0,50
6	6,5	0,50	6,1	0,2	10,8	0,39	1,7	0,37	4,4	0,36	1,8	0,30
8	8,6	0,50	6,7	0,3	10,0	0,30	1,7	0,30	5,1	0,50	1,4	0,30
10	10,7	0,40	9,0	0,4	7,6	0,40	1,8	0,45	5,0	0,45	1,6	0,23

Şekil 4.18’de modellemelerden elde edilen R_q değerlerine göre tabakalar arasındaki gelişim gösterildi ve bu şekle göre 6 ve 8 nm Ta tampon tabakası kalınlıklarına sahip sistemlerin tabakalar arası yüzeylerde dengede olduğu görüldü.

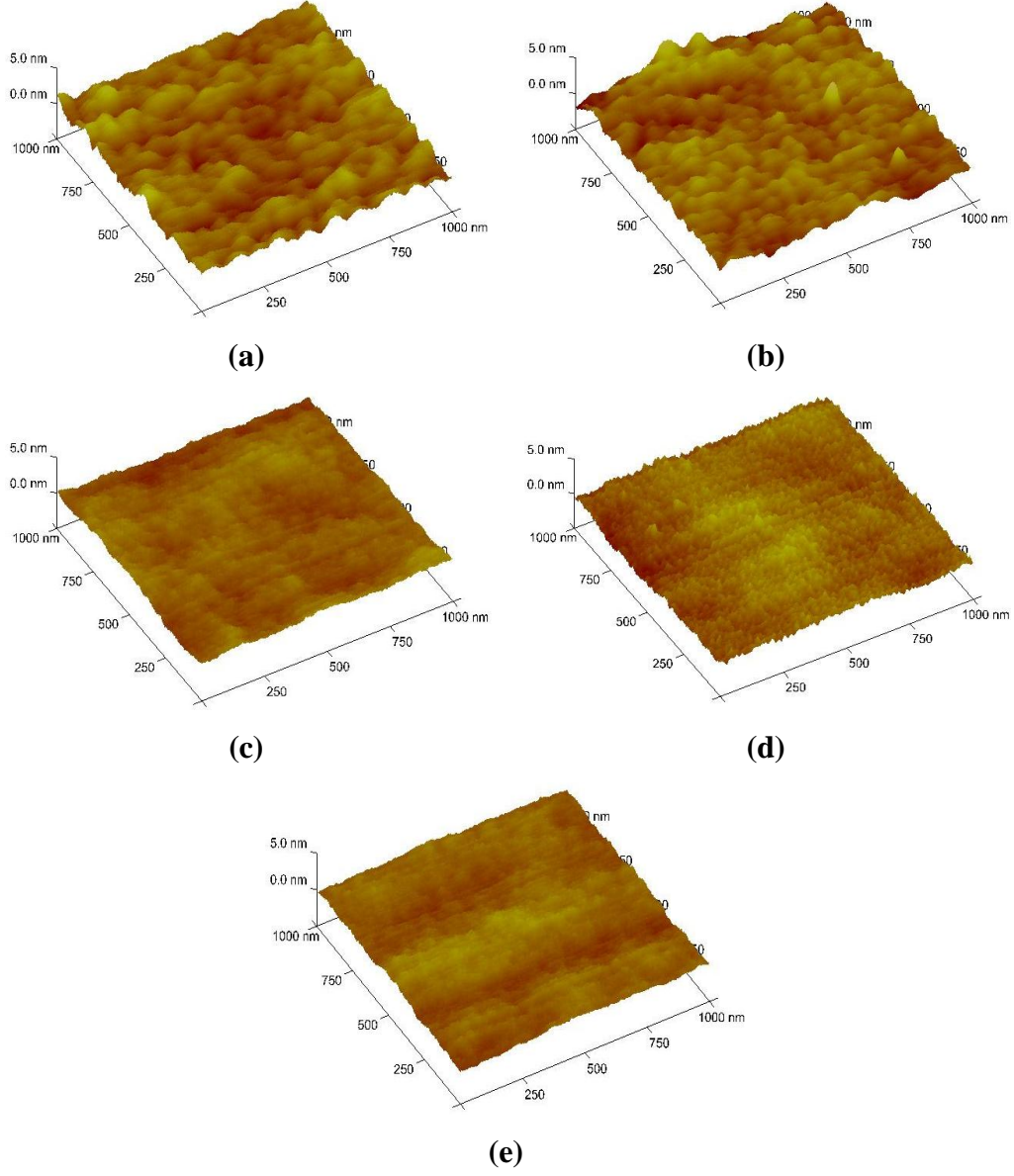


Şekil 4.18. Ta kalınlığına bağlı olarak, çoklu tabaka sistemlerindeki tabakalar arasındaki R_q değerleri gelişiminin gösterimi

Değişen Ta tampon tabakası kalınlığına göre yapılan XRD, RC ve XRR ölçümlerinin sonucuna göre optimum Ta kalınlığının 8 nm olduğu belirlendi.

X-ışınları ile gerçekleştirilen karakterizasyonlardan sonra numunelerin AFM karakterizasyonları yapıldı.

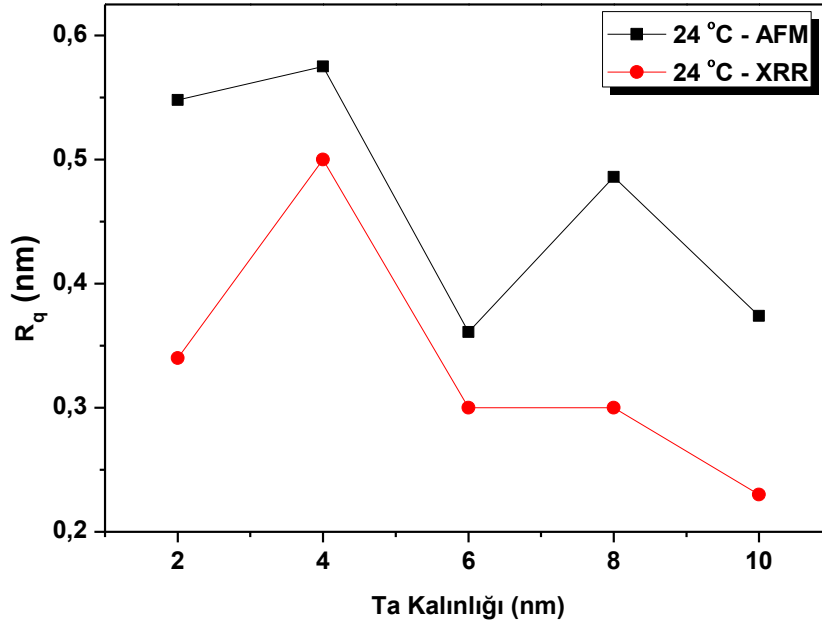
Şekil 4.19’da tampon tabakası olarak kullanılan Ta kalınlığının değişimine bağlı olarak oda sıcaklığında üretilen çoklu tabaka sistemlerinin en üst tabakası olan Ta koruyucu tabakalarından alınan AFM görüntüleri gösterilmektedir.



Şekil 4.19. Oda sıcaklığında üretilen (a) 2 nm, (b) 4 nm, (c) 6 nm, (d) 8 nm ve (e) 10 nm Ta tampon tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin AFM görüntüleri

Şekil 4.19 (a), (b), (c), (d) ve (e)'deki görüntülere bakıldığında, 2 ve 4 nm Ta tampon tabakası kalınlığına sahip çoklu tabaka sistemlerinde yüzeyler diğer örneklerinkine göre pürüzlü iken, 6 nm Ta kalınlığından sonra yüzey pürüzlülüğünün azaldığı ve dengeye ulaştığı görülmektedir. Ancak, Şekil 4.20'de gösterilen R_q değerleri incelendiğinde değişen Ta kalınlığının pürüzlülük üzerinde çok da etkili olmadığı tespit edildi. Bunun nedeni bir önceki NiFe çekirdek tabakası kalınlık optimizasyonu çalışmasında da yüzeyin iyileştirilmesidir.

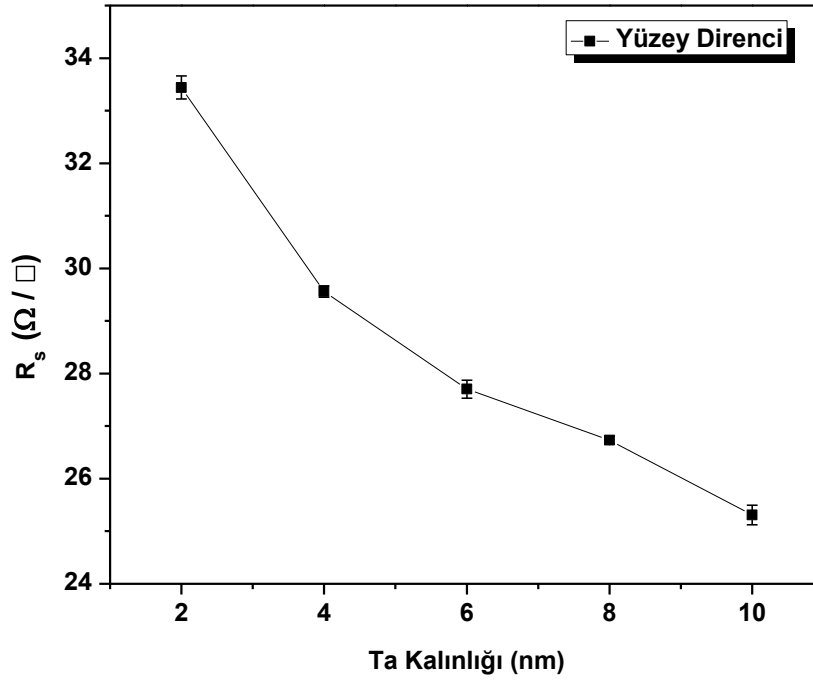
AFM görüntülerinden elde edilen R_q değerlerine ek olarak XRR modellemelerinin Ta₂O₅ tabakasından elde edilen R_q değerleri de Şekil 4.20'de verildi ve AFM'den elde edilenlerle karşılaştırıldı. XRR ölçümlerine göre R_q 'nin AFM ile korelasyon gösterdiği gözlemlendi, ancak R_q değerleri arasındaki farklar daha öncede söylendiği gibi XRR ve AFM ölçümlerinin farklı yanal uzunluk ölçeklerine sahip olmalarından kaynaklanır.



Şekil 4.20. Oda sıcaklığında üretilen ve farklı Ta tampon tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin R_q değerlerinin gösterimi

Üretilen numunelerin 2 inçlik alandaki homojenliklerini ve kalınlığa bağlı olarak direnç değişimlerini belirlemek için FPP ölçümleri yapıldı.

Şekil 4.21’de değişen Ta kalınlığına bağlı olarak oda sıcaklığında üretilen örnekler için verilen FPP ölçüm sonuçlarına bakıldığında, R_s değerinin artan Ta kalınlığı ile azaldığı gözlemlendi. Sonuç olarak artan Ta kalınlığıyla, yüzey direnci değerlerinin azaldığı göz önüne alınırsa, buda çoklu tabakalar sistemindeki tabakaların arayüzeyindeki kalitenin arttığının ve sistemdeki kusurların azaldığının bir göstergesidir.



Şekil 4.21. Oda sıcaklığında üretilen değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta kalınlık değişimine bağlı olarak R_s değeri değişimleri

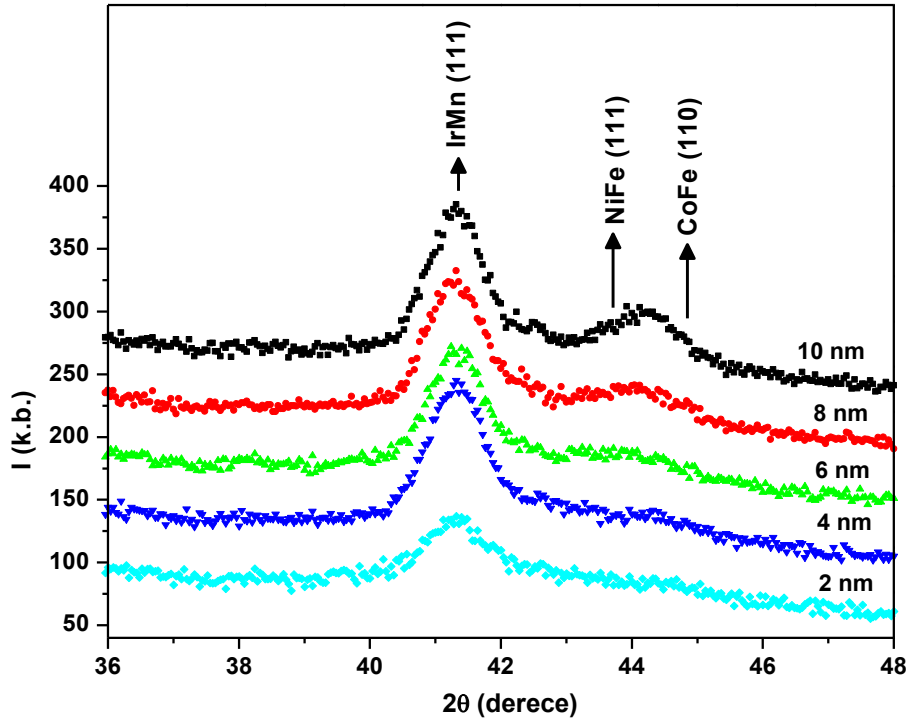
Sonuç olarak, oda sıcaklığında manyetik alan altında üretilen örnekler için yapılan XRD, RC, XRR, AFM ve FPP analizleri sonucunda, arayüzeyler arasındaki R_q değerinin atomik düzeyde ve tabakalar arasında uyum içerisinde, kristal büyüklüğünün ve kolonsal büyümenin yüksek seviyede ve yaprak direncinin düşük değerde olması nedeniyle 8 nm Ta tampon tabakası kalınlığının değiş-tokuş çoklu tabaka sistemi için uygun olduğu sonucuna varıldı.

4.1.2. Ta ve NiFe tabakaları kalınlık optimizasyonu yapılan çoklu tabakalara manyetik alan altında uygulanan ısıl işlemin etkisi

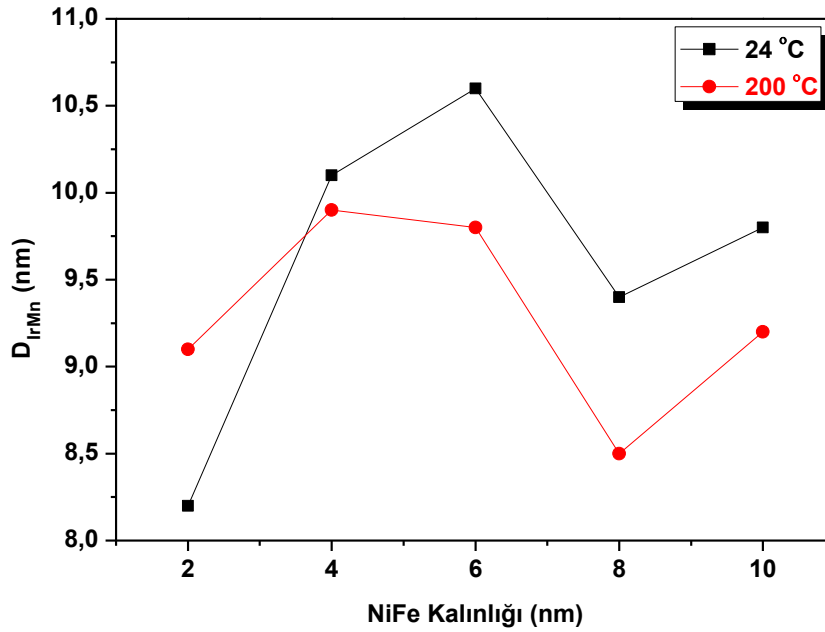
Değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığına bağlı olarak üretim sonrası manyetik alan altında 200 °C’de 1 saat ısıl işlem uygulanan Si/SiO₂/Ta (5 nm)/NiFe(x nm)/IrMn (10 nm)/CoFe (2 nm)/Ta (5 nm) (x=2, 4, 6, 8, 10 nm) çoklu tabaka sistemine ait θ -2 θ XRD kırınım örgüsü Şekil 4.22’de gösterildi. XRD profilleri incelendiğinde, yaklaşık $2\theta=41^\circ$ - 42° civarındaki geniş pik $a=3,78 \text{ \AA}$ latis sabitine sahip YMK IrMn (111) kırınımına, $2\theta=43^\circ$ - 45° civarındaki piklerde YMK (110) CoFe ve YMK (111) NiFe kırınımına denk gelmektedir. Isıl işlem sonrası piklerin konumunda bir miktar kayma tespit edildi. Bunun nedeni kimyasal difüzyon ve yapıdaki gerilim azalımıdır. Ek olarak, ısıl işlem sonrasında da Ta elementine ait herhangi bir kırınım piki gözlenmedi. Bu nedenle Ta tabakaları amorf yapıya sahiptirler.

Üretim sonrası 200 °C’de 1 saat boyunca ısıl işlem uygulanan çoklu tabaka sisteminde değişen NiFe kalınlığının tabaka sistemi üzerindeki etkileri incelendiğinde (Şekil 4.3), 10 nm NiFe kalınlığında IrMn kırınım şiddetinin diğer kalınlıklara göre daha yüksek olduğu, onu takibinde 4 ve 8 nm’den gelen kırınım şiddetlerinin ise birbirlerine yakın olduğu tespit edildi. NiFe ve CoFe tabakalarının kırınım verdiği kalınlıklar oda sıcaklığında olduğu gibi sadece 8 ve 10 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığına sahip sistemlerdir. Ancak her iki NiFe kalınlığında da ısıl işlem sonrası IrMn, NiFe ve CoFe piklerinin şiddetinin azaldığı ve özellikle NiFe ve CoFe piklerinin iyice iç içe girdiği görüldü. Bu durumun nedeni literatürde de belirtildiği gibi Mn’in yapı içerisine difüze olmasıdır [35,36].

Şekil 4.22’deki IrMn kırınım piklerinden elde edilen FWHM değerleri ile eşitlik 4.1’de verilen Scherrer eşitliğine göre, değişen NiFe kalınlığının IrMn antiferromanyetik tabakasının tane boyutu üzerindeki etkisi incelendi ve oda sıcaklığında manyetik alan altında üretilen örneklerden elde edilen değerlerle (bkz. Şekil 4.3) birlikte Şekil 4.23’de verildi.



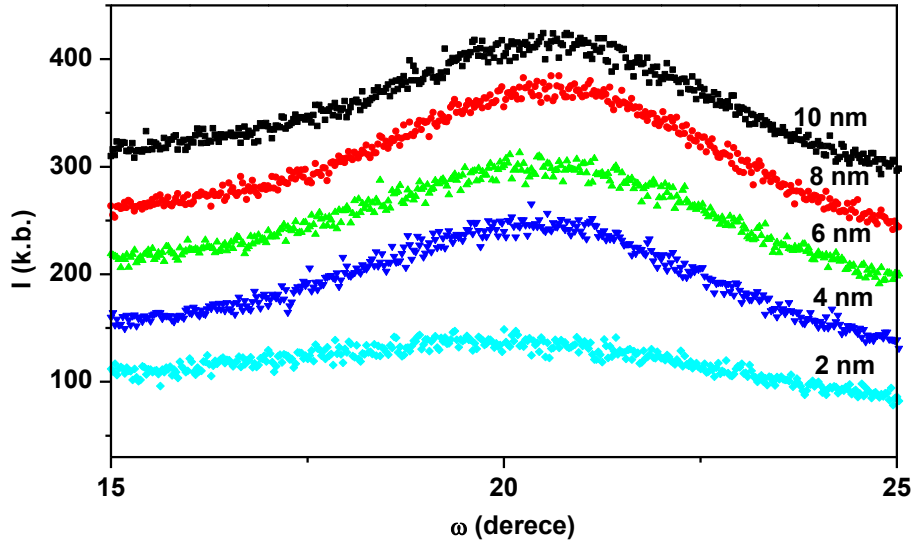
Şekil 4.22. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıl işlem uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRD profilleri



Şekil 4.23. Değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığının, oda sıcaklığındaki ve ısıl işlem sonrasındaki IrMn tane boyutunun gelişimi üzerindeki etkisi

Elde edilen IrMn tane boyutu sonuçlarına göre (Şekil 4.23), artan NiFe kalınlığıyla IrMn tane boyutunun arttığı ve 4 ve 6 nm NiFe kalınlıklarında IrMn tane boyutunun maksimuma ulaştığı ve sonrasında da artan NiFe kalınlığıyla azaldığı görüldü.

