

**GRUP III-V BİLEŞİK YARIİLETKENLERDE
AFM YÜZEY KARAKTERİZASYONU**

Süleyman ÇÖREKÇİ

**DOKTORA TEZİ
FİZİK**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**OCAK 2008
ANKARA**

Süleyman ÇÖREKÇİ tarafından hazırlanan “GRUP III-V BİLEŞİK YARIİLETKENLERDE AFM YÜZEY KARAKTERİZASYONU” adlı bu tezin Doktora tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Mehmet ÇAKMAK
Tez Danışmanı, Fizik AD

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Fizik Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Kemal ÇOLAKOĞLU
Fizik AD, Gazi Üniversitesi

Doç. Dr. Mehmet ÇAKMAK
Fizik AD, Gazi Üniversitesi

Prof. Dr. Mehmet PARLAK
Fizik AD, ODTÜ

Prof. Dr. Bora ALKAN
Fizik Müh. AD, Ankara Üniversitesi

Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK
Fizik AD, Gazi Üniversitesi

Tarih: 04/01/2008

Bu tez ile Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Nermin ERTAN
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada orijinal olmayan her türlü kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Süleyman ÇÖREKÇİ

**GRUP III-V BİLEŞİK YARIİLETKENLERDE
AFM YÜZEY KARAKTERİZASYONU
(Doktora Tezi)**

Süleyman ÇÖREKÇİ

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
Ocak 2008**

ÖZET

MOCVD ile safir alttaş üzerine büyütülen AlN, GaN tampon malzemelerin ve AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapıların yapısal, morfolojik ve optik özellikleri araştırıldı. Numunelerin karakterizasyonu için XRD, AFM ve PL teknikleri kullanıldı. Safir alttaş üzerindeki AlN tampon tabakanın ve GaN tampon-AlGaN bariyer tabakaları arasına büyütülen AlN ara tabakanın, heteroyapılar üzerindeki etkileri incelendi. AlN tampon tabakanın, heteroyapıların kristal kalitesini ve yüzey özelliklerini geliştirdiği görüldü. AlN ara tabakanın heteroyapıların kristal kalitesini daha da geliştirdiği belirlendi. Ancak AlN ara tabakanın yüksek büyütme sıcaklığı nedeniyle heteroyapılarda daha pürüzlü ara yüzeyler oluşmasına neden olduğu bulundu. Ayrıca AlN ara tabakanın AlGaN bariyerdeki çekme gerinmesini basma gerinmesine dönüştürdüğü görüldü.

**Bilim Kodu : 202.1.147
Anahtar Kelimeler : HEMT, AlN tampon, AlN ara tabaka, AlGaN/GaN
Sayfa Adedi : 87
Tez Yöneticisi : Doç. Dr. Mehmet ÇAKMAK**

**AFM SURFACE CHARACTERIZATION IN
GROUP III-V COMPOUND SEMICONDUCTORS**

(Ph. D. Thesis)

Süleyman ÇÖREKÇİ

**GAZİ UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

January 2008

ABSTRACT

Structural, morphological and optical properties of AlN, GaN buffer materials and AlGaN/(AlN)/GaN heterostructures grown on sapphire substrate by MOCVD were investigated. XRD, AFM and PL techniques were used for characterization of the samples. The effects of AlN buffer layer on the sapphire substrate and AlN interlayer grown between GaN tampon-AlGaN barrier layers have been examined on the heterostructures. It was seen that AlN buffer layer improves the crystal quality and surface properties of heterostructures. Further improvement was achieved by inserting an AlN interlayer between GaN buffer and AlGaN barrier layers in the heterostructures. However, it was found that AlN interlayer leads to relatively rough interface in the heterostructures. In addition, it was seen that AlN interlayer changes the strain in the AlGaN barrier layer from tensile to compressive type.

Science Code : 202.1.147

Key Words : HEMT, AlN buffer, AlN interlayer, AlGaN/GaN

Page Number: 87

Adviser : Assoc. Prof. Dr. Mehmet Çakmak

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca katkılarından dolayı danışman hocam Doç. Dr. Mehmet ÇAKMAK'a, Dr. M. Kemal ÖZTÜRK'e, Yrd. Doç. Barış AKAOĞLU'na ve Doktora öğrencisi Aylin BENGİ'ye teşekkür ederim.

Tez çalışmamda kullandığım numunelerin büyütülmesini sağlayan Bilkent Üniversitesi Elektrik Elektronik Mühendisliği ve Fizik Bölümü öğretim üyesi Prof. Dr. Ekmel ÖZBAY'a teşekkür ederim.

Karakterizasyon deneylerini gerçekleştirme olanağı sunan 2001K120590 nolu DPT projesinin yürütücüsü Gazi Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü öğretim üyesi Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK'e teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xi
RESİMLERİN LİSTESİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR	xv
1. GİRİŞ	1
2. NİTRİT YARIİLETKEN MALZEMELER	4
2.1. Fiziksel Özellikler	4
2.2. Heteroyapı	5
2.3. Polarizasyon	6
2.3.1. Kendiliğinden polarizasyon	6
2.3.2. Piezoelektrik polarizasyon	7
2.4. 2-Boyutlu Elektron Gazı	8
2.5. Epitaksi	10
2.6. Nitrit Epitaksi	11
2.6.1. Metal organik kimyasal buhar depozisyonu	11
2.6.2. Nitrit epitakside yaygın olarak kullanılan alttaş malzemeler	12
2.7. Nitrit Yarıiletken Malzemelerin Yüzeyleri	17
3. AlGaN/GaN HEMT	20

	Sayfa
3.1. AlGa _N /Ga _N HEMT'lerde Saçılma Mekanizmaları.....	21
3.1.1. Fonon saçılması.....	22
3.1.2. İyonize safsızlık saçılması	22
3.1.3. Dipol saçılması.....	22
3.1.4. Dislokasyon saçılması.....	22
3.1.5. Alaşım düzensizliği saçılması.....	23
3.1.6. Ara yüzey pürüzlülüğü saçılması.....	23
3.2. Yarıyalıtkan Ga _N Gereksinimi	24
3.3. HEMT Uygulamalar için Tasarlanan Nitrit Heteroyapılar	24
3.3.1. AlGa _N /Ga _N	24
3.3.2. AlN/Ga _N	27
3.3.3. Ga _N /AlN/Ga _N	29
3.3.4. AlGa _N /AlN/Ga _N	30
4. DENEYSEL TEKNİKLER.....	32
4.1. X-Işını Kırınımı.....	32
4.2. Atomik Kuvvet Mikroskobu	34
4.3. Fotoluminesans	38
5. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA	42
5.1. AlGa _N /Ga _N Heteroyapılar için AlN ve Ga _N Tampon Malzemeler.....	42
5.1.1. Büyütme şartları.....	43
5.1.2. Deney	45
5.1.3. Yapısal özellikler	45
5.1.4. Yüzey özellikleri.....	54

	Sayfa
5.1.5. Optik özellikler	56
5.2. HEMT Uygulamalar için AlGaN/(AlN)/GaN Heteroyapılar.....	57
5.2.1. Büyütme şartları.....	58
5.2.2. Deney	60
5.2.3. Yapısal özellikler	61
5.2.4. Yüzey özellikleri	66
5.2.5. Optik özellikler	70
6. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	73
KAYNAKLAR	76
ÖZGEÇMİŞ	86

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Wurtzite yapılı nitrit bileşik yarıiletkenlerle ilgili bazı parametreler [3]	5
Çizelge 2.2. GaN, AlN bileşik yarıiletkenlerin ve nitrit epitakside yaygın olarak kullanılan alttaş malzemelerin bazı özellikleri [3]	13
Çizelge 2.3. Nitrit epitakside yaygın olarak kullanılan alttaş malzemelerin avantajları ve dezavantajları [2]	16
Çizelge 3.1. AlN/GaN ve AlGaIn/GaN heteroyapılarda taşıyıcı yoğunluğu ve mobilite değerleri.....	28
Çizelge 3.2. AlGaIn/(AlN)/GaN heteroyapılarda taşıyıcı yoğunluğu ve mobilite değerleri	31
Çizelge 5.1. A ve B numunelerinin yüzeyleri üzerindeki siyah nokta yoğunluğu, teras genişliği ve RMS pürüzlülüğü.....	56
Çizelge 5.2. A, B ve C numuneleri için HRXRD'den elde edilen simülasyon sonuçları	63
Çizelge 5.3. A, B ve C numuneleri için XRR'den elde edilen simülasyon sonuçları	65
Çizelge 5.4. A, B ve C numunelerinin yüzeyleri üzerindeki siyah nokta yoğunluğu, teras genişliği ve RMS pürüzlülüğü.....	70

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Wurtzite yapıda birim hücre (a ve c örgü sabitleri) [3]	5
Şekil 2.2. Nitrit heteroyapılarda polarizasyon yönelimi [27].....	7
Şekil 2.3. $Al_xGa_{1-x}As/GaAs$ heteroyapıda elektronlar, (a) yerlerinde iken sistem yüksüzdür; (b) termal enerjileri nedeniyle hareket ederek GaAs tarafına geçtiğinde üçgene benzeyen potansiyel bir kuyuda tuzaklanır [29].	8
Şekil 2.4. Ga-yüzlü $Al_xGa_{1-x}N/GaN$ heteroyapıda $Al_xGa_{1-x}N$ ve GaN tabakalardaki polarizasyon yönelimleri [25].....	9
Şekil 2.5. Heteroepitaksiste büyüme modları [31].....	11
Şekil 2.6. MOCVD'nin çalışma prensibi. Kaynak malzeme gaz fazında ısıtılmış tutucu üzerindeki alttaş yüzeyine gönderilir. Kaynak gaz molekülleri sıcak yüzeyde ayrışır ve istenen türler soğurur, diğerleri ise yüzeyden saçılır. Böylece epitaksiyel film oluşur [31].	12
Şekil 2.7. AlGaN yüzeyi AFM görüntüleri. (a) Yüzeyden epitaksiyel tabakanın içine doğru uzanan nanoborular ~ 50 nm çapa sahiptir. (b) Yüzeydeki Ga-topakları 1-5 nm yüksekliğinde ve ~ 50 nm çapa sahiptir [46].	18
Şekil 2.8. GaN malzemede ortaya çıkan dislokasyonlar. (a) Safir/GaN kesit alanı TEM görüntüsündeki kenar tipi dislokasyonlar [51]. (b) Safir üzerine büyütülen GaN malzemenin AFM yüzey görüntüsündeki vida tipi dislokasyonlar (GaN yüzeyinde terasların düğümlendiği siyah noktalar vida tipi dislokasyonlarla ilişkilendirilir.).	19
Şekil 3.1. AlGaN/GaN HEMT'in şematik yapısı (S: kaynak, G: kapı, D: akaç).....	20
Şekil 3.2. MOCVD ile GaN üzerine (a) $1,51 \text{ min}^{-1}$, (b) 31 min^{-1} , (c) 61 min^{-1} amonyak akılarında büyütülen 20 nm kalınlıklı $Al_{0,35}Ga_{0,65}N$ tabakaların AFM yüzey görüntüleri [4]	25
Şekil 3.3. Elektron mobilitesi (dolu yuvarlaklar) ve taşıyıcı yoğunluğunun (boş yuvarlaklar) AlGaN bariyerdeki Al kompozisyonuna bağlı değişimi [62]	26
Şekil 3.4. AlN/GaN heteroyapıda 2DEG yoğunluğunun ve mobilitenin bariyer kalınlığına bağlı değişimi [16, 65]	28

Şekil	Sayfa
Şekil 3.5. AlN/GaN heteroyapıda 2DEG yoğunluğunun GaN kep kalınlığına bağlı değişimi [16]	29
Şekil 3.6. (a) AlGaIn/GaN, (b) AlGaIn/(AlN)/GaN heteroyapıların şematik bant yapısı [14].	30
Şekil 4.1. XRD saçılma geometrisi (“o” ve “n” sırasıyla numune yüzeyi ve yansıma düzlemleri normaline)	32
Şekil 4.2. AFM'nin çalışma prensibi [70].....	35
Şekil 4.3. Uç-numune arasındaki van der Waals kuvvetinin mesafe ile değişimi [31]	36
Şekil 4.4. Fotoluminesans ölçümlerinde gerçekleşen olayların şematik gösterimi [71].....	40
Şekil 5.1. Numunelerin şematik yapıları (a) A numunesi ve (b) B numunesi	44
Şekil 5.2. A ve B numunelerinin standart θ -2 θ XRD taraması	46
Şekil 5.3. A ve B numunelerinin ω -2 θ HRXRD taraması.....	47
Şekil 5.4. A numunesindeki AlN tabakanın (0002) ve (10 $\bar{1}$ 2) rocking eğrileri.....	48
Şekil 5.5. B numunesindeki AlN tabakanın (0002) ve (10 $\bar{1}$ 2) rocking eğrileri.....	48
Şekil 5.6. B numunesindeki GaN tabakanın (0002) ve (10 $\bar{1}$ 2) rocking eğrileri	49
Şekil 5.7. Mozaik yapıda eğilme, bükülme, dikey ve yanal koherens uzunluklarının şematik gösterimi [90]	50
Şekil 5.8. B numunesindeki GaN tabaka için Williamson-Hall eğrisi.....	51
Şekil 5.9. χ ekseninde boyunca ω -taramasından elde edilen piklerin FWHM değerleri artarken ϕ taramalarından elde edilen piklerin FWHM değerleri azalır.....	52
Şekil 5.10. A numunesinin AlN yüzeyi üzerinden alınan (a) $2 \times 2 \mu\text{m}^2$, (b) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüleri	54
Şekil 5.11. B numunesinin GaN yüzeyi üzerinden alınan (a) $2 \times 2 \mu\text{m}^2$, (b) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüleri	55

Şekil	Sayfa
Şekil 5.12. B numunesinin oda sıcaklığında ölçülen fotoluminesans spektrumu	57
Şekil 5.13. HEMT uygulamalar için büyütülen numunelerin şematik yapıları. (a) A numunesi, (b) B numunesi, (c) C numunesi	60
Şekil 5.14. A, B ve C numunelerinin standart θ - 2θ XRD taraması	61
Şekil 5.15. A, B ve C numunelerinin (0002) düzlemi yüksek çözünürlüklü Bragg yansımaları ve simülasyon eğrileri.....	62
Şekil 5.16. A, B ve C numunelerinin XRR yansımaları.....	65
Şekil 5.17. Numunelerin $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ ve $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM yüzey görüntüleri. (a, b) A numunesi, (c, d) B numunesi, (e, f) C numunesi	67
Şekil 5.18. C numunesinin GaN yüzeyi üzerinden alınan $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüsü ve çizgi profili. Yüzeyde terasların düğümlendiği siyah noktalar ~ 30 nm çapa sahiptir.....	68
Şekil 5.19. A, B ve C numunelerinin oda sıcaklığında ölçülen fotoluminesans spektrumları.....	72

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 4.1. Bruker D8 Discover XRD cihazı	33
Resim 4.2. Omicron VT-STM/AFM cihazı	37
Resim 4.3. Omicron VT-STM/AFM cihazında taramanın yapıldığı bölge. Sol üst köşede needle sensörün resmi ve Si ucun optik mikroskop altındaki görüntüsü yer almaktadır.....	38
Resim 4.4. Fotoluminesans ölçümlerinde kullanılan Horiba Jobin Yvon Fluorolog-3 sistemi	41

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklama
a	Örgü sabiti
Al_2O_3	Safir
AlN	Alüminyum nitrit
$AlGaN$	Alüminyum galyum nitrit
c	Örgü sabiti
$TMGa$	Trimethylgallium
$TMAI$	Trimethylaluminium
$TMIIn$	Trimethylindium
E_g	Yasak bant aralığı
GaN	Galyum nitrit
InN	İndiyum nitrit
$NaCl$	Sodyum klorür
NH_3	Amonyak
n_s	Taşıyıcı yoğunluğu
P_{SP}	Kendiliğinden polarizasyon
P_{PZ}	Piezoelektik polarizasyon
Si	Silisyum
SiC	Silisyum karbür
T	Sıcaklık
ZnS	Çinko sülfür
x	Alüminyum kompozisyonu
μ	Mobilite
λ	Dalgaboyu
α_a	Termal genleşme katsayısı

α_{Ω}	Eğilme açısı
α_{ϕ}	Bükülme açısı

Kısaltmalar**Açıklama**

AFM	Atomik kuvvet mikroskobu
BE	Bant kenarı geçişi
BL	Mavi lüminesans
DPT	Devlet Planlama Teşkilatı
FWHM	Pik yüksekliğinin yarı genişliği
HEMT	Yüksek elektron mobiliteli transistör
HFET	Heteroyapılı alan-etkili transistör
HRXRD	Yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı
HT	Yüksek sıcaklık
MBE	Moleküler demet epitaksi
MOCVD	Metal organik kimyasal buhar depozisyonu
MODFET	Modülasyon alan-etkili transistör
PL	Fotolüminesans
RMS	Kare ortalama karekök
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
SI	Yarıyalıtkan
STM	Taramalı tünelleme mikroskobu
TEM	Geçirmeli elektron mikroskobu
YL	Sarı lüminesans
XRD	X-ışını kırınımı
XRR	X-ışını yansımaları
2DEG	İki boyutlu elektron gazı
2DHG	İki boyutlu deşik gazı
k.b.	Keyfi birim

1. GİRİŞ

Silisyum üretimi, termal iletkenliği, mekanik dayanıklılığı, maliyeti vb. çeşitli avantajlarından dolayı günümüz yarıiletken teknolojisinde en yaygın kullanılan malzemedir [1]. Bunun yanı sıra grup III-V malzemeler de yarıiletken teknolojisinde önemli yer tutar. Örneğin III-As(P) yarıiletken sistemler yüksek frekans cihazlarında ve kızılötesi-sarı bölgedeki optoelektronik uygulamalarda kullanılmaktadır. Ancak III-As(P) yarıiletken malzemeler düşük bant aralıklarına sahip olduklarından mavi ve mor bölgedeki optoelektronik uygulamalarda kullanılamaz [2]. III-N (nitrit) yarıiletken sistemler ise elektronik ve optoelektronik uygulamalar için büyük bir potansiyele sahiptir. Nitrit yarıiletken malzemeler, 0,7 eV'dan 6,2 eV'a kadar uzanan geniş direk bant aralıklarına ve güçlü atomlar arası bağlara sahiptir. Bu yüzden bu malzemeler, kırmızı-morötesi bölgedeki optoelektronik uygulamalarda kullanılabilir. Ayrıca yüksek sıcaklıklara ve güç çevre koşullarına karşı daha toleranslıdır [2, 3]. Nitrit yarıiletken malzemeler optoelektronik uygulamaların yanı sıra yüksek sıcaklık, yüksek frekans, yüksek güç uygulamaları (örneğin; yüksek elektron mobiliteli transistörler) için de oldukça önemlidir [4, 5].

Yüksek elektron mobiliteli transistör veya HEMT (High Electron Mobility Transistor), heteroyapılı alan-etkili transistör (HFET) ve modülasyon katkılı alan-etkili transistör (MODFET) olarak da bilinir. HEMT'in tarihsel gelişimi kısaca;

- 1970'li yılların sonlarına doğru modülasyon katkılama yoluyla AlGaAs/GaAs heteroyapılarda yüksek elektron mobiliteli 2-boyutlu elektron gazı (2DEG) oluşturulması [6],
- 1980'de Mimura ve arkadaşları tarafından ilk HEMT'in geliştirilmesi [7],
- 1994'de Asif Khan ve arkadaşları tarafından ilk AlGaN/GaN HEMT'in geliştirilmesi [8]

olarak ifade edilebilir.

Nitrit yarıiletken malzemeleri esas alan AlGaN/GaN HEMT'lerin askeri ve ticari pek çok alanda (radar ve uydu sistemleri, uzay-havacılık, yeni nesil iletişim sistemleri, otomotiv vb.) kullanılması planlanmaktadır [4, 9, 10].

İlk olarak Asif Khan ve arkadaşları tarafından geliştirilen AlGaN/GaN HEMT'ler için metal organik kimyasal buhar depozisyonu (MOCVD) ile uygun heteroyapılar oluşturulabilmektedir [11]. Heteroyapılar, GaN alttaş noksanlığı nedeniyle yaygın olarak safir (Al_2O_3), silisyum karbür (SiC) ve silisyum (Si) alttaş malzemeleri üzerine büyütülmektedir. Nitrit yarıiletkenler ve alttaş olarak kullanılan bu malzemeler büyük örgü uyumsuzluklarına sahiptir. Bu yüzden epitaksiyel tabakalarda *dislokasyonlar* ($10^7-10^{11} \text{ cm}^{-2}$) oluşur [12, 13]. Öte yandan son zamanlarda AlGaN/GaN HEMT'lerin iletim özelliklerini geliştirmek için AlGaN bariyer ve GaN tampon arasına ince AlN ara tabaka büyütülmektedir [14]. Bu durumda ise AlN büyütmeden kaynaklanan güçlükler nedeniyle, epitaksiyel tabakalarda *pürüzlülük, çatlak (crack) oluşumu* vb. problemlerle karşılaşmaktadır [15-17]. Heteroyapıdaki malzemelerin kristal kalitesi, kusur yoğunluğu, yüzey/ara yüzey özellikleri cihaz performansını önemli ölçüde etkiler [18]. Bu yüzden malzemelerin yapısal kalitesi, yüzey ve ara yüzeyleri hakkında detaylı araştırmalar yapılmaktadır [2, 19-21].

Bu tez çalışmasında MOCVD ile (0001) yönelimli safir alttaş üzerine büyütülen AlN, GaN tampon malzemelerin ve AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapıların yapısal, morfolojik ve optik özellikleri incelenmiştir. Numunelerin karakterizasyonunda X-ışını kırınımı (XRD), atomik kuvvet mikroskobu (AFM) ve fotoluminesans (PL) teknikleri kullanılmıştır. AlN tampon ve AlN ara tabakanın, AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapılar üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Safir üzerindeki AlN tampon tabakanın, heteroyapıların kristal kalitesini ve yüzey özelliklerini geliştirdiği görülmüştür. Heteroyapılarda GaN tampon ve AlGaN bariyer arasında büyütülen AlN ara tabakanın, AlGaN bariyerin kristal kalitesini daha da geliştirdiği belirlenmiştir. Ancak AlN ara tabakanın, daha pürüzlü ara yüzeyler oluşturduğu ve AlGaN bariyerdeki çekme gerinmesini (*tensile*) basma gerinmesine (*compressive*) dönüştürdüğü bulunmuştur.

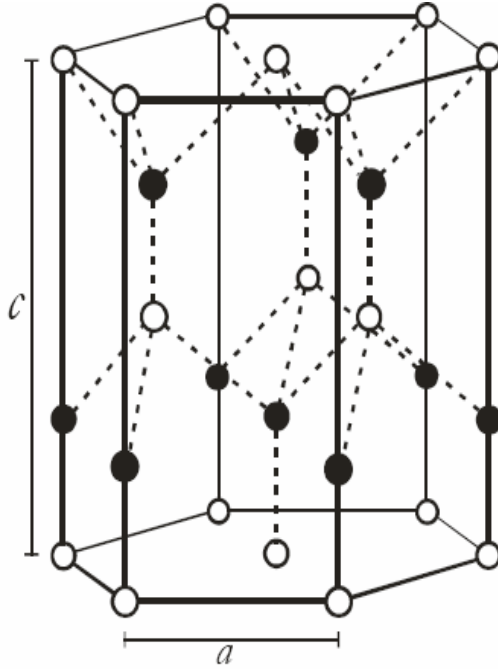
Tez çalışmasında kullanılan numuneler Bilkent Üniversitesi Nanoteknoloji Araştırma Merkezi'nde (NANOTAM) MOCVD cihazı ile büyütülmüştür. Numunelerin yapısal, morfolojik ve optik özellikleri, Gazi Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü Yarıiletken İleri Teknoloji Laboratuvar'ında (STARLAB) XRD, AFM ve PL cihazları ile incelenmiştir.

2. NİTRİT YARIİLETKEN MALZEMELER

Bu bölümde nitrit yarıiletken malzemelerin temel özellikleri, büyütülmesi ve yüzeyleri kısaca anlatılmıştır.

2.1. Fiziksel Özellikler

Nitrit yarıiletken malzemeler çinko sülfür (ZnS), sodyum klorür (NaCl) ve wurtzite olmak üzere üç farklı yapıda kristalleşebilir. Bu malzemelerin termodinamiksel kararlı fazı wurtzite yapıdır. Bu nedenle cihaz için bu yapı tercih edilir. Burada sadece, tez çalışması kapsamında araştırılan numunelerin wurtzite yapısından kısaca bahsedilmiştir. Wurtzite yapı altıgenin taban kenar uzunluğu “ a ”, altıgen prizmanın yüksekliği “ c ” ve (0001) eksenini boyunca anyon-kasyon bağ uzunluğu olarak ifade edilen “ u ” parametresi ile tanımlanır. Şekil 2.1’de bu yapıya ait birim hücre görülmektedir. Bu yapıda kristalleşen nitrit bileşik yarıiletken malzemeler (0001) yöneliminde ABABAB şeklinde birbirini izleyen sıkı paketli grup-III (In, Ga, Al) ve grup-V (N) düzlemler çiftinden oluşur. Grup-III atomu dört N atomuyla tetrahedral bağ yapar. InN, GaN ve AlN farklı katyonlara ve farklı iyonik yarıçaplara sahiptir. Bu yüzden bu malzemelerin örgü sabitleri (Çizelge 2.1), bant aralıkları ve bağlanma enerjileri farklıdır. Ayrıca wurtzite yapılı nitrit bileşik yarıiletkenler, direk bant aralıkları 0,7 eV’den 6,2 eV’a kadar uzanan alaşım yarıiletken malzemeleri oluşturur. Çizelge 2.1’de wurtzite yapılı nitrit bileşik yarıiletken malzemelerle ilgili önemli birkaç parametre verilmiştir. Öte yandan wurtzite yapı tersinme (*inversion*) simetrisine sahip değildir. Bu nedenle wurtzite yapılı nitrit malzemeler grup-III (In, Ga veya Al) ya da grup-V (N) polariteye sahiptir. Polarite öbek (*bulk*) ve yüzey özellikleri açısından oldukça önemlidir. Örneğin N-polar GaN’ın, Ga-polar GaN’dan kimyasal olarak daha reaktif olduğu gözlenmiştir [22]. Safir alttaşı üzerine MOCVD ile büyütülen nitrit malzemeler Ga polariteye sahiptir. Moleküler demet epitaksi (MBE) ile büyütülen nitrit malzemeler ise genelde N polariteye sahiptir; fakat bu malzemeler GaN büyütmeden önce ince AlN tampon tabaka büyütülerek Ga polariteli yapılabilmektedir [23].



Şekil 2.1. Wurtzite yapıda birim hücre (a ve c örgü sabitleri) [3]

Çizelge 2.1. Wurtzite yapılı nitrit bileşik yarıiletkenlerle ilgili bazı parametreler [3]

	Birim	InN	GaN	AlN
Örgü sabiti a (300 K)	Å	3,54	3,189	3,112
Örgü sabiti c (300 K)	Å	5,705	5,185	4,982
Erime noktası	K	2146	2791	3487
Termal genişleme katsayısı α_a	10^{-6} K^{-1}	3,8	5,59	4,15
Termal iletkenlik (300 K)	$\text{Wcm}^{-1}\text{K}^{-1}$	1,76	4,1	5,9

2.2. Heteroyapı

Farklı bant aralıklarına sahip iki veya daha fazla yarıiletken malzemeden oluşan yapı “heteroyapı” olarak adlandırılır. $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ yarıiletkeninin GaN yarıiletkeni üzerine büyütülmesi sonucu oluşan yapı buna örnek olarak verilebilir. Çeşitli şekillerde

tasarlanan bu yapılar sayesinde elektronların ve deşiklerin hareketi kontrol edilebilir. Bu özellik elektronik ve optoelektronik uygulamalar için oldukça önemlidir [2].

Heteroyapıları esas alan cihazlarda aktif bölge, ara yüzeyler ya da ara yüzeylere yakın bölgelerdir [24]. Bu yüzden yüksek performans için mükemmel ara yüzeylere sahip ideal heteroyapılar hazırlanmalıdır. Aksi halde ara yüzey boyunca hareket eden elektronlar kusurlar tarafından saçılır. İdeal bir heteroyapının hazırlanabilmesi için farklı türden malzemelerin birleştirilebilmesi mümkün olmalıdır. Bunun için birleştirilen malzemelerin aynı kristal yapıya (veya en azından aynı simetriye) sahip olmaları gerekir. Bu gereksinim temel III-V yarıiletkenler tarafından sağlanmaktadır. İkinci bir gereksinim ise hazırlanan heteroyapıda gerinme oluşmamasıdır. Çünkü gerinme kritik bir kalınlıktan sonra tabakalarda kusurların oluşmasına sebep olmaktadır. Bu aygıt yapılar için istenmeyen bir durumdur. Gerinmenin oluşmadığı bir heteroyapı birbirlerine yakın örgü sabitine sahip malzemelerin birleştirilmesi ile sağlanabilir [24]. Ayrıca birleştirilen malzemelerin termal genişleme katsayıları da göz önünde tutulmalıdır. Birleştirilen malzemelerin termal genişleme katsayılarının çok farklı olması durumunda yüksek sıcaklıklarda oluşturulan heteroyapıların oda sıcaklığına soğutulması durumunda gerinme meydana gelir.

2.3. Polarizasyon

Nitrit yarıiletken malzemeler iki farklı polarizasyona sahiptir: kendiliğinden (*spontaneous*) polarizasyon P_{SP} ve piezoelektrik polarizasyon P_{PE} .

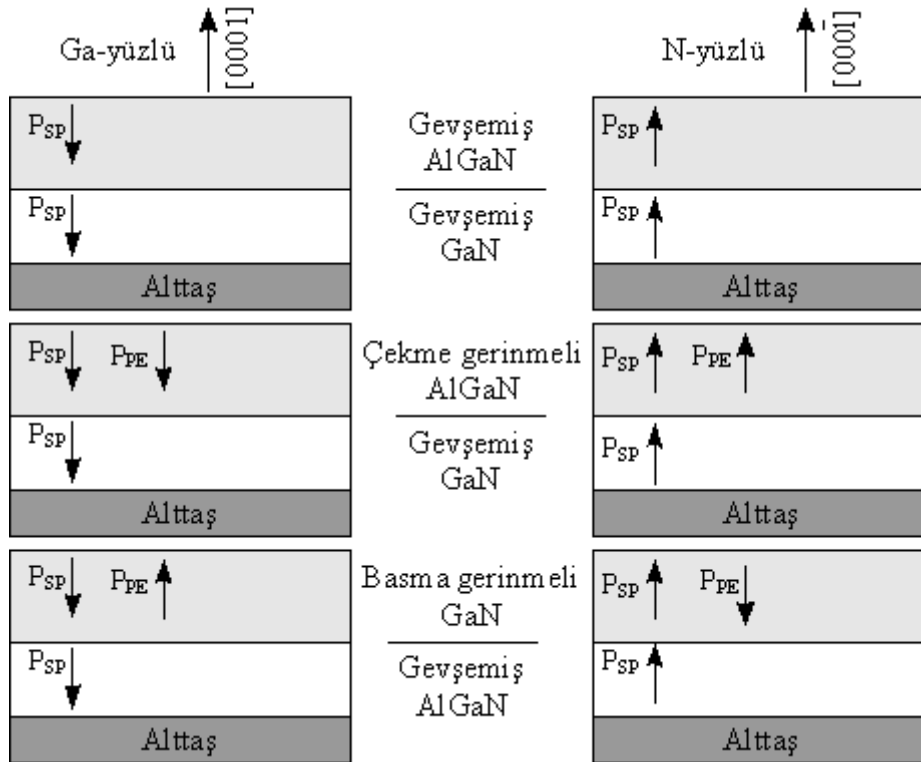
2.3.1. Kendiliğinden polarizasyon

Kendiliğinden polarizasyon, kristalin tersinme simetrisi eksikliğinden ve iki atom arasındaki bağın tam kovalent karakterde olmayışından kaynaklanır. Bu, elektron yük bulutunun bağdaki atomların birine doğru yer değiştirmesi ile sonuçlanır. Kristalin tersinme simetrisine sahip olmadığı yönde, asimetric elektron bulutu kristalin bir yüzeyinde net bir pozitif yükün, diğer yüzeyinde ise net bir negatif

yükün yerleşmesiyle sonuçlanır. Oluşan elektrik alanın şiddeti malzemenin kendiliğinden polarizasyon katsayısına bağlıdır [25].

2.3.2. Piezoelektrik polarizasyon

İki malzeme birleştirildiğinde farklı örgü sabitleri ve farklı termal genleşme katsayıları nedeniyle gerinme oluşur. Piezoelektrik polarizasyon, malzemede oluşan bu gerinmeden kaynaklanır [3]. Nitrit yarıiletkenlerde P_{SP} [0001] c eksenine boyunca sabit bir yöne sahiptir ve metal atomundan N atomuna doğru pozitif olarak belirlenir [26]. Şekil 2.2’de görüldüğü gibi nitrit heteroyapılarda piezoelektrik polarizasyonun yönü büyütülen malzemenin polaritesine ([0001]: Ga-yüzlü ve [000-1]: N-yüzlü) ve gerinme tipine bağlıdır (çekme veya basma gerinmesi). Oluşan elektrik alanın şiddeti malzemenin piezoelektrik polarizasyon katsayısına bağlıdır. Polarizasyonun etkisi polarizasyonun yönü ile doğrudan ilişkilidir. Her iki polarizasyonun aynı yönde olması durumunda ara yüzeyde yüksek taşıyıcı yoğunluğu elde edilebilir.

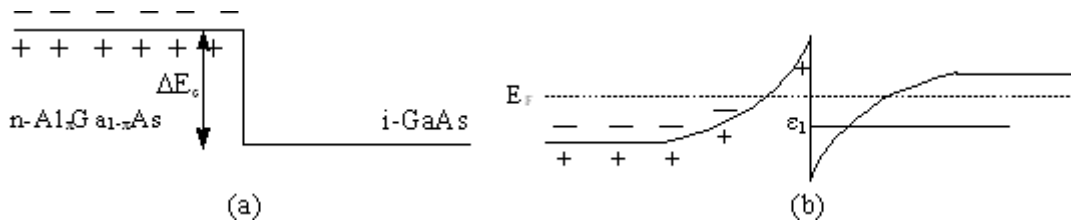


Şekil 2.2. Nitrit heteroyapılarda polarizasyon yönelimi [27]

2.4. 2-Boyutlu Elektron Gazı

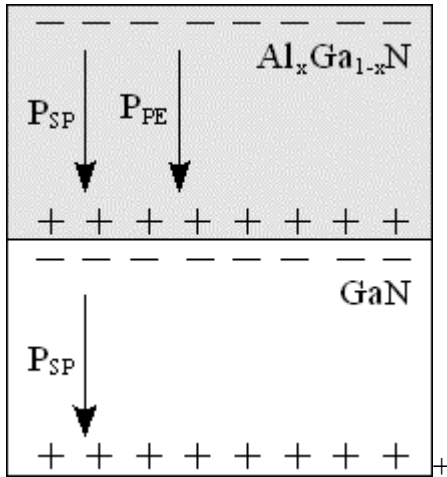
Öbek metallerde ve yarıiletkenlerde elektronlar veya deşikler üç boyutta hareket edebilir. Ancak hareketin belirli bir yönde sınırlanması durumunda elektronlar, sadece bir düzlem boyunca hareket edebilir; düzleme dik yönde hareket edemez. Bir yarıiletken malzemenin yüzeyindeki potansiyel metal kapı (*gate*) ile değiştirilerek 2-boyutlu sistem elde edilebilir. Bu şekilde taşıyıcılar üçgene benzer potansiyel bir kuyuda tuzaklanır. Kapı voltajının işaretine, malzemedeki katkıya bağlı olarak 2DEG (*2D Electron Gas*) veya 2DHG (*2D Hole Gas*) oluşur. MOSFET, HEMT vb. birçok uygulama 2DEG iletimini esas alır [28].

As ve N temelli heteroyapılar 2DEG'in kaynağı bakımından birbirinden farklıdır. $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ heteroyapıda 2DEG oluşturmak için modülasyon katkılama işlemi yapılır. Şekil 2.3'te n-tipi katkılı $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ tabaka ile katkısız GaAs tabakadan oluşan heteroyapı görülmektedir. $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ yarıiletkeninde elektronların yerlerinde kaldığı durum için sistem yüksüzdür. Gerçekte durum bundan farklıdır. Elektronlar termal enerjiye sahip olduğundan hareket eder ve bir kısmı GaAs tarafına geçer. GaAs tarafına geçen elektronlar enerjilerinin bir kısmını kaybeder ve bu nedenle ΔE_c ile gösterilen bariyeri geri aşamazlar. Birikme sonucu bandın eğilmesine yol açan bir potansiyel ortaya çıkar. Bu bölgede elektronlar üçgene benzer bir potansiyel kuyuda tuzaklanır ve kesikli enerji seviyelerinde bulunabilirler. Fermi seviyesi elektronların sadece ϵ_1 ile gösterilen olası enerji durumunun üstünde yer almaktadır. Bu yüzden elektronlar sadece bu enerji seviyesinde bulunmaktadır [29].



Şekil 2.3. $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ heteroyapıda elektronlar, (a) yerlerinde iken sistem yüksüzdür; (b) termal enerjileri nedeniyle hareket ederek GaAs tarafına geçtiğinde üçgene benzeyen potansiyel bir kuyuda tuzaklanır [29].

Nitrit heteroyapılarda polarizasyon 2DEG oluşumunda önemli rol oynar. Şekil 2.4'te $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ bariyer tabaka ve katkısız GaN tabakadan oluşan $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ heteroyapı görülmektedir. Daha önce de ifade edildiği gibi GaN polar bir moleküldür ve kendiliğinden polarizasyona sahiptir. Ayrıca GaN üzerine uyarlanmış (*pseudomorphic*) olarak büyütülen $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ise hem kendiliğinden hem de piezoelektrik polarizasyona sahiptir [1]. $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ve GaN tabakaları arasındaki polarizasyon farkı, $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ yüzeyi üzerindeki negatif yüke uygun olarak ara yüzeyde sabit bir pozitif yük meydana getirir. Pozitif yük ara yüzeyde elektronların birikmesine yani 2DEG oluşumuna yol açar. Öte yandan ara yüzey yükü tarafından oluşturulan güçlü elektrik alan iletim kanalında yüksek taşıyıcı yoğunluğu elde edilmesine ve taşıyıcıların daha iyi sınırlandırılmasına neden olur [25, 27].



Şekil 2.4. Ga-yüzlü $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ heteroyapıda $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ve GaN tabakalardaki polarizasyon yönelimleri [25]

$\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ heteroyapıda $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ bariyerin katkısız olması durumunda ara yüzeyde 10^{13} cm^{-2} mertebesinde 2DEG yoğunluğuna ulaşılabilmektedir [30]. Bu değer tipik bir $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ heteroyapıda elde edilen 2DEG yoğunluğunun yaklaşık 4–5 katı civarındadır [1].

2.5. Epitaksi

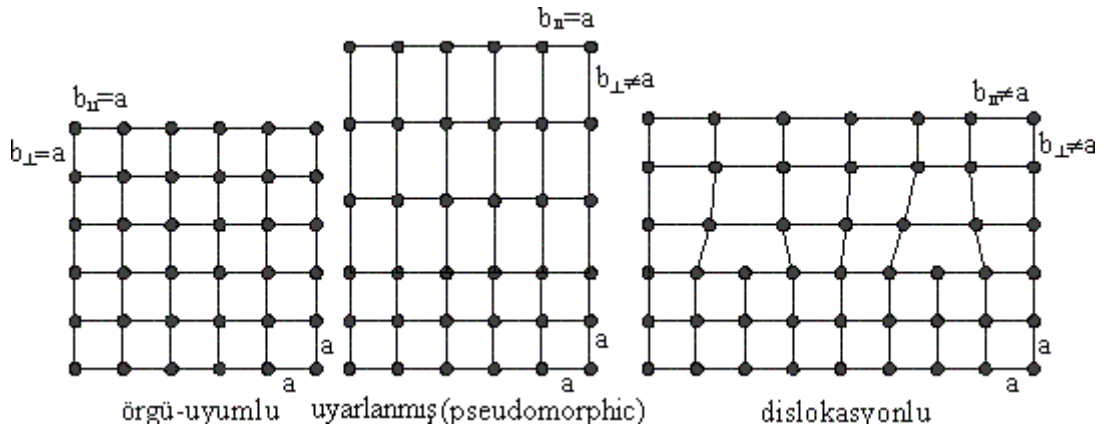
Tek kristal alttaş üzerine yönelimli kristal büyütme işlemine ‘‘epitaksi’’ denir. Büyütme işlemi; film ve alttaşın aynı tür malzeme olması durumunda *homoepitaksi*, farklı tür malzeme olması durumunda ise *heteroepitaksi* olarak adlandırılır.

Homoepitaksizde film yüzeyi, alttaş yüzeyi ve film/alttaş ara yüzeyi denge durumu serbest enerjilerini esas alan termodinamik yaklaşımlar, büyümenin tabaka-tabaka şeklinde olacağını öngörmektedir. Ancak gerçekte büyüme, denge şartlarından uzakta meydana gelir ve kinetik sınırlamalar büyüme modunu etkileyebilir. Başlıca iki difüzyon olayı vardır:

- Düz bir teras üzerinde atomların difüzyonu
- Bir teras kıyısı boyunca atomların difüzyonu

Homoepitaksizde basamaklı (*step-flow*), tabaka-tabaka ve çoklu-tabaka olmak üzere üç büyüme modu vardır. Bunlar arasından basamaklı büyüme dengeye yakın şartlarda gerçekleşir.

Heteroepitaksizde film ve alttaş farklı tür malzemeler olduğundan ideal örgü-uyumlu büyümeleri çok nadir görülen bir durumdur. Pek çok film ve alttaş malzemenin kristal yapısı farklıdır. Alttaş ve film malzemelerin örgü sabitleri arasındaki bağlı fark ile tanımlanan uyulaşmazlık ($\epsilon=(b-a)/a$; ‘‘b’’ filmin, ‘‘a’’ alttaş malzemenin örgü sabiti), genelde bu farkın ölçüsü olarak kabul edilir. Düşük uyulaşmazlıklar filmde elastik gerinme oluşturabilir. Bu durumda film ara düzlemde alttaşın periyodisine uyar; fakat birim hücre hacmini korumak için dik yönde bozulabilir. Bu, uyarlanmış büyüme olarak adlandırılır. Daha yüksek uyulaşmazlıklarda ortaya çıkan gerinme, film/alttaş ara yüzeyinde uyulaşmazlık kaynaklı (*misfit*) dislokasyon oluşumuyla gevşer (şekil 2.5) [31].



Şekil 2.5. Heteroepitaksiste büyüme modları [31]

2.6. Nitrit Epitaksi

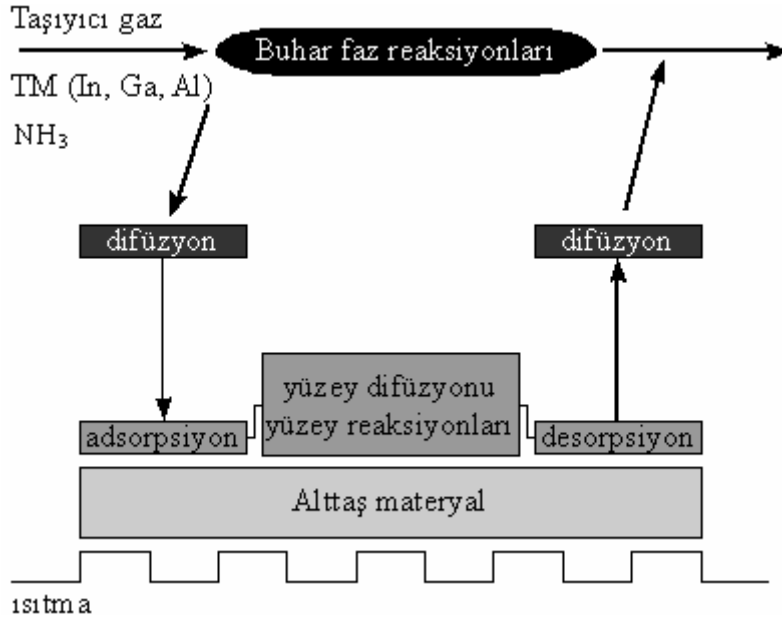
MBE ve MOCVD, yüksek kristal kaliteye sahip heteroyapıların oluşturulmasında yaygın olarak kullanılan iki kristal büyütme tekniğidir [24]. Tez çalışmasında incelenen numuneler MOCVD ile büyütüldüğünden aşağıda sadece bu tekniğin çalışma prensibi anlatılmıştır.

2.6.1. Metal organik kimyasal buhar depozisyonu

MOCVD, yüzey kimyasal reaksiyonları ile epitaksiyel film büyütme yöntemidir. Şekil 2.6'daki diyagram bu tekniğin çalışma prensibini göstermektedir [24]. Burada kaynak malzeme gaz fazında ısıtılmış tutucu üzerindeki alttaş yüzeyine gönderilir. Kaynak gaz molekülleri (*precursor*) sıcak yüzeyde ayrışır, istenen türler soğurulur, diğerleri ise yüzeyden saçılır [31]. Böylece epitaksiyel film oluşur. MOCVD optoelektronik cihaz üretiminde oldukça başarılıdır. Ayrıca hızlı ve eşzamanlı çok sayıda wafer büyütme özelliği tekniğin ticari açıdan başarısını yükseltmektedir. Bu teknik ile ilgili en önemli problemlerden biri zehirli gazlardır [24].

MOCVD ile nitrit yarıiletken malzemelerin büyütülmesinde kaynak malzeme olarak TMIIn (*trimethylindium*), TMGa (*trimethylgallium*), TMAI (*trimethylaluminium*) ve NH₃ (amonyak) kullanılır. Nitrit büyütmede karşılaşılan en önemli güçlüklerden biri

GaN alttaş malzeme eksikliğidir. Aşağıda nitrit epitakside yaygın olarak kullanılan alttaş malzemeler avantajları ve dezavantajları ile anlatılmıştır.



Şekil 2.6. MOCVD'nin çalışma prensibi. Kaynak malzeme gaz fazında ısıtılmış tutucu üzerindeki alttaş yüzeyine gönderilir. Kaynak gaz molekülleri sıcak yüzeyde ayrışır ve istenen türler soğurular, diğerleri ise yüzeyden saçılır. Böylece epitaksiyel film oluşur [31].

2.6.2. Nitrit epitakside yaygın olarak kullanılan alttaş malzemeler

Nitrit epitaksi için en iyi seçim homoepitaksidir. Ancak öbek GaN oluşturmaktan kaynaklanan güçlükler nedeniyle endüstriyel uygulamalar için GaN alttaşlar ticari olarak mevcut değildir [3]. Bu, araştırmacıları nitrit büyütme çalışmalarında heteroepitaksiye yöneltmiştir. Aşağıda bir alttaş malzemenin nitrit epitakside kullanılabilmesi için sağlaması gereken şartlar [2] verilmiştir.

- Yeterli büyüklükte ve bol miktarda bulunma
- Makul fiyat
- Benzer fiziksel özellikler (termal genleşme ve kristal yapısı)
- Pürüzsüz yüzeyler

- Yüksek sıcaklıkta nitrojen radikallerinin etkisi altında kararlılık (MBE için 800 °C ve MOCVD için 1100 °C)

Nitrit epitaksi için bir malzemenin alttaş olarak uygun olup olmadığını belirlemede en önemli ölçüt örgü uyumsuzluğudur. Bunun yanı sıra kristal yapı, yüzey sonlanması, kompozisyon, reaktivite, kimyasal, ısıl ve elektriksel özellikler de önemlidir. Çünkü bunlar büyütülen filmin özelliklerini önemli ölçüde etkiler. Yani aslında epitaksiyel filmin kristal yönelimi, polaritesi, çok tipliliği, yüzey morfolojisi, gerilmesi ve kusur yoğunluğu alttaş tarafından belirlenir. Bu yüzden alttaş seçiminde hem malzemenin fiziksel özellikleri hem de yukarıda ifade edilen ölçütler dikkate alınmalıdır. Nitrit epitaksiste safir ve silisyum karbür yaygın olarak kullanılan iki alttaş malzemedir [2]. Ancak son zamanlarda silisyum üzerine nitrit epitaksi araştırmalarında da dikkat çekici bir artış görülmektedir [32, 33]. Çizelge 2.2’de GaN, AlN bileşik yarıiletkenlerin ve nitrit epitaksiste yaygın olarak kullanılan alttaş malzemelerin bazı özellikleri [3] verilmiştir.

Çizelge 2.2. GaN, AlN bileşik yarıiletkenlerin ve nitrit epitaksiste yaygın olarak kullanılan alttaş malzemelerin bazı özellikleri [3]

Malzeme	Örgü sabiti		Termal genişleme		Termal iletkenlik [Wcm ⁻¹ K ⁻¹]	Erime noktası [K]
	[Å]	GaN/AlN [%]	10 ⁻⁶ K ⁻¹	GaN/AlN [%]		
GaN	a=3,189 c=5,185	-2,4 -3,9	5,59 3,17	-25,7 -66,2	4,1	2791
AlN	a=3,112 c=4,982	-2,5/ -4,1/-	4,15 5,27	-34,7/ 39,9/-	5,9	3487
Al ₂ O ₃	a=4,758 c=12,991	-16,0/-13,3	7,3 8,5	23,4/43,2	0,41	2303
6H-SiC	a=3,080 c=15,117	-3,5/-1,0	4,46 4,16	-25,3/7,0	4,9	3102
Si(111)	a ₁₁₁ =3,840	17,0/19,0	2,6	-115/-60	1,3	1412

Silisyum alttaş

Silisyum fiziksel özellikleri, kristal kalitesi, katkı kapasitesi, ısıl kararlılığı, düşük maliyeti ve gelişmiş teknolojisiyle nitrit epitaksidde alternatif alttaş olarak dikkat çekmiştir [32, 33]. Yüzeyi son derece iyi bir biçimde hazırlanabilir. Isıl iletkenliği safire göre daha iyidir. En önemli avantajlarından biri de Si mikroelektroniklerle entegrasyon olanağıdır.

Silisyum ile nitrit yarıiletken malzemelerin örgü sabitleri ve termal genişleme katsayıları çok farklıdır (Çizelge 2.2). Yüksek örgü sabiti uyumsuzluğu ve güçlü Si-N bağı filmlerde dislokasyonların ($\sim 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ [34]) oluşmasına yol açar. Ayrıca termal uyumsuzluk nedeniyle oda sıcaklığına soğutulan tabakalarda gerinme meydana gelir. Gerinme kritik kalınlıktaki tabakalarda çatlakların oluşmasına neden olur. Çatlakların oluştuğu kritik kalınlığın değeri hem büyütme sıcaklığına hem de tampon malzeme kalitesine bağlıdır [2, 35, 36]. Öte yandan silisyum alttaş nitrojene maruz kaldığında ara yüzeyde amorf silisyum nitrit oluşturma eğilimi gösterir [2]. Bu durumda 3-boyutlu büyüme meydana gelir. Bu yüzden GaN malzemenin silisyum üzerine direk olarak büyütülmesi uygun değildir [37].

Silisyum karbür alttaş

Silisyum karbür, silisyum ve safire karşın nitrit yarıiletken malzemelerle daha düşük örgü sabiti uyumsuzluğuna sahiptir. Yüksek termal iletkenliğe sahip olması yüksek güç uygulamalarında önemli bir avantajdır. Elektriksel olarak iletken, yalıtkan ve yarıyalıtkan (*semiinsulating*) olarak bulunabilir. Si ve C polariteli olması filmin polaritesini daha kolay biçimde kontrol etmeye yarar [2, 3].