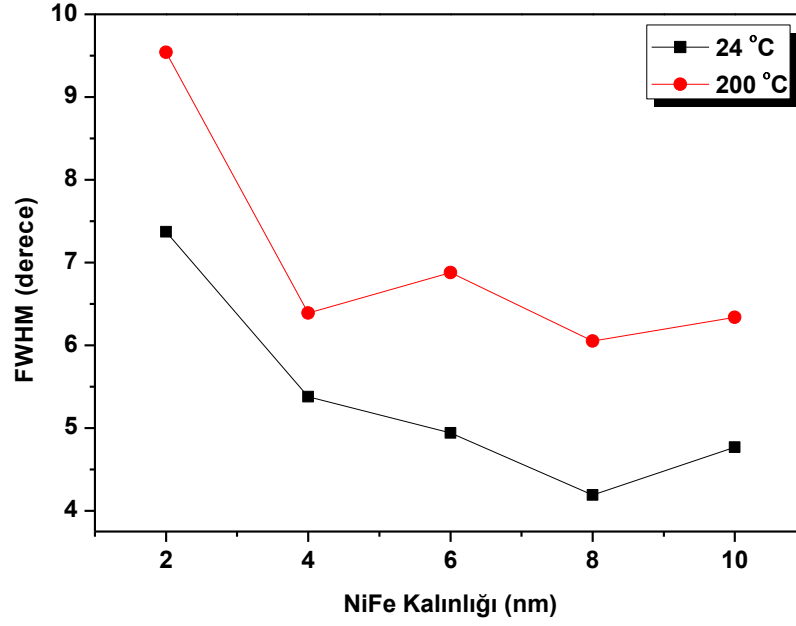
Sonuç olarak XRD profillerine göre, ısıtıl işlem uygulandığında en yüksek şiddeti yani en iyi kristal yönelimini sunan NiFe kalınlığı 8 ve 10 nm NiFe kalınlığına sahip örneklerdir. En yüksek IrMn tane boyutunun ise 4 ve 6 nm NiFe kalınlığında elde edildiği tespit edildi.



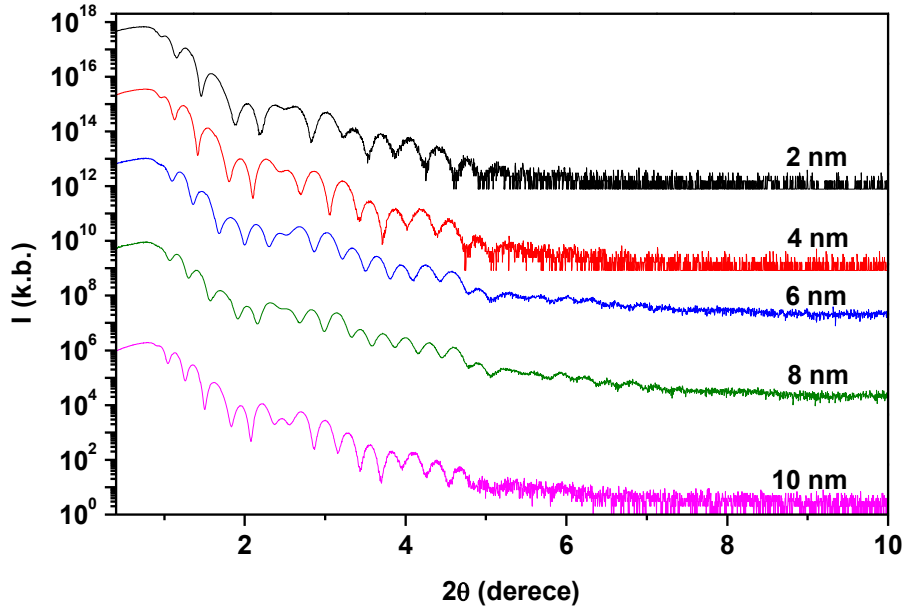
Şekil 4.24. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıtıl işlem uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak RC profilleri

Şekil 4.24’de, değişen NiFe kalınlığına bağlı olarak üretim sonrası manyetik alan altında ısıtıl işlem uygulanan çoklu tabakaların IrMn (111) tabakasına ait RC profilleri gösterilmektedir. Bu profillerin Gaussian fonksiyonuna göre modellenmesi sonucu profillere ait FWHM değerleri elde edildi ve Şekil 4.25’de oda sıcaklığında elde edilenlerle birlikte karşılaştırmaları sunuldu.

Değişen NiFe kalınlığına bağlı olarak elde edilen IrMn FWHM sonuçlarına göre, örneklere ısıtma işlemi uygulanması sonucu FWHM değerlerinin oda sıcaklığındakilere göre yüksek olduğu belirlendi. Yani, ısıtma işlemi uygulandıktan sonra XRD ölçümlerinde de belirtildiği gibi kimyasal difüzyon nedeniyle IrMn yöneliminin ve kolonsal büyüklüklerin azaldığı tespit edildi.

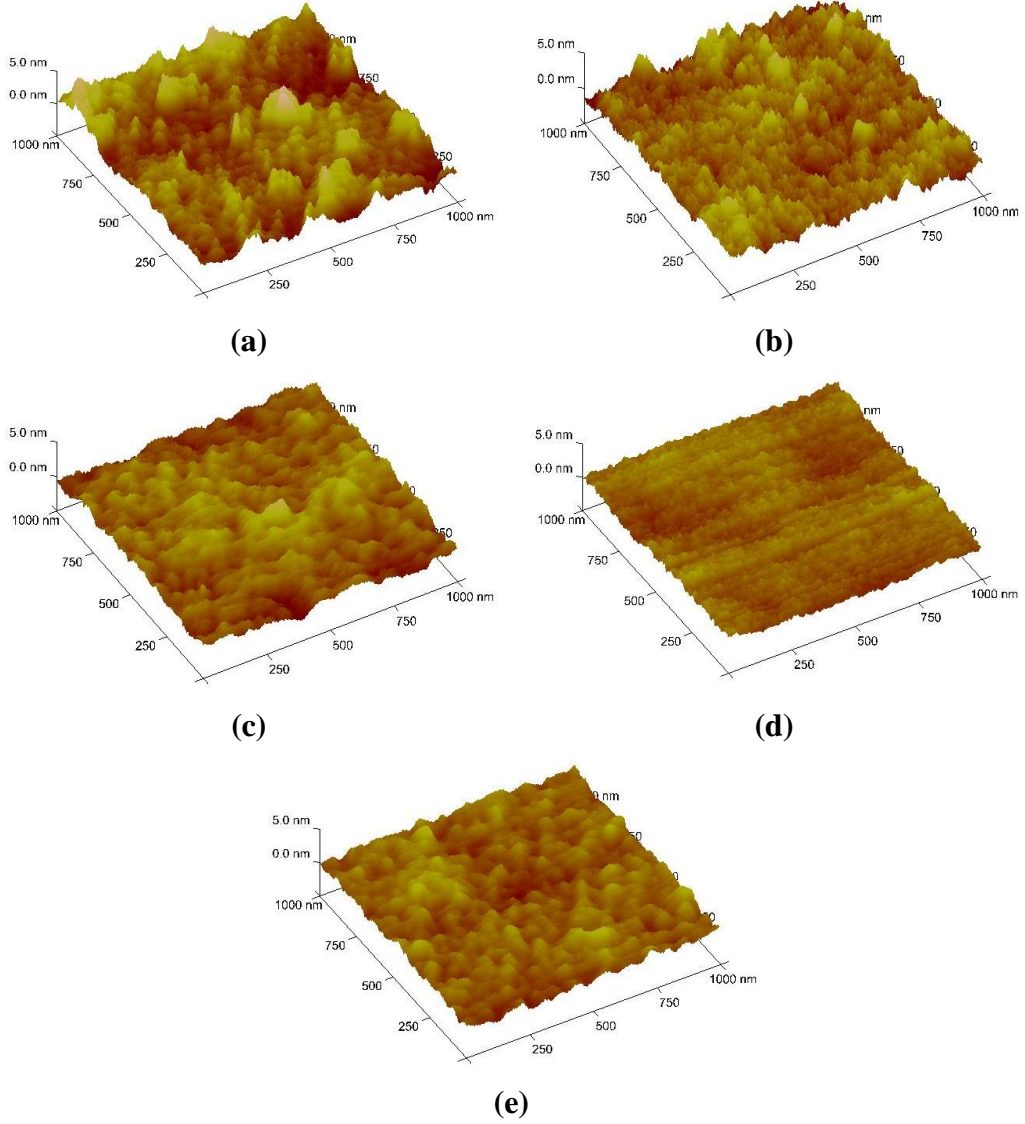


Şekil 4.25. Oda sıcaklığında üretilen ve ısıtma işlemi uygulanan çoklu tabakalardaki IrMn tabakalarına ait FWHM değerleri



Şekil 4.26. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıl işlem uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe kalınlık değişimine bağlı olarak XRR profilleri

Oda sıcaklığında üretilen çoklu tabaka örneklerine ısıl işlem uygulanması sonucu elde edilen XRR profilleri Şekil 4.26’da gösterilmektedir. Isıl işlem sonucu elde edilen XRR profilleri ile Şekil 4.6’da oda sıcaklığında üretilen örneklere ait XRR profilleri karşılaştırıldığında; özellikle 2, 4 ve 10 nm’ye ait örneklerin Kiessing saçaklarının yaklaşık 5 derece de sönümlendiği görülüyor. Bunun nedeni ısıl işlem sonucu yapıdaki tabakaların birbirine ve özellikle Mn’ın NiFe ve CoFe tabakalarına difüze olmasıdır. 6 ve 8 nm’ye ait XRR eğrileri incelendiğinde, NiFe 8 nm kalınlığı için Kiessig saçaklarının oda sıcaklığında 8, ısıl işlem sonucunda ise 7 dereceye kadar sürdüğü yani difüzyonun bu tabakalarda çok fazla olmadığı tespit edildi. Bu durum, bu örneklerin tabakalar arası yüzeylerinin oda sıcaklığında ki diğer örneklerinkine göre daha az pürüzlü olmasından kaynaklanıyor olabilir.



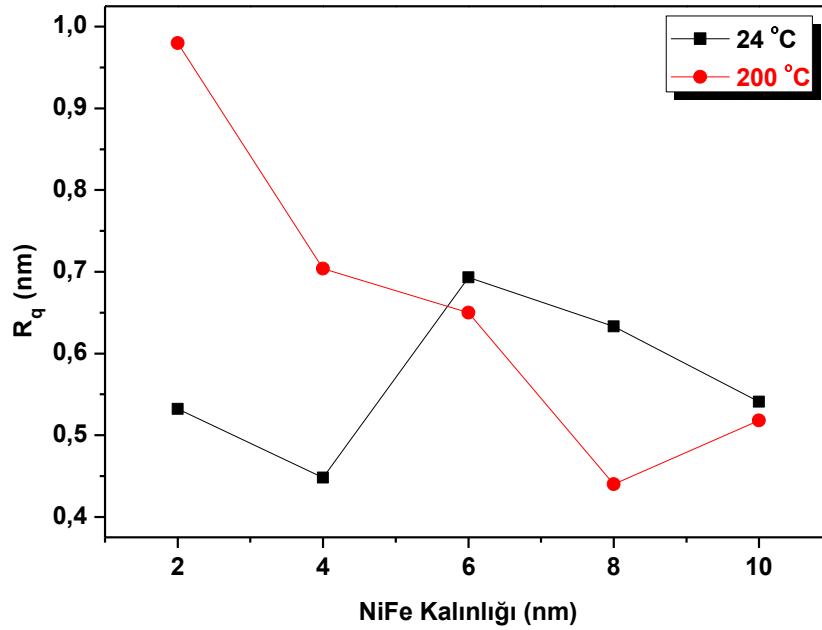
Şekil 4.27. Manyetik alan altında ısıl işlem uygulanan (a) 2 nm, (b) 4 nm, (c) 6 nm, (d) 8 nm ve (e) 10 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığına sahip örneklerin AFM görüntüleri

X-ışını teknikleri ile gerçekleştirilen karakterizasyonlardan sonra numunelerin AFM karakterizasyonları yapıldı.

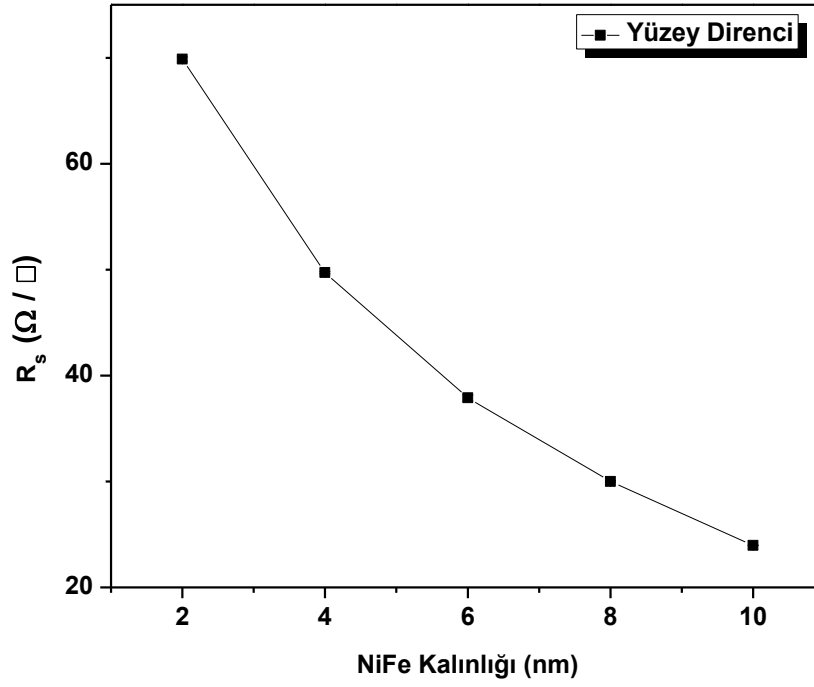
Şekil 4.27 (a), (b), (c), (d) ve (e)'de, değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığına bağlı olarak manyetik alan altında ısıl işlem uygulanmış çoklu tabaka sistemlerinin en üst tabakası olan Ta koruyucu tabakasından alınan AFM görüntüleri verilmektedir.

Şekil 4.28’de de görüldüğü üzere, değişen NiFe kalınlığına sahip çoklu tabaka sistemlerine ısıl işlem uygulandığı zaman 2 ve 4 nm NiFe kalınlığına sahip numunelerin ısıl işlem uygulanmayan numunelere göre yapılarının bozulduğu, 6 nm NiFe kalınlığından sonra ise numune yüzeylerinin 8 nm NiFe kalınlığı hariç yaklaşık olarak ısıl işlem öncesi ile aynı R_q değerlerine sahip olduğu belirlendi. 8 nm NiFe kalınlığına sahip numunede R_q değerinin azalması arayüzeylerdeki iyileşmeden kaynaklanır.

Ek olarak, 6 ve 8 nm NiFe kalınlıklarında AFM ölçümlerinden elde edilen R_q değerinin düşük olması, Şekil 4.26’da gösterilen XRR ölçüm sonuçlarında da aynı kalınlıklara ait XRR profillerindeki Kiessing saçaklarının daha geç sönümlenerek daha pürüzsüz arayüzelere sahip olduklarını doğrular.

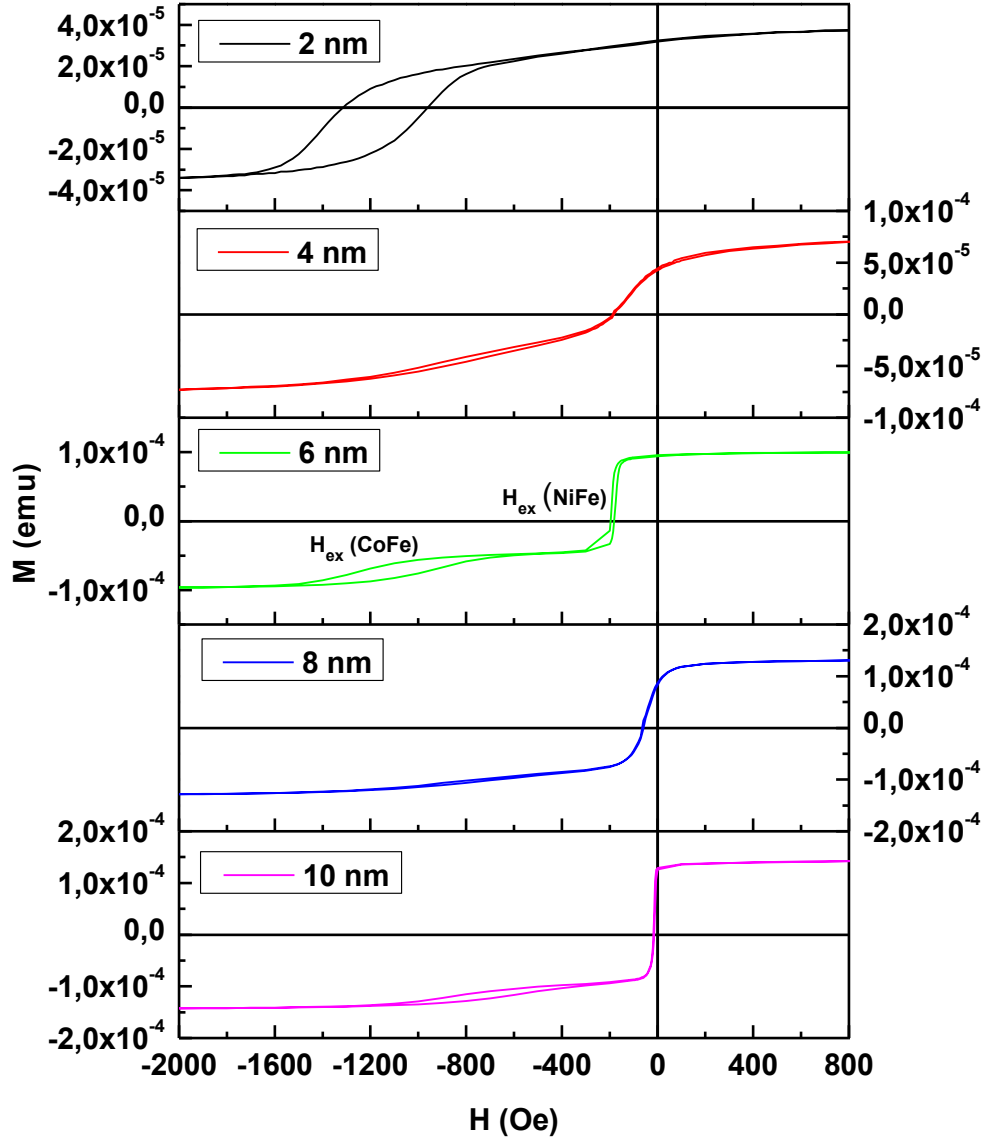


Şekil 4.28. Isıl işlem öncesi ve ısıl işlem sonrası, değişken NiFe çekirdek tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin R_q değerlerinin gösterimi



Şekil 4.29. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıtma işlemi uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe kalınlık değişimine bağlı olarak R_s değeri değişimleri

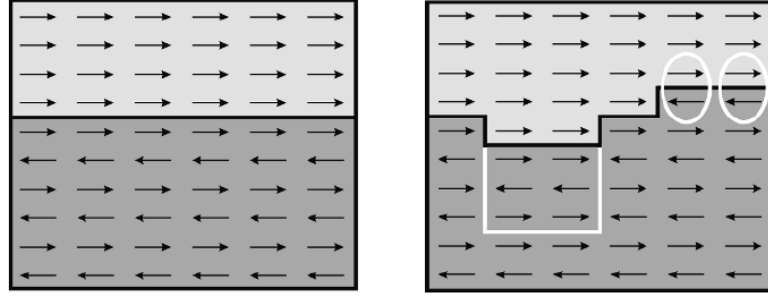
Şekil 4.29’da değişen NiFe kalınlığına bağlı olarak oda sıcaklığında üretilip ısıtma işlemi uygulanan örnekler için verilen FPP ölçümlerinin sonuçlarına bakıldığında ve Şekil 4.11’de gösterilen oda sıcaklığında üretilmiş örneklere ait R_s değerleriyle karşılaştırıldığında aralarında korelasyon olduğu ve her iki durumda da R_s değerlerinin artan NiFe kalınlığı ile azaldığı gözlenmektedir. Buda artan NiFe kalınlığı ile tabakalardaki kusur oranının azaldığının ve büyüme kalitesinin arttığının bir göstergesidir. Ek olarak uygulanan ısıtma işleminin R_s değerlerini çok fazla etkilemediği de görülmektedir.