Silisyum karbür üzerine direk GaN büyütme bu malzemeler arasındaki zayıf tutunma (*wetting*) nedeniyle problemdir [38]. Bu yüzden AlN veya AlGaIn tampon tabaka kullanılır. Fakat bu malzemeler alttaş ve cihaz arasındaki direnci artırır. Silisyum karbür ile nitrit yarıiletken malzemeler arasındaki örgü uyumsuzluğu safire göre daha düşüktür. Buna rağmen filmlerdeki kusur yoğunluğu oldukça yüksektir. Silisyum

karbürün yüzey pürüzlülüğü safirinkinden 10 kat daha büyüktür. Ayrıca yüzeyde wafer yüzeyine dik olarak uzanan mikroböruler (*micropipes*) ($10\text{--}100\text{ cm}^{-2}$) bulunur. Kısaca pürüzsüz bir silisyum karbür yüzeyi hazırlamak oldukça zordur [2, 3].

Safir alttaş

Safir ilk olarak 1969'da Maruska ve Tietjen tarafından GaN büyütmek için kullanılmıştır [39]. Nitrit epitakside kullanılan en yaygın alttaş malzemedir. Gelişmiş büyütmek teknolojisi, düşük maliyeti, yüksek sıcaklıktaki kararlılığı ve kolay temizlenmesi en önemli avantajlarıdır [40].

Safirin en büyük dezavantajlarından biri düşük termal iletkenliğe sahip olmasıdır. Bu diğer alttaş malzemelere göre daha zayıf ısı dağıtımını demektir. Bu yüzden safir yüksek güç uygulamalarında kullanılamaz. Diğer bir dezavantajı ise yalıtkan olmasıdır. Bu nedenle kontaklar cihaz yapının ön tarafına yapılmalıdır. Bu durumda cihaz için mevcut alan azalır ve daha karmaşık bir cihaz yapısı oluşur [2]. Öte yandan safir ve nitrit bileşik yarıiletken malzemeler arasındaki büyük örgü sabiti uyumsuzlukları epitaksiyel tabakada dislokasyonların (10^{10} cm^{-2}) oluşmasına yol açar [41]. Ayrıca büyütülen yapı soğutulduğunda safir ve nitrit malzeme arasındaki termal uyumsuzluk epitaksiyel tabakada gerinme meydana getirir. Kritik kalınlıktaki filmler için bu gerinme alttaş ve epitaksiyel tabakada çatlak oluşumuna yol açar [42]. Safir üzerine nitrit epitaksi ile ilgili önemli diğer bir sorun da safirdeki oksijenin büyütülen epitaksiyel tabakada istenmeyen bir katkıya neden olması, yani arka plân safsızlık yoğunluğunu artırmasıdır [43]. Çizelge 2.3'te nitrit epitakside yaygın olarak kullanılan silisyum, silisyum karbür ve safir alttaş malzemelerinin avantajları ve dezavantajları özetlenmiştir.

Çizelge 2.3. Nitrit epitakside yaygın olarak kullanılan alttaş malzemelerin avantajları ve dezavantajları [2]

Alttaş	Avantajları	Dezavantajları
Si	<ul style="list-style-type: none"> - Düşük maliyet - Yaygın biçimde mevcut - Si elektroniklerle entegrasyon 	<ul style="list-style-type: none"> - GaN ile yüksek örgü uyumsuzluk - GaN ile yüksek termal uyumsuzluk - Zayıf termal iletkenlik
SiC	<ul style="list-style-type: none"> - Yüksek termal iletkenlik - GaN ile düşük örgü uyumsuzluk 	<ul style="list-style-type: none"> - Yüksek maliyet - Yüksek kusur yoğunluğu (mikroborular ve vida tipi dislokasyon)
Al ₂ O ₃	<ul style="list-style-type: none"> - Çok düşük maliyet - Yaygın biçimde mevcut - Yüksek sıcaklıkta kararlılık - Kolay temizleme 	<ul style="list-style-type: none"> - Çok zayıf termal iletkenlik - GaN ile yüksek örgü uyumsuzluk

Bu tez çalışmasında incelenen numuneler safir alttaş üzerine büyütülmüştür. Bu yüzden bu kısımda safir üzerine GaN epitaksi biraz daha ayrıntılı olarak anlatılmıştır. Safir üzerine GaN epitakside büyük örgü sabiti uyumsuzluğu (Bkz. Çizelge 2.2) büyütülen epitaksiyel tabakanın tamamen gevşemesine neden olur. Bu nedenle ara yüzeyde oluşan kusur yoğunluğu oldukça yüksektir. Bu olumsuzluğu ortadan kaldırmak için alttaş malzeme aşağıda belirtilen işlemlere tabi tutulmaktadır.

▪ *Temizleme ve yüzeyde teras yapısı oluşturma*

Büyütmeden önce safir yüksek sıcaklıklarda (1000–1200 °C) hidrojene maruz bırakılır. Bu şartlar altında hidrojen safiri aşındırır ve böylece yüzeydeki kirlilikler kaldırılmış olur.

▪ *NH₃'e maruz bırakma*

Bu işlem büyütülen tabakaların tutunma karakteristiklerini değiştirmek için uygulanır.

▪ *İnce AlN veya GaN çekirdek tampon tabaka büyütme*

Tampon tabakaların kalınlıkları 10–100 nm arasında değişir ve büyütme düşük sıcaklıkta (MOCVD için 500–550, MBE için 400 °C) yapılır.

- *Tavlama*

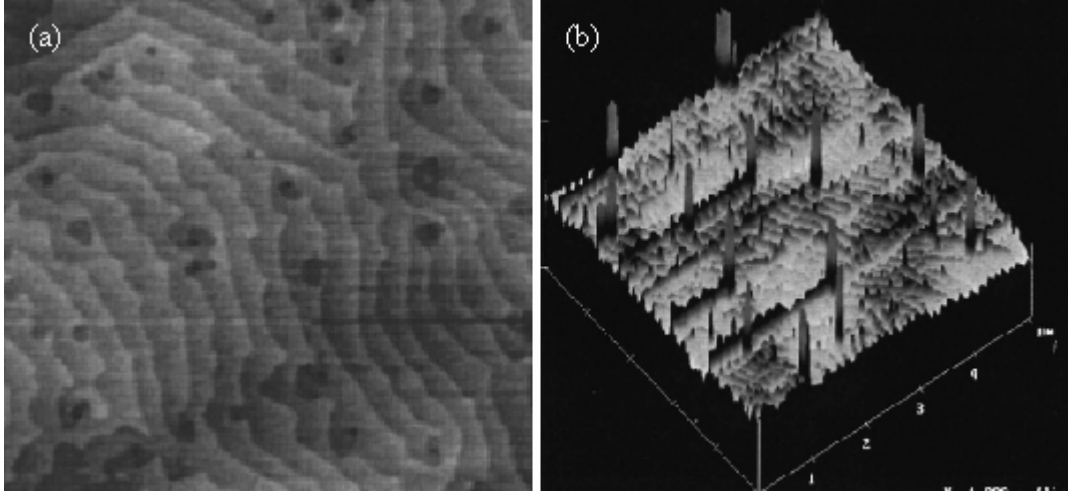
İnce tampon tabakalar büyütüldükten sonra epitaksiyel büyümeye hazır bir yüzey oluşturmak için tavlama yapılır [2, 3].

Safir üzerine nitrit epitaksizde en yaygın altaş yönelimi (0001)'dir. MOCVD ile (0001) safir üzerine büyütülen GaN epitaksiyel filmler Ga polariteye sahiptir. MBE ile (0001) safir üzerine büyütülen GaN filmlerin polaritesi tampon tabaka ile kontrol edilir. Yüksek sıcaklıkta büyütülen GaN tampon tabakalar (>770 °C) ile N-polar, AlN tampon tabakalar (>900 °C) ile ise Ga-polar GaN filmler oluşturulur [44, 45]. Ga-polar GaN filmler daha pürüzsüz yüzey/ara yüzey özellikleri sergiler [2].

2.7. Nitrit Yarıiletken Malzemelerin Yüzeyleri

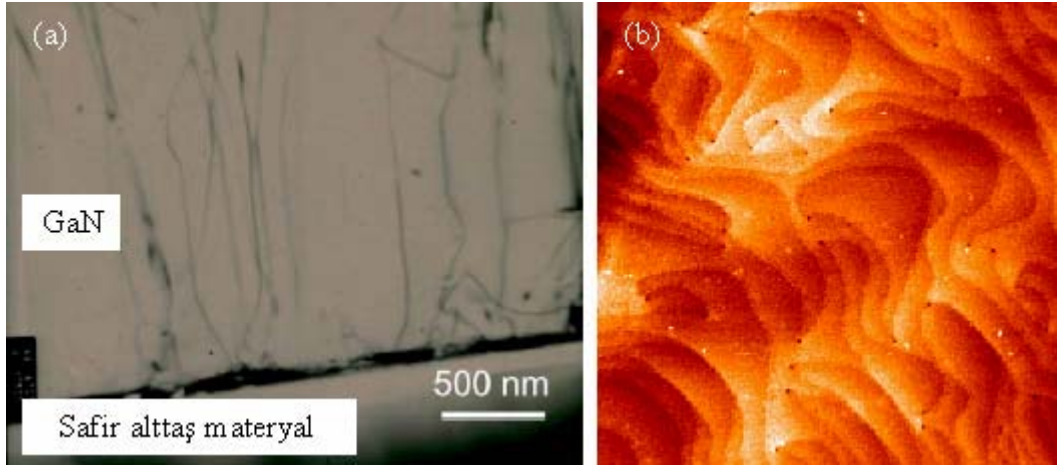
Gerçekte tam öteleme simetrisine sahip ideal bir yüzey yoktur. Diğer bir ifadeyle gerçek bir yüzeyde çeşitli kusurlar mevcuttur. Yüzey kusurları sıfır boyutlu (veya nokta kusurları) ve bir boyutlu (veya çizgi kusurları) olmak üzere iki grupta toplanabilir. Adatomlar, boşluklar ve terasta ortaya çıkan dislokasyonlar sıfır boyutlu kusurlar; teras kenarları ve bölge (*domain*) sınırları ise bir boyutlu kusurlardır. Kusurlar yüzeyin yapısını değiştirebilir. Az miktarda yüzey kusuru bile yüzeydeki adsorpsiyon, yüzey difüzyonu, kimyasal reaksiyonlar ve büyüme gibi pek çok işlemde etkin biçimde rol oynayabilir [31].

Dislokasyonlar, nanoborular (*nanopipes*), Ga topakları (*balls*), tersinmiş bölgeler (*inversion domains*) nitrit yüzeylerde yaygın olarak karşılaşılan kusur tipleridir. Şekil 2.7'de AlGaN yüzeyindeki nanoboruları ve Ga-topaklarını gösteren AFM görüntüsü verilmiştir. Nanoborular yüzeyden epitaksiyel tabakanın içine doğru uzanır, yaklaşık 50 nm çapa sahiptir (Şekil 2.7.a). Bu tip kusurlar şiddetli akım ve güç düşmesine yol açan yüzey tuzaklarıdır [46, 47]. Ga-topakları 1-5 nm yüksekliğinde ve 50 nm çapa sahiptir (Şekil 2.7.b). Bu kusurlar yüzeyden kanala iletim yolu olarak davrandığından cihaz performansını olumsuz yönde etkiler [46].



Şekil 2.7. AlGaIn yüzeyi AFM görüntüleri. (a) Yüzeyden epitaksiyel tabakanın içine doğru uzanan nanoborular ~ 50 nm çapa sahiptir. (b) Yüzeydeki Ga-topakları 1-5 nm yüksekliğinde ve ~ 50 nm çapa sahiptir [46].

Epitaksiyel GaN filmlerde *kenar (edge)*, *vida (screw)* ve *karışık (mixed)* olmak üzere üç tip yiv (*threading*) dislokasyonu vardır. Şekil 2.8.a'da GaN filminden alınan kesit alanı TEM (geçirmeli elektron mikroskobu) görüntüsü verilmiştir. Bu görüntüdeki çizgiler kenar tipi dislokasyonlardır. Şekil 2.8.b'de ise MOCVD ile safir alttaş üzerine büyütülen GaN malzemenin AFM yüzey görüntüsü verilmiştir. Burada terasların düğümlendiği siyah noktalar vida tipi dislokasyonlarla ilişkilendirilir. Yapılan araştırmalar kenar tipi dislokasyonların elektron saçılmasını önemli ölçüde artırdığını vida tipi dislokasyonların ise akım sızıntı yolları ve ışımsız birleşme merkezleri olarak davrandığını ortaya çıkarmıştır [48-50].



Şekil 2.8. GaN malzemede ortaya çıkan dislokasyonlar. (a) Safir/GaN kesit alanı TEM görüntüsündeki kenar tipi dislokasyonlar [51]. (b) Safir üzerine büyütülen GaN malzemenin AFM yüzey görüntüsündeki vida tipi dislokasyonlar (GaN yüzeyinde terasların düğümlendiği siyah noktalar vida tipi dislokasyonlarla ilişkilendirilir.).

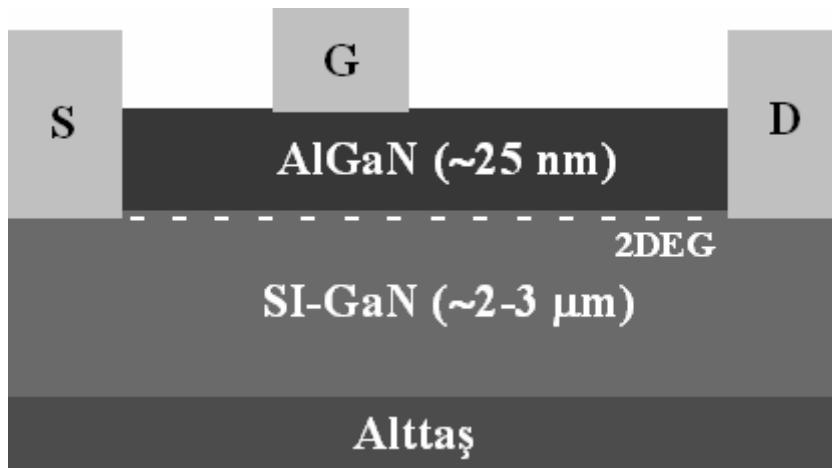
Pürüzlülük, yüzey veya ara yüzeydeki tüm atomları kapsayan bir çeşit kusurdur. Pürüzlülüğün belirlenmesinde kullanılan çok sayıda parametre vardır. Bunlardan biri olan ve yaygın biçimde kullanılan kare ortalama karekök (RMS), yüzey yüksekliklerinin standart sapmasını temsil eder ve aşağıdaki şekilde hesaplanır.

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (Z_i - \bar{Z})^2} \quad (2.1)$$

Burada N veri alınan nokta sayısı, $\bar{Z} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N Z_i$ ortalama yükseklik değeridir [52].

3. AlGaN/GaN HEMT

Yarıyalıtkan (SI) GaN üzerine AlGaN bariyer büyütülerek nitrit HEMT'ler için uygun bir heteroyapı elde edilebilir. Şekil 3.1'de böyle bir heteroyapıyı esas alan AlGaN/GaN HEMT'in şematik yapısı verilmiştir. Bu yapıda AlGaN ve GaN arasındaki polarizasyon farkı bariyer yüzeyindeki negatif yüke uygun olarak ara yüzeyde pozitif yük meydana getirir. Pozitif yük, ara yüzeyde üçgen benzeri potansiyel bir kuyuda elektronların birikmesine yani 2DEG oluşmasına yol açar. HEMT'lerde akaç (*drain*) elektrot üzerine uygulanan pozitif voltaj elektronların kaynak (*source*) elektrottan akaç elektrotta akmasına neden olur. Kapı voltajıyla 2DEG yoğunluğu değiştirilerek akaç akımı kontrol edilebilir. Daha açık bir biçimde ifade edilecek olursa, kapı voltajı sayesinde üçgenel potansiyel kuyu enerjice daha yükseltilir (birikim tabakası boşalır) veya daha düşürülür (birikim tabakası dolar). Böylece 2DEG yoğunluğu değiştirilir ve akaç-kaynak akımı anahtarlanır. Yeterli büyüklükte kapı voltajı uygulandığında tüketim tabakası 2DEG bölgesine nüfuz eder. Bu durumda 2DEG yoğunluğu ihmal edilebilir hale gelir ve akım kanalı daralır (*pinch-off*) . Buna uygun kapı voltajı eşik voltajı olarak adlandırılır [2].



Şekil 3.1. AlGaN/GaN HEMT'in şematik yapısı (S: kaynak, G: kapı, D: akaç)

AlGaN/GaN HEMT'lerin performansını artırmak için bozulma (*breakdown*) voltajı, taşıyıcı yoğunluğu, elektron hızı, elektron mobilitesi ve termal iletkenlik parametrelerinin maksimize edilmesi gerekir. Ayrıca GaN tampon tabakada düşük

sızıntı (*leakage*) akımı sağlanmalıdır. Bu, düşük kusur yoğunluğuna sahip yüksek dirençli GaN tabakalar büyütülerek gerçekleştirilebilir. Kanaldaki taşıyıcı yoğunluğu güçlü polarizasyon alanları sayesinde yükseltilebilir. Bunun için bu tip heteroyapılarda gevşemeye yol açmadan AlGaN bariyerin Al kompozisyonunu artırılması gerekir. Elektron mobilitesi ise alaşım düzensizliği (*alloy disorder*), ara yüzey pürüzlülüğü ve dislokasyonlar nedeniyle oluşan saçılma mekanizmaları minimize edilerek artırılabilir. Bu durumlar dikkate alınarak AlGaN/GaN HEMT'ler için;

- yüksek kalite yarıyalıtkan GaN filmler büyüme,
- yüksek kalite AlGaN/GaN heteroyapılar büyütme,
- nitrit malzemelere uygun cihaz prosedürleri geliştirme

şeklinde sıralanan bir süreç geliştirilmiştir [4].

Bu bölümde AlGaN/GaN HEMT yapılarında mobilitiyi sınırlayan saçılma mekanizmaları, SI-GaN tampon malzeme gereksinimi ve nitrit HEMT uygulamalar için tasarlanan farklı heteroyapılar anlatılmıştır.

3.1. AlGaN/GaN HEMT'lerde Saçılma Mekanizmaları

Periyodik potansiyel alanda elektronların hareketi serbest elektronlarınkine benzer. İkisi arasındaki tek fark periyodik alanın elektronun etkin kütlelerini değiştirmesidir. Gerçek kristallerde ise durum bundan tamamen farklıdır. Çünkü atomların ısı titreşimleri, safsızlık atomları ve yapıdaki kusurlar nedeniyle mükemmel periyodiklik yoktur. Bu, elektronların durumunu değiştirmeden (saçılmadan) uzun mesafeli hareket edemeyeceği anlamına gelir [29]. Aşağıda AlGaN/GaN HEMT'lerde ortaya çıkan saçılma olayları kısaca anlatılmıştır.

3.1.1. Fonon saçılması

Bir kristal örgüde atomlar denge pozisyonları etrafında titreşirler. Sıcaklıkla daha da artan bu titreşimler elektronun hareketine karşı periyodik olmayan bir potansiyel bozukluğu gibi davranır. Elektronlar bu bozuk potansiyel tarafından etkilenir ve örgü atomlarıyla enerji ve momentum değişimi yapar. Momentum değişimi elektronların saçılmasına yol açar. Fonon saçılması 80 K'den daha büyük sıcaklıklarda önemli rol oynar [2].

3.1.2. İyonize safsızlık saçılması

Bu çalışmada incelenen AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapılarda katkıya bağlı safsızlık yoktur. Katkısız AlGaN ve GaN, O ve Si gibi büyütmeye sırasında yapıya dâhil olan arka plân safsızlıkları içerir. Düşük yoğunluk (10^{16} cm^{-3}) nedeniyle bu safsızlıkların saçılmaya katkısı nispeten zayıftır. Yüksek 2DEG düzlem (*sheet*) yük yoğunluğu durumunda arka plân safsızlıklarından kaynaklanan saçılmanın etkisi büyük ölçüde perdelenir [16].

3.1.3. Dipol saçılması

Dipol saçılması nitrit yarıiletken malzemelerin güçlü polarizasyon özellikleri nedeniyle ortaya çıkar. AlGaN alaşım yarıiletkeni rasgele dizilmiş Al ve Ga atomlarından oluşan düzensiz bir yapıdır. Alaşımdaki AlN ve GaN arasındaki polarizasyon farkı dipollerin oluşmasına yol açar. Alaşımın AlN ve GaN bölgelerindeki dipollerin rasgele dağılımı kanaldaki elektronların saçılmasına neden olur [53]. Dipol saçılması düşük sıcaklıklarda mobilite üzerinde önemli rol oynar [2].

3.1.4. Dislokasyon saçılması

GaN alttaş malzemeler ticari olarak mevcut değildir. Bu yüzden AlGaN/GaN heteroyapılar yaygın olarak silisyum, silisyum karbür ve safir alttaş malzemeler üzerine büyütülür [54]. Ancak, nitrit yarıiletkenler ve yaygın olarak kullanılan bu

alttaş malzemeler arasında büyük örgü uyumsuzlukları olduğundan epitaksiyel tabakalarda dislokasyonlar oluşur (10^8 - 10^{10} cm^{-2}). Dislokasyonlar elektronların saçılmasına sebep olur [55]. Fonon ve iyonize safsızlık saçılmalarına karşın dislokasyon saçılmasının mobilite üzerindeki etkisi dislokasyon yoğunluğunun 10^9 cm^{-2} 'nin üstünde olması durumunda önemli hale gelir [48].

3.1.5. Alaşım düzensizliği saçılması

AlGaN alaşım yarıiletkenin yapısındaki elementlerin istatistiksel dağılımı malzemede yerel potansiyel farklılığına yol açar [2]. Alaşım düzensizliği saçılması rasgele değişen bu potansiyelden kaynaklanır. AlGaN/GaN heteroyapıda 2DEG GaN tarafında oluşmasına rağmen 2DEG dalga fonksiyonu AlGaN bariyer içine nüfuz eder. Etkin bariyer yüksekliği Al kompozisyonuyla artırılabilir. Ancak Al kompozisyonu ile birlikte taşıyıcı yoğunluğu artar ve daha fazla nüfuz olayı gerçekleşir. Burada önemli olan diğer bir nokta ise bariyer içinde daha derine nüfuz etmedir. Bu, daha büyük alaşım saçılması anlamı taşır [16, 56].

3.1.6. Ara yüzey pürüzlülüğu saçılması

AlGaN/GaN HEMT'lerde 2DEG'de yük iletimi iki yarıiletkenin ara yüzeyi boyunca meydana gelir. Ara yüzeyin pürüzlü olması periyodik örgünün bozulması demektir. Bu nedenle kanaldaki elektronlar ara yüzey pürüzlülüğu tarafından saçılır. Ara yüzey pürüzlülüğu saçılması düşük sıcaklıklarda mobilitiyi sınırlamada baskın bir saçılma mekanizmasıdır.

Kısaca AlGaN/GaN heteroyapılarda oda sıcaklığında ve ara sıcaklıklarda fonon saçılmalarının düşük sıcaklıklarda ara yüzey pürüzlülüğu, alaşım düzensizliği ve dislokasyon saçılmalarının mobilitiyi önemli ölçüde sınırladığı anlaşılmıştır [4, 57]. İyonize safsızlık saçılmasının ise sadece düşük 2DEG yoğunluğuna (10^{12} cm^{-2}) sahip heteroyapılarda mobilitiyi sınırlamada etkin olduğu belirlenmiştir [16].

3.2. Yarıyalıtkan GaN Gereksinimi

AlGaN/GaN HEMT'lerde akaç akımının doyum değerine ulaştığı noktaya daralma noktası denir. Keskin daralma sağlamak için GaN tabaka tarafından kaynak ve akaç arasındaki iletkenliğin ortadan kaldırılması gerekir. Bu nedenle GaN tabakanın ya kanala zıt tip iletkenlikte ya da yarıyalıtkan olması gerekir [58].

MOCVD ile safir üzerine katkısız olarak büyütölen GaN malzemeler arka plân safsızlıkları nedeniyle n-tipi iletkenlik göstermiştir. Başlangıçta n-tipi iletkenliğin kristaldeki nitrojen boşluklarından kaynaklandığı ifade edilmiştir. Ancak daha sonra yapılan araştırmalarda n-tipi iletkenliğin oksijen safsızlıklarından kaynaklandığı ileri sürölmüştür [59-61]. Yarıyalıtkan GaN film elde etmek için arka plân taşıyıcı yoğunluğunun azaltılması gerekir. Bu sistemin temizliğine ve büyütme şartlarına bağlıdır [4].

3.3. HEMT Uygulamalar için Tasarlanan Nitrit Heteroyapılar

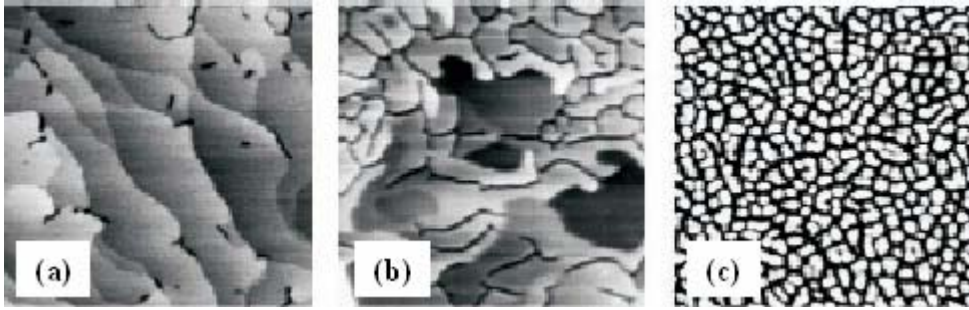
3.3.1. AlGaN/GaN

İlk AlGaN büyütme çalışmalarında TMAI ve NH₃ arasındaki reaksiyonları önlemek için yüksek NH₃ akı oranı (6 slm) ve düşük reaktör basıncı (76 Torr) kullanılmıştır. Bu şartlar altında Al_xGa_{1-x}N (x<0,25) filmde GaN'dakine benzer biçimde basamaklı büyüme gözlenmiştir. Daha yüksek Al kompozisyonlu AlGaN filmler tanecik (*grain*) türü bir morfoloji sergilemiştir (şekil 3.2).

AlGaN/GaN HEMT'lerde iletim özelliklerini geliştirmek için çalışmalar yüksek Al kompozisyonlu AlGaN bariyer tabakalar büyütme üzerinde yoğunlaşmıştır. Deneysel bir araştırmada Al kompozisyonunun taşıyıcı yoğunluğu ve mobilite üzerindeki etkileri incelenmiş; taşıyıcı yoğunluğunun Al kompozisyonuyla (%35'e kadar) önce arttığı daha sonra ise değişmediği görölmüştür (x=15, 25, 35, 50: n_s=8×10¹², 1×10¹³, 1,2×10¹³, 1,2×10¹³ cm⁻²). Yüksek kompozisyonlarda (>%35) taşıyıcı yoğunluğunun

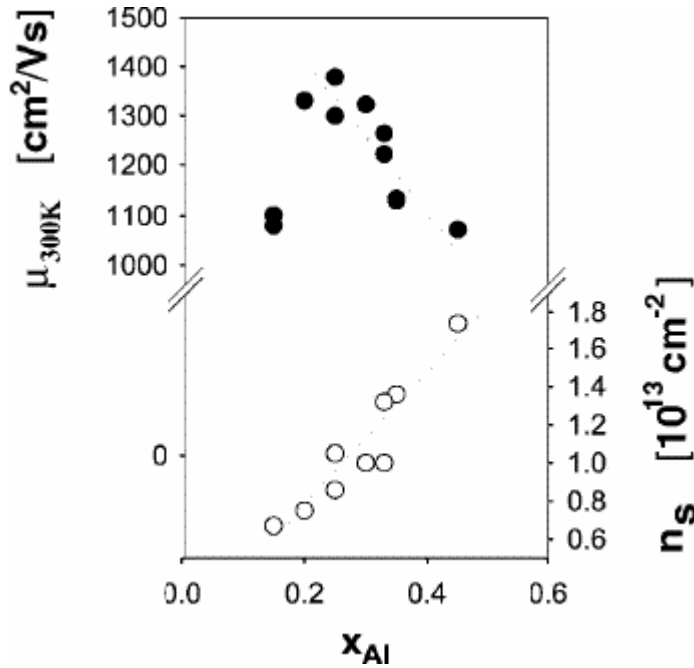
değişmemesi, katkı (Si) etkisinin düşmesine ve AlGaN tabakanın tanecikli yapıda büyümesine bağlanmıştır. Ayrıca elektron mobilitesinin oda sıcaklığında $1200\text{--}1000\text{ cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$ aralığında değiştiği belirlenmiştir.

AlGaN filmlerin tanecikli yapıda büyümesi ile ilgili olumsuzluğun ortadan kaldırılması için çalışmalara devam edilmiştir. Düşük NH_3 akımlarında GaN gibi basamaklı yapıda büyüyen $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x=1$ 'e kadar) tabakaların elde edilebileceği gösterilmiştir (Şekil 3.2) [4].



Şekil 3.2. MOCVD ile GaN üzerine (a) $1,51\text{ min}^{-1}$, (b) 31 min^{-1} , (c) 61 min^{-1} amonyak akımlarında büyütülen 20 nm kalınlıklı $\text{Al}_{0,35}\text{Ga}_{0,65}\text{N}$ tabakaların AFM yüzey görüntüleri [4]

Gerinme altında büyütülen AlGaN/GaN heteroyapılarda taşıyıcı yoğunluğunun Al kompozisyonuyla doğrusal bir biçimde arttığı; ancak 2DEG mobilitesinin Al kompozisyonuyla azaldığı görülmüştür (Şekil 3.3) [62]. Taşıyıcı yoğunluğundaki gelişme Al kompozisyonuyla birlikte etkin bariyer yüksekliğinin artması ile açıklanmıştır. Mobilitedeki azalma ise taşıyıcı yoğunluğunun çok yüksek olması durumunda daha fazla elektronun ara yüzey pürüzlülüğü ve alaşım saçılmalarından etkilenmesiyle açıklanmıştır [63]. Bu yüzden AlGaN/GaN heteroyapılarda mobilitayı artırmak için alaşım ve ara yüzey pürüzlülüğü saçılmalarının ortadan kaldırılması veya zayıflatılması gerektiği üzerinde durulmuştur [64].



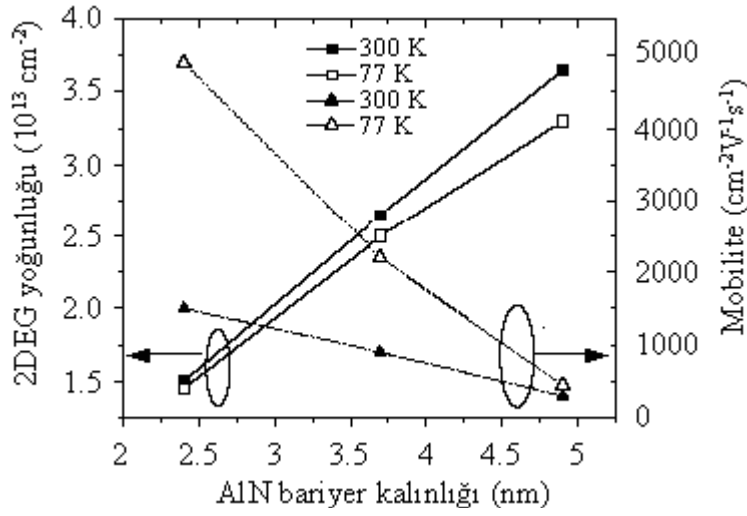
Şekil 3.3. Elektron mobilitesi (dolu yuvarlaklar) ve taşıyıcı yoğunluğunun (boş yuvarlaklar) AlGaN bariyerdeki Al kompozisyonuna bağlı değişimi [62]

AlGaN/GaN heteroyapılarda alaşım saçılmasının ortadan kaldırılması veya zayıflatılması için *bariyere nüfuz etmenin önlenmesi* veya *bariyerin bileşik yarıiletken malzeme olması* gerekmektedir. AlGaN bariyerine nüfuz etme derinliği $z_p = \hbar / (2m^* \Delta E_c)^{1/2}$ ile verilmektedir. Burada ΔE_c iletim bandı süreksizliğidir (*discontinuity*). Daha yüksek Al kompozisyonlu AlGaN bariyerler daha büyük ΔE_c yani 2DEG için daha etkin bariyer demektir [64]. Bu durumda bariyerdeki Al kompozisyonunun artırılması nüfuz etmeyi bastırmada yardımcı olabilir. Örneğin AlGaN ($x=0,09$) bariyerine nüfuz etme derinliği 0,9 nm iken AlN ($x=1$) bariyerine nüfuz etme derinliği sadece 0,3 nm'dir. Al kompozisyonunu artırmak AlGaN bariyerine nüfuzu azaltır. Ancak bariyerin Al kompozisyonu ne kadar yüksek olursa olsun dalga fonksiyonunun az miktarda da olsa bariyerine nüfuz etmesi mümkündür. Çünkü pratikte bariyer yüksekliği sonsuz olamayacağından bariyerde bir elektronun bulunma olasılığı sıfır olamaz [16]. AlGaN/GaN yapıdaki alaşım saçılması ile ilgili olumsuzluk nedeniyle HEMT'ler için farklı nitrit heteroyapılar denenmektedir. Bunlardan ilki, bariyer olarak AlGaN alaşım yarıiletkeni yerine AlN bileşik yarıiletkeninin kullanıldığı AlN/GaN heteroyapıdır [16].

3.3.2. AlN/GaN

AlN/GaN heteroyapıda bariyer olarak kullanılan AlN, bileşik yarıiletken olduğundan alaşım düzensizliği yoktur. Ayrıca AlN aynı zamanda $Al_xGa_{1-x}N$ ($x=1$) olduğundan bariyere nüfuz etme daha iyi önlenir. Alaşım saçılmasının tamamen ortadan kaldırılmasına olanak tanıyan bu iki faktörden dolayı AlN/GaN heteroyapılar HEMT uygulamalar için dikkat çekmiştir.

AlN/GaN heteroyapılar hem mobilite hem de taşıyıcı yoğunluğu açısından önemli avantajlara sahiptir. Bu yapıda alaşım saçılmasının olmayışı yüksek mobilite değerlerine, güçlü polarizasyon ise yüksek taşıyıcı yoğunluğuna ulaşılmasını sağlar. Simülasyon sonuçları 10 nm'den daha kalın bariyerler için $5 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 'lik taşıyıcı doyum değerine ulaşılabildiğini göstermiştir [16]. Şekil 3.4'te AlN/GaN heteroyapıda ölçülen mobilite ve taşıyıcı yoğunluklarının bariyer kalınlığına bağlı değişimini verilmiştir. Kalınlığa bağlı olarak taşıyıcı yoğunluğunun arttığı, mobilitenin azaldığı görülmüştür. Mobilitedeki azalma kısmen 2DEG'in ara yüzeye doğru itilmesi ve ara yüzey pürüzlülüğü saçılmasının etkisiyle açıklanmıştır. Gerçekte AlN büyütmeyle ilgili problemler nedeniyle yüksek taşıyıcı yoğunluğuna ulaşmak güçtür. Ayrıca AlN tabakada çok büyük çekme gerinmesi meydana gelir. Bu nedenle kalınlık 5 nm'den daha büyük olduğunda AlN filmlerde çatlakların oluşma olasılığı daha yüksektir. Mobilitedeki azalmanın önemli diğer bir nedeni de bu çatlaklardır [16].



Şekil 3.4. AlN/GaN heteroyapıda 2DEG yoğunluğunun ve mobilitenin bariyer kalınlığına bağlı değişimi [16, 65]

Çizelge 3.1’de AlN/GaN ve AlGaN/GaN heteroyapılarda ölçülen taşıyıcı yoğunluğu ve mobilitenin değerleri verilmiştir. Yapılan araştırmalar [16, 66] AlN bariyerin hem oda sıcaklığında hem de düşük sıcaklıklarda mobilitenin geliştiğini açıkça ortaya koymuştur.

Çizelge 3.1. AlN/GaN ve AlGaN/GaN heteroyapılarda taşıyıcı yoğunluğu ve mobilitenin değerleri

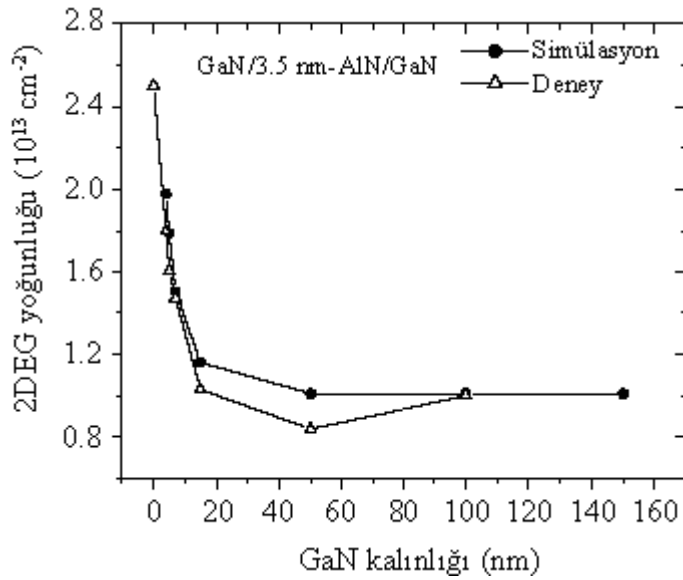
Heteroyapı	Sıcaklık (K)	n_s (cm^{-2})	μ ($\text{cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$)	Kaynak
AlN/GaN	300	$2,2 \times 10^{13}$	1600	[16]
$\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$	300	$1,5 \times 10^{13}$	1400–1500	[16]
AlN/GaN	20	$1,6 \times 10^{13}$	13380	[66]
$\text{Al}_{0,27}\text{Ga}_{0,73}\text{N}/\text{GaN}$	20	$1,4 \times 10^{13}$	4350	[66]

AlN/GaN heteroyapılar için yüksek taşıyıcı yoğunluğu ve yüksek mobilitenin değerleri önemli bir avantajdır. Ancak 5 nm’den daha büyük kalınlıklarda çatlak oluşması nedeniyle heteroyapıda ince AlN tabakalar büyütülme zorunluluğu dezavantajdır. Bu durumda yüzey ve kanal arasındaki mesafe çok küçük olduğundan iletim özellikleri

yüzeğe uygulanacak işleme karşı aşırı duyarlıdır. Ayrıca bariyerin ince oluşu aynı zamanda yüksek tünelleme olasılığı nedeniyle yüksek kapı sızıntısına (*gate leakage*) yol açabilir [16].

3.3.3. GaN/AlN/GaN

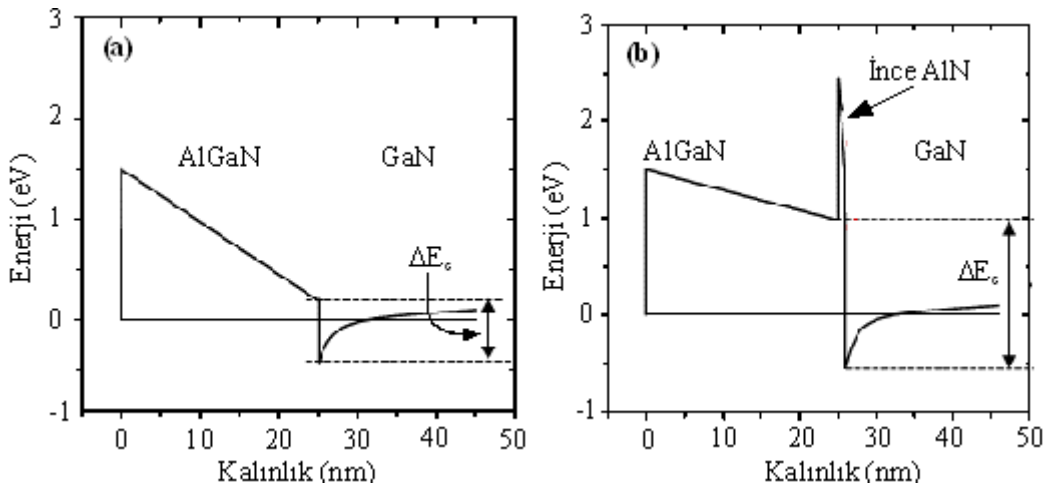
AlN/GaN heteroyapıdaki AlN bariyerin ince olmasından kaynaklanan güçlük bu heteroyapı üzerine GaN kep büyütülerek aşılmaya çalışılmıştır. Şekil 3.5'te GaN/AlN(3,5nm)/GaN heteroyapıda 2DEG yoğunluğunun kep kalınlığına (0–100 nm) bağılı değişimi verilmiştir. Burada taşıyıcı yoğunluğunun kalınlığa (0–20 nm) bağılı olarak $2,5 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 'den $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 'e hızlı biçimde düştüğü, daha büyük kalınlıklarda (20–100 nm) düşmenin durduğu ve $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 'de doyuma ulaştığı görülmektedir [16, 66]. Küçük kep kalınlıklarında meydana gelen keskin düşüş AlN/GaN heteroyapıyla ilgili problemin ortadan kaldırılmasını engellemiştir.



Şekil 3.5. AlN/GaN heteroyapıda 2DEG yoğunluğunun GaN kep kalınlığına bağılı değişimi [16]

3.3.4. AlGaN/AlN/GaN

AlGaN/GaN heteroyapılarla ilgili teorik bir çalışmada AlGaN bariyer ve GaN tampon arasına ince AlN ara tabaka yerleştirilerek alaşım saçılmasının tamamen ortadan kaldırılabilceği yeni bir heteroyapı (AlGaN/(AlN)/GaN) önerilmiştir [64]. Bu AlN/GaN heteroyapıdaki fiziksel temele dayanır. Burada da AlN malzemesinin bileşik yarıiletken ve daha etkin bariyer (Şekil 3.6) olma özelliği esas alınır. Çizelge 3.2’de MOCVD ile büyütülen farklı heteroyapıların (AlGaN/GaN ve AlGaN/(AlN-1nm)/GaN) iletim özelliklerinin incelendiği birkaç çalışmanın [11, 14, 67] sonucu verilmiştir. Burada AlN ara tabakanın mobilitiyi önemli ölçüde artırdığı, taşıyıcı yoğunluğunu ise kısmen artırdığı görülmektedir.



Şekil 3.6. (a) AlGaN/GaN, (b) AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapıların şematik bant yapısı [14]

AlGaN/GaN heteroyapılarda düşük sıcaklıklarda alaşım düzensizliği ve ara yüzey pürüzlülüğü saçılmalarının mobilitiyi önemli ölçüde sınırladığı daha önce ifade edilmişti. AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapıda AlN ara tabaka sayesinde alaşım saçılması tamamen ortadan kaldırılmaktadır. Ara yüzey pürüzlülüğü saçılması ise ancak eklem bölgesinde düzgün ara yüzeyler oluşturma; yani yüksek kristal kaliteye sahip heteroyapılar büyütmeyle ilişkilidir. AlN ve GaN yarıiletken malzemeler arasındaki örgü uyumsuzluğu (% 2,4) ve AlN büyütmeyle ilgili problemler (düşük

kritik kalınlık nedeniyle çatlak oluşumu) yüksek kalite heteroyapılar elde etmenin önündeki en temel güçlüklerdir [64].

Çizelge 3.2. AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapılarda taşıyıcı yoğunluğu ve mobilite değerleri

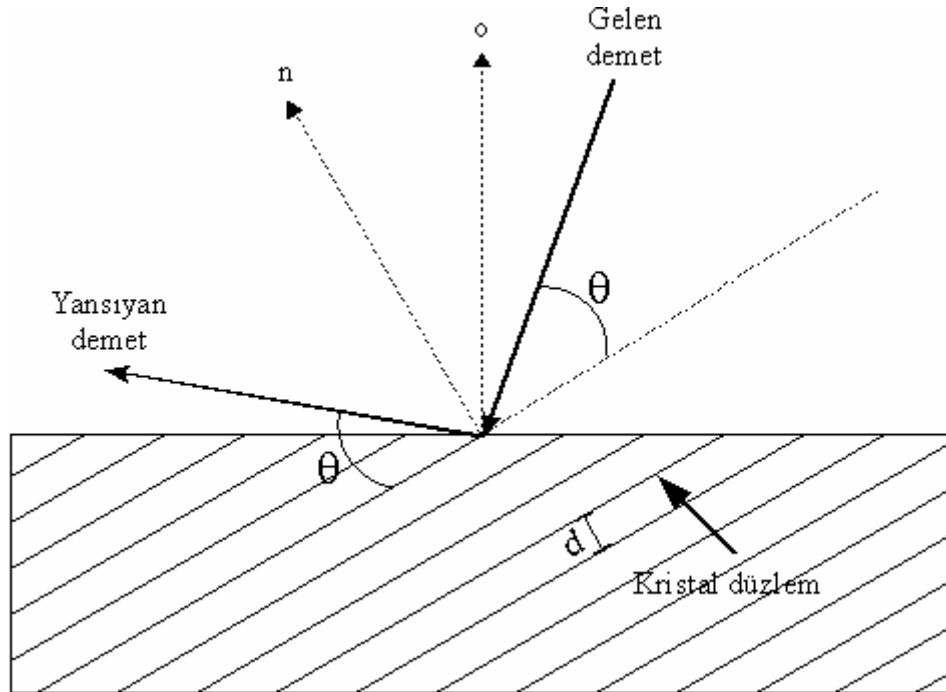
Heteroyapı	Alttaş	Si katkı (cm^{-3})	T (K)	n_s (cm^{-2})	μ (cm^2/Vs)	Kaynak
$\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$	SiC	-	300	$1,1 \times 10^{13}$	1200	[14]
$\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/(\text{AlN})/\text{GaN}$	SiC	-	300	$1,22 \times 10^{13}$	1520	[14]
$\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/(\text{AlN})/\text{GaN}$	SiC	1×10^{18}	300	$1,48 \times 10^{13}$	1542	[14]
$\text{Al}_{0,45}\text{Ga}_{0,55}\text{N}/\text{GaN}$	Safir	-	300	$1,646 \times 10^{13}$	1052	[67]
$\text{Al}_{0,45}\text{Ga}_{0,55}\text{N}/\text{GaN}$	Safir	-	85	-	2659	[67]
$\text{Al}_{0,45}\text{Ga}_{0,55}\text{N}/(\text{AlN})/\text{GaN}$	Safir	-	300	$1,660 \times 10^{13}$	1346	[67]
$\text{Al}_{0,45}\text{Ga}_{0,55}\text{N}/(\text{AlN})/\text{GaN}$	Safir	-	85	-	4228	[67]
$\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/(\text{AlN})/\text{GaN}$	Safir	-	300	$1,1 \times 10^{13}$	2185	[11]
$\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/(\text{AlN})/\text{GaN}$	Safir	-	80	$1,1 \times 10^{13}$	15400	[11]

4. DENEYSEL TEKNİKLER

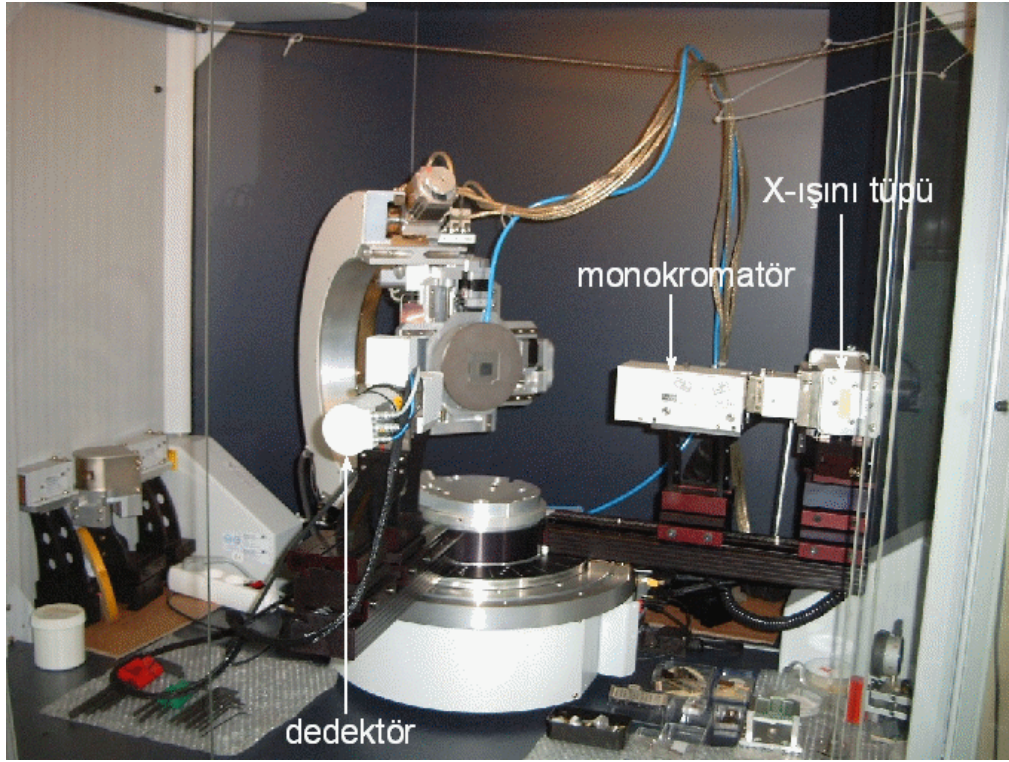
Bu bölümde numunelerin yapısal, morfolojik ve optik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan deneysel teknikler anlatılmıştır.

4.1. X-Işını Kırınımı

Bir kristal üzerine gelen X-ışınları kristaldeki atomlar tarafından saçılır. Bu girişim ve kırınım olaylarına yol açar. Örneğin; X-ışınlarının eşit aralıklarla sıralanmış paralel örgü düzlemleri üzerine θ açısıyla geldiğini varsayalım (Şekil 4.1). Bu durumda ardışık iki düzlemden yansıyan ışınlar arasındaki yol farkı $2d\sin\theta$ olur. Burada “d” düzlemler arası mesafedir. Yapıcı girişim oluşması için, bu yol farkları dalgaboyunun tam katları şeklinde olmalıdır ($2d\sin\theta=n\lambda$, $n=0, 1, 2, 3\dots$). Bu Bragg yasası olarak bilinir [68].



Şekil 4.1. XRD saçılma geometrisi (“o” ve “n” sırasıyla numune yüzeyi ve yansıma düzlemleri normal)

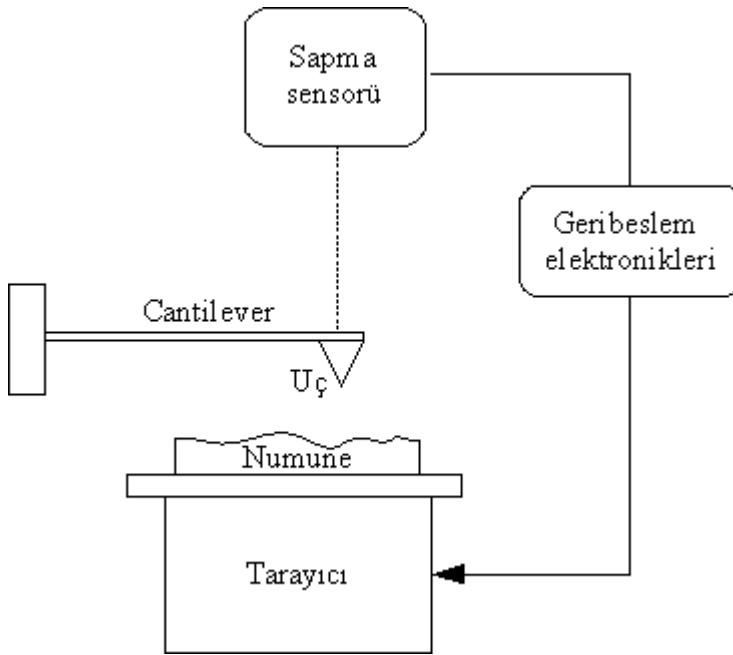


Resim 4.1. Bruker D8 Discover XRD cihazı

Resim 4.1’de numunelerin yapısal özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan Bruker D8 Discover XRD cihazının resmi görülmektedir. Numune ölçüm için tutucuya vakumla yerleştirilir. Öncelikle yükseklik ayarı ve θ eksenini sayesinde gelen X-ışını demeti numune yüzeyine paralel hale getirilir. Daha sonra çalışılacak simetrik veya asimetrik düzlem θ , 2θ , χ ve ϕ eksenlerinden yararlanılarak kalibre edilir. Kaynaktan gelen demet göebel ve monokromatör yardımıyla ayrıştırılır. Örneğin, bakır (Cu) tüp için $K_{\alpha 1}$ ışını yüksek çözünürlükte ayırt edilir ve numune düzlemlerine gönderilir. θ - 2θ ve ω - 2θ taramaları ile düzlemlerden gelen girişim desenleri sodyum iyot (NaI) dedektörü tarafından toplanır. Oluşan piklerin periyodu incelenen epitaksiyel tabakaların kalınlığı, genliği ise yoğunluk farkı ve pürüzlülüğü hakkında bilgi verir. Bu teknik sayesinde epitaksiyel tabakaların kristal kalitesi, alaşım kompozisyonu, tabakalardaki gerinme ve ara yüzey pürüzlülüğü gibi yapısal özellikler güvenilir bir biçimde belirlenebilir [2].