Şekil 4.30. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıtım uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak elde edilen H-M eğrileri

500 Oe manyetik alan altında ısıtım tabi tutulan numunelerin SQUID cihazında yapılan manyetizasyon ölçümlerinden elde edilen eğriler Şekil 4.30'da verilmektedir. Manyetizasyon eğrilerinde de görüldüğü gibi, NiFe çekirdek tabakasının 2 nm olduğu durum hariç, diğer eğrilerde CoFe (sert manyet) ve NiFe (yumuşak manyet) için iki farklı değiş tokuş alanı görülürken yani eğrilerde iki noktada kayma görülürken, 2 nm NiFe kalınlığına sahip çoklu tabaka sisteminin manyetizasyon eğrisinde tek bir kayma görülmektedir. Buda sıkıştırılmış CoFe tabakasına aittir. Bunun nedeni, NiFe çekirdek tabakasının çok ince olması, Zhao

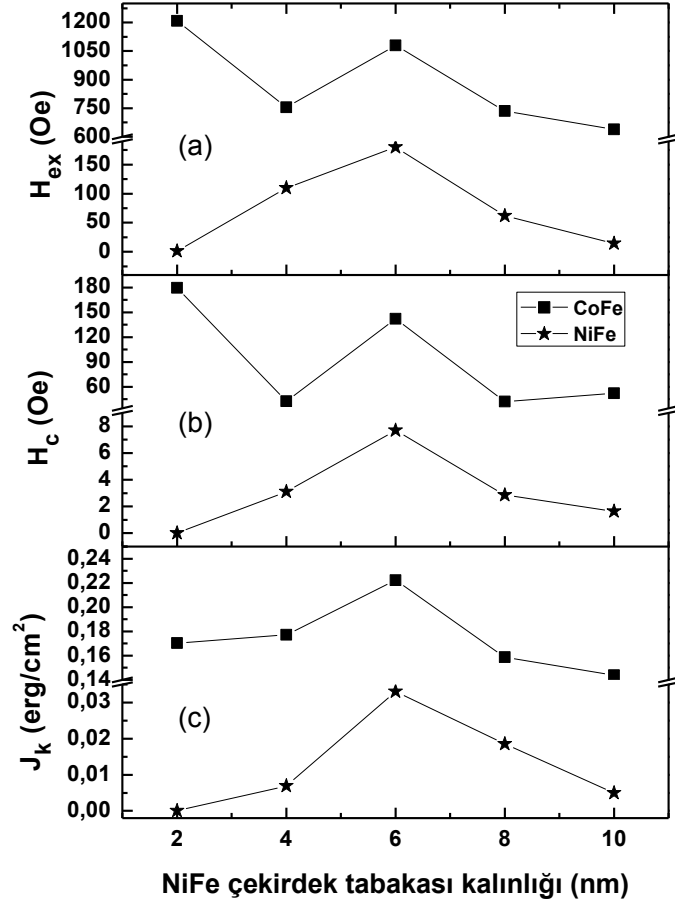
ve arkadaşlarının belirttiği gibi Ta/NiFe arayüzeyinde manyetik ölü bölgeler oluşması [37] ve Şekil 4.31(a) ve (b)'de farkları gösterildiği gibi NiFe ile IrMn arasındaki idealden farklı kötü arayüzey nedeniyle IrMn tabakasındaki spinlerin CoFe tabakasındaki spinleri yeteri kadar sıkıştırılamaması ve bu spinlerinde sıkıştırılmış CoFe tabakası ile aynı yönde dönmesidir.



Şekil 4.31. (a) pürüzsüz ideal arayüzey ve (b) pürüzlü gerçek arayüzey için AF/FM arayüzeyindeki spinlerin durumu

NiFe çekirdek tabakası kalınlığı 4 nm ve üzerinde olduğunda Şekil 4.30'da görüldüğü gibi hem CoFe hem de NiFe tabakalarına ait değiş-tokuş alanları manyetizasyon eğrisi üzerinde gözükmemektedir. Manyetizasyon eğrilerinden de görüleceği üzere özellikle 6 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığına sahip örnekte CoFe ve NiFe tabakalarına ait değiş-tokuş alanları oldukça belirgindir ve Şekil 4.32(a)'daki değiş-tokuş alanı değerleri incelendiğinde 6 nm NiFe kalınlığına sahip yapı hem CoFe için hem de NiFe için en yüksek H_{ex} değerini göstermektedir.

6 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığından sonra NiFe için H_{ex} değerinin azalmasının nedeni, Sankaranarayanan ve arkadaşlarının belirttiği gibi kritik bir kalınlıktan sonra sıkıştırılmış FM tabakasının kalınlığının H_{ex} ile ters orantılı olarak çalışmasıdır [38]. Buda değiş-tokuş etkisinin bir arayüzey etkisi olduğunu doğrular. Ancak bu durum çok ince FM tabakalar için geçerli değildir. Bu nedenle CoFe H_{ex} değerinin NiFe H_{ex} değeri ile korelasyon göstermesinin nedeni arayüzey etkisidir.



Şekil 4.32. NiFe çekirdek tabakası kalınlığının değişimine bağlı olarak, CoFe sıkıştırılmış ve NiFe çekirdek tabakalarının (a) değiş-tokuş alanı, (b) zorlayıcı alan, (c) arayüzey enerjisi değişimi

Elde edilen H_c değerlerinin (Şekil 4.32(b)) H_{ex} değerleri ile korelasyon gösterdiği gözlemlendi. Ali ve arkadaşları [39], H_c değerlerinin davranışını belirleyen etkinin NiFe kalınlığı artarken NiFe/IrMn ve IrMn/CoFe arayüzeyinde spin çiftlenme ve spin çiftlenmeme etkileri olduğunu belirtmişlerdir.

Isıl işlem uygulanan filmlerin arayüzey enerjileri eşitlik 4.2’de gösterildiği gibi hesaplandı:

$$J_k = H_{ex} \cdot M_s \cdot t_{FM} \quad (4.2)$$

Burada, J_k (erg.cm⁻²) yüzey enerjisini, H_{ex} (Oe) değiş-tokuş alanını, M_s (emu/cm³) sıkıştırılmış ferromanyetik tabakanın doyum manyetizasyonunu ve t_{FM} (nm) ise sıkıştırılmış ferromanyetik tabakanın kalınlığını ifade eder.

Elde edilen arayüzey enerjilerinin de H_{ex} değerleriyle korelasyon gösterdiği ve en yüksek J_k değerinin 6 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığında $0,22 \text{ erg.cm}^{-2}$ olduğu bulundu. Bu değer Pakala ve arkadaşlarının Cu/Ru tampon ve çekirdek tabakalarını kullanarak ulaştığı J_k değeri ile karşılaştırılabilir seviyededir [37].

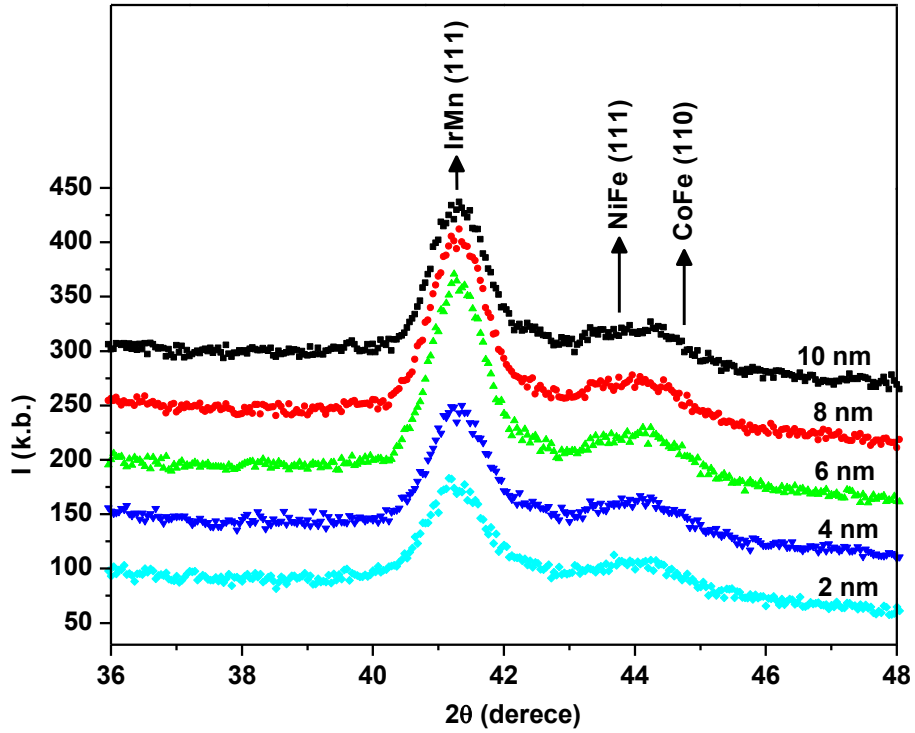
Sonuç olarak, Yagama ve arkadaşları ile Pakala ve arkadaşlarının da [40,41] belirttiği gibi IrMn (111) kırınım piklerinin şiddeti ile H_{ex} arasında bir ilişki bulunamadı, ancak IrMn tane boyutu ile H_{ex} arasında bir korelasyon tespit edildi. Ayrıca XRR profillerinden de anlaşıldığı üzere 6 nm NiFe kalınlığında tabakalar arası difüzyon diğer kalınlıklara göre çok daha düşüktür ve bu nedenle de tabakalar arası pürüzlülük diğerlerine göre daha azdır ve böylece IrMn/CoFe arayüzeyinde sıkıştırılmamış spin sayısı daha azdır. Buda 6 nm NiFe kalınlığında yüksek H_{ex} değeri elde edilmesini açıklar.

Değişen Ta tampon tabakası kalınlığına bağlı olarak manyetik alan altında $200 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 1 saat ısıtma işlemi uygulanan Si/SiO₂/Ta (y nm)/NiFe (8 nm)/IrMn (10 nm)/CoFe (2 nm)/Ta (5 nm) (y=2, 4, 6, 8, 10 nm) çoklu tabaka sistemine ait $0-2\theta$ XRD kırınım örgüleri Şekil 4.33'de gösterilmektedir. XRD profilleri incelendiğinde, yaklaşık $2\theta=41^\circ-42^\circ$ civarındaki geniş pik $a=0,379\pm 0,001 \text{ nm}$ latis sabitine sahip YMK IrMn (111) kırınımına, $2\theta=43^\circ-45^\circ$ civarındaki piklerde YMK (110) CoFe ve YMK (111) NiFe kırınımına denk gelmektedir. Ta elementine ait herhangi bir kırınım rastlanmadı. NiFe çekirdek tabakası kalınlığı değişimine bağlı olarak üretilip ısıtma işlemi uygulanan numunelerde de Ta tabakalarının amorf yapıda büyüdüğü belirtilmişti. Isıtma işlemi sonrası NiFe çekirdek tabakası kalınlık değişiminde olduğu gibi Ta tampon tabakası kalınlık değişiminde de piklerde bir miktar kayma tespit edildi. Bunun nedeni daha önce de belirtildiği gibi yapıdaki gerilimin azalması ve tabakalar arası kimyasal difüzyondur.

Üretim sonrası $200 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 1 saat boyunca ısıtma işlemi uygulanan çoklu tabaka sisteminde değişen Ta tampon tabakası kalınlığının tabaka sistemi üzerindeki etkileri incelendiğinde (Şekil 4.33), 6 ve 8 nm Ta kalınlığında IrMn kırınım şiddetinin diğer kalınlıklara göre daha yüksek olduğu tespit edildi. Ancak, NiFe ve CoFe tabakalarına ait piklerin, bir önceki çalışmada NiFe çekirdek tabakasının

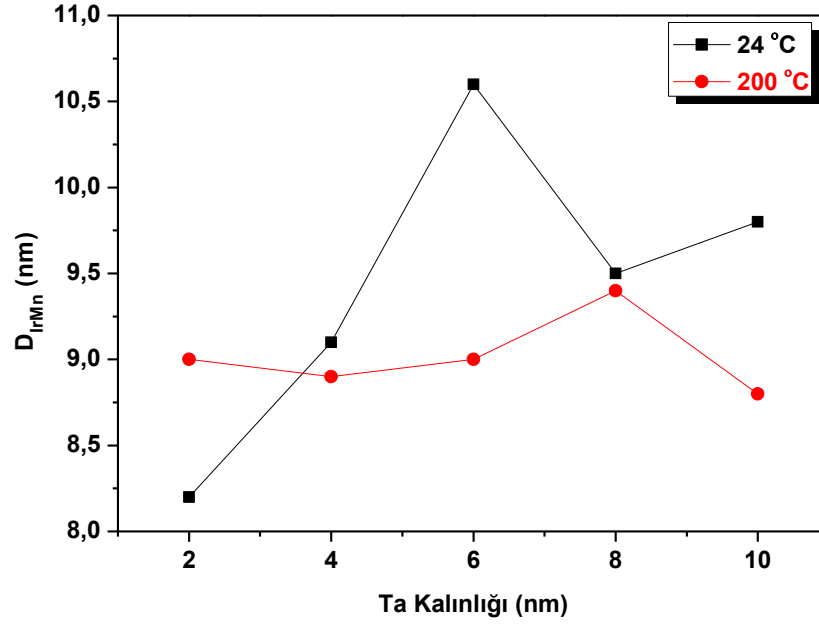
kalınlık optimizasyonunun yapılması nedeniyle bütün Ta kalınlıklarında kırınım verdikleri belirlendi. Ek olarak, ısıl işlem sonrası değişen Ta tampon tabakası kalınlığına bağlı olarak üretilen bütün sistemlerdeki IrMn, NiFe ve CoFe piklerinin şiddetlerinin azaldığı ve özellikle NiFe ve CoFe piklerinin iyice iç içe girdiğı gözlemlendi. Bu durumun sebebi Mn'ın yapı içerisine difüze olmasıdır.

Şekil 4.33'de IrMn kırınım piklerinden elde edilen FWHM değerleri ile eşitlik 4.1'de verilen Scherrer eşitliğine göre, değişen Ta kalınlığının IrMn antiferromanyetik tabakasının tane boyutu üzerindeki etkisi incelendi ve oda sıcaklığında manyetik alan altında üretilen örneklerden elde edilen değerlerle birlikte Şekil 4.34'de karşılaştırılmalı olarak sunuldu.



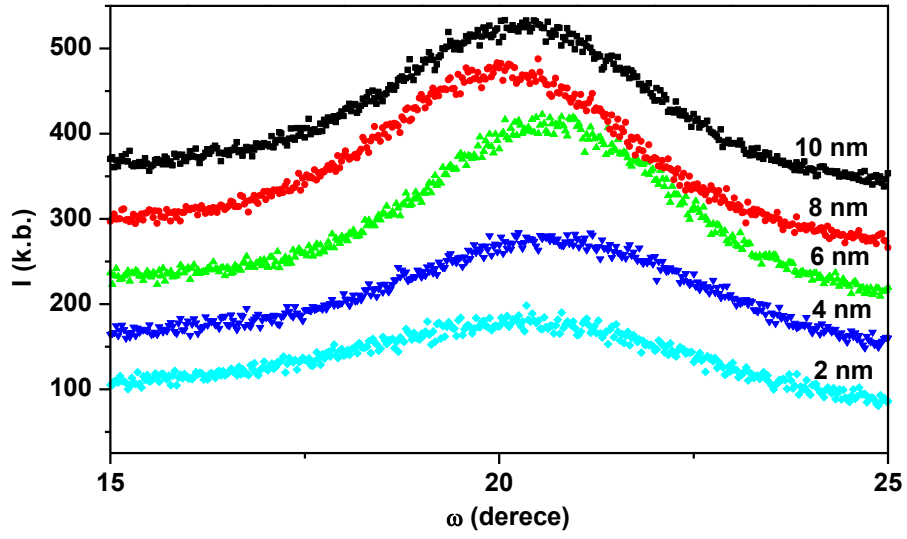
Şekil 4.33. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıl işlem uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRD profilleri

Elde edilen IrMn tane boyutu sonuçlarına göre, ısıtılma işlem uygulandıktan sonra elde edilen IrMn tane boyutu değeri oda sıcaklığında ki örnekleriyle karşılaştırıldığında, 2 nm'lik Ta tampon tabakası kalınlığına sahip sistem hariç IrMn tane boyutunun azaldığı ve değışen Ta tampon tabakası kalınlığına rağmen IrMn tane boyutu değeri birbirlerine oldukça yakın olduğu belirlendi.



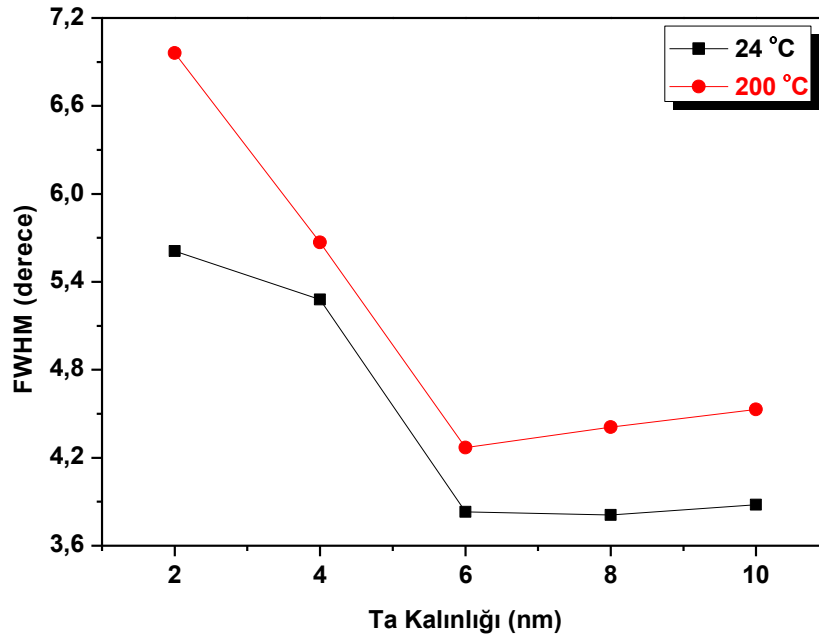
Şekil 4.34. Değişen Ta kalınlığının, oda sıcaklığındaki ve ısıtılma sonrasındaki IrMn tane boyutunun gelişimi üzerindeki etkisi

Sonuç olarak, XRD profillerine göre oda sıcaklığında en yüksek pik şiddeti yani en iyi kristal yönelimini sunan Ta kalınlığı 8 ve 10 nm iken, ısıtılma uygulandıığında ise 6 ve 8 nm'lik Ta kalınlığına sahip sistemlerin benzer XRD profillerine ve IrMn tane boyutuna sahip oldukları gözlemlendi.