4.2. Atomik Kuvvet Mikroskobu

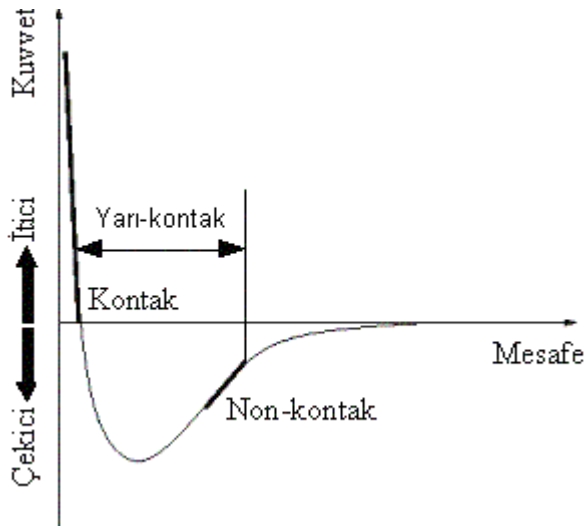
Taramalı tünelleme mikroskobu (STM) sayesinde çok sayıda iletken malzemenin yüzeyi atomik ölçekte başarılı bir biçimde araştırılmıştır. STM'nin başarıları yeni taramalı uç (*probe*) mikroskoplarının geliştirilmesini sağlamıştır. Bunlardan biri olan AFM, yüzey topografisini angstrom seviyesinden 100-150 mikrona kadar ölçebilen bir tekniktir. AFM 1986'da Binnig, Quate ve Gerber tarafından icat edilmiştir [69]. Teknik, uç-yüzey arasındaki atomlar arası etkileşmeleri esas alır. Tipik bir AFM'nin çalışma prensibi oldukça basittir. Şekil 4.2'de görüldüğü üzere 'cantilever'ın sonuna yerleştirilmiş birkaç mikron uzunluğunda atomik sivrilikte bir uç ile numune yüzeyi taranır. Tarama esnasında uç-yüzey arasındaki atomlar arası kuvvetler (10^{-11} - 10^{-6} N) 'cantilever'ın sapmasına sebep olur. Bu sapma bir sensörle ölçülerek numune yüzeyinde taranan alanın yüzey topografisi elde edilir. AFM ile incelenen numunenin yüzey topografisinden büyüme modu, numunenin yüzey pürüzlülüğü, numune yüzeyindeki kusur tipleri ve kusur yoğunluğu hakkında bilgi edinilebilir. Tekniğin en büyük avantajı STM'nin aksine incelenecek malzemenin elektriksel iletken olmasını gerektirmemesidir. AFM; benzer amaçlar için kullanılan diğer teknikler (SEM, TEM, STM) gibi vakum gerektirmez, hava ve sıvı içerisinde çalışabilir. Ayrıca kaplama vb. numune hazırlığı gerektirmediğinden yüzeye zarar vermez. Bu nedenle çok yönlü, hızlı ve düşük maliyetli bir tekniktir. AFM'nin çözünürlüğü SEM'den daha iyidir, uygun şartlar sağlandığında STM ve TEM ile karşılaştırılabilecek düzeydedir. Görüntü boyutları (tarama alanı ve derinlik), görüntü kalitesinin ucun eğrilik yarıçapıyla sınırlı olması ve piezoelektrik malzemedan etkilenmesi AFM tekniğinin önemli dezavantajlarıdır.



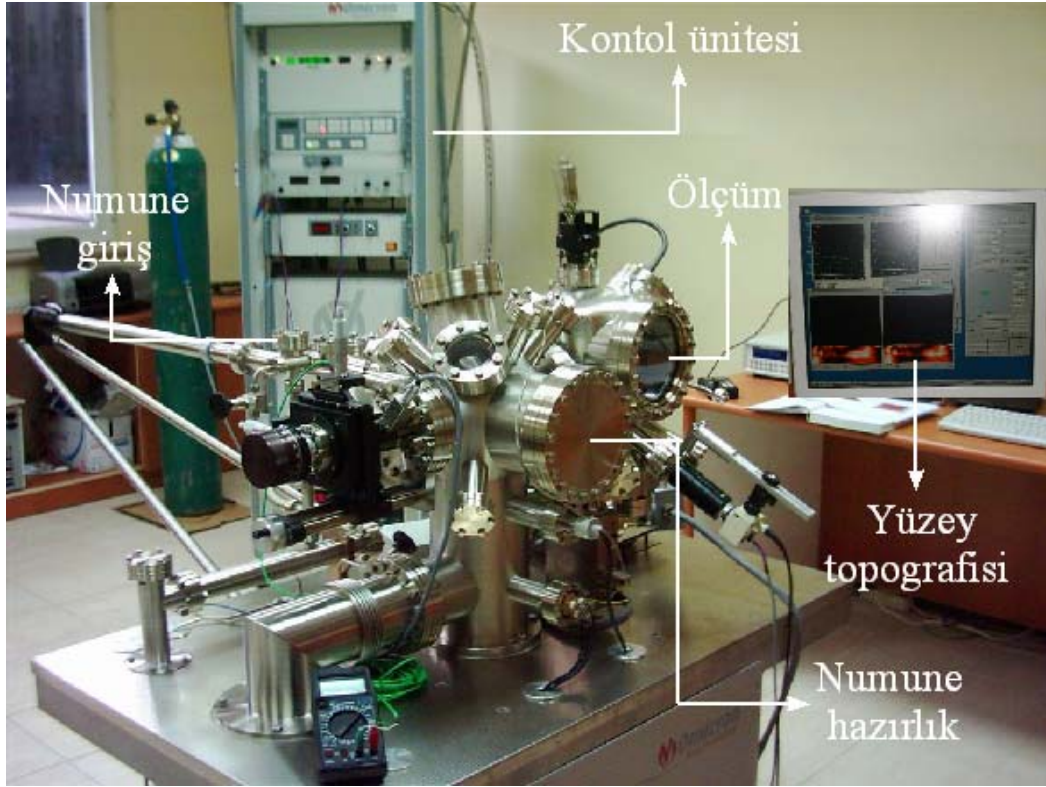
Şekil 4.2. AFM'nin çalışma prensibi [70]

AFM ölçümleri *kontak*, *non-kontak* ve *yarı-kontak* (*semicontact or tapping*) olmak üzere üç farklı modda gerçekleştirilir. İşlemin modu uç-numune mesafesine göre belirlenir. Bunun için öncelikle uç ve numune yüzeyi arasındaki kuvvetlerin mesafeye bağlı değişiminin verildiği Şekil 4.3'ü göz önüne alalım. Uçun numuneye yaklaştırıldığı ilk durumda uç, numune yüzeyi tarafından zayıf bir biçimde çekilir (eğrinin sağ tarafı). Uç-numune mesafesinin azalmasıyla bu çekim, uç ve numune yüzeylerindeki atomların elektron bulutlarının birbirlerini elektrostatik olarak itmeye başladığı mesafeye kadar artar. Mesafenin biraz daha azalması durumunda itici kuvvet artar ve net kuvvet kimyasal bağ uzunluğu mertebesinde (birkaç Å) bir mesafede sıfır olur. Bu noktada uç ile numune yüzeyi arasında fiziksel temas başlar. Bundan sonraki daha yakın mesafelerde ise itici kuvvet baskındır (eğrinin sol tarafı). Kontak modda uç-numune mesafesi birkaç Å mertebesindedir. Bu yüzden uç numune yüzeyi ile hafif fiziksel temas halindedir ve itici kuvvetlere (10^{-9} N) tabiidir. Bu modda yüzey topografisi, sabit yükseklikte tarama sonucu cantilever sapmasından veya cantilever sapması sabit tutularak yüzey yükseklik değişiminden olmak üzere iki değişik şekilde elde edilebilir. Non-kontak modda ise uç-numune mesafesi yaklaşık 50-150 Å mertebesindedir. Bu durumda uç zayıf çekici kuvvetlere tabiidir. Bu çekici kuvvet kontak moddaki kuvvetlerden daha zayıftır ve kuvvet-

mesafe eğrisinden de görüleceği üzere yüzey yükseklik değişimine daha az duyarlıdır. Bu yüzden bu modda yüzey topografisini elde etmek için kontak moddakinden farklı bir mekanizma kullanılır. Cantilever, rezonans frekansına yakın bir frekansta titreştirilir. Uç numuneye yaklaştırıldığında frekans veya genlikteki değişimler saptanır. Non-kontak ölçümler dış titreşimlerden, uç ve cantilever kalitesinden çok etkilenir. Yarı-kontak mod non-kontak modun biraz değişik şeklidir. Bu modda cantilever kendi rezonans frekansında titreştirilir. Uç her bir salınımında numune yüzeyi ile anlık fiziksel temas sağlar. Numuneye yaklaşma durumunda salınımın şiddetinde meydana gelen değişim esas alınır. Ancak bu modda kuvvetler non-kontak moddakinden daha yüksek olduğundan ölçüm ucun kalitesine veya dış titreşimlere karşı duyarsızdır [31].

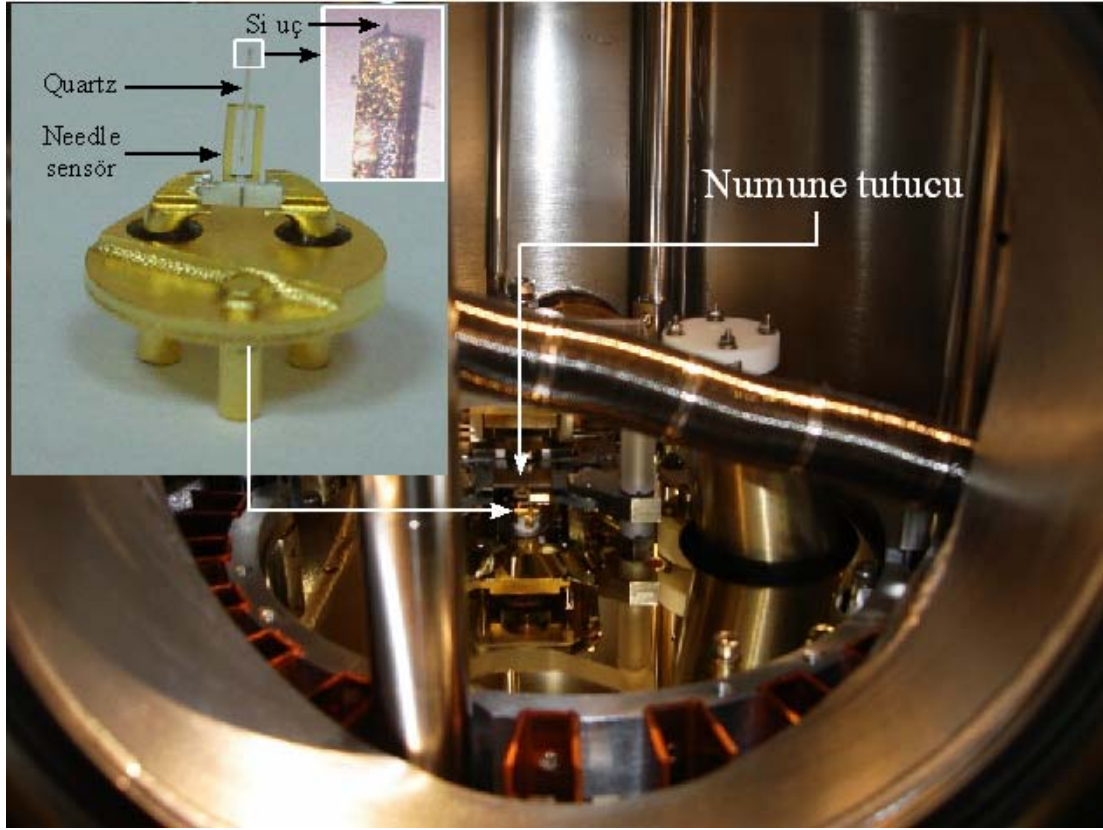


Şekil 4.3. Uç-numune arasındaki van der Waals kuvvetinin mesafe ile değişimi [31]



Resim 4.2. Omicron VT-STM/AFM cihazı

Resim 4.2’de numunelerin yüzey karakterizasyonunda kullanılan Omicron VT-STM/AFM cihazının resmi görülmektedir. Bu cihaz ile hem STM hem de AFM ölçümleri yapılabilmektedir. Cihaz ile AFM ölçümleri yapabilmek için STM ucu yerine tarayıcıya Resim 4.3’te görülen bir needle sensör yerleştirilir. Needle sensörde kuvars malzemenin tepesinde Si uç bulunur. Yukarıda anlatılan non-kontak moda benzeyen needle sensör AFM modda kuvars, yaklaşık 1 MHz’lik frekansla $\pm z$ yönünde salınım yapması için uyarılır ve rezonans frekansı kaydedilir. Daha sonra uç numune yüzeyine yaklaştırılır ve numune yüzeyi üzerinde bir alan seçilerek tarama başlatılır. Tarama esnasında numune yüzeyi ile etkileşme nedeniyle needle sensörün ucuna bir kuvvet uygulanır. Bu kuvvet rezonans frekansına göre titreşimin fazını değiştirir. Faz değişimi uç-yüzey arasındaki etkileşme şiddeti için bir ölçüdür. Bu nedenle z-ayar için geribeslem sinyali olarak kullanılır. Needle sensör ile 0,05 nm’den daha iyi z çözünürlüğü elde edilebilir [52].



Resim 4.3. Omicron VT-STM/AFM cihazında taramanın yapıldığı bölge. Sol üst köşede needle sensörün resmi ve Si ucun optik mikroskop altındaki görüntüsü yer almaktadır.

4.3. Fotolüminesans

Bir numune, yasak bant aralığına eşit ya da daha yüksek enerjili bir optik kaynak (lamba, lazer vb.) kullanılarak uyarıldığında, malzeme üzerine gelen fotonlar malzeme tarafından soğurulur. Numunenin uyarılması sonucunda, valans bandında bulunan elektron yeterli enerjiyi alıp valans bandında bir boşluk bırakarak iletkenlik bandına geçer. Böylece elektron-boşluk çifti (e-h) oluşmuş olur. Uyarılma neticesinde üst enerji seviyelerine çıkan elektronlar, temel enerji seviyelerine dönerken bir foton salarak (ışımali geçiş) geçiş yaptığında bu olaya “fotolüminesans” adı verilir. Fotolüminesans olayında numune uygun bir kaynak kullanılarak aydınlatılır, daha sonra numuneden çıkan ışık (foton) ışımali spektrometresi tarafından toplanarak dedektöre aktarılır. Dedektöre gelen optik sinyal, elektriksel sinyale çevrilir ve bilgisayar tarafından değerlendirilir (Şekil 4.4). Numuneden gelen ışığın

bu şekilde toplanarak, ışık şiddetinin dalgaboyuna ya da foton enerjisine karşı grafiği çizilerek analiz edilir. Fotolüminesans spektrumundan numuneyle ilgili;

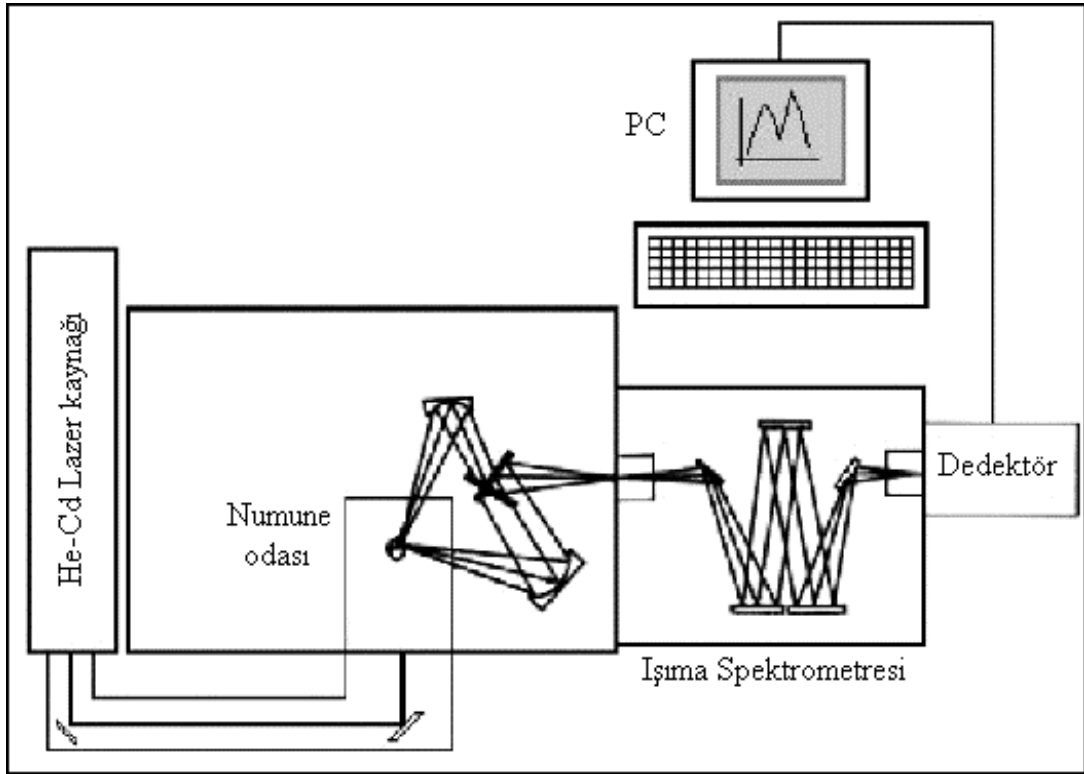
- yasak bant aralığı (E_g),
- alaşım yarıiletkenler için alaşım kompozisyonu tayini,
- ara yüzey pürüzlülüğü
- malzeme kalitesi,
- katkı ve safsızlık atomlarının türü

bilgileri elde edilebilir.

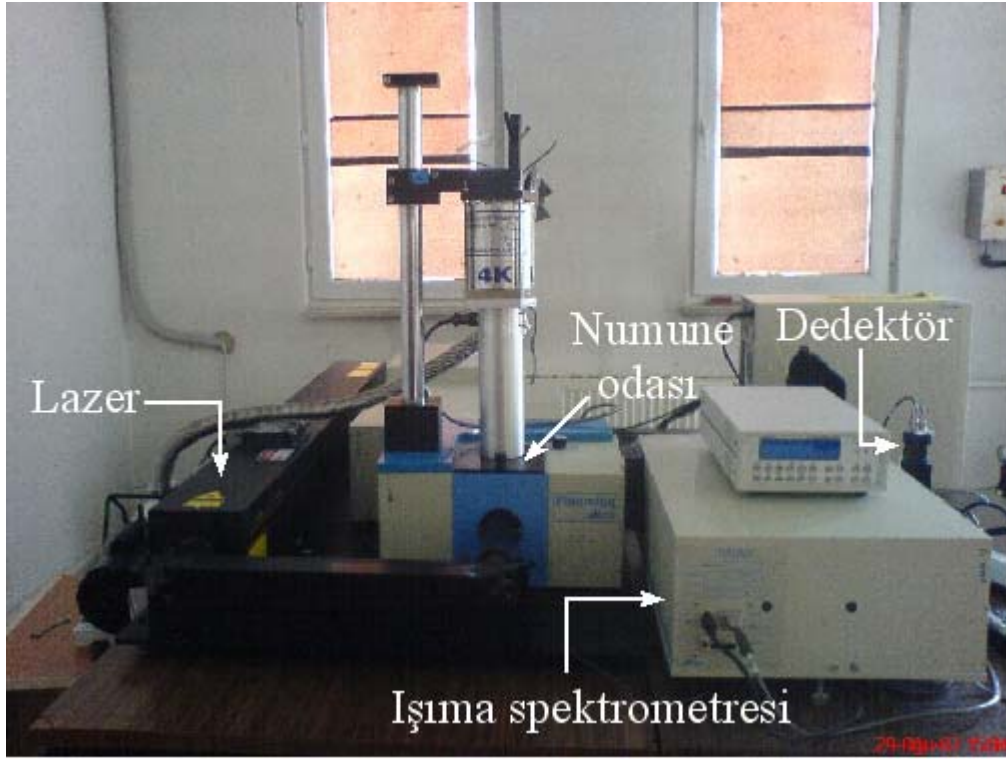
Fotolüminesans olayında numunenin uyarılması için kullanılan kaynaklar numunenin özelliklerine göre seçilir. Kaynak seçiminde önemli olan asıl parametreler, kaynağın numuneyi uyaracak enerjiye ve şiddete sahip olmasıdır. Kullanılan kaynağın enerjisi numunenin yasak enerji aralığına eşit ya da büyük olmalı ($hw \geq E_g$) ve şiddeti ise elektron-boşluk geçişi taşıyıcı yoğunluğu üzerinde farklı bir fonksiyonel bağlılığa sahip olduğundan kontrol edilebilir olmalıdır.

Fotolüminesans ölçümü sağladığı avantajlardan ötürü numunelerin optik karakterizasyonunda yaygın olarak kullanılan bir tekniktir. Bu teknikte, numune boyutu ve kalınlığı için bir sınırlama olmadığından ölçüm için numune hazırlanması gerekmez. Bu sebepten dolayı, bu teknik incelenecek numuneye ve numune yüzeyine zarar vermez. İncelenecek malzemenin sisteme yerleştirilmesi oldukça basit olduğundan, hızlı bir tekniktir. Fotolüminesans ölçümleri sıcaklığa karşı oldukça duyarlıdır, fakat basınç değişimine karşı duyarsızdır. Ölçümler düşük ve yüksek sıcaklıklarda yapılabilir. Düşük sıcaklıklarda yapılan fotolüminesans ölçümlerinde fonon ve saçılma etkileri daha az olacağından daha temiz bir spektrum elde edilir. Yüksek sıcaklıklarda yapılan ölçümlerde de malzemenin devrede kullanımı sırasında ısınmaya bağlı performans değişimini anlamak amacıyla inceleme yapılır. Buna karşın oda sıcaklığında yapılan çoğu fotolüminesans ölçümleri pek çok araştırma için yeterlidir. Fotolüminesans tekniğinde; malzemedeki yayılan ışık incelendiği için kullanılan yarıiletken malzemeler direkt bant geçişli yarıiletken olmalıdır.

Resim 4.4'te numunelerin optik karakterizasyonunda kullanılan Horiba Jobin Yvon Fluorolog-3 cihazının resmi görülmektedir. Bilgisayar, dedektör, 325 nm dalgaboylu 50 mW güç çıkışlı He-Cd lazer ve ışına spektrometresi sistemin temel elemanlarıdır.



Şekil 4.4. Fotolüminesans ölçümlerinde gerçekleşen olayların şematik gösterimi [71]



Resim 4.4. Fotolüminesans ölçümlerinde kullanılan Horiba Jobin Yvon Fluorolog-3 sistemi

5. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

Bu bölümde yüksek kalite heteroyapılar oluşturulmasında önemli rol oynayan AlN, GaN tampon malzemelerin ve nitrit HEMT uygulamalar için geliştirilen AlGa_N/(AlN)/GaN heteroyapıların yapısal, morfolojik ve optik özellikleri sunuldu.

5.1. AlGa_N/GaN Heteroyapılar için AlN ve GaN Tampon Malzemeler

Nitrit yarıiletkenler fiziksel özellikleri nedeniyle elektronik uygulamalar için oldukça dikkat çekici malzemelerdir. Bu uygulamalardan biri nitrit heteroyapıları esas alan HEMT'lerdir. Nitrit HEMT'ler için AlGa_N/GaN heteroyapılar geniş bant aralığı, yüksek bozulma alanları (*breakdown field*), yüksek pik, yüksek elektron hızı ve yüksek 2DEG yoğunluğu gibi önemli özelliklere sahip olduğundan dikkat çekmekte ve yoğun biçimde araştırılmaktadır [4, 72].