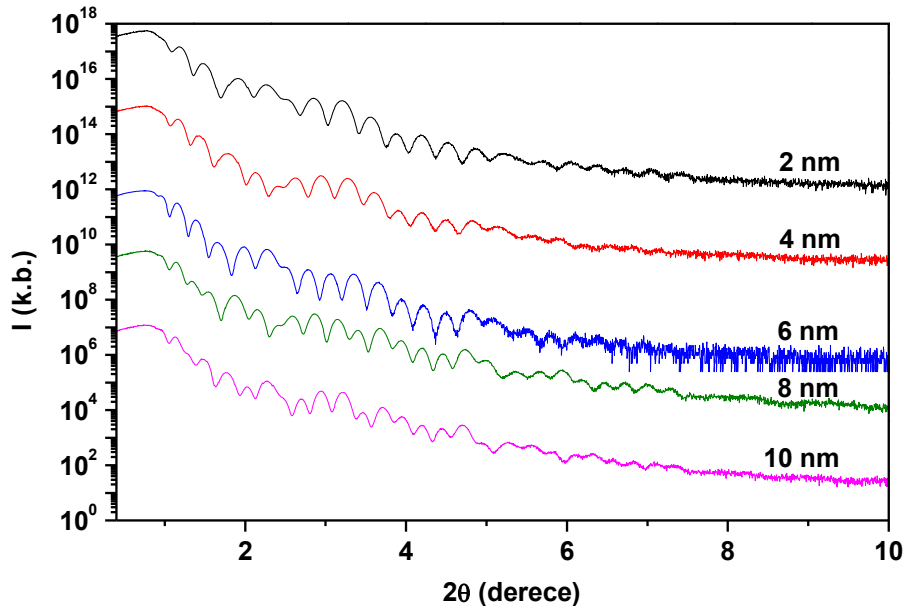
Şekil 4.35. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıtma işlemi uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak RC profilleri

Şekil 4.35’de, değişen Ta kalınlığına bağlı olarak üretim sonrası manyetik alan altında ısıtma işlemi uygulanan çoklu tabakaların IrMn (111) tabakasına ait RC profilleri gösterilmektedir. Bu profillerin Gaussian fonksiyonuna göre modellenmesi sonucu profillere ait FWHM değerleri elde edildi ve Şekil 4.36’da oda sıcaklığında elde edilenlerle birlikte karşılaştırmaları sunuldu.



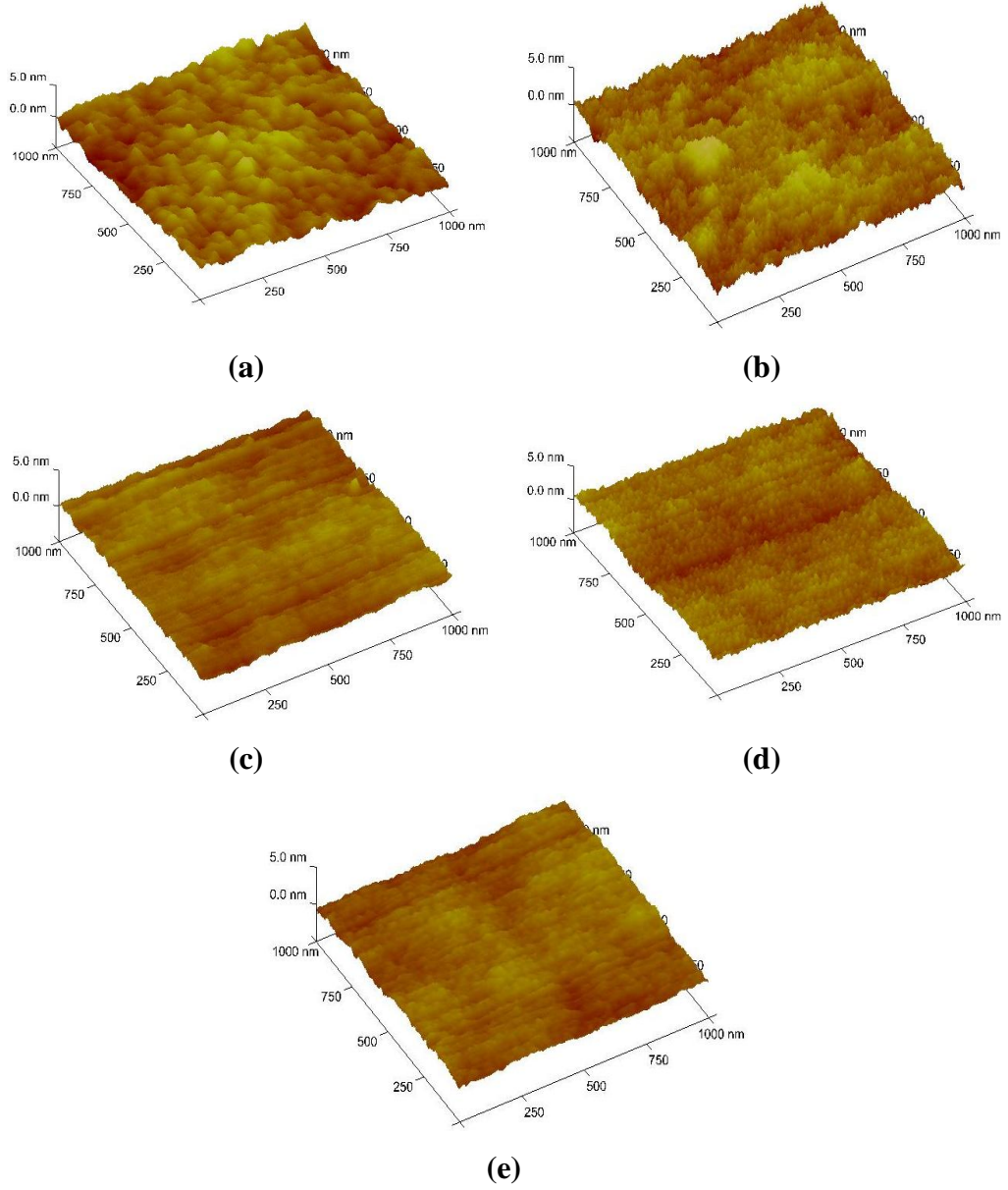
Şekil 4.36. Oda sıcaklığında üretilen ve ısıl işlem uygulanan çoklu tabakalardaki IrMn tabakasına ait FWHM değerleri

Değişen Ta kalınlığına bağlı olarak elde edilen IrMn FWHM sonuçlarına göre (Şekil 4.36), örneklere ısıl işlem uygulanması sonucu FWHM değerlerinin oda sıcaklığındakilere göre daha yüksek olduğu görüldü. Yani, ısıl işlem uygulandıktan sonra XRD ölçümlerinde de belirtildiği gibi kimyasal difüzyon nedeniyle IrMn yöneliminin ve kolonsal büyüklüklerin azaldığı belirlendi. Oda sıcaklığında üretilen örneklerde olduğu gibi, ısıl işlem uygulanmış örneklerde de 2 ve 4 nm'lik Ta tampon tabakası kalınlıklarında yapının tam olarak kolonsal büyümediği ancak 6 nm ve sonrasında kolonsal büyüme seviyesine ulaşarak yapının dengeye ulaştığı tespit edildi.



Şekil 4.37. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıl işlem uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak XRR profilleri

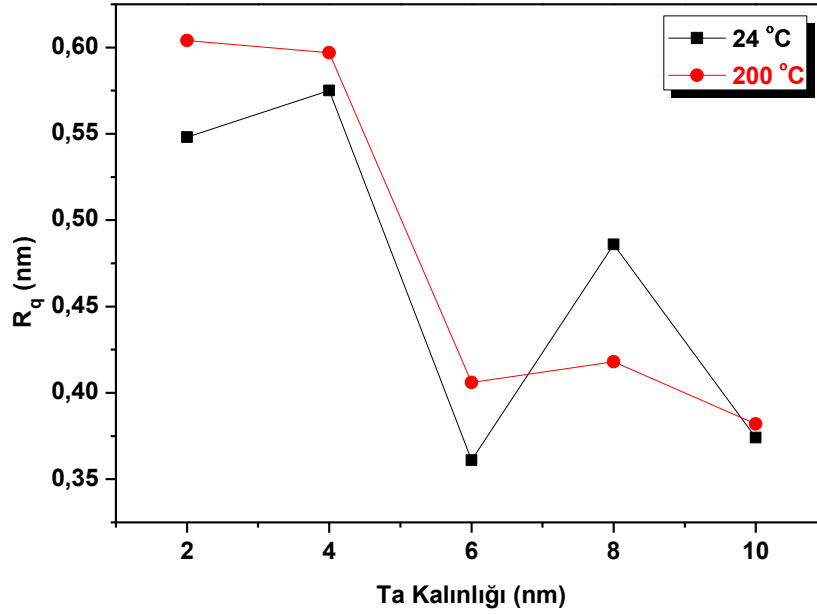
Oda sıcaklığında üretilen çoklu tabaka örneklerine ısıl işlem uygulanması sonucu elde edilen XRR profilleri Şekil 4.37’de gösterilmektedir. Isıl işlem sonucu elde edilen XRR profilleri ile Şekil 4.16’da oda sıcaklığında üretilen örneklere ait XRR profilleri karşılaştırıldığında, özellikle 6 nm’ye ait örneklerin Kiessing saçılımlarının yaklaşık 5 derece de sönümlendiği, 2 ve 4 nm kalınlıklarında da oda sıcaklığına göre biraz daha erken sönümlendikleri görölüyor. Bunun nedeni ısıl işlem sonucu yapıdaki tabakaların birbirine ve özelliklede Mn’ın NiFe ve CoFe tabakalarına difüze olmasıdır. 8 ve 10 nm’ye ait XRR profilleri incelendiğinde, bu kalınlıklarda Kiessig saçaklarının oda sıcaklığında 8, ısıl işlem sonucunda ise 7 dereceye kadar sürdüğü yani difüzyonun bu tabakalarda çok fazla olmadığı görölmektedir.



Şekil 4.38. Manyetik alan altında ısıt işlem uygulanan (a) 2 nm, (b) 4 nm, (c) 6 nm, (d) 8 nm ve (e) 10 nm Ta kalınlığına sahip örneklerin AFM görüntüleri

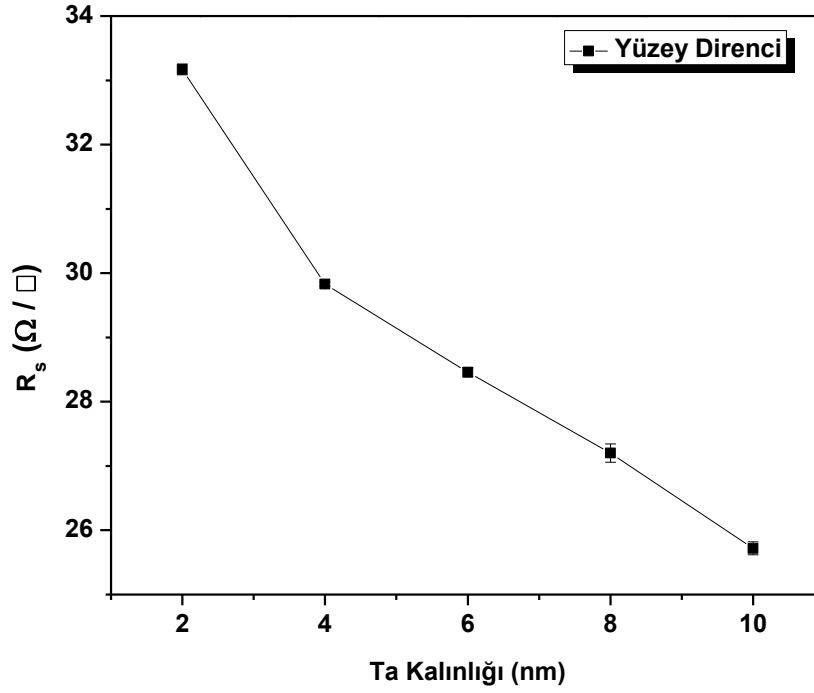
Şekil 4.38’de tampon tabakası olarak kullanılan Ta kalınlığının değişimine bağlı olarak ısıt işlem sonrasında çoklu tabaka sisteminin en üst tabakası olan Ta koruyucu tabakasından alınan AFM görüntüleri verilmektedir.

Şekil 4.38 (a), (b), (c), (d) ve (e)'deki görüntülere bakıldığında, 6 nm Ta kalınlığından sonra yüzey pürüzlülüğünün dengeye ulaştığı görülmektedir ve Şekil 4.39'da verilen R_q değerleri de bu sonucu doğrulamaktadır. Ancak, değişen Ta kalınlığının pürüzlülük üzerinde çok da etkili olmadığı tespit edildi. Bunun nedeni, bir önceki NiFe çekirdek tabakası kalınlık optimizasyonu çalışmasında da yüzeyin iyileştirilmesine bağlanabilir.



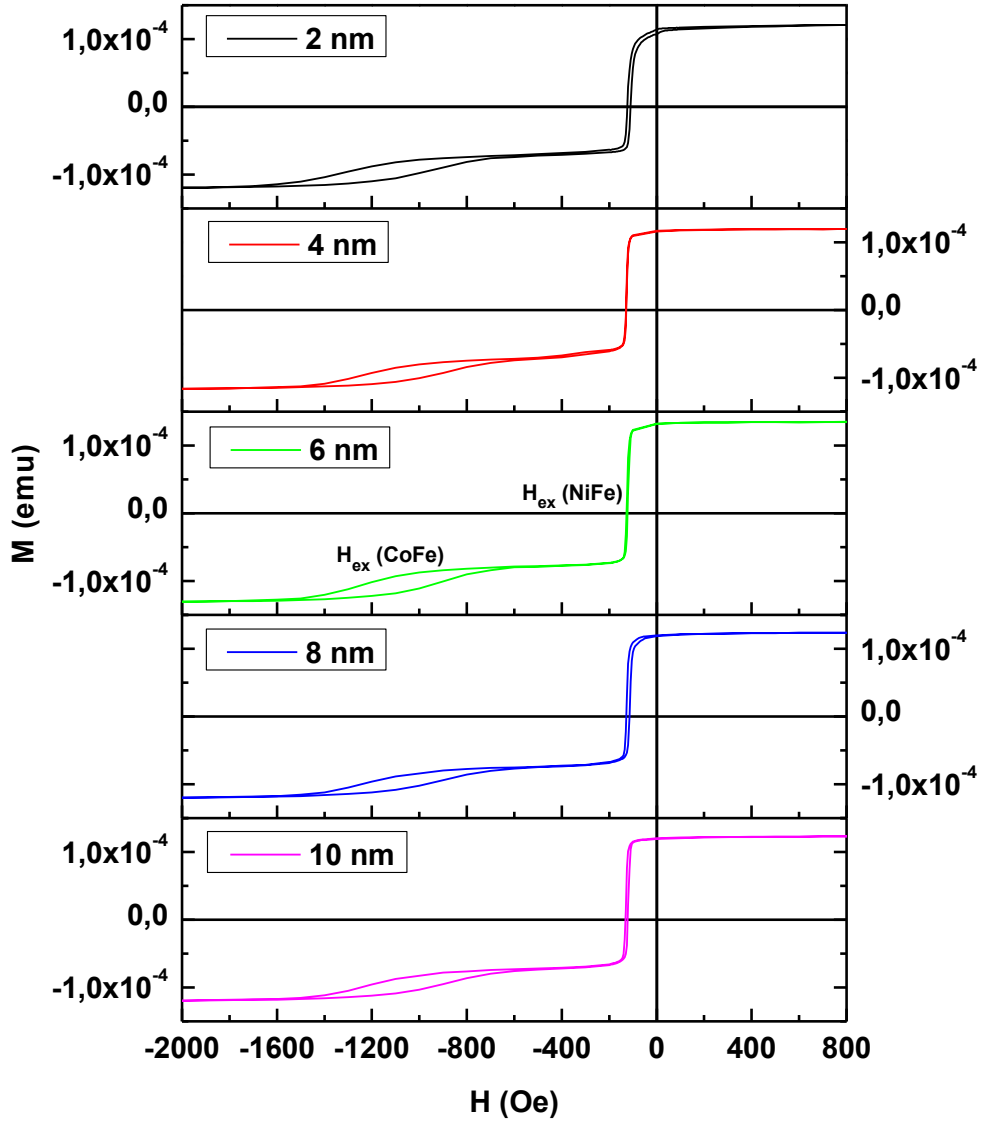
Şekil 4.39. Isıl işlem öncesi ve ısıl işlem sonrası, değişken Ta tampon tabakası kalınlıklarına sahip örneklerin R_q değerlerinin gösterimi

Değişen Ta kalınlığına sahip çoklu tabaka sistemlerine ısıl işlem uygulandığı zaman ısıl işlem öncesi ile ısıl işlem sonrasında yapılan AFM ölçümlerinin sonucunda elde edilen R_q değerlerinin (Şekil 4.39) benzerlik gösterdiği tespit edildi. Bu sonuçlar da gösteriyor ki; tampon tabakası kalınlık değişiminin filmlerin yüzey gelişimi üzerinde NiFe çekirdek tabakasında olduğu kadar etkisi yoktur.



Şekil 4.40. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat ısıtım uygulanan değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak R_s değeri değişimleri

Şekil 4.40’da değişen Ta kalınlığına bağlı olarak oda sıcaklığında üretilip ısıtım uygulanan örnekler için verilen FPP ölçümlerine bakıldığında ve Şekil 4.21’de oda sıcaklığında üretilen örneklere ait verilen R_s değerleriyle karşılaştırıldığında, aralarında korelasyon olduğu ve her iki durumda da R_s değerlerinin artan Ta kalınlığı ile azaldığı gözlenmektedir. Buda artan Ta kalınlığı ile tabakalardaki kusur oranının azaldığı ve büyüme kalitesinin arttığı bir göstergesidir. Ek olarak uygulanan ısıtım işleminin R_s değerlerini çok fazla etkilemediği sonucuna varıldı.