AlGa_N/GaN heteroyapılar GaN alttaş malzeme eksikliği nedeniyle safir, silisyum karbür ve silisyum gibi çeşitli alttaş malzemeler üzerine büyütülmektedir. Safir düşük maliyeti, yüksek sıcaklıktaki kararlılığı, kolay temizlenebilmesi, yaygın biçimde mevcut olması ve gelişmiş büyütme teknolojisiyle GaN epitaksinde kullanılan en yaygın alttaştır. Safir üzerine GaN epitaksinde karşılaşılan önemli bazı güçlükler vardır. Bunlardan biri, her iki malzeme arasındaki örgü sabiti ve termal uyumsuzluk nedeniyle büyütülen filmlerde dislokasyonların ($10^7-10^{11} \text{ cm}^{-2}$) oluşmasıdır. Yüksek dislokasyon yoğunluğu cihaz performansını bozucu bir etkiye sahiptir. Bu yüzden yüksek kalite AlGa_N/GaN heteroyapılar için *düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip GaN malzemelere* ihtiyaç duyulmaktadır [4]. Düşük dislokasyon yoğunluğa sahip epitaksiyel GaN malzemeler elde etmek için çeşitli büyütme yöntemleri, büyütme prosesleri ve büyütme şartları denenmektedir. Bu yöntemlerden biri cihaz yapıdan önce GaN ve safir alttaş arasına çeşitli tampon malzemeler büyütme. Bunun için standart GaN büyütme çalışmalarında ilk önce safir üzerine düşük sıcaklıkta ince GaN ya da AlN çekirdek tampon tabaka büyütülmektedir. Araştırmalar, AlN çekirdek tabakanın GaN malzemelerin kalitesini geliştirdiğini gösterdi [73-75]. Ayrıca son zamanlarda yapılan çalışmalarda [76, 77] yüksek sıcaklıkta büyütülen

AlN tampon tabakanın GaN malzemelerin kalitesini önemli ölçüde geliştirdiği bulundu.

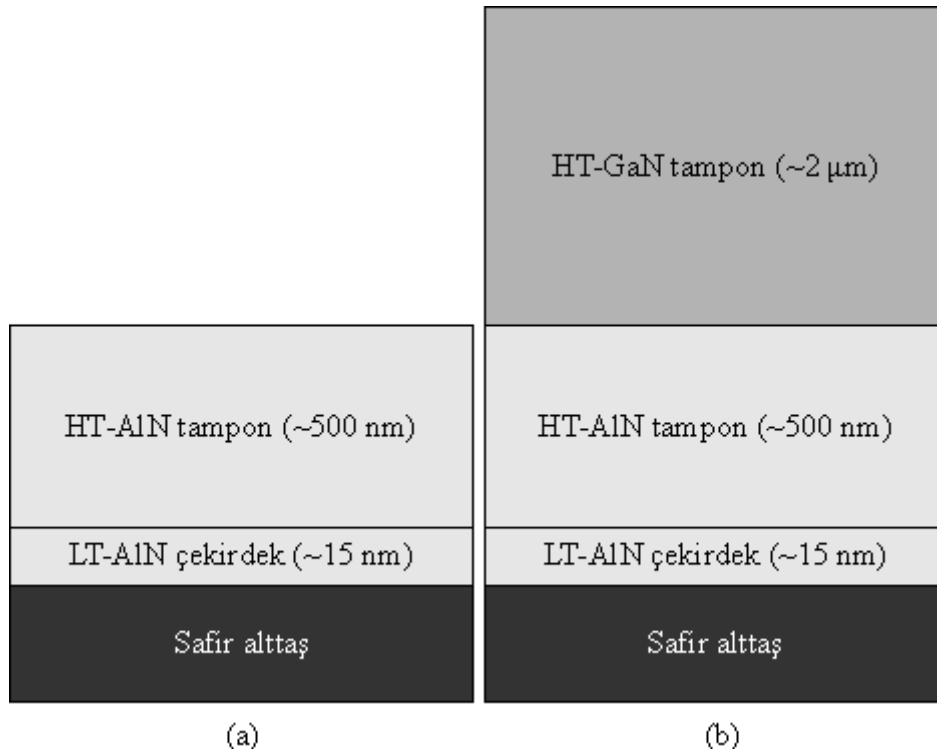
Safir üzerine GaN epitakside karşılaşılan önemli bir diğer güçlük ise MOCVD ile safir üzerine katkısız olarak büyütülen GaN filmlerin n-tipi iletkenlik göstermesidir. Bu iletkenliğin oksijen safsızlıklarından kaynaklandığı ileri sürülmektedir [59, 60]. Oysa AlGaIn/GaN HEMT'lerde akaç-kaynak akım doyumu, keskin daralma ve yüksek frekanslarda düşük kayıp için kalın *SI-GaN malzemelere* ihtiyaç duyulur [4, 78]. SI-GaN oluşturmak için malzemedeki vericilerin alıcı durumlarıyla kompanse edilmesi gerekir. C, Fe ve Cr katkılama ya da yüksek yoğunlukta kenar dislokasyonları oluşturma suretiyle SI-GaN malzemeler elde edilebilir [79-83]. Ancak GaN malzemelerdeki yüksek dislokasyon yoğunluğu cihaz performansını olumsuz etkilediğinden istenmeyen bir durumdur [84, 85]. Son zamanlarda yapılan bir çalışmada, GaN ve safir arasına yüksek sıcaklıkta AlN tampon malzeme büyütülerek safir üzerine iki aşamalı (*two-step*) metot ile büyütülen normal GaN malzemelerden daha kaliteli ve daha yüksek düzlem direncine sahip SI-GaN filmler elde edilebileceği gösterildi [86]. Yukarıda ifade edilen durumlar AlN tampon malzemenin HEMT uygulamalar için ihtiyaç duyulan yüksek kalite AlGaIn/GaN heteroyapılar ve SI-GaN malzemeler elde etmek için ne kadar önemli olduğunu göstermektedir. Bu yüzden son zamanlarda yapılan çalışmalar AlN, GaN tampon malzemelerin geliştirilmesine ve AlN tampon tabakanın GaN malzeme üzerindeki etkilerinin belirlenmesine odaklanmıştır [51, 77, 87].

Burada AlN ve GaN tampon malzemelerin yapısal, morfolojik ve optik özellikleri incelendi. AlN tampon tabakanın GaN malzeme üzerindeki etkileri araştırıldı.

5.1.1. Büyütme şartları

AlN ve GaN tampon malzemeler MOCVD ile (0001) yönelimli safir alttaş üzerine büyütüldü. TMGa, TMAI ve NH₃ sırasıyla Ga, Al ve N kaynakları; hidrojen ise taşıyıcı gaz olarak kullanıldı. Epitaksiyel film büyütülmeden önce yüzeydeki kirlilikleri kaldırmak için safir alttaş 10 dakika, 1100 °C sıcaklıkta tavlandı.

AlN ve GaN tampon malzemeler basitlik açısından, sırasıyla A ve B numuneleri olarak adlandırıldı. Her iki numunenin şematik yapısı Şekil 5.1’de verildi. A numunesi; safir alttaş, AlN çekirdek ve AlN tampon tabakadan oluşmaktadır. Bu numune için önce düşük sıcaklıkta (840 °C), ince (15 nm) Al çekirdek tabaka büyütüldü. Daha sonra reaktör sıcaklığı 1150 °C’ye yükseltildi ve kalın (500 nm) AlN tampon tabaka büyütüldü. B numunesi; safir alttaş, AlN çekirdek, AlN tampon ve GaN tampon tabakalardan oluşmaktadır. A numunesindeki benzer şekilde bu numune için de önce düşük sıcaklıkta (840 °C), ince (15 nm) Al çekirdek tabaka büyütüldü. Daha sonra reaktör sıcaklığı 1150 °C sıcaklığa yükseltildi ve kalın (500 nm) AlN tampon tabaka büyütüldü. Son olarak ise GaN malzemenin büyütme şartlarını oluşturmak için büyütme 2 dakika kesildi ve yüksek sıcaklıkta (1070 °C), yaklaşık 2 µm/saat birikme oranında, kalın (2 µm) GaN tampon tabaka büyütüldü.



Şekil 5.1. Numunelerin şematik yapıları (a) A numunesi ve (b) B numunesi

5.1.2. Deney

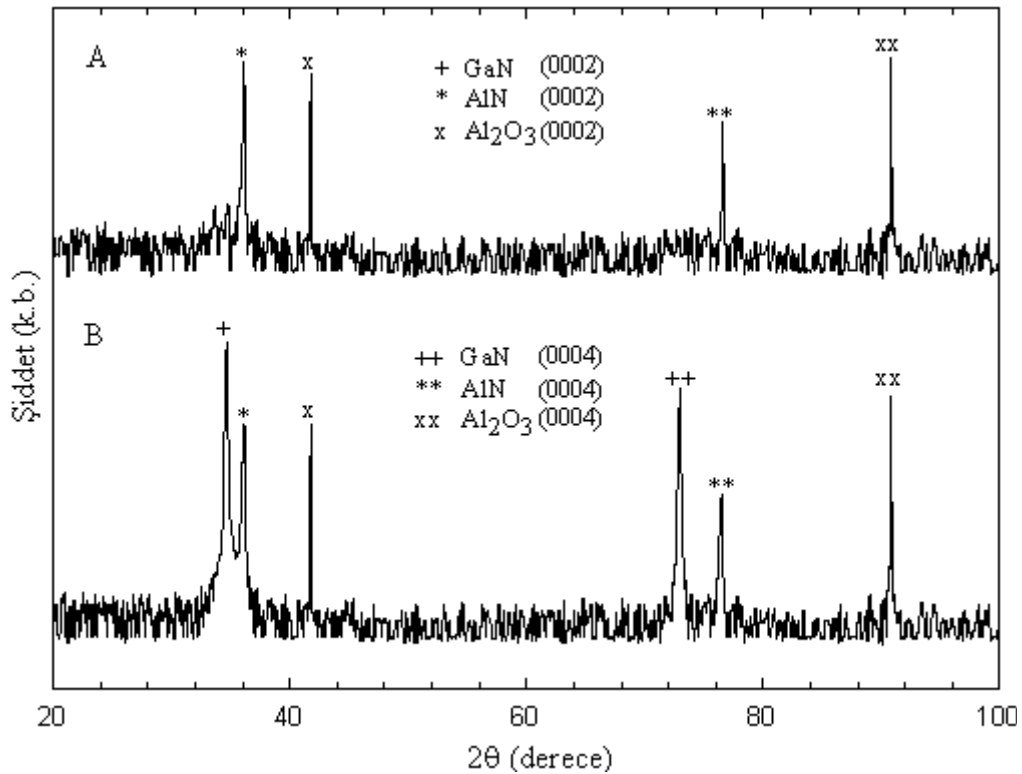
Numunelerin yapısal özellikleri XRD tekniği ile araştırıldı. Ölçümler Bruker D8 Discover XRD cihazı (Cu kaynak, 4-kristalli Ge (022) monokromatör, X-ışını dalgaboyu: 1,54056 Å, çözünürlük Si için: 0,00435°) ile yapıldı. Öncelikle numunelerin hedeflenen yapıları θ -2 θ taramaları ile doğrulandı. Daha sonra simetrik ω -2 θ taramalarından malzemelerin kristal kalitesi değerlendirildi. Son olarak ω ve ϕ taramaları sonucu elde edilen piklerin pik yüksekliği yarı genişlikleri kullanılarak B numunesindeki GaN tabaka daha detaylı bir biçimde incelendi. Numunelerin yüzey özellikleri AFM ile araştırıldı. Yüzey morfolojisi, yüzey pürüzlülüğü, yüzey kusurları ve kusur yoğunlukları belirlendi. Ölçümler, oda sıcaklığında ve atmosfer basıncında yapıldı. Numuneler ölçümlerden önce yüzeydeki kirlilikleri kaldırmak için beşer dakika ultrasonik ortamda aseton, etanol ve saf su içinde temizlendi. Yüzey özelliklerinin hassas bir biçimde belirlenebilmesi için $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ ve $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ olmak üzere iki farklı tarama alanı tercih edildi. Yüzey morfolojisi ve kusur çeşitleri için küçük tarama alanlı görüntüler, kusur yoğunluğu ve pürüzlülük gibi istatistikî değerler için ise büyük tarama alanlı görüntüler kullanıldı. Numunelerin yüzey RMS pürüzlülüğü “Scala Pro” yazılımı ile belirlendi. Optik özelliklerin belirlenmesinde ise PL tekniği kullanıldı. Ölçümler Horiba Jobin Yvon Fluorolog-3 sistemi kullanılarak gerçekleştirildi. Uyarma kaynağı olarak 325 nm dalgaboylu 50 mW güç çıkışlı He-Cd lazer kullanıldı.

5.1.3. Yapısal özellikler

Kristal kalitesi

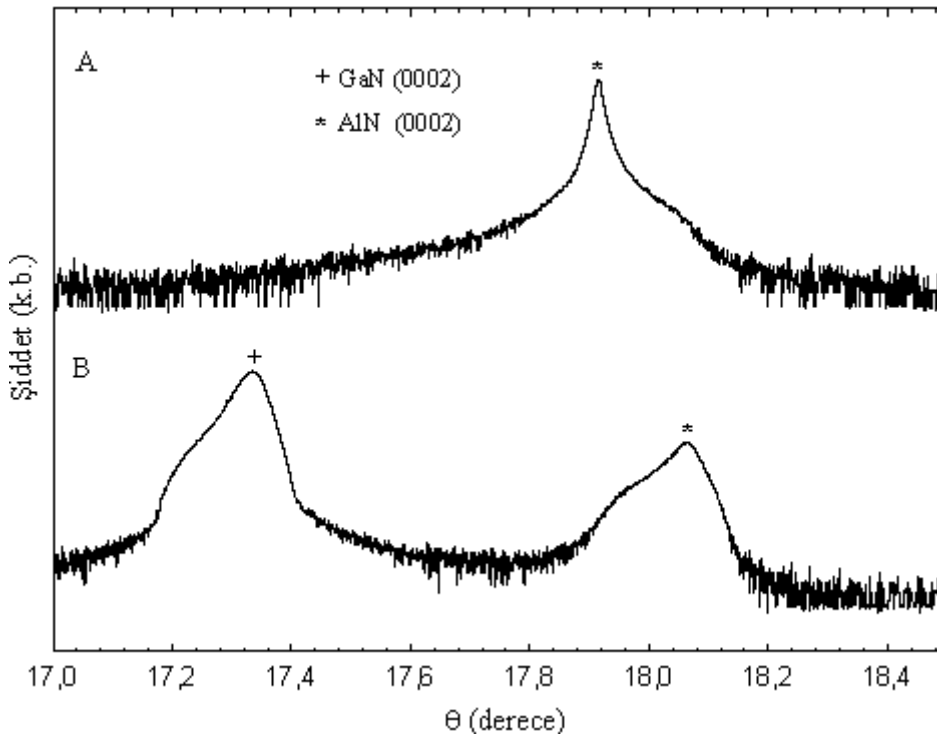
A ve B numunelerinin hedeflenen yapıları standart θ -2 θ XRD taraması ile doğrulandı. Şekil 5.2’de A numunesi için safir alttaş ve AlN tabakadan kaynaklanan pikler; B numunesi için ise safir alttaş, AlN ve GaN tabakalardan kaynaklanan pikler görülmektedir. Pikler dar genişlikte ve keskindir. Bu, her iki numunedeki epitaksiyel tabakaların kristal kalitesini gösterir. A ve B numunelerinde GaN ve AlN pikleri kalın bir malzeme olan safir alttaş pikine göre daha şiddetlidir. Bu, numunelerdeki

ara yüzeylerin yapısından kaynaklanabilir. Şekil 5.3'te ise A ve B numunelerinin yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı (HRXRD) (0002) ω -2 θ taraması görülmektedir. Burada B numunesindeki AlN pikinin A numunesindeki AlN pikinden daha geniş olduğu açık bir biçimde gözükmemektedir. Bu sonuç A numunesindeki AlN tabakanın B numunesindeki AlN tabakadan daha yüksek kristal kaliteye sahip olduğunu gösterir. A ve B numunelerinde AlN piklerindeki kayma stokiyometrik olmayan büyümeden veya ölçümden kaynaklanabilir. Stokiyometrik olmayan büyüme kaynak akı oranlarının kontrolü ile ilişkilidir. Ayrıca ölçüm sırasında, gelen demetin yüzeyden simetrik olarak saçılması için x-ışını numune yüzeyine paralel hale getirilmelidir. Bu paralelliğin tam olarak sağlanamaması durumunda piklerde kayma meydana gelmektedir. Her iki numunede GaN ve AlN piklerinde görülen omuzlar ise Ga/N ve Al/N oranlarıyla yani stokiyometrik olmayan büyümeyle ilişkilidir.

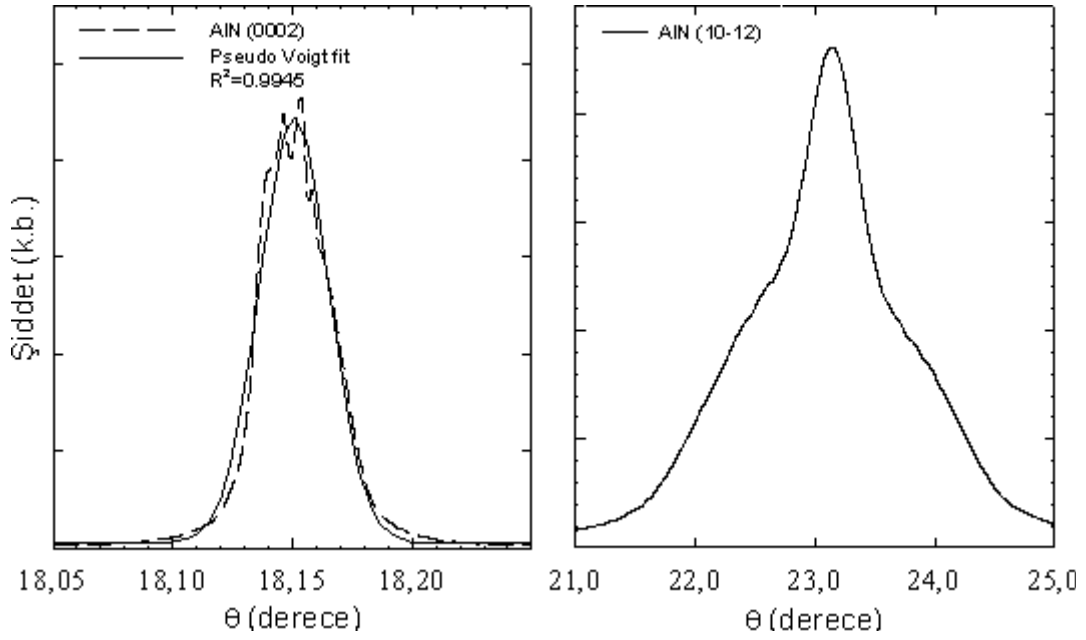


Şekil 5.2. A ve B numunelerinin standart θ -2 θ XRD taraması

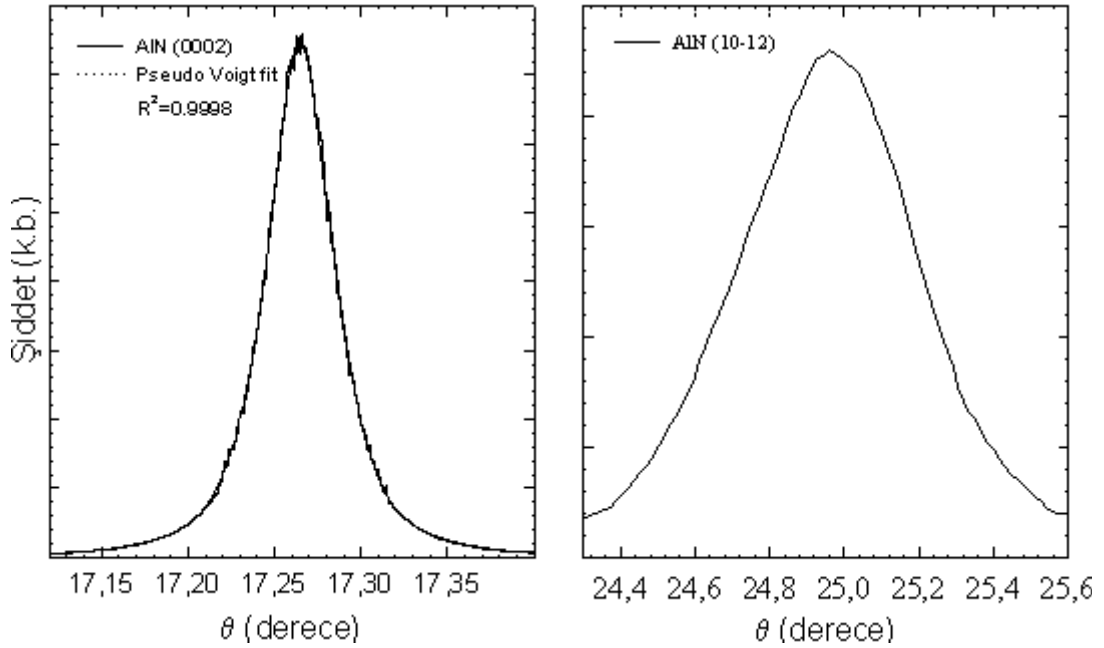
AlN ve GaN malzemelerin kristal kalitesi simetrik (0002) ve asimetrik ($10\bar{1}2$) taramaları sonucu daha güvenilir biçimde belirlenebilir [86]. Şekil 5.4'te A numunesindeki AlN tabakanın (0002) ve ($10\bar{1}2$) rocking eğrileri görülmektedir. Her iki rocking eğrisinin pik yüksekliği yarı genişlikleri (FWHM) sırasıyla 42 ve 890 arcsec olarak belirlendi. Bu değerler yüksek kalite AlN malzemeler için kaynak [15]'de sunulan sonuçlarla uyumludur. Şekil 5.5'te B numunesindeki AlN tabakanın (0002) ve ($10\bar{1}2$) rocking eğrileri görülmektedir. AlN tabakanın simetrik ve asimetrik rocking eğrileri FWHM değerleri 157 ve 1250 arcsec olarak belirlendi. Bu sonuç, B numunesindeki AlN tabakanın A numunesindeki AlN tabakadan daha zayıf kristal kaliteye sahip olduğunu gösterir.



Şekil 5.3. A ve B numunelerinin ω - 2θ HRXRD taraması



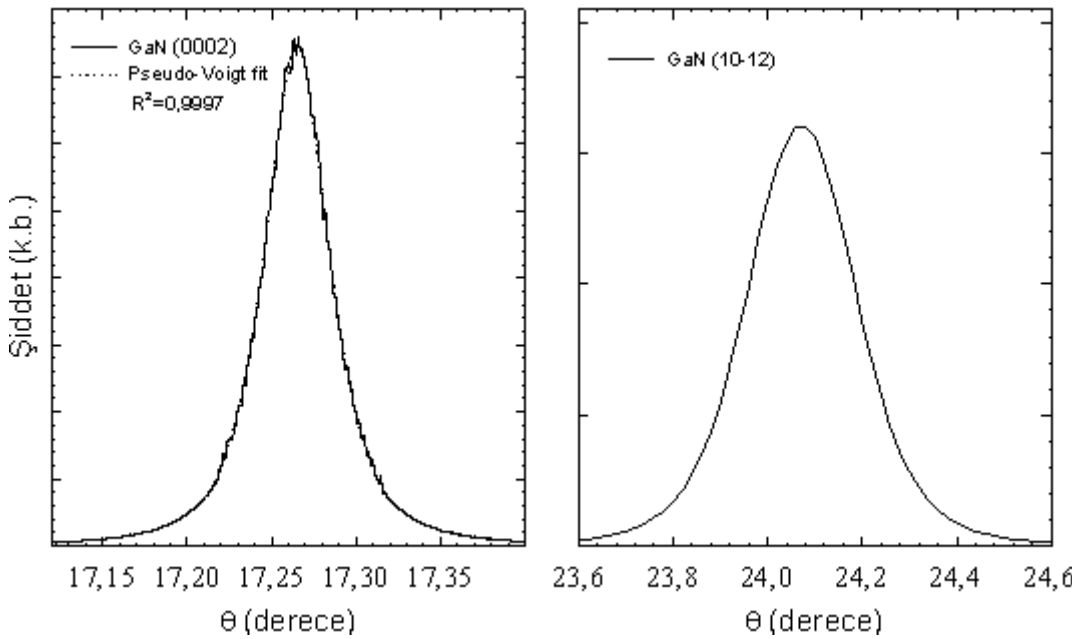
Şekil 5.4. A numunesindeki AlN tabakanın (0002) ve $(10\bar{1}2)$ rocking eğrileri



Şekil 5.5. B numunesindeki AlN tabakanın (0002) ve $(10\bar{1}2)$ rocking eğrileri

Şekil 5.6'da B numunesindeki GaN tabakanın (0002) ve $(10\bar{1}2)$ rocking eğrileri görülmektedir. GaN tabakanın simetrik ve asimetric rocking eğrileri FWHM değerleri 156 ve 745 arcsec olarak belirlendi. Her iki numunedeki AlN ve GaN

tabakaların $(10\bar{1}2)$ FWHM değerleri (0002) FWHM değerlerinden oldukça yüksektir. $(10\bar{1}2)$ FWHM değerinin büyümesine tabakadaki tüm dislokasyonlar katkıda bulunurken (0002) FWHM değerinin büyümesine ise sadece vida tipi dislokasyonlar katkı yapmaktadır [88]. Bu nedenle epitaksiyel tabakalarda kenar tipi dislokasyon yoğunluğunun vida tipi dislokasyon yoğunluğundan daha yüksek olduğu söylenebilir. Öte yandan B numunesindeki AlN tabakanın $(10\bar{1}2)$ FWHM değeri aynı numunedeki GaN tabakanın $(10\bar{1}2)$ FWHM değerinden daha büyüktür. Bu, AlN tabakadaki kenar tipi dislokasyon yoğunluğunun GaN tabakadakinden daha yüksek olduğunu gösterir. Bu sonuç, GaN tabakadaki kenar tipi dislokasyon yoğunluğunun safir alttaş üzerine AlN tampon büyütülerek azaltılabildiğini gösteren çalışmalarla uyum içindedir [51, 89].