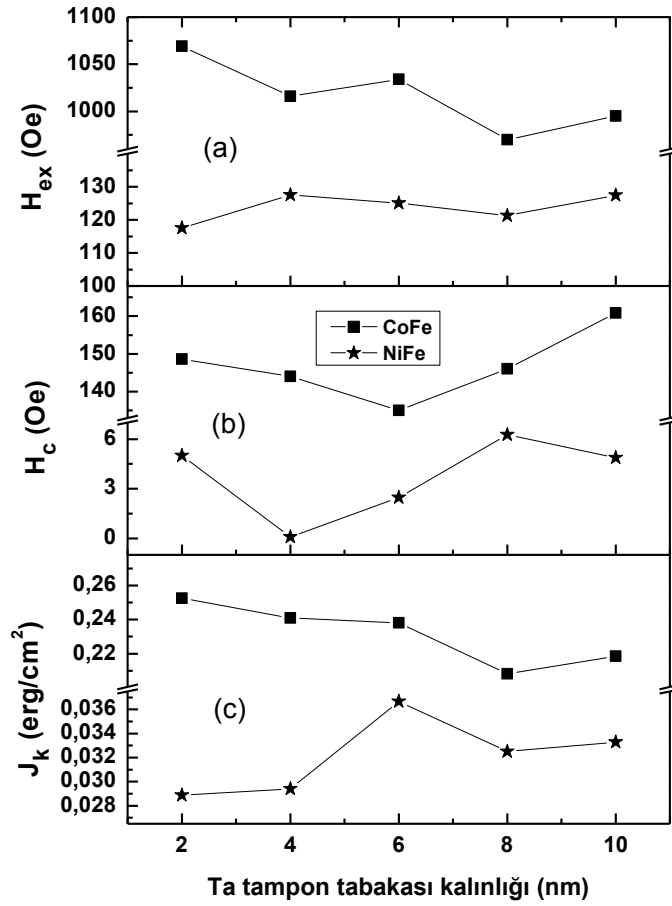


Şekil 4.41. 200 °C sıcaklıkta, 1 saat tavllanmış değiş-tokuş çoklu tabaka sistemlerinin Ta tampon tabakası kalınlık değişimine bağlı olarak elde edilen H-M eğrileri

500 Oe manyetik alan altında ısıl işleme tabi tutulan numunelerin SQUID cihazında yapılan manyetizasyon ölçümlerinden elde edilen eğriler Şekil 4.41’de verilmektedir. Manyetizasyon eğrilerinde de görüldüğü gibi, artan Ta kalınlığına rağmen manyetizasyon eğrilerinin hepsinin birbirlerine oldukça benzer H_{ex} alanına sahip olduğu görülmüyor. Buda NiFe, IrMn ve CoFe’in düşük Ta kalınlıklarında bile düşük şiddette de olsa (111) yöneliminde büyüdüğünü gösteriyor. Yapılan XRD ölçümlerinde de (bkz. Şekil 4.33) NiFe ve CoFe’e ait kırınım piklerinin bütün Ta kalınlıklarında görüldüğü belirtilmişti. Eğrilerin

benzer davranışlar göstermesinin bir nedeni de CoFe ve NiFe tabakalarının sabit kalınlıklar da olmasıdır.

Manyetizasyon eğrilerine göre, artan Ta kalınlığına bağlı olmaksızın H_{ex} değerlerinin birbirlerine yakın olması beklenir. Şekil 4.42’de verilen H_{ex} , H_c ve J_k sonuçlarına bakıldığında, gerçekten de değişen Ta kalınlığının bu değerler üzerinde çok fazla etkisi olmadığı ancak artan Ta kalınlığı ile H_{ex} ve J_k değerlerinin azaldığı gözlemlenirken, H_c değerlerinin aynı uyumu göstermedikleri belirlendi.



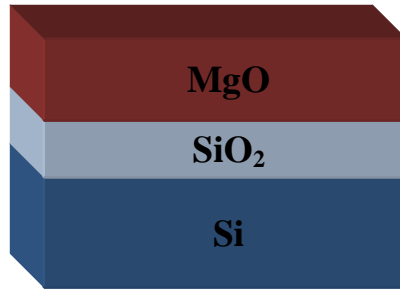
Şekil 4.42. Ta tampon tabakası kalınlığının değişimine bağlı olarak, CoFe sıkıştırılmış ve NiFe çekirdek tabakalarının (a) değiş-tokuş alanı, (b) zorlayıcı alan, (c) arayüzey enerjisi değişimi

Şekil 4.42’de elde edilen sonuçlara göre en ideal Ta kalınlığının, XRR profilinde pürüzlülüğü yüksek gözükse de ancak AFM sonuçlarına göre pürüzlülüğü düşük seviyede olan 6 nm olduğu ve elde edilen J_k ($\sim 0,25 \text{ erg.cm}^{-2}$) değerinin daha önce literatürde belirtilenler seviyesinde olduğu bulundu. Ayrıca bu kalınlıkta R_q değerinin düşük olması nedeniyle çoklu tabaka sistemi üzerine MgO bariyer tabakası büyütülebilir.

Sonuç olarak, IrMn (111) pik şiddeti, IrMn tane boyutu ve AFM ölçümlerinden elde edilen R_q değerleri ile H_{ex} arasında bir ilişki tespit edilmedi. H_{ex} ve J_k değerlerinin azalmasının ana nedeni artan Ta kalınlığı ile değişen tabakalar arası pürüzlülüktür.

4.2. Tek Tabaka MgO Sonuçları ve Tünelleme Bariyerinin Spin Vanasına Entegrasyonu

Tünelleme spin vanasında çalışabilecek nitelikte MgO yalıtkan bariyerinin üretimi için Şekil 4.43’de gösterildiği gibi termal olarak oksitlenmiş Si altlıklar üzerine tek tabaka MgO ince filmleri proses gücü, Ar gaz basıncı ve O₂/Ar gaz oranı parametreleri değiştirilerek depolandı ve uygun optimizasyon parametreleri belirlendi. Üretimler esnasında Cu destek plakasız ve Cu destek plakalı olmak üzere iki çeşit MgO hedef malzemesi kullanıldı.



Şekil 4.43. MgO üretiminin şematik gösterimi

Cu destek plakalı MgO hedef malzemesi, yüksek saflıktaki MgO hedef malzemesi arkasına yapıştırılmış Cu’dan oluşmaktadır. Cu destek plakası, yüksek proses gücü değerlerine çıkılmasına olanak tanıyarak hedef malzemeden elde edilen verimi artırmaktadır. Cu destek plakasız hedef malzemelerde yüksek proses güç değerlerine çıkıldığında hedef malzemeler aşırı derecede ısınmakta ve bu aşırı ısınmada hedef malzemesinin çatlamasına neden olarak, o malzemeden homojen olarak gerekli verimin alınmasına engel olmaktadır.

Aşırı derecede ısınmanın en büyük nedeni, yüksek proses gücü veya yüksek proses gaz basıncı değerlerine çıkıldığında hedef malzemeden atomu kopartacak olan iyonlarında enerjisi artar ve iyonlar bu enerjiyi hedef malzemesine aktararak hedef malzemesinin ısınmasına neden olur.

Metal hedef malzemelerinde, hedef malzemenin altında bulunan soğutma sistemi sayesinde metalin iletken olmasından dolayı hedef malzemesinin çok fazla ısınmasına neden olmayacak şekilde hedef malzemeyi soğutarak hedef malzemenin daha uzun süre çalışmasına olanak tanınır. MgO yalıtkan bir hedef malzemesi olduğu için ısıyı iyonun dövdüğü bölgelerde daha fazla olmak üzere kendi bünyesinde tutar ve belli bir süre sonra bu ısıyı homojen olarak yayamadığı için bir süre sonra hedef malzemesinin çatlamasına neden olmaktadır. Cu destek plakası, yüksek proses güç değerlerine çıkıldığında aradaki bağlayıcı sayesinde ısının doğrudan Cu destek plakasına iletilmesini sağlar ve Cu destek plakası altında bulunan soğutma sistemi ile de anında bakırın soğuması sağlanır ve bu sayede hedef malzemedeki fazla ısının Cu destek plakasına aktarılmasına yol açarak hedef malzemenin daha kararlı ve yüksek verimli bir proseste çalışmasına neden olur.

4.2.1. Cu destek plakasız MgO hedef malzemesine ait sonuçlar

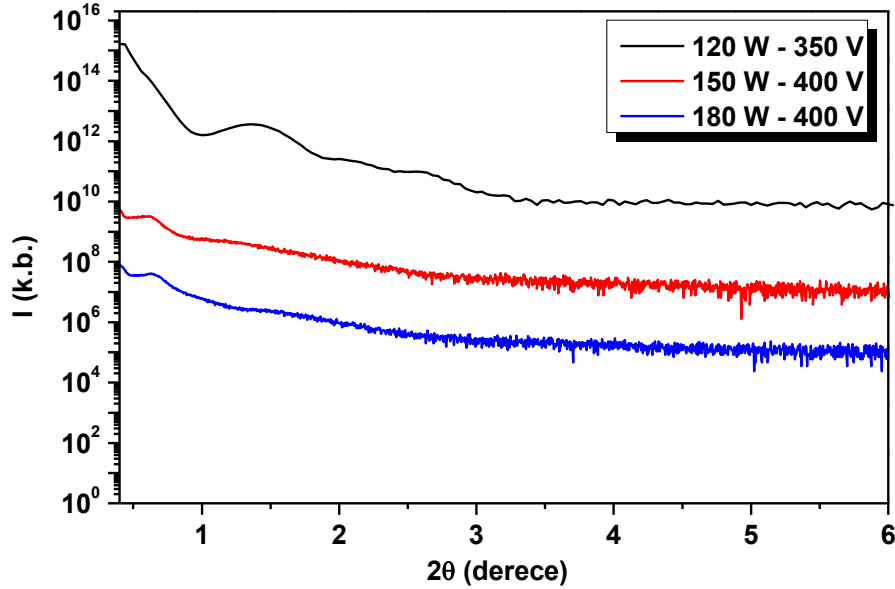
Cu destek plakasız MgO hedef malzeme'den Si/SiO₂ altlık üzerine 120, 150 ve 180 Watt proses güçlerinde, 5 sccm Ar gaz basıncında (daha düşük proses gücü ve Ar gaz basıncı kullanılmak istendi ancak plazmanın çok kararlı çalışmadığı, yansıma gücü ve plazma içerisinde kıvılcımların arttığı görüldü) ve serbest DC besleme voltajına bağlı olarak 1500 saniye boyunca büyütülen MgO tek tabaka filmlerine ait XRR profilleri Şekil 4.44'de gösterilmektedir. Burada bahsedilen DC besleme voltajının oluşma nedeni; elektronların iyonlardan daha hareketli olması nedeniyle, RF güç elektrodu (hedef malzeme) üzerinde karakteristik bir negatif potansiyel indüklenmesidir. Bu elektrodun özöngerilimidir (self bias). Özöngerilim (V_{DC}), uygulanan RF gücü (P_{RF}) ve odacık içerisindeki basınçla (p):

$$V_{DC} \propto \left(\frac{P_{RF}}{p} \right)^{1/2} \quad (4.3)$$

ilişkinine sahiptir. Negatif özöngerilim etkisi plazma etrafındaki kabuğun (sheath) oluşumundan sorumludur ve kabuk elektrik alanı iyonları hedefe hızlandırır. Yani artan özöngerilim ile Ar⁺ iyonlarının enerjileri artar [39].

Şekil 4.44'deki XRR profillerine göre filmin oldukça pürüzlü büyüdüğü tespit edildi. Ancak bu eğrilere LEPTOS yazılımı ile herhangi bir modelleme yapılamayacağından kalınlık ve pürüzlülük değerleri belirlenemedi. Bu sonuçlara göre 120 Watt proses gücünde üretilen filmin, 150 ve 180 Watt'da üretilen filme göre daha yüksek şiddet verdiği kısmen de olsa 1-2 Kiessing salınımı gösterdiği tespit edildi. Bu nedenle 120 Watt proses gücüne sahip MgO filminin diğer iki proses gücünde üretilenlere nazaran daha iyi yüzey kalitesine sahip olduğu tespit edildi.

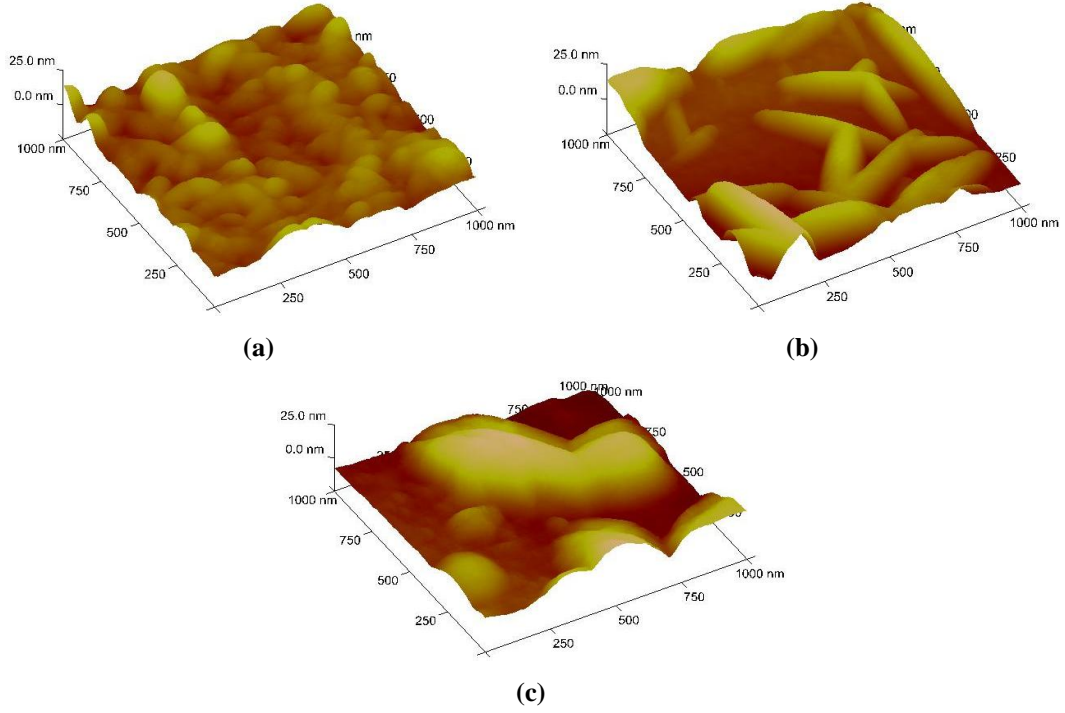
Ek olarak proses süresinin uzun tutulmasının nedeni MgO hedef malzemelerinin çok düşük depolama oranına sahip olmalarıdır [43,44].



Şekil 4.44. Cu destek plakasız MgO hedef malzemesinden farklı proses güçlerinde üretilmiş MgO ince filmlerine ait XRR profilleri

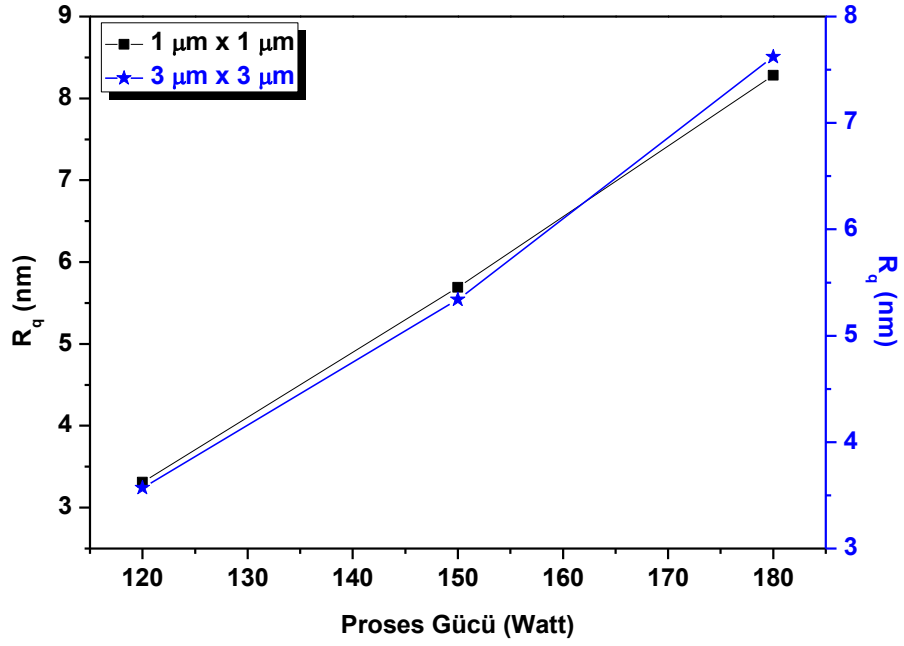
Cu destek plakasız hedef malzemedan değişen proses gücüne ve DC besleme voltajına bağlı olarak elde edilen örneklerin AFM görüntüleri Şekil 4.45'de verilmektedir. Görüntülerden de görüleceği gibi filmlerin yüzeylerinde net bir şekilde adacıkların oluştuğu gözükmemektedir. Buda MgO ince filmlerin Stranski-Krastanov yani tabaka+adacık şeklindeki büyüme modeline uymaktadır [40]. Ancak bu tür bir model pürüzlülük artışına yol açacağından ve yalıtkan bariyerin ayıracağı iki elektrot arasında atomik seviyede pürüzsüz bir yüzey

sağlamayacağından tünelleme spin vanasının çalışmasını engellemektedir. Ayrıca, görüntüler incelendiğinde artan proses gücü ile filmin yüzey yapısının gittikçe kötüleştiği tespit edildi ve en iyi yüzeyin 120 Watt proses gücünde elde edildiği görüldü. Bu durumda AFM sonucunun daha önceden belirlenen optimum XRR sonucu ile korelasyon gösterdiği tespit edildi.



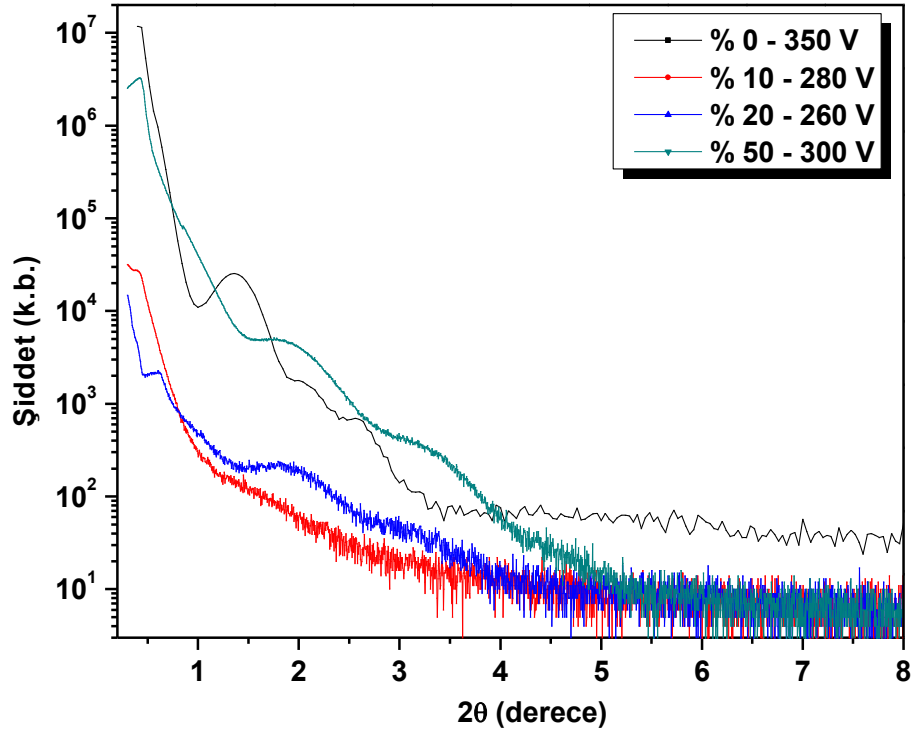
Şekil 4.45. (a) 120 Watt, (b) 150 Watt ve (c) 180 Watt proses güçlerinde üretilmiş tek tabaka MgO filmlerine ait AFM görüntüleri

Elde edilen AFM görüntülerinden Nanoscope programı sayesinde elde edilen R_q değerleri Şekil 4.46'da verilmektedir ve görüldüğü gibi minimum R_q değeri 120 Watt proses gücü değerinde elde edildi. Ancak bu proses gücü değerinde bile elde edilen 3,31 nm'lik R_q değeri TMR tip spin vanalarında kullanılamayacak kadar yüksektir.



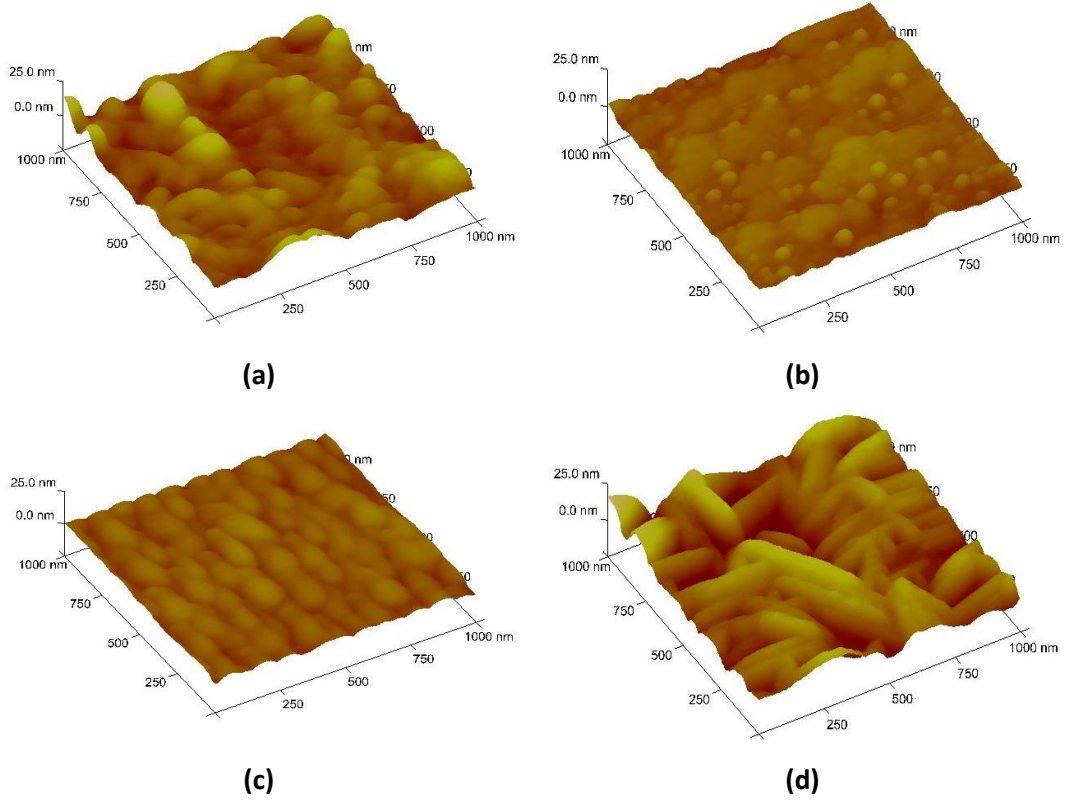
Şekil 4.46. 120, 150 ve 180 Watt proses güçlerinde üretilmiş tek tabaka MgO filmlerinin 1 $\mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$ ve 3 $\mu\text{m} \times 3 \mu\text{m}$ tarama alanlarında elde edilen R_q değerleri

Proses gücü ve proses gazı için optimum değerlerin 120 Watt ve 5 sccm olarak tespit edilmesi sonrası, prosese O_2 reaktif gazı ilavesinin % 10, % 20 ve % 50 O_2/Ar oranlarında film üzerindeki etkileri incelendi ve Şekil 4.47’de elde edilen XRR eğrileri ile gösterilmektedir. Ayrıca üretim süresi 1500 saniye olarak belirlendi. Elde edilen eğrilerden de görüldüğü gibi artan O_2 oranı ile şiddetin arttığı gözlenmektedir. Ancak eğriler modellenilebilecek kadar iyi olmadıkları için XRR eğrilerinden ne kalınlık ne de pürüzlülük değerleri elde edilemedi. Bu nedenle de herhangi bir sonuca ulaşamadı. Daha önce de belirtildiği gibi pürüzlülük değerleri AFM ölçümleri sonucunda tespit edildi.

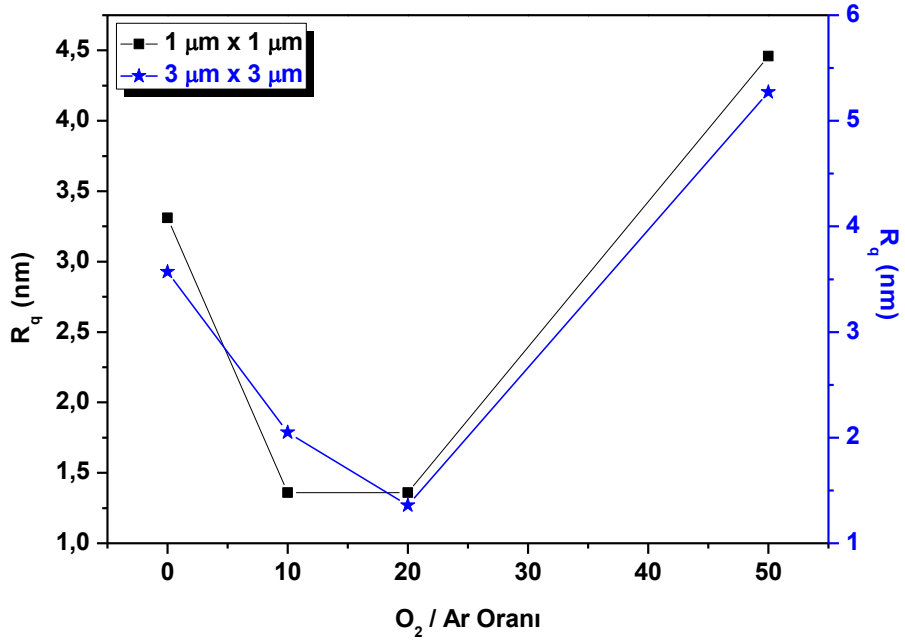


Şekil 4.47. Cu destek plakasız MgO hedef malzemesinden farklı O₂/Ar oranlarında üretilmiş MgO ince filmlerine ait XRR eğrileri.

Cu destek plakasız hedef malzemedan değişen O₂/Ar oranına bağlı olarak elde edilen örneklerin AFM görüntüleri Şekil 4.48’de verilmektedir. Görüntülerden de görüleceği gibi filmlerin yüzeylerinde net bir şekilde adacıkların oluştuğu gözükmemektedir. % 10 O₂/Ar oranında adacıkların birleşmeye başlayıp bu durumun % 20 O₂/Ar oranında da devam ettiği ancak % 50 O₂/Ar oranında adacıkların daha da büyüyerek yapının tekrar bozulduğu görülmektedir. Nanoscope programı yardımıyla görüntülerden elde edilen R_q değerlerine de bakıldığında en düşük pürüzlülük değerinin % 10 ve % 20 O₂/Ar oranlarında ~ 1,35 nm olarak elde edildiği görüldü (Şekil 4.49). Ancak bu seviyedeki bir pürüzlülük değeri de yalıtkan bariyerin ayıracağı iki elektrot arasında atomik seviyede pürüzsüz bir yüzey sağlamayacağından tünelleme spin vanasının çalışmasını engellemektedir. Ayrıca XRR profillerinden herhangi bir kalınlık değerinin elde edilememesi de depolama oranının belirlenmesinde sorun oluşturmaktadır.



Şekil 4.48. (a) % 0, (b) % 10, (c) % 20 ve (d) % 50 O_2/Ar oranlarında üretilmiş tek tabaka MgO filmlerine ait AFM görüntüleri



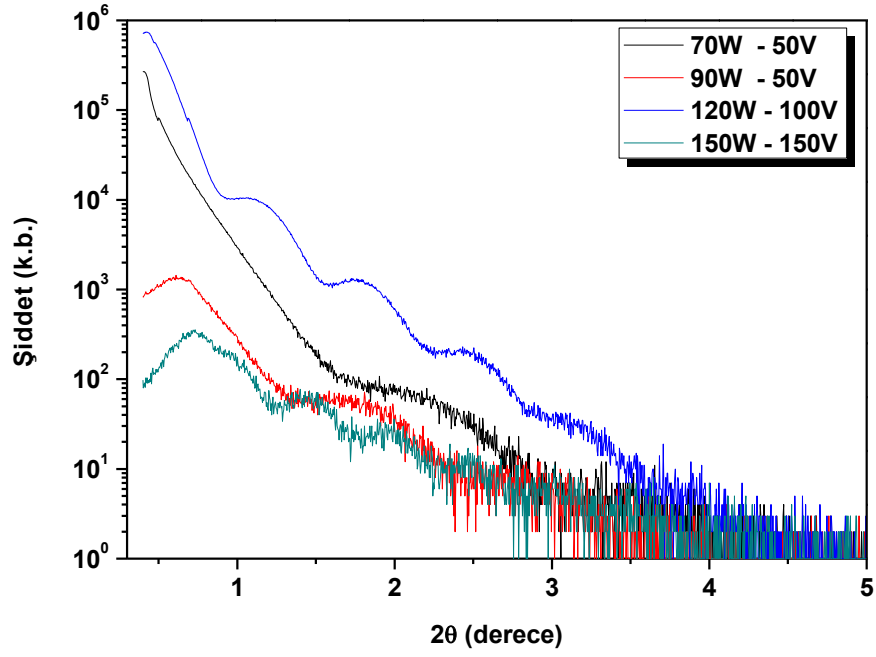
Şekil 4.49. % 0, % 10, % 20 ve % 50 O_2/Ar oranlarında üretilmiş tek tabaka MgO filmlerinin 1 $\mu m \times 1 \mu m$ ve 3 $\mu m \times 3 \mu m$ tarama alanlarında elde edilen R_q değerleri

Cu destek plakasız MgO hedef malzemesinden üretilen filmlerin karakterizasyon sonuçlarına bakıldığında, elde edilen pürüzlülük değerlerinin yüksek olması ve XRR profillerinden herhangi bir kalınlık değeri elde edilememesi nedeniyle TMR tip spin vanalarında Cu destek plakasız MgO hedef malzemesinin yalıtkan bariyer üretimi için kullanımının uygun olmadığı tespit edildi ve bu nedenle daha verimli olduğu bilinen Cu destek plakalı MgO hedef malzemesine geçiş yapıldı.

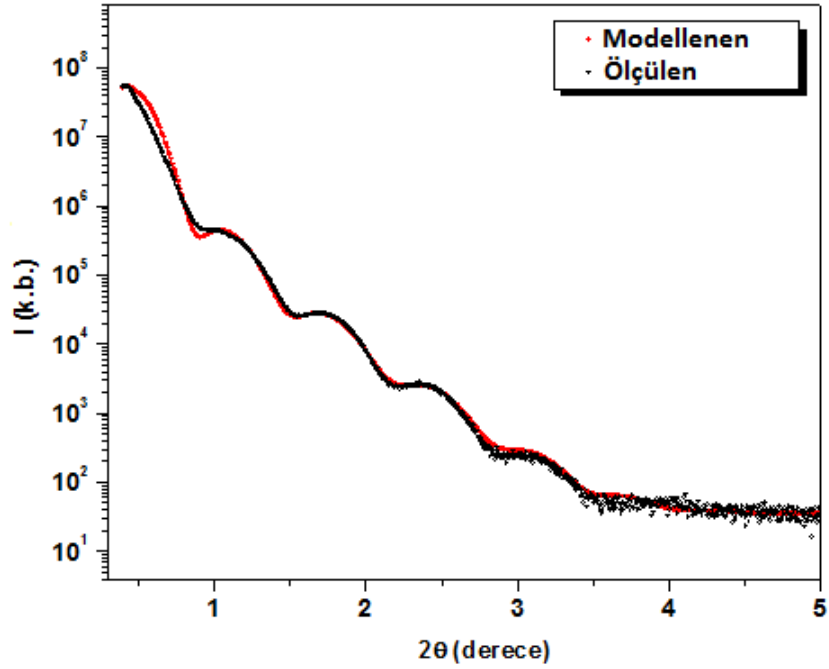
4.2.2. Cu destek plakalı MgO hedef malzemesine ait sonuçlar

Cu destek plakalı MgO hedef malzeme'den Si/SiO₂ altlık üzerine 70, 90, 120 ve 150 Watt proses güçlerinde, 2 sccm Ar gaz basıncında, eşitlik 4.3'de belirtildiği gibi güce ve gaz basıncına bağlı olarak belirlenen DC besleme voltajlarında 2000 saniye boyunca büyütülen MgO tek tabaka filmlerine ait XRR profilleri Şekil 4.50'de gösterilmektedir. Burada DC besleme voltajının avantajı hedef malzemeye gelen Ar⁺ iyonlarının gelme enerjisini artırmaktır ve bu DC besleme değerleri çalışılan her bir proses gücü ve basıncı için ayrı ayrı optimize edilip filmler üretildi. Ek olarak bu üretimlerde yukarıda belirtildiği gibi Ar gaz basıncı azaltıldı. Bu sayede ortalama serbest yol artırılarak saçtırlan atomların enerjisi artırılır ve böylece atomların yüzey hareketliliğinin artması sayesinde daha pürüzsüz yüzey morfolojileri elde edilir. Bu sayede de daha iyi tünelleme özellikleri kazanılır.

Şekil 4.50'de gösterilen eğrilere göre en ideal filmin Kiessing saçılımları rahatlıkla görülebilen ve 120 Watt proses gücü ile 100 Volt DC besleme (özöngerilim) şartlarında üretilen filmin diğer şartlarda üretilenlere göre daha düşük pürüzlülükte büyüdüğü ve Şekil 4.51'de gösterildiği gibi rahatlıkla modellenerek kalınlığının ölçülebildiği ve bu sayede depolama oranının tespit edilebildiği sonucuna varıldı. Belirlenen kalınlık ve pürüzlülük değerleri sırasıyla 12,7 nm ve 0,82 nm'dir.

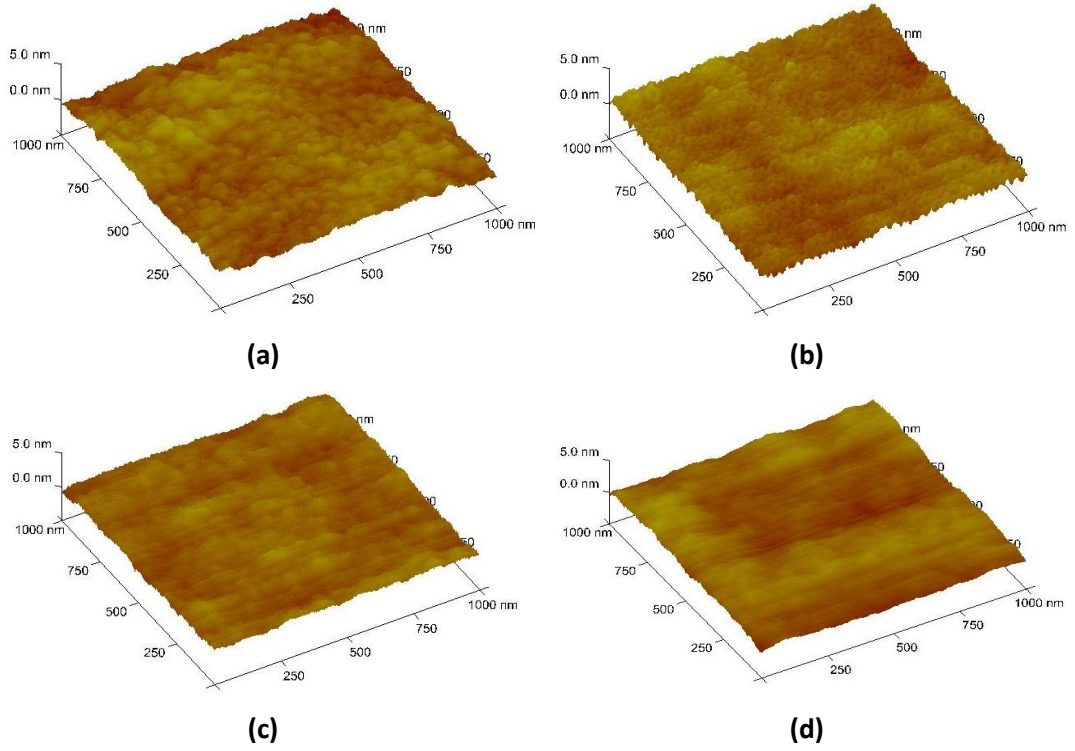


Şekil 4.50. Cu destek plakalı MgO hedef malzemesinden farklı proses güçlerinde ve güce bağlı olarak belirlenen farklı DC besleme voltajı değerlerinde üretilmiş MgO ince filmlerine ait XRR profilleri

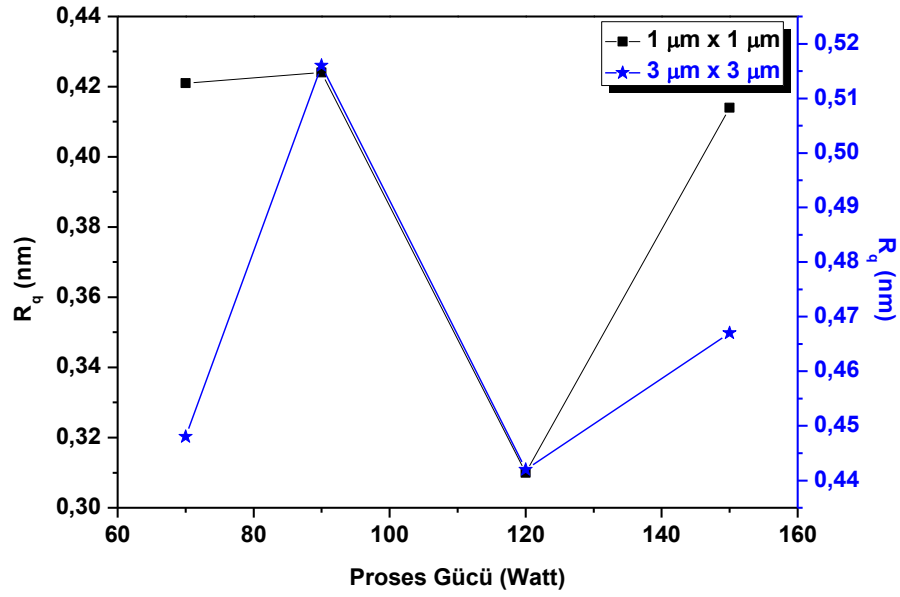


Şekil 4.51. 120 Watt proses gücü ve 100 Volt DC besleme ile üretilmiş tek tabaka MgO ince filmine ait modellenmiş XRR profili

Şekil 4.52 ve 4.53’de sırasıyla farklı proses güçleri ve DC besleme voltajlarıyla üretilmiş tek tabaka MgO ince filmlerine ait AFM görüntüleri ve bu görüntülere ait R_q değerleri gösterilmektedir. Şekil 4.52’deki AFM görüntüleri incelendiğinde, Cu destek plakasız hedef malzeme ile üretilen filmlerden farklı olarak tabaka+adacık yapısının büyük oranda gözden kaybolduğu gözlemlendi ve yazılım yardımıyla elde edilen R_q değerleri incelendiğinde, artan proses gücü ile film yüzeylerinin düzeldiği ve 120 Watt proses gücünde minimuma indiği ve sonrasında film yüzeylerinin tekrar bozulmaya başladığı tespit edildi. Ancak 120 Watt proses gücü ve 100 Volt DC besleme şartlarında elde edilen film yüzeyinin ayıracağı her iki elektrotta da minimum düzeyde pürüzlülük sağlayacağı tespit edildi ve TMR tip spin vanalarında yalıtkan bariyer üretimi esnasında optimum proses değerleri olarak kullanılmasına karar verildi.