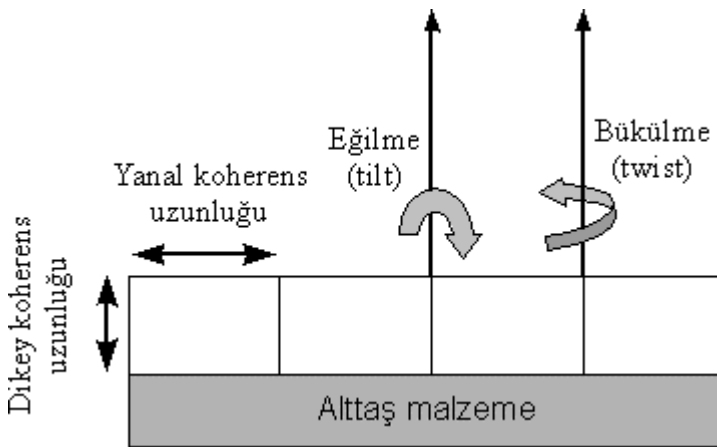
Şekil 5.6. B numunesindeki GaN tabakanın (0002) ve $(10\bar{1}2)$ rocking eğrileri

Mozaik yapı

Safir ve GaN malzemelerin örgü sabitleri ve termal genişleme katsayıları farklıdır. Bu, yüksek örgü uyumsuzluğuna yol açar (Bkz. Çizelge 2.2). Bu nedenle safir üzerine

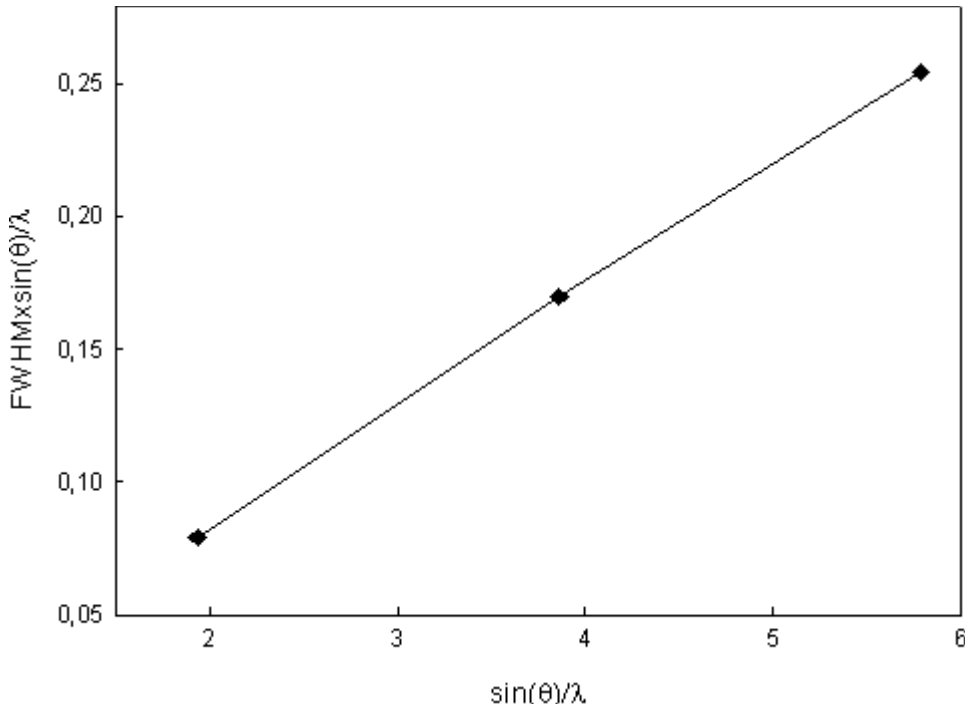
büyütülen GaN yarıiletken malzemeler yüksek dislokasyon yoğunlukları sergiler. Bu tür malzemeler genelde Şekil 5.7’de şematik olarak gösterilen mozaik yapı ile tanımlanır. Mozaik yapıda malzemenin, belirli dikey ve yanal boyutlara sahip tek kristal bloklardan oluştuğu varsayılır. X-ışınları tek kristal bloklardan koherent biçimde saçıldığından blokların boyutları dikey ve yanal koherens uzunlukları olarak ifade edilir. Mozaik yapıda blokların yüzey normaline dik olan düzlemin dışına doğru yönelmesi eğilme (*tilt*), düzlem içinde yüzey normali etrafında rockingsi ise bükülme (*twist*) olarak adlandırılır [90].

Mozaik yapıda; eğilme, bükülme, dikey ve yanal koherens uzunlukları olmak üzere dört temel parametre vardır. Bu parametreler mozaik yapının ters uzay örgü noktaları üzerindeki etkisi analiz edilerek değerlendirilir [90]. Bunun için XRD tekniği kullanılır. Çünkü sınırlı kristal büyüklüğü, örgü parametresindeki yerel farklılıktan dolayı oluşan mikrogerinme (*microstrain*), eğilme ve bükülme XRD piklerinin genişlemesine neden olur [91]. Eğilme ve bükülme için ω taraması, koherens uzunlukları için ise ω - 2θ taraması sonucu elde edilen piklerin FWHM değerlerinden yararlanır [12]. Bu çalışmada B numunesindeki GaN tabakanın mozaik yapısını değerlendirmek için ω , ω - 2θ ve ϕ taramaları sonucu elde edilen XRD pikleri kullanıldı. Piklerin FWHM değerleri, rocking eğrileri Pseude-Voigt fonksiyonu ile uyumlu hale getirilerek (fit edilerek) belirlendi.



Şekil 5.7. Mozaik yapıda eğilme, bükülme, dikey ve yanal koherens uzunluklarının şematik gösterimi [90]

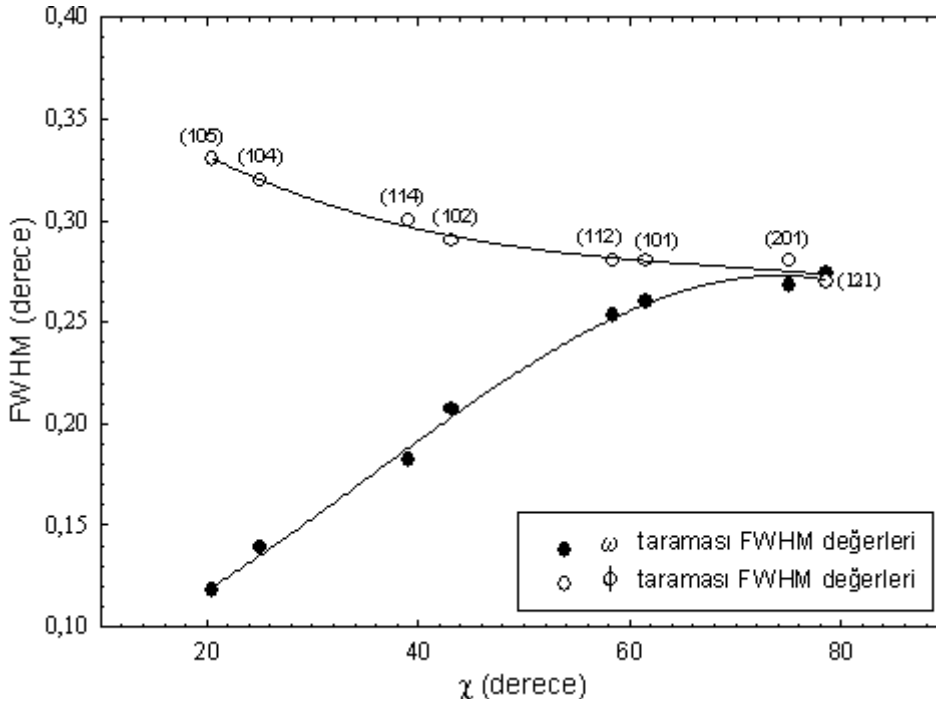
Simetrik kırınım geometrisinde sabit yanal büyüklük ve mozaik eğilme ters uzay örgü noktalarında genişleme meydana getirir. Bu etkilerin ayrıştırılması için Williamson-Hall eğrileri kullanılır [92]. Şekil 5.8, B numunesindeki GaN tabaka için Williamson-Hall eğrisini gösterir. Bunun için, simetrik (0002), (0004) ve (0006) ω -taramalarından elde edilen rocking eğrileri FWHM değerlerinden yararlanıldı. Burada $\sin(\theta)/\lambda$ 'ya karşılık $\beta_{\omega}\sin(\theta)/\lambda$ grafiği çizildi. Bu ifadedeki β_{ω} , θ ve λ sırasıyla pik yüksekliği yarı genişliğine, x-ışınlarının gelme açısına ve dalgaboyuna karşılık gelir. Doğrunun eğiminden mozaik eğilme, y eksenini kestiği noktanın tersinden ise yanal koherens uzunluğu hesaplanır. B numunesindeki GaN tabakanın eğilme açısı $0,0455^{\circ}$ olarak bulundu.



Şekil 5.8. B numunesindeki GaN tabaka için Williamson-Hall eğrisi

Mozaik bükülme için asimetrik (121), (201), (101), (112), (102), (114), (104), (105) ω ve ϕ taramaları sonucu elde edilen GaN tabakanın FWHM değerlerinden yararlanıldı. Şekil 5.9'da görüldüğü üzere χ eksenini boyunca ω -taramasından elde edilen piklerin FWHM değerleri artarken ϕ taramalarından elde edilen piklerin FWHM değerleri azalır. Daha da önemli olanı ise her iki taramadan elde edilen (121)

taraması FWHM değerlerinin $78,62^\circ$ lik χ açısında oldukça yaklaşmasıdır. Bu olayın meydana geldiği FWHM değeri GaN tabaka için bükülme açısıdır. B numunesindeki GaN tabakanın bükülme açısı $0,27^\circ$ olarak bulundu.



Şekil 5.9. χ ekseni boyunca ω -taramasından elde edilen piklerin FWHM değerleri artarken ϕ taramalarından elde edilen piklerin FWHM değerleri azalır.

Dislokasyon yoğunluğu

Safir üzerine büyütülen GaN yarıiletken malzemelerde; kenar ($b = 1/3\langle 11\bar{2}0 \rangle$), vida ($b = 1/3\langle 0001 \rangle$) ve karışık ($b = 1/3\langle 11\bar{2}3 \rangle$) olmak üzere üç tip dislokasyon ortaya çıkmaktadır [92]. Dislokasyon yoğunlukları TEM ile direk belirlenebilir. Ancak bu teknik numune hazırlığı gerektirdiğinden zaman alıcıdır ve numune üzerinde bozucu bir etkiye sahiptir. Ayrıca dislokasyon yoğunluğu küçük bir alanda belirlendiğinden numuneyi tam olarak yansıtmaz. XRD, dislokasyon yoğunluklarını belirlemede kullanılan alternatif bir tekniktir. Bu teknik numuneye zarar vermez. Daha büyük alanda ölçüm yapıldığından belirlenen dislokasyon yoğunlukları numuneyi daha iyi yansıtır [93].

Mozaik yapılı malzemelerde kenar tipi dislokasyonlar bükülmeye, vida tipi dislokasyonlar ise eğilmeye yol açar [94]. Bükülme ve eğilme açıları kullanılarak filmlerdeki dislokasyon yoğunlukları hesaplanabilir. Vida tipi dislokasyon yoğunluğu,

$$N_{vida} = \frac{\alpha_{\Omega}^2}{4,35.b_c^2} \quad (5.1)$$

ile hesaplanabilmektedir. Burada α_{Ω} simetrik yansımalar için Williamson-Hall eğrisinin eğiminden elde edilen eğilme açısı, b_c ise vida tipi dislokasyonlar için Burger vektörü uzunluğudur (0,5185 nm).

Kenar tipi dislokasyon yoğunluğu ise,

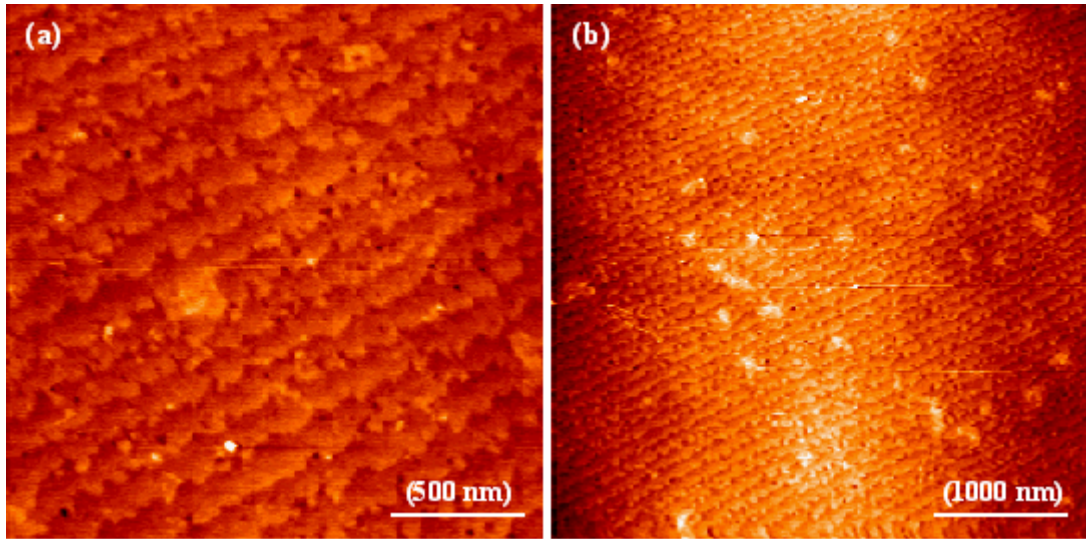
$$N_{kenar} = \frac{\alpha_{\phi}^2}{4,35.b_E^2} \quad (5.2)$$

ile hesaplanabilmektedir. Burada α_{ϕ} bükülme açısı, b_E ise kenar tipi dislokasyonlar için Burger vektörü uzunluğudur (0,3189 nm) [93].

Bu eşitliklerden yararlanılarak B numunesindeki GaN tabakada vida tipi dislokasyon yoğunluğu $5,4 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$, kenar tipi dislokasyon yoğunluğu ise $5,0 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ olarak hesaplandı. Öte yandan (0001) yöneliminde büyütülmüş GaN malzemelerde vida tipi dislokasyon yoğunluğu (0002) ω -taraması FWHM değerinden hesaplanabilir. Buradan elde edilen dislokasyon yoğunluğu karışık tipteki vida bileşenini de içerir. Kenar tipi dislokasyon yoğunluğu ise (11 $\bar{2}$ 0) ω -taraması FWHM değerinden hesaplanabilir. Bu şekilde hesaplanan kenar tipi dislokasyon yoğunluğu karışık tipteki kenar bileşenini de içerir. Ancak bu kırımını gerçekleştirmek zor olduğundan kenar tipi dislokasyon yoğunluklarının belirlenmesinde (10 $\bar{1}$ 2) ve (11 $\bar{2}$ 4) kırınımları kullanılır. Bu kırınımlardan elde edilen dislokasyon yoğunlukları vida ve karışık tipi de içerir [88, 92].

5.1.4. Yüzey özellikleri

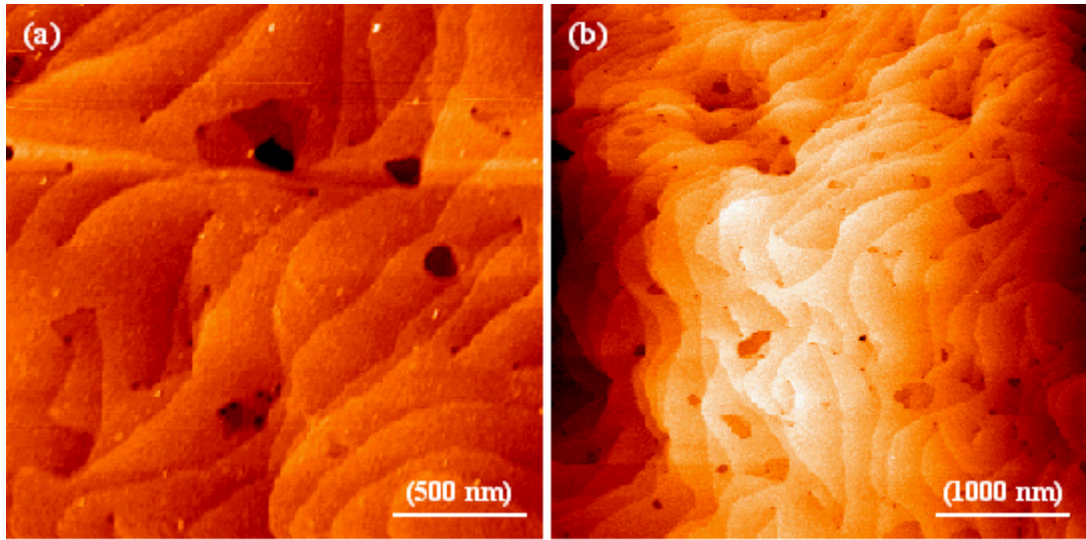
Epitaksiyel tabakaların basamaklı, tabaka-tabaka (veya 2-boyutlu) ve 3-boyutlu ada şeklinde olmak üzere üç genel büyüme modu vardır. Basamaklı büyüme pürüzsüz yüzey morfolojisi sergilediğinden cihaz yapılar için oldukça önemlidir. Bu tip büyüme yüksek alttaş sıcaklığı ve düşük birikme oranında gerçekleştirilebilir. Numunelerin yüzeyleri üzerindeki teraslar basamaklı büyümenin göstergesidir [95, 96]. Şekil 5.10'da A numunesinin AlN yüzeyi üzerinden alınan $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ ve $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüleri verildi. AlN yüzeyinde doğrusal ve birbirine paralel teraslar gözlemlendi. Teras yüksekliği yaklaşık 0,15 nm olarak belirlendi. Şekil 5.11'de B numunesinin GaN yüzeyi üzerinden alınan $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ ve $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüleri verildi. GaN yüzeyinde ise AlN yüzeyinden farklı olarak siyah noktalar ve rasgele yönelime sahip teraslar gözlemlendi. Teras yüksekliği yaklaşık 0,27 nm olarak belirlendi. Bu değer, yaklaşık olarak bir tek-katman GaN'a uygundur ($c/2=0,26$ nm).



Şekil 5.10. A numunesinin AlN yüzeyi üzerinden alınan (a) $2 \times 2 \mu\text{m}^2$, (b) $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüleri

GaN yüzeyinde terasların siyah noktalarda düğümlendiği (*pinned*) gözlemlendi. Terasların düğümlendiği bu noktalar vida tipi dislokasyonlarla ilişkilendirilmektedir [97]. GaN yüzeyi üzerindeki siyah nokta (vida tipi dislokasyon) yoğunluğu AFM

görüntüsündeki toplam siyah nokta sayısının tarama alanına oranından hesaplandı. B numunesinin yüzeyindeki siyah nokta yoğunluğu $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüsünden $6,4 \times 10^8 (\pm 0,2 \times 10^8) \text{cm}^2$ olarak bulundu. AlN yüzeyinde bu tip siyah noktaların olmayışı vida tipi dislokasyon yoğunluğunun çok düşük olduğunu gösterir. Benzer şekilde A numunesindeki AlN tabakanın XRD taramalarından, vida tipi dislokasyon yoğunluğu ile ilişkili (0002) FWHM değeri (42 arcsec) tüm dislokasyonlarla ilişkili (10 $\bar{1}2$) FWHM değerinden (890 arcsec) oldukça düşük bulundu.



Şekil 5.11. B numunesinin GaN yüzeyi üzerinden alınan (a) $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ (b), $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüleri

RMS, yüzey pürüzlülüğünü değerlendirmede kullanılan en önemli parametrelerden biridir. $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlarında A ve B numunelerinin yüzey RMS pürüzlülükleri 0,21 nm ve 0,84 nm olarak ölçüldü. Ayrıca pürüzlülük yüzeydeki teras genişlikleri ile de yakından ilişkilidir [46]. Geniş teraslar daha pürüzsüz yüzey, dar teraslar ise daha pürüzlü yüzey anlamına gelmektedir. AlN ve GaN yüzeyleri üzerindeki teras genişlikleri ~ 130 nm ve ~ 200 nm olarak belirlendi. Hem RMS değerleri hem de teras genişlikleri her iki numunenin düşük yüzey pürüzlülüklerine sahip olduğunu açık bir biçimde gösterdi. Çizelge 5.1'de A ve B numunelerinin yüzeyleri üzerindeki siyah nokta yoğunluğu, teras genişliği ve RMS pürüzlülüğü değerleri verildi.

Çizelge 5.1. A ve B numunelerinin yüzeyleri üzerindeki siyah nokta yoğunluğu, teras genişliği ve RMS pürüzlülüğü

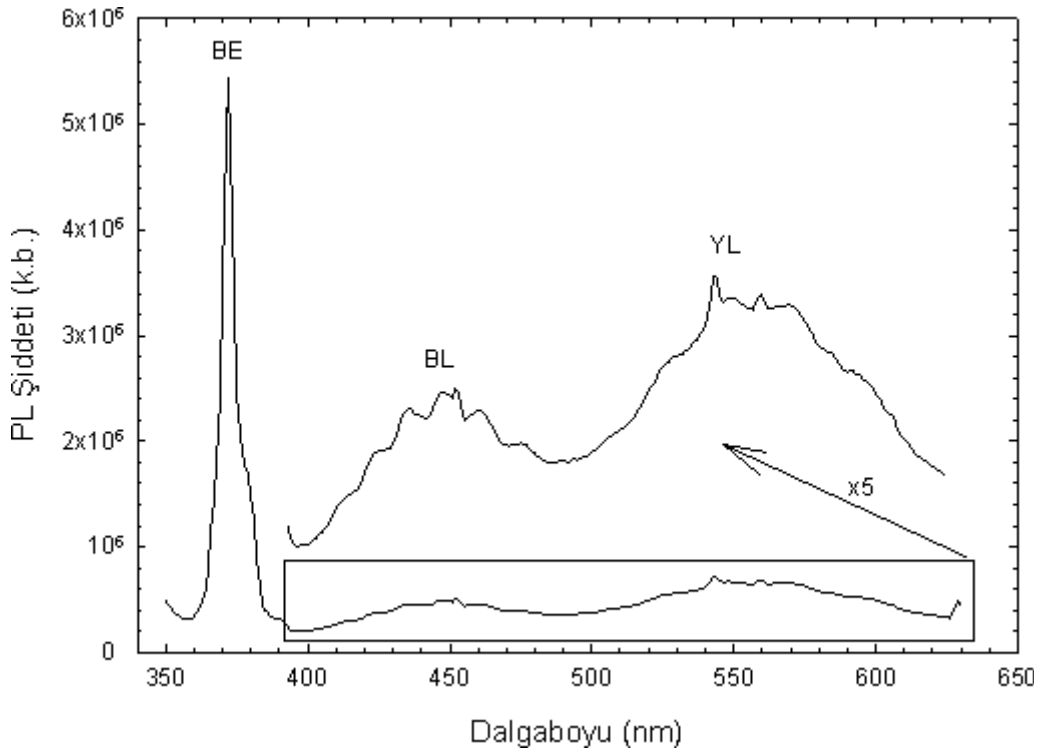
Numune	Siyah nokta yoğunluğu ($\pm 0,2 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$)	Teras genişliği (nm)	RMS (nm)
A	-	130	0,21
B	$6,4 \times 10^8$	200	0,84

5.1.5. Optik özellikler

B numunesinin oda sıcaklığında ölçülen fotoluminesans spektrumu Şekil 5.12'de verildi. Şekilden görüldüğü üzere spektrum üç temel pike sahiptir. İlki 372 nm dalgaboyuda dar, keskin bir piktir ve bant kenarı (BE) geçişi olarak adlandırılır. İkincisi 445 nm dalgaboyu civarında geniş bir piktir ve mavi lüminesans (BL) bandı olarak adlandırılır. Sonuncusu ise 550 nm dalgaboyu civarında geniş bir piktir ve sarı lüminesans (YL) bandı olarak adlandırılır.

Spektrumda yer alan temel geçişlerin enerji değerleri safsızlık ve doğal kusurlar gibi nokta kusurlarına bağlıdır. Bu tip malzemelerde görülen safsızlıklar istenmeyen katkılama nedeniyle meydana gelir [98] ve sıklıkla karşılaşılan safsızlık türü N yerinde O (O_N) ve Ga yerinde ise Si (Si_{Ga}) atomlarının yer almasıdır. Doğal kusurlar ise stokiometrik olmayan büyüme ya da istenilerek yapılan katkılamaların neden olduğu atom eksiklikleridir. n-tipi GaN için baskın olan doğal kusur Ga eksikliğiyken (V_{Ga}), p-tipi GaN için ise N eksikliğidir (V_N) [99]. BE geçişi, genellikle yasak bant aralığına yakın, keskin bir piktir ve N eksikliğinden (V_N) ya da N yerine O (O_N) nedeniyle oluşan sığ vericiye bağlı eksiton nedeniyle meydana gelmektedir [100]. BL bantı, bazen oda sıcaklığında istenmeyen katkılama nedeniyle oluşan oldukça derin alıcı seviyeleri ile iletkenlik bandındaki serbest elektronların yeniden birleşmesi nedeniyle meydana gelir. Bu bant MOCVD ile büyütülen GaN tabakalar için karakteristiktir ve metal organik kaynağından gelen (Zn, Mg) bazı safsızlıklar ile ilgilidir [101]. Spektrumdaki en önemli geçiş olan YL bantı, iletkenlik

bandındaki elektronların genellikle N yerine C gelmesi (C_N) ile meydana gelen Ga eksikliği ($V_{Ga}C_N$) sonucu oluşan derin alıcı seviyelerine geçişi nedeniyle oluşur. Derin seviyelerin oluşma nedeni doğal kusurlar ve arka plân safsızlıklardır [4, 102].



Şekil 5.12. B numunesinin oda sıcaklığında ölçülen fotoluminesans spektrumu

5.2. HEMT Uygulamalar için AlGaN/(AlN)/GaN Heteroyapılar

AlGaN/GaN heteroyapılar nitrit HEMT uygulamalar için dikkat çekmektedir [4, 67, 103-106]. Bu nedenle araştırmalar *yüksek kristal kalitesine sahip heteroyapılar* büyümeye ve bu heteroyapıların *iletim özelliklerini* (taşıyıcı yoğunluğu ve mobilitayı) geliştirmeye odaklanmıştır. AlGaN/GaN heteroyapılar düşük maliyeti, yüksek sıcaklıktaki kararlı yapısı ve gelişmiş büyütme teknolojisi nedeni ile genelde safir alttaş üzerine büyütülmektedir. Bölüm 5.1’de belirtildiği üzere safir ve GaN malzemelerinin örgü sabitleri ve termal genleşme katsayıları farklı olduğundan AlGaN/GaN heteroyapıdaki epitaksiyel tabakalarda yüksek dislokasyon yoğunlukları (10^7 – 10^{11} cm^{-2}) meydana gelir [12, 48, 107]. Bu, safir üzerine GaN epitakside karşılaşılan en büyük güçlüklerden biridir. Yüksek kalite AlGaN/GaN heteroyapılar

elde etmek için GaN tabakadan önce safir üzerinde çeşitli tampon tabakalar büyütülmektedir. Son zamanlarda AlN tampon üzerine büyütülen GaN malzemelerin kristal kalitesinin önemli ölçüde geliştiği gösterildi [76, 77].