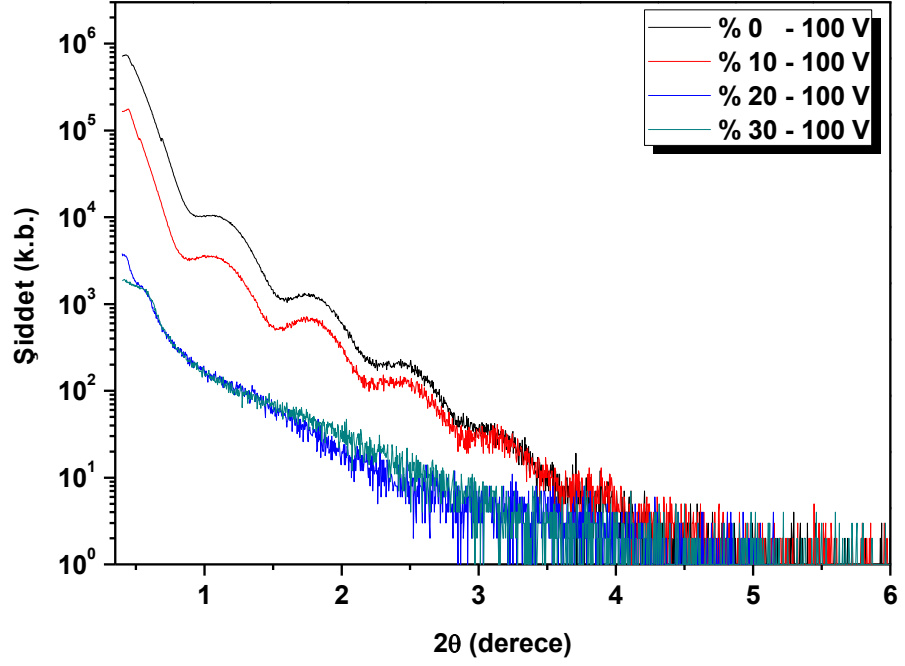


Şekil 4.52. (a) 70 Watt, (b) 90 Watt, (c) 120 Watt ve (d) 150 Watt proses güçlerinde üretilmiş tek tabaka MgO filmlerine ait AFM görüntüleri

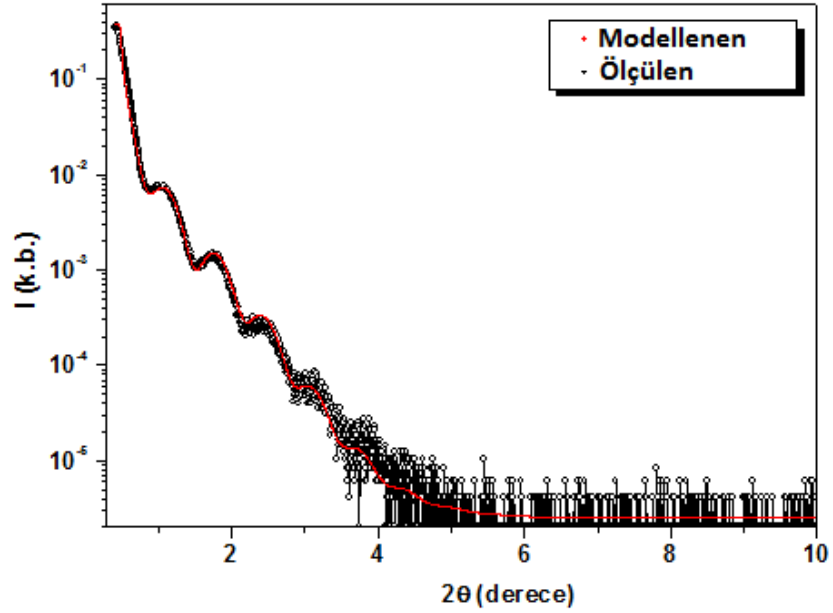


Şekil 4.53. 70, 90, 120 ve 150 Watt proses güçlerinde üretilmiş tek tabaka MgO filmlerinin 1 $\mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$ ve 3 $\mu\text{m} \times 3 \mu\text{m}$ tarama alanlarında elde edilen R_q değerleri

Proses gücü için optimum değer 120 Watt ve 100 Volt DC besleme olarak tespit edilmesi sonrası film üzerinde, prosese O_2 reaktif gazı ilavesinin % 10, % 20 ve % 30 O_2/Ar oranlarında etkisi incelendi ve Şekil 4.54’de elde edilen XRR profilleri ile gösterildi. Ayrıca her bir tabakanın üretim süresi 2000 saniye olarak belirlenmiştir. Elde edilen eğrilerden de görüldüğü gibi artan O_2 oranı ile şiddetin arttığı görüldü ve sadece % 10 O_2/Ar oranında Kiessing saçakları tespit edildi ve bu sayede elde edilen profil Şekil 4.55’de gösterildiği gibi modellenerek ince film kalınlığı ve yüzey pürüzlülüğü hakkında bilgi edinildi. Belirlenen kalınlık ve pürüzlülük değerleri sırasıyla 12,5 nm ve 0,78 nm’dir.



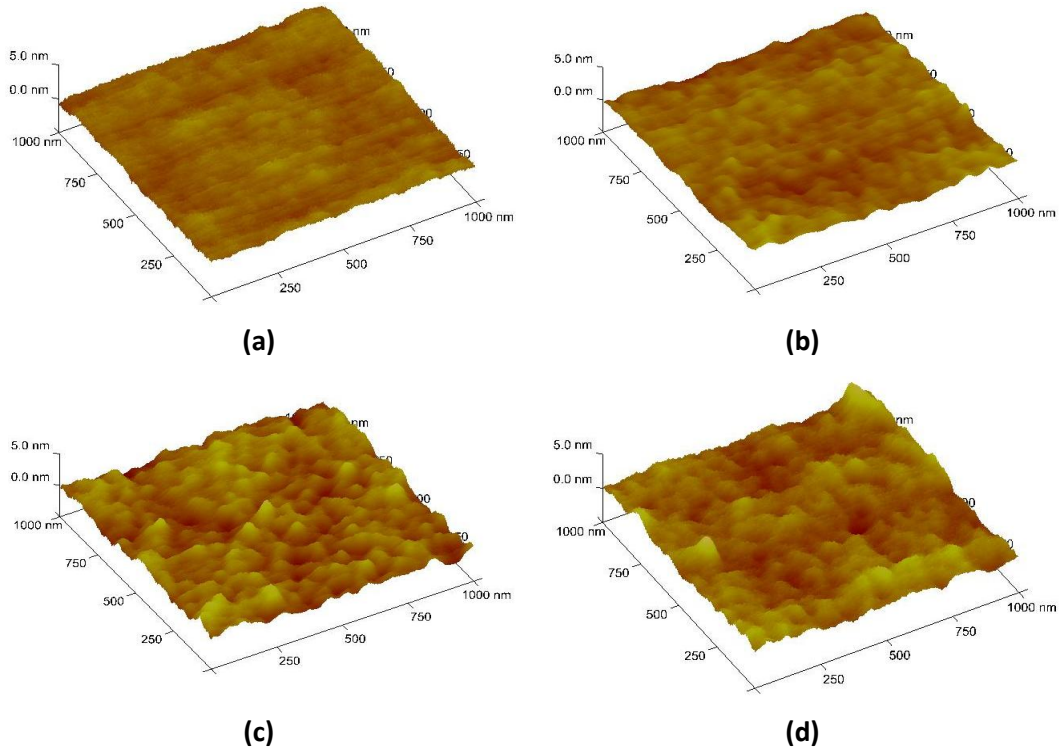
Şekil 4.54. Cu destek plakalı MgO hedef malzemesinden 120 Watt proses gücü - 100 Volt DC beslemede ve farklı O₂/Ar oranlarında üretilmiş MgO ince filmlerine ait XRR profilleri



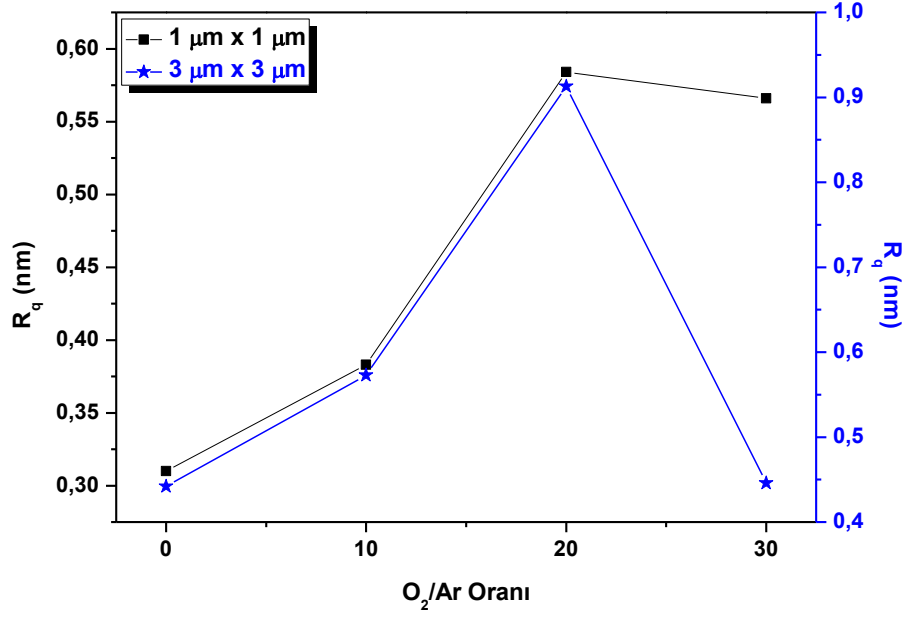
Şekil 4.55. % 10 O₂/Ar oranı ile üretilmiş tek tabaka MgO ince filmine ait modellenmiş XRR profili

Şekil 4.56 ve 4.57’de sırasıyla farklı O₂/Ar oranlarıyla üretilmiş tek tabaka MgO ince filmlerine ait AFM görüntüleri ve bu görüntülere ait R_q değerleri gösterilmektedir. Şekil 4.56’daki AFM görüntüleri incelendiğinde artan O₂ seviyesiyle film yüzeyinin bozulduğu ve % 10 O₂/Ar oranından sonra Kiessing saçılımlarının kaybolduğu tespit edildi. % 0 ve % 10 O₂ ilavesine ait sonuçlar karşılaştırıldığında ise, O₂ ilavesi olmayan filmin daha az pürüzlü olduğu ancak XRR modellemelerinden elde edilen sonuca göre yakın depolama oranı sunduğu belirlendi.

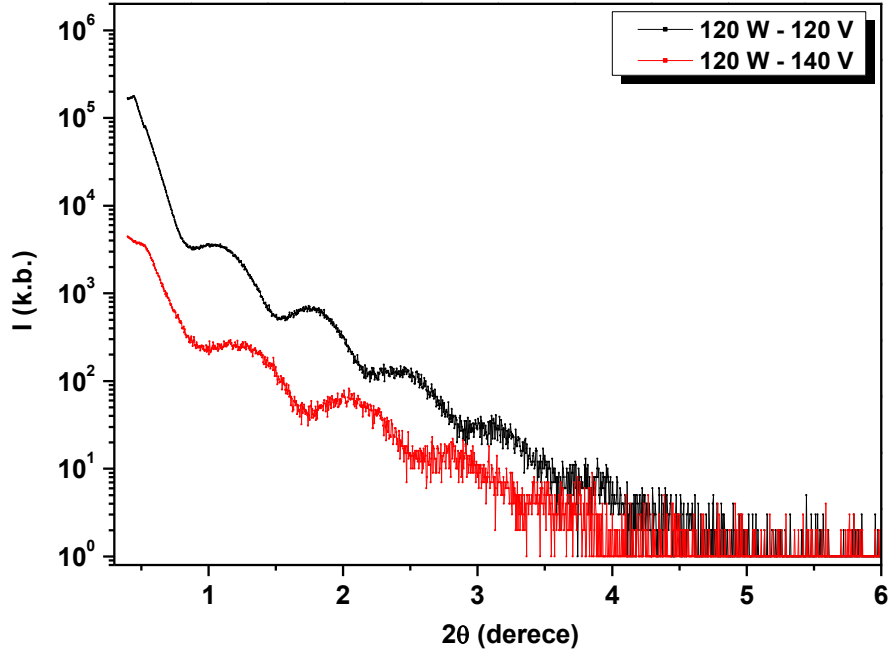
Bu nedenle O₂ reaktif gazının MgO üretimi esnasında kullanıldığında gerek MgO filmine gerekse de ayıracağı iki elektrota zarar vereceği göz önüne alınarak, MgO üretiminin O₂ reaktif gazı ilavesi olmadan yapılmasının uygun olacağı tespit edildi.



Şekil 4.56. (a) % 0, (b) % 10, (c) % 20 ve (d) % 30 O₂/Ar oranlarında üretilmiş tek tabaka MgO filmlerine ait AFM görüntüleri



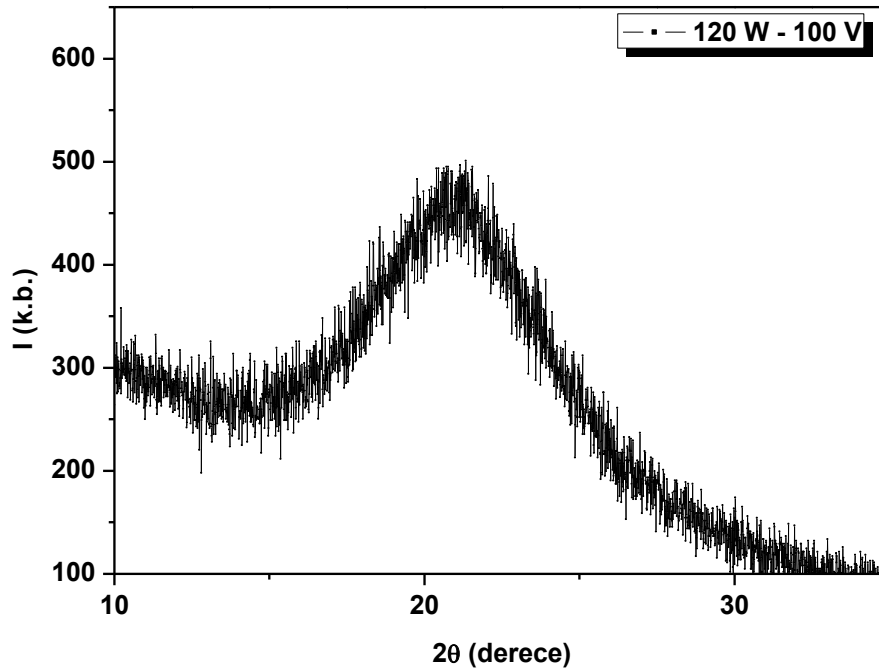
Şekil 4.57. % 0, % 10, % 20 ve % 30 O₂/Ar oranlarında üretilmiş tek tabaka MgO filmlerinin 1 μm x 1 μm ve 3 μm x 3 μm tarama alanlarında elde edilen R_q değerleri



Şekil 4.58. %10 O₂/Ar oranında ve farklı bias voltajlarında üretilmiş tek tabaka MgO filmlerine ait XRR profilleri

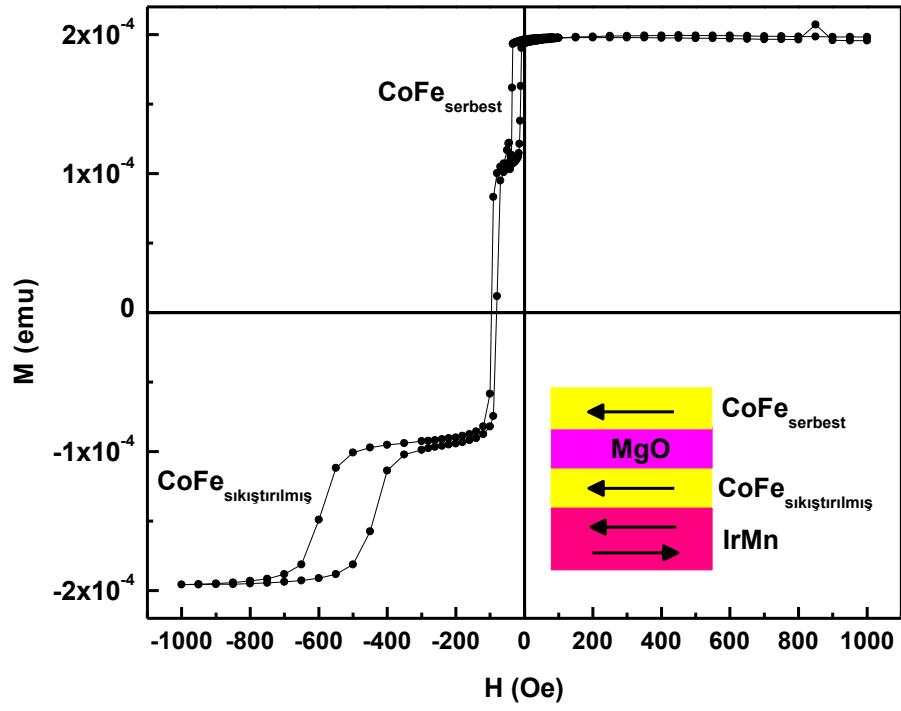
DC besleme voltajının tek tabaka MgO ince filmi üzerindeki etkisini görmek için yapılan çalışmada % 10 O₂/Ar oranlı sistem 120 V ve 140 V DC besleme voltajlarında çalıştırıldı ve Şekil 4.58'de de görüldüğü gibi artan DC besleme voltajı yani diğer bir deyişle artan Ar⁺ iyonu enerjisiyle yapının bozulduğu açıkça gözükmemektedir.

Ek olarak 120 Watt proses gücü ve 100 V DC besleme voltajı şartlarında üretilen filmin ve diğer üretilen örneklerin GIXD ölçümü ile amorf olarak büyüdüğü tespit edildi (Şekil 4.59).

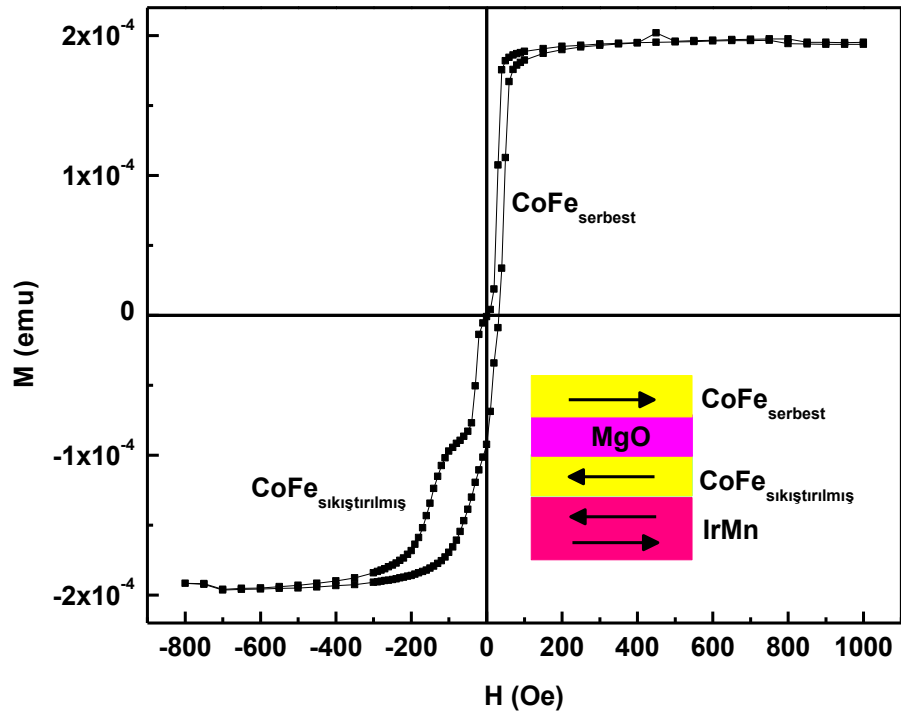


Şekil 4.59. 120 Watt – 100 Volt şartlarında üretilen tek tabaka MgO filmine ait GIXD profili

Yapılan çalışmalar sonucunda spin vanasında kullanılacak en az pürüzlü ve kalınlığı ölçülebilir MgO filminin 120 Watt proses gücü ve 100 Volt DC besleme şartlarında elde edildiği belirlendi. MgO bariyeri belirlenen bu üretim parametreleriyle üretilen, 1 nm ve 1,5 nm MgO bariyerli spin vanalarına ait H-M eğrileri Şekil 4.60 ve 4.61'de verildi. Bu eğriler tipik spin vanası H-M eğrileridir. Bu eğrilerden MgO bariyer kalınlığına bağlı olarak, alt ve üst CoFe ferromanyetik elektrodların; 1nm MgO bariyeri için ferromanyetik etkileşimde (Şekil 4.60), 1,5 nm için ise antiferromanyetik etkileşimde (Şekil 4.61) olduğu görülmektedir.



Şekil 4.60. 1 nm MgO bariyerine sahip manyetik spin vanası H-M eğrisi



Şekil 4.61. 1,5 nm MgO bariyerine sahip manyetik spin vanası H-M eğrisi

Bu etkileşimler ve literatür bilgileri [45,46] değerlendirildiğinde, bu tez çalışmasında da kaliteli bir MgO bariyerinin, belirtilen parametreler ile üretilerek, spin vanasına entegre edilebildiği kanıtlanmaktadır.

5. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmanın ilk kısmında değiş-tokuş etkisi gösteren çoklu tabaka sistemlerinde çekirdek tabakası ve tampon tabakası kalınlığının etkileri incelendi ve böylece hem en uygun H_{ex} alanı hem de bu çoklu tabaka sisteminin kaliteli yüzeylerle üretilmesi sayesinde spin vanasına entegrasyon safhasında üzerine büyütülecek MgO bariyer filmleri için minimum düzeyde pürüzlü bir yüzey için çalışmalar yapıldı.

Bu nedenle ilk olarak, Ta (5 nm)/NiFe (x)/IrMn (10 nm)/CoFe (2 nm)/Ta (5 nm) (x=2, 4, 6, 8 ve 10 nm) sisteminde çekirdek tabakası kalınlığının etkileri araştırıldı. Tanımlanan çoklu tabaka sisteminin örnekleri ilk olarak manyetik alan altında ve oda sıcaklığında üretildi. XRD ve RC sonuçlarına göre en iyi kristal şiddetini, IrMn (111) yönelimini ve NiFe (111), CoFe (110) fazlarını ortaya çıkaran NiFe çekirdek tabakası kalınlıkları 8 ve 10 nm olarak belirlendi. XRR sonuçlarına bakıldığında ise Kiessing saçaklarının en son 8 nm NiFe çekirdek tabakası kalınlığına sahip örnekte sönümlendiği gözlemlendi. AFM'den elde edilen pürüzlülük değerleri arasında bir korelasyon bulunamadı. Ancak, XRR profillerinin modellenmesi ile elde edilen pürüzlülük değerlerine göre 6 nm NiFe kalınlığından sonra pürüzlülüğün azaldığı tespit edildi. FPP sonuçlarına göre, artan NiFe kalınlığıyla direncin düştüğü görüldü. Buda yapıdaki kusurların NiFe kalınlığı arttıkça azaldığını göstermektedir. Elde edilen bu sonuçlar neticesinde 8 nm NiFe kalınlığının bahsedilen sistem için en uygun kalınlık olduğu sonucuna varıldı. Belirlenen NiFe kalınlığı bir sonraki çalışmada yapılacak olan Ta kalınlık optimizasyonu için hazırlanan sistemdeki NiFe tabakası için 8 nm olarak sabit kabul edildi.

NiFe çekirdek tabakası için yapılan kalınlık optimizasyonu sonrasında, Ta (y)/NiFe (8 nm)/IrMn (10 nm)/CoFe (2 nm)/Ta (5 nm) (y=2, 4, 6, 8 ve 10 nm) sistemi için Ta tampon tabakası kalınlık optimizasyonu yapıldı. Tanımlanan çoklu tabaka sisteminin örnekleri ilk olarak manyetik alan altında ve oda sıcaklığında üretildi. XRD ve RC sonuçlarına göre en iyi kristal şiddetini ve IrMn (111) yönelimini veren Ta tabaka kalınlıkları 6, 8 ve 10 nm olarak belirlendi. Değişen Ta tampon tabakası kalınlıklarına göre üretilen bütün örneklerde NiFe çekirdek

tabakası kalınlığı optimizasyonu bir önceki çalışmada yapıldığı için NiFe (111) ve CoFe (110) fazları daha belirgin olarak görüldü. Bu fazların şiddetlerinin artan Ta kalınlığıyla arttığı tespit edildi. XRR sonuçlarına bakıldığında ise Kiessing saçaklarının en son 6, 8 ve 10 nm Ta kalınlığına sahip örnekler de sönümlendiği gözlemlendi. AFM'den elde edilen pürüzlülük değerleri ile XRR modellemesi sonucu elde edilen pürüzlülük değerleri arasında bir korelasyon olduğu ve pürüzlülük değerinin 6 nm'de minimuma gittiği görüldü. Ayrıca NiFe/IrMn/CoFe tabakaları arasındaki arayüzey pürüzlülükleri incelendiğinde en uygun Ta tampon tabakası kalınlığının 6 ve 8 nm olduğu bulundu. FPP sonuçlarına göre artan Ta kalınlığıyla direncin düştüğü görüldü. Buda yapıdaki kusurların Ta kalınlığı arttıkça azaldığını gösterdi. Elde edilen bu sonuçlar neticesinde 6 ve 8 nm Ta kalınlıkları bahsedilen sistem için en uygun kalınlık olarak belirlendi.

Bahsedilen iki sistem için üretilen örnekler bir sonra ki aşamada manyetik alan altında 200 °C'de 1 saat ısıl işlem uygulandı.

Değişen NiFe çekirdek tabakası kalınlığına göre üretilip manyetik alan altında ısıl işlem uygulanan örnekler incelendiğinde; XRD ve RC sonuçlarına göre en iyi kristal şiddetini, IrMn (111) yönelimini ve NiFe (111), CoFe (110) fazlarını ortaya çıkaran NiFe tabaka kalınlıkları oda sıcaklığında da olduğu gibi 8 ve 10 nm olarak belirlendi. XRR sonuçlarına bakıldığında ise Kiessing saçaklarının en son 6 ve 8 nm NiFe kalınlığına sahip örneklerde sönümlendiği gözlemlendi. Buda bu sistemlerde kimyasal difüzyonun diğer kalınlıklara göre daha az olduğunun göstergesidir. AFM'den elde edilen pürüzlülük değerlerine göre artan NiFe kalınlığıyla pürüzlülüğün azaldığı tespit edildi. FPP sonuçlarına göre de artan NiFe kalınlığıyla direncin düştüğü ve oda sıcaklığında elde edilen sonuçlarla çok fazla farklılık göstermedikleri belirlendi. SQUID ile yapılan manyetizasyon ölçümlerinin sonucuna göre de, 2 nm NiFe kalınlığına sahip yapıda NiFe'nin değiş-tokuş etkisinin CoFe'nin değiş-tokuş etkisi ile birleştiği görüldü. Bunun nedeni yüksek arayüzey pürüzlülüğü ve Ta/NiFe arasındaki ölü manyetik bölgedir. Manyetizasyon sonuçlarına göre en yüksek H_{ex} , H_c ve J_k değerlerinin 6 nm NiFe tabakası kalınlığına sahip sistemde elde edildiği tespit edildi. Artan NiFe kalınlığıyla H_{ex} değerinin düşmesinin nedeni ise kritik bir kalınlıktan sonra

H_{ex} ile t_{FM} arasındaki ters orantı ilişkisidir. Bu bir arayüzey etkisidir. Manyetizasyon sonuçları ile XRD, RC sonuçları arasında bir korelasyon bulunamadı. Bu yüzden ana etkenin XRR sonuçlarına göre arayüzey pürüzlülüğü olduğu söylenebilir.

Değişen Ta tampon tabakası kalınlığına göre üretilip manyetik alan altında ısıl işlem uygulanan örnekler incelendiğinde; XRD ve RC sonuçlarına göre en iyi kristal şiddetini, IrMn (111) yönelimini ve NiFe (111), CoFe (110) fazlarını ortaya çıkaran NiFe tabaka kalınlıkları 6 ve 8 nm olarak belirlendi. XRR sonuçlarına bakıldığında ise Kiessing saçaklarının sadece 6 nm Ta kalınlığına sahip örnekte erken sönümlendiği görüldü. Buda bu sistemde kimyasal difüzyonun diğer kalınlıklara göre daha yüksek olduğunun göstergesidir. AFM'den elde edilen pürüzlülük değerlerine göre artan Ta kalınlığıyla pürüzlülüğün azaldığı tespit edildi. FPP sonuçlarına göre artan Ta kalınlığıyla direncin düştüğü ve oda sıcaklığında elde edilen sonuçlarla çok fazla farklılık göstermedikleri gözlemlendi. SQUID ile yapılan manyetizasyon ölçümlerinin sonucuna göre de, bütün sistemlerin benzer H_{ex} ve J_k değerlerine sahip olduğu görüldü. Buda Ta tampon tabakası değişiminin H_{ex} ve J_k üzerinde çok fazla etkisi olmadığını gösterdi. Sonuç olarak, manyetizasyon sonuçları ile XRD, RC sonuçları arasında 6 nm Ta kalınlığı için bir korelasyon bulundu ve düşük R_q değeri nedeniyle spin vanası sistemi ve MgO bariyeri için tercih edildi.

Çalışmanın ikinci kısmında, manyetik spin vanası sistemlerinde tünelleme bariyeri olarak kullanılan MgO ince filmlerin tek tabaka olarak üretilip spin vanasına entegrasyonu için optimum üretim parametreleri araştırıldı ve belirlendi. Bu çalışmanın tek tabaka MgO ince filmi için yapılmasının nedeni, spin vanası metalik tabakalarına göre, MgO nun çok daha düşük yoğunluğa sahip olması ve dolayısı ile proses parametrelerinin mevcut tekniklerle spin vanası içerisinde tespit edilememesidir.

MgO ince filmlerin üretiminde Cu destek plakasız ve Cu destek plakalı olmak üzere iki tip hedef malzeme kullanıldı. İlk olarak Cu destek plakasız MgO hedef malzemesi ile çalışıldı ve önce değişen proses güçlerinde üretilen örnekler, XRR ve AFM teknikleri ile incelendi. Elde edilen sonuçlar neticesinde

120 Watt'da en düşük yüzey pürüzlülüğünün elde edildiği tespit edildi. Fakat kalınlığı belirlenemediği ve yüzey pürüzlülüğünün istenilenden yüksek olması nedeniyle spin vanasına entegrasyonu yapılamadı. Daha sonra 120 Watt proses gücünde prosese O₂ gazı ilavesinin etkileri araştırıldı. % 10 ve % 20 O₂/Ar oranında pürüzlülüğün düşük olduğu ama genede spin vanası sisteminin çalışması için uygun olmadığı ve kalınlık tespiti yapılamadığı gerekçesiyle Cu destek plakalı MgO hedef malzemesinde çalışılmaya başlandı.

Cu destek plakalı MgO hedef malzemesi ile hem proses gücü hem de DC besleme voltajının prostedeki etkisi üzerine çalışıldı ve 120 Watt - 100 Volt DC beslemede en düşük yüzey pürüzlülüğünün elde edildiği ve film kalınlığının ölçülebildiği tespit edildi. Daha sonra belirlenen proses gücü ve DC besleme voltajında prosese değişen oranlarda O₂ ilavesi yapıldı. Ancak sadece % 10 O₂/Ar oranında film kalınlığının ölçülebildiği ve filmin düşük pürüzlülüğe sahip olduğu görüldü, artan O₂ oranı ile yapının bozulduğu ve film kalınlığının ölçülemediği tespit edildi.

Entegrasyon için, daha önce elde edilen değiş-tokuş sistemi parametreleri ile, CoFe serbest elektrotlu ve MgO bariyerli spin vanası üretim çalışması tamamlandı. Si/SiO₂/Ta/NiFe/IrMn/CoFe/MgO/CoFe/Ta sistemine sahip spin vanasında; 1 nm ve 1,5 nm MgO bariyer kalınlıkları 120 Watt proses gücü ve 100 Volt DC besleme voltajı entegrasyon parametreleriyle üretilerek, bu spin vanalarının istenen özelliklere sahip olduğu, bu tez çalışmasında gösterildi ve bundan sonraki MgO bariyerli spin vanalarının üretiminde bu parametrelerin kullanılması uygun görüldü.

KAYNAKLAR

- [1] Belleson, J., Grochowski, E., "The Era of Giant Magnetoresistive Heads", *IBM çevrimiçi yayın*, 1998.
<http://www.hgst.com/hdd/technolo/gmr/gmr.htm>.
- [2] Grochowski, E. ve Halem, R.D., "Technological impact of magnetic hard disk drives on storage systems", *IBM Systems Journal*, **42**, 338-346 (2003).
- [3] Wetzig, K. ve Schneider, C.M., *Metal Based Thin Films for Electronics*, WILEY-VCH, Almanya, 65, 2006.
- [4] Getzlaff, M., *Fundamentals of Magnetism*, Springer, Almanya, 262-263, 2007.
- [5] 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**, 2472–2475 (1988).
- [6] Qiao, H., "Giant Magneto-Resistance Effect and Data Storage", *Advanced E&M*, 2008.
<https://portfolio.du.edu/portfolio/getportfoliofile?fiuid=57588>
- [7] Wetzig, K. ve Schneider, C.M., *Metal Based Thin Films for Electronics*, WILEY-VCH, Almanya, 83, 2006.
- [8] Julliere, M., "Tunneling between ferromagnetic films", *Phys. Lett.*, **54A**, 225–226 (1975).
- [9] Miyazaki, T. ve Tezuka, N., "Giant magnetic tunneling effect in Fe/Al₂O₃/Fe junction", *J. Magn. Magn. Mater.*, **139**, L231–L234 (1995).
- [10] Moodera, J.S. ve arkadaşları, "Large Magnetoresistance at Room Temperature in Ferromagnetic Thin Film Tunnel Junctions", *Phys. Rev. Lett.*, **74**, 3273–3276 (1995).
- [11] Parkin, S.S.P. ve arkadaşları, "Giant tunnelling magnetoresistance at room temperature with MgO (100) tunnel barriers", *Nat. Mat.*, **3**, 862–867 (2004).

- [12] Yuasa, S., Nagahama, T., Fukushima, A., Suzuki, Y. ve Ando, K., "Giant room-temperature magnetoresistance in single-crystal Fe/MgO/Fe magnetic tunnel junctions", *Nat. Mat.*, **3**, 868–871 (2004).
- [13] Ikeda, S., Hayakawa, J., Ashizawa, Y., Lee, Y.M., Miura, K., Hasegawa, H., Tsunoda, M., Matsukura, F. ve Ohno, H., "Tunnel magnetoresistance of 604% at 300 K by suppression of Ta diffusion in CoFeB/MgO/CoFeB pseudo-spin-valves annealed at high temperature", *Appl. Phys. Lett.*, **93**, 082508 (2008).
- [14] Meiklejohn, W.H., Bean, C.P., "New Magnetic Anisotropy", *Phys. Rev.*, **105 (3)**, 904–913 (1957).
- [15] Wetzig, K. ve Schneider, C.M., *Metal Based Thin Films for Electronics*, WILEY-VCH, Almanya, 74, 2006.
- [16] Anderson, G., Huai, Y., Miloslavsky, L., "Spin-Valve GMR Films Based on Antiferromagnetic NiMn", *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, **562**, 45 (1999).
- [17] 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).
- [18] 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).
- [19] 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).
- [20] Park, C., Wang, Y.H., Laughlin, D.E. ve Zhu, J.G., "Effect of Adjacent Layers on Crystallization and Magnetoresistance in CoFeB/MgO/CoFeB Magnetic Tunnel Junction", *IEEE Trans. Magn.*, **42**, 2639-2641 (2006).
- [21] 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).

- [22] 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).
- [23] Malinowski, G., Hehn, M., Robert, S., Lenoble, O. ve Schuhl, A., “Correlation between structural quality and magnetic properties of IrMn-based multilayers”, *J. Appl. Phys.*, **98**, 113903 (2005).
- [24] 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).
- [25] Getzlaff, M., *Fundamentals of Magnetism*, Springer; Almanya, 238, 2007.
- [26] 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).
- [27] 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).
- [28] Zhang, X.G. ve Butler, W.H., “Large magnetoresistance in bcc CoMgO/Co and FeCoMgO/FeCo tunnel junctions”, *Phys. Rev. B*, **70**, 172407 (2004).
- [29] Tarımcı, Ç., Sarı, H., *Vakum Tekniği*, Seçkin Yayıncılık, Ankara, Türkiye, 116-117, 2006.
- [30] <http://www.umms.sav.sk/index.php?ID=415>
- [31] <http://mmlab.dlut.edu.cn/training/d8intro.pdf>
- [32] Dai, B., Wang, Y., Cai, J.W., Lai, W.Y., “The influence of the interfacial FeMn insertion layer on the pinning effect of IrMn/CoFe exchange coupled bilayers”, *J. Magn. Magn. Mater.*, **312**, 370-373 (2007).
- [33] Tang, L., Laughlin, D.E., ve Gangopadhyay, S., “Microstructural study of ion-beam deposited giant magnetoresistive spin valves”, *J. Appl. Phys.*, **81**, 4906-4908 (1997).

- [34] Kanak, J., Stobiecki, T., Thomas, A., Schmalhorst, J., Reiss, G., “Structural and tunneling properties of magnetic tunnel junctions with Al-O and MgO barrier”, *Vacuum*, **82**, 1057-1061 (2008).
- [35] Kim, S.W., Lee, J.Y., Kim, B.K., Kim, J.K., Rhee, J.R., Lee, K.A., Lee, K.H., Lee, S.S., Hwang, D.G., “Blocking effect of Mn diffusion in NiFe/FeMn/NiFe Multilayers”, *J. Magn. Magn. Mater.*, **272–276**, 1272–1273 (2004).
- [36] Takiguchi, M., Ishii, S., Makino, E. ve Okabe, A., “Thermal degradation of spin valve multilayers caused by Mn migration”, *J. Appl. Phys.*, **87**, 246-2471 (2000).
- [37] 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).
- [38] 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).
- [39] 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).
- [40] 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).
- [41] 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).
- [42] Kakati, H., Pal, A.R., Bailung, H., and Chutia, J., “Sheath and potential characteristics in rf magnetron sputtering plasma”, *J. Appl. Phys.*, **100**, 083303 (2006).
- [43] Shen, W., Mazumdar, D., Zou, X., Liu, X., Schrag, B.D. ve Xiao, G., “Effect of film roughness in MgO-based magnetic tunnel junctions”, *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 182508 (2006).

- [44] Soto, R., Mergui, S. ve Schmidt, P.E., *Thin Solid Films*, **308-309**, 611-614 (1997).
- [45] Ohmori, H., Hatori, T., Nakagawa, S., “Fabrication of MgO barrier for a magnetic tunnel junction in as-deposited state using amorphous RE-TM alloy”, *J. Magn. Magn. Mater.*, **320**, 2963-2966 (2008).
- [46] Shen, W., Mazumdar, D., Zou, X., Liu, X., Schrag, B.D., and Xiao, G., “Effect of film roughness in MgO-based magnetic tunnel junctions”, *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 182508 (2006).