AlGaN/GaN heteroyapılarda iletim özelliklerini artırmak için farklı metotlar kullanılmaktadır. Örneğin, 2DEG yoğunluğunu artırmak için AlGaN tabaka Si ile katkılanmaktadır. Bu metotla taşıyıcı yoğunluğunda sınırlı bir artış meydana geldiği gösterildi [30, 67, 106]. İletim özelliklerini geliştirmek için kullanılan diğer bir metot AlGaN tabakanın Al kompozisyonunu artırmaktır. Yüksek Al kompozisyonu daha güçlü kendiliğinden ve piezoelektrik polarizasyon dolayısıyla kanalda yüksek taşıyıcı yoğunluğu oluşması anlamına gelir. Ancak yüksek Al kompozisyonu gerinme, ara yüzey pürüzlülüğü ve alaşım düzensizliği saçılmasını artırdığından kanaldaki elektron mobilitesinin düşmesine yol açtı [27, 62, 108, 109]. Bunların dışında iletim özelliklerini geliştirmek için son zamanlarda GaN tampon ve AlGaN bariyer arasına ince bir AlN ara tabaka büyütülmektedir. AlN ara tabaka etkin bariyer yüksekliğini artırdığından ve alaşım düzensizliği saçılmasını ortadan kaldırdığından kanaldaki taşıyıcı yoğunluğunu ve elektron mobilitesini geliştirmektedir [14, 64, 110].

AlGaN/GaN heteroyapıyı temel alan nitrit HEMT'lerde AlN tampon malzeme ve AlN ara tabaka yaygın biçimde kullanılmasına rağmen onların yapısal, morfolojik ve optik özellikler üzerindeki etkisi henüz tam olarak bilinmemektedir. Burada AlN tampon malzeme ve AlN ara tabakanın AlGaN/GaN heteroyapıların yapısal, morfolojik ve optik özelliklerine etkileri araştırıldı. AlN tampon malzeme ve AlN ara tabakanın heteroyapının kristal kalitesini, gerinme durumunu, ara yüzey ve yüzey özelliklerini önemli ölçüde etkilediği belirlendi.

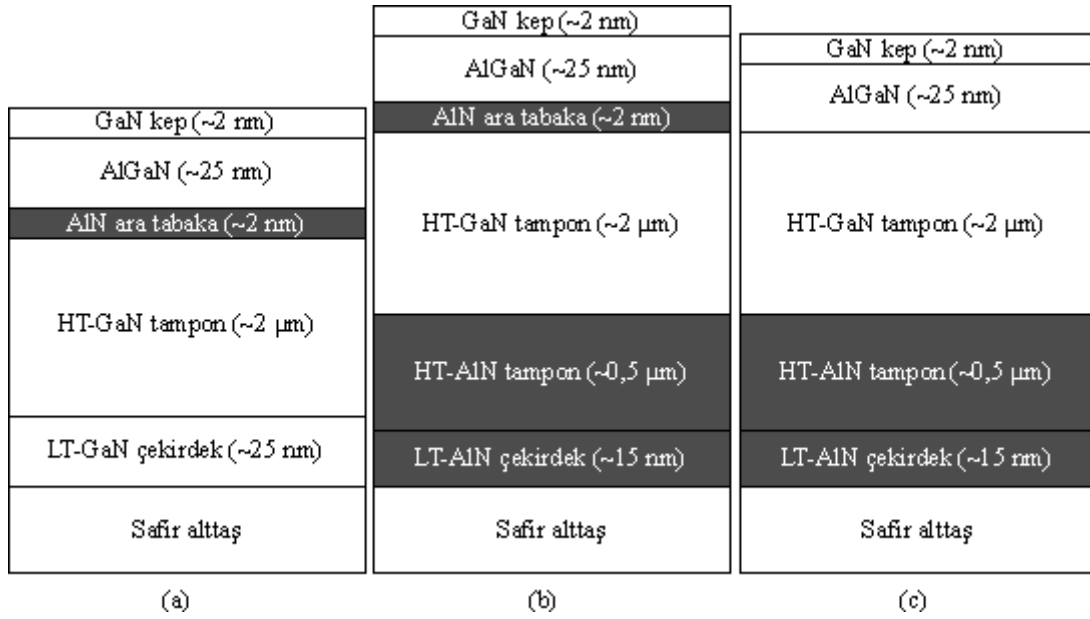
5.2.1. Büyütme şartları

HEMT uygulamalar için üç farklı AlGaN/GaN heteroyapı MOCVD ile (0001) yönelimli safir alttaş ve AlN/safir üzerine büyütüldü. TMGa, TMAI ve NH₃ sırasıyla Ga, Al ve N kaynakları; hidrojen ise taşıyıcı gaz olarak kullanıldı. Epitaksiyel film

büyütülmeden önce yüzeydeki kirlilikleri kaldırmak için safir alttaş 10 dakika, 1100 °C sıcaklıkta tavlandı.

Basitlik açısından safir alttaş üzerine büyütülen AlGa_N/AlN/GaN heteroyapı A numunesi, AlN/safir üzerine büyütülen AlGa_N/(AlN)/GaN ve AlGa_N/GaN heteroyapılar B ve C numuneleri olarak adlandırıldı. Şekil 5.13'te A, B ve C numunelerinin şematik yapıları verildi. A ve B numunelerinin yapısındaki farklılık safir alttaş üzerine büyütülen AlN tampon tabakalar iken B ve C numunelerinin yapısındaki tek fark GaN tampon tabaka ile AlGa_N bariyer tabaka arasındaki ince (~2 nm) AlN ara tabakadır.

A numunesindeki GaN tampon, düşük sıcaklıkta (540 °C'de) 25 nm kalınlıklı GaN çekirdek tabaka ile iki aşamalı büyütme metodu ile hazırlandı. Çekirdekleşme ve tavlama prosesleri yüksek dirençli GaN elde etmek için dikkatli bir biçimde kalibre edildi. B ve C numunelerinde önce 15 nm kalınlıklı AlN çekirdek tabaka 840 °C'de büyütüldü. Daha sonra reaktör sıcaklığı 1150 °C'ye yükseltildi ve 500 nm kalınlıklı AlN tampon tabaka büyütüldü. Bunun ardından üç numunedeki 2 µm kalınlıklı GaN tampon tabaka 200 mbar'da, 1070 °C'de ve yaklaşık 2 µm/saat birikme oranında büyütüldü. Daha sonra A ve B numuneleri için 2 nm kalınlıklı AlN ara tabaka 1085 °C sıcaklıkta ve 50 mbar basınç altında büyütüldü. Son olarak tüm numuneler için 25 nm kalınlıklı AlGa_N bariyer tabaka ve 2 nm kalınlıklı GaN kep tabaka 1085 °C sıcaklıkta ve 50 mbar basınç altında büyütüldü.



Şekil 5.13. HEMT uygulamalar için büyütülen numunelerin şematik yapıları. (a) A numunesi, (b) B numunesi, (c) C numunesi

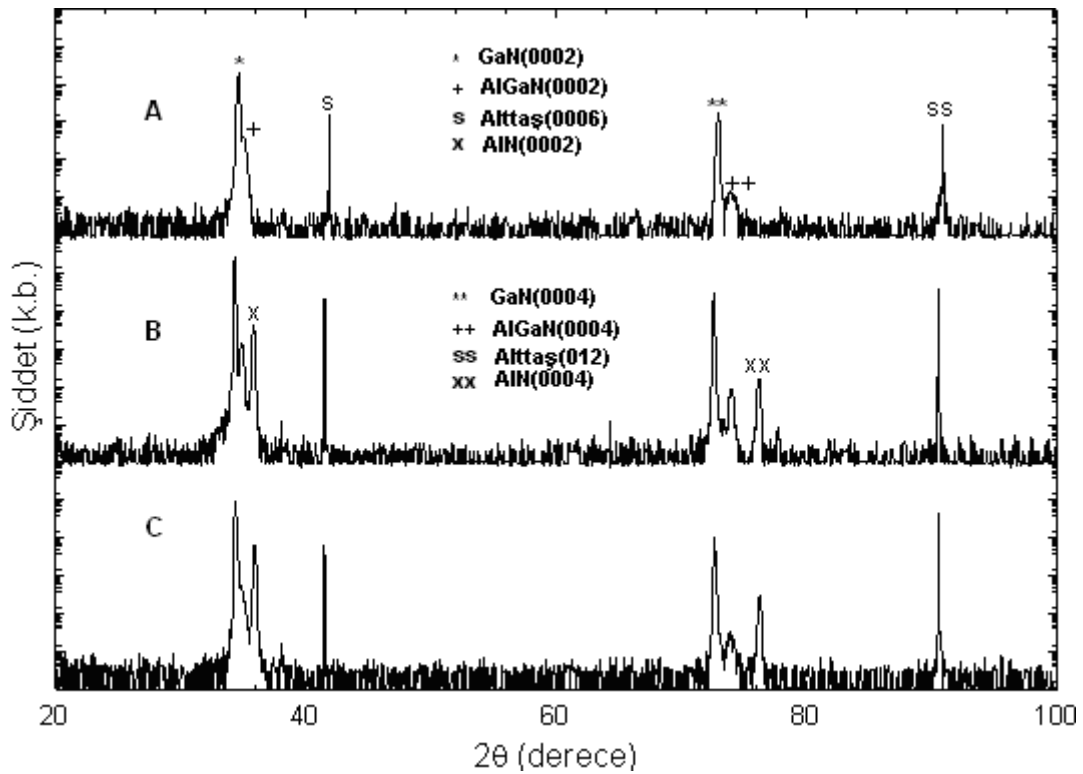
5.2.2. Deneş

Numunelerin yapısal özellikleri XRD tekniğı ile araştırıldı. Önce θ -2 θ taramaları sonucu numunelerin hedeflenen yapıları doğrulandı. Daha sonra simetrik ω -2 θ taramalarından GaN tampon tabaka ve AlGaIn bariyer tabakanın kristal kalitesi değerlendirildi. HRXRD ve X-ışını yansıması (XRR) simülasyonları “LEPTOS” programı ile yapıldı. Numunelerdeki epitaksiyel tabakaların kalınlıkları, gerinme ve heteroyapıdaki ara yüzey pürüzlülükleri belirlendi. Numunelerin yüzey özellikleri AFM ile araştırıldı. Ölçümler oda sıcaklığında ve atmosfer basıncında gerçekleştirildi. Numuneler, yüzeydeki kirlilikleri kaldırmak için beşer dakika ultrasonik ortamda aseton, etanol ve saf su ile temizlendi. Yüzey özelliklerinin hassas bir biçimde belirlenebilmesi için $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ ve $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ olmak üzere iki farklı tarama alanı tercih edildi. Yüzey morfolojisi ve kusur çeşitleri için küçük tarama alanlı görüntüler, kusur yoğunluğu ve pürüzlülük gibi istatistikî değerler için ise büyük tarama alanlı görüntüler kullanıldı. Numunelerin yüzey RMS pürüzlülüğü “Scala Pro” yazılımı ile belirlendi. Numunelerin optik özelliklerinin belirlenmesinde ise PL tekniğı kullanıldı. PL ölçümleri Horiba Jobin Yvon Fluorolog-3 sistemi ile

gerçekleştirildi. Uyarma kaynağı olarak 325 nm dalgaboylu 50 mW güç çıkışlı He-Cd lazer kullanıldı.

5.2.3. Yapısal özellikler

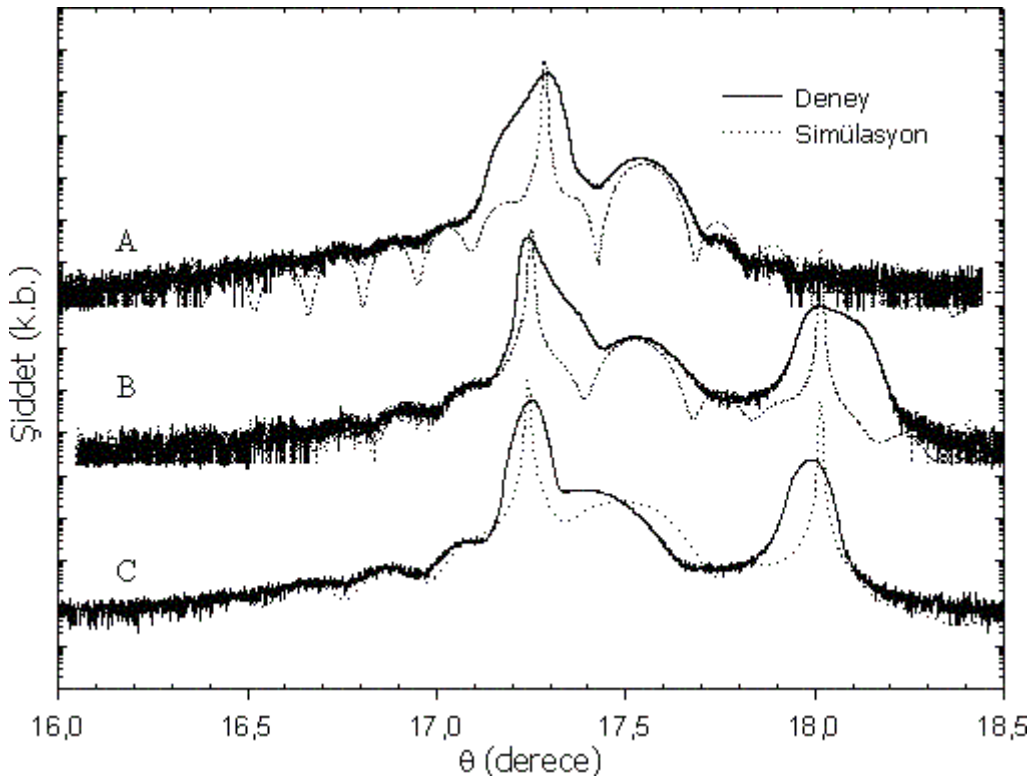
A, B ve C numunelerinin hedeflenen yapıları standart θ - 2θ XRD taraması ile doğrulandı. Şekil 5.14'te numunelerin yapısında bulunan malzemelerin pikleri görülmektedir. Piklerin dar genişlikte ve keskin olması numunelerin kristal kalitesini gösterir.



Şekil 5.14. A, B ve C numunelerinin standart θ - 2θ XRD taraması

Şekil 5.15'te simülasyon eğrileri ile birlikte yüksek çözünürlüklü kırınım pikleri görülmektedir. Simetrik (0002) düzleminde elde edilen üç temel pik; GaN tampon tabaka, AlGaIn bariyer tabaka ve AlN tampon tabakadan elde edilen Bragg yansımalarıdır. Şekil 5.15'te A ve B numunelerindeki GaN ve AlGaIn malzemelerin pikleri ayırt edilebilmektedir. C numunesinde ise bu malzemelerden kaynaklanan

pikler tam olarak ayırt edilemez. Her üç numunede GaN ve AlN piklerinde görülen omuzlar stokiometrik olmayan büyümeden kaynaklanabilir. Bununla birlikte A, B ve C numunelerindeki AlGaN(GaN) tabakaların (0002) rocking eğrileri FWHM değerleri 437(224), 333(150) ve 352(191) arcsec olarak belirlendi. Yapısında AlN ara tabaka bulunan A ve B numunelerindeki AlGaN(GaN) tabakaların FWHM değerleri karşılaştırıldığında B numunesindeki epitaksiyel tabakaların kristal kalitesi daha yüksektir. Bu, AlN tampon tabakanın heteroyapıdaki AlGaN(GaN) tabakaların kristal kalitesini geliştirdiğini gösterir. Yapısında AlN tampon bulunan B ve C numunelerindeki AlGaN(GaN) tabakaların FWHM değerleri karşılaştırıldığında yine B numunesindeki epitaksiyel tabakaların kristal kalitesi daha yüksektir. Bu ise AlN ara tabakanın, epitaksiyel tabakaların kristal kalitesini geliştirdiğini gösterir. A, B ve C numunelerinden yapısında AlN tampon ve AlN ara tabaka bulunan B numunesi en yüksek kaliteye sahiptir. Bu sonuçlar hem AlN tampon tabakanın hem de AlN ara tabakanın, heteroyapıların kristal kalitesini önemli ölçüde geliştirdiğini gösterir.



Şekil 5.15. A, B ve C numunelerinin (0002) düzlemi yüksek çözünürlüklü Bragg yansımaları ve simülasyon eğrileri

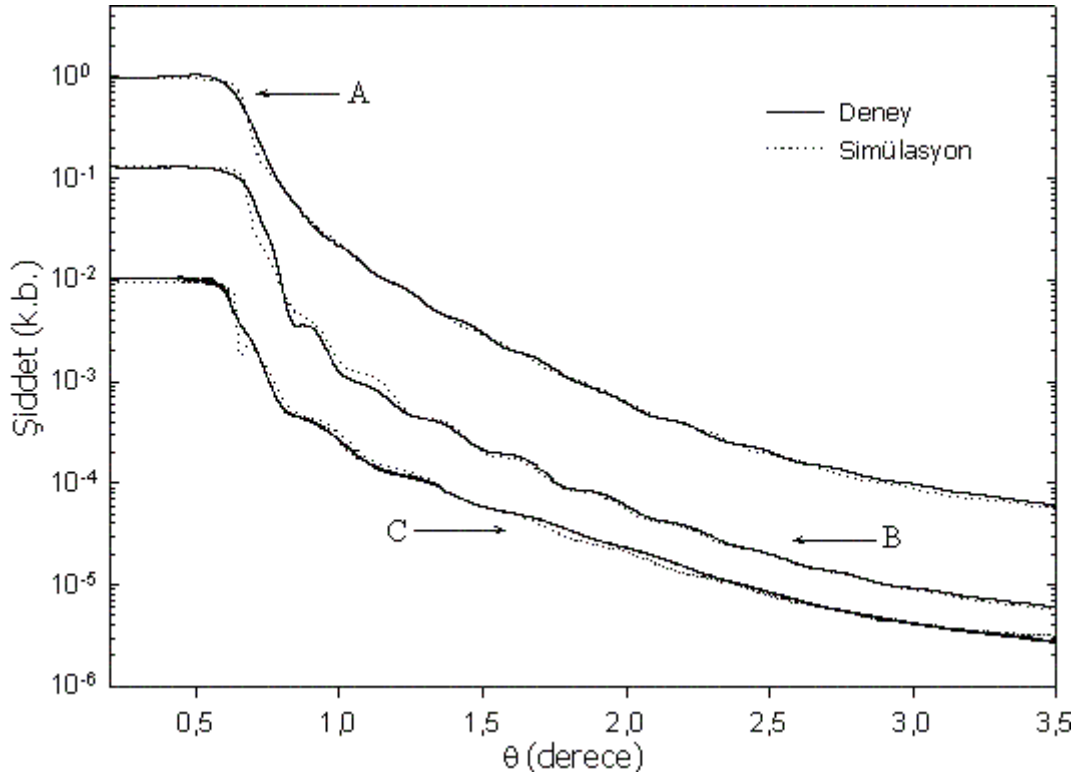
A, B ve C numunelerindeki AlGaN bariyer tabakaların Al kompozisyonu gerinme (*strain*) ve gevşeme (*relaxation*) dereceleri simülasyondan hesaplandı. Sonuçlar Çizelge 5.2’de sunuldu. A, B ve C numuneleri için Al kompozisyonları 31,0, 29,0, 30,9 olarak bulundu. Bu değerler her üç numune için hedeflenen değere ($x \sim 0,3$) oldukça yakındır. İncelenen üç numune için Al kompozisyonunun birbirine yakın olması kompozisyondan bağımsız olarak AlGaN bariyer tabakaların özelliklerini karşılaştırmak açısından önemlidir. C numunesinde GaN üzerine büyütülen AlGaN bariyer tabakada AlGaN ve GaN malzemeler arasındaki örgü uyumsuzluğu nedeni ile çekme gerinmesi meydana geldiği belirlendi. Oysa A ve B numunelerindeki AlN ara tabaka üzerine büyütülen AlGaN bariyer tabakalarda büyütme yönüne paralel *basma gerinmesi* olduğu belirlendi. Basma gerinmesi büyütülen yapının oda sıcaklığına soğutulması esnasında AlGaN ve AlN malzemeler arasındaki termal uyumsuzluktan kaynaklanmaktadır. Ayrıca A ve B numunelerinde oluşan gerinmenin C numunesine göre daha yüksek olduğu belirlendi. Burada dikkat çeken en önemli noktalardan biri AlN ara tabakanın AlGaN bariyerde oluşan çekme gerinmesini basma gerinmesine dönüştürmesidir. Bu, daha önce yapılmış olan araştırmaların sonuçlarıyla uyum içerisindedir [17, 111]. Bunun yanı sıra tüm numunelerde AlGaN bariyer ve AlN ara tabakanın gevşeme derecesi neredeyse sıfırdır. Hâlbuki B ve C numunelerindeki GaN tampon tabakalar doğal gevşeme derecesine sahiptir.

Çizelge 5.2. A, B ve C numuneleri için HRXRD’den elde edilen simülasyon sonuçları

Tabaka	Gerinme			Gevşeme		
	A	B	C	A	B	C
GaN	0,016	0,015	0,016	--	--	--
AlGaN	0,040	0,040	-0,016	0,060	0	-0,050
AlN	-0,050	-0,052	--	0,102	0	--
GaN	--	0,043	0,043	--	0,833	0,794
AlN	--	--	--	--	--	--

Şekil 5.16'da $0,2^{\circ}$ - $3,5^{\circ}$ 'lik açı aralığında XRR eğrileri gösterildi. Her bir numune genelde “Kiessing Fring” olarak bilinen periyodik salınımlar gösterdi. AlN tampon tabakadan dolayı B ve C numunelerinde saçak genliklerinin daha yüksek olduğu gözlemlendi. Salınımların genlikleri ve frekansları ara yüzey pürüzlülüğü, tabaka kalınlıkları ve bu tabakaların yoğunluk farkları tarafından etkilenir. Bu noktaların değerlendirilebilmesi için XRR taramalarının uyumlu hale getirilmesine (fit işlemine) gerek duyulur. Uyum işleminde numunenin yönelimine bağlı arka planın güçlü katkısı veriden çıkarılır ve her bir numune için en iyi uyum elde edilir. Tabaka kalınlıkları ve yüzey/ara yüzey pürüzlülükleri Çizelge 5.3'te verildi. B ve C numunelerindeki GaN tampon tabaka üst yüzeylerinin A numunesine göre daha düşük pürüzlülüğe sahip olduğunu gösterdi. Bu sonuç AlN tampon tabakanın GaN tampon malzemenin yüzey kalitesini geliştirdiğini ortaya koydu. Yüzey kalitesindeki bu gelişmenin nedeni AlN tampon tabakanın GaN tampon tabaka içine dislokasyonların geçişini engellemesi olabilir. Bu gelişmenin derecesi ise AlN tampon tabakanın kalınlığı ile ilişkili olabilir [112]. Çünkü üç numune arasında en düşük pürüzlülüğe sahip GaN yüzeyi, AlN tampon tabaka kalınlığı ~ 715 nm olan C numunesindedir. Bu durumun aksine yapıya eklenen AlN ara tabakaların daha pürüzlü bir AlGaN bariyer yüzeyinin oluşmasına yol açtığı görüldü. Jin ve arkadaşları [17] yüksek sıcaklıklı AlN ara tabakanın AlN tampon kullanılmadan büyütülen heteroyapıların yapısal özelliklerine etkilerini araştırdılar. Yüksek sıcaklıkta (HT) büyütülen AlN ara tabakanın, AlGaN bariyer tabakanın yapısal kalitesini geliştirdiğini ancak daha zayıf yüzey kalitesi oluşturduğunu gösterdiler. Bu bizim sonuçlarımızla uyum içindedir. Aynı çalışmada HT-AlN ara tabaka üzerine büyütülen AlGaN bariyer tabakanın zayıf yüzey kalitesi, AlN ara tabakanın yüksek büyütme sıcaklığına (1040°C) atfedildi [17]. Bu çerçevede A ve B numuneleri için AlN ara tabakaların yüksek büyütme sıcaklığı (1085°C) AlGaN bariyer tabakaların üst yüzeylerindeki pürüzlülüğün artmasına neden olduğu söylenebilir. Ancak büyütme şartlarındaki istenmeyen olası değişimler de göz ardı edilmemelidir. Örneğin, AlN ara tabakanın büyütme sıcaklığının kontrolü oldukça önemlidir. Bu, büyütme esnasında akı oranlarının değişmesine neden olabilir. A, B ve C numuneleri için AlGaN bariyer tabakaların yoğunlukları sırası ile $5,711$, $6,088$, $5,206$ g.cm^{-2}

olarak belirlendi. Ara tabakalı numunelerdeki AlGaN tabakaların gerinme ve yoğunluk değerleri ara tabakasız numuneye göre daha yüksek bulundu.



Şekil 5.16. A, B ve C numunelerinin XRR yansımaları

Çizelge 5.3. A, B ve C numuneleri için XRR'den elde edilen simülasyon sonuçları

Tabaka	Kalınlık $\pm 0,1$ nm			Pürüzlülük $\pm 0,1$ nm		
	A	B	C	A	B	C
GaN	2,2	2,3	2,5	0,6	0,5	0,3
AlGaN	22,1	27,0	20,8	1,4	3,0	0,4
AlN	2,3	2,5	--	0,4	0,8	--
GaN	2028,2	1600,6	1838,0	3,7	1,4	0,7
AlN	--	504,8	715,4	--	--	--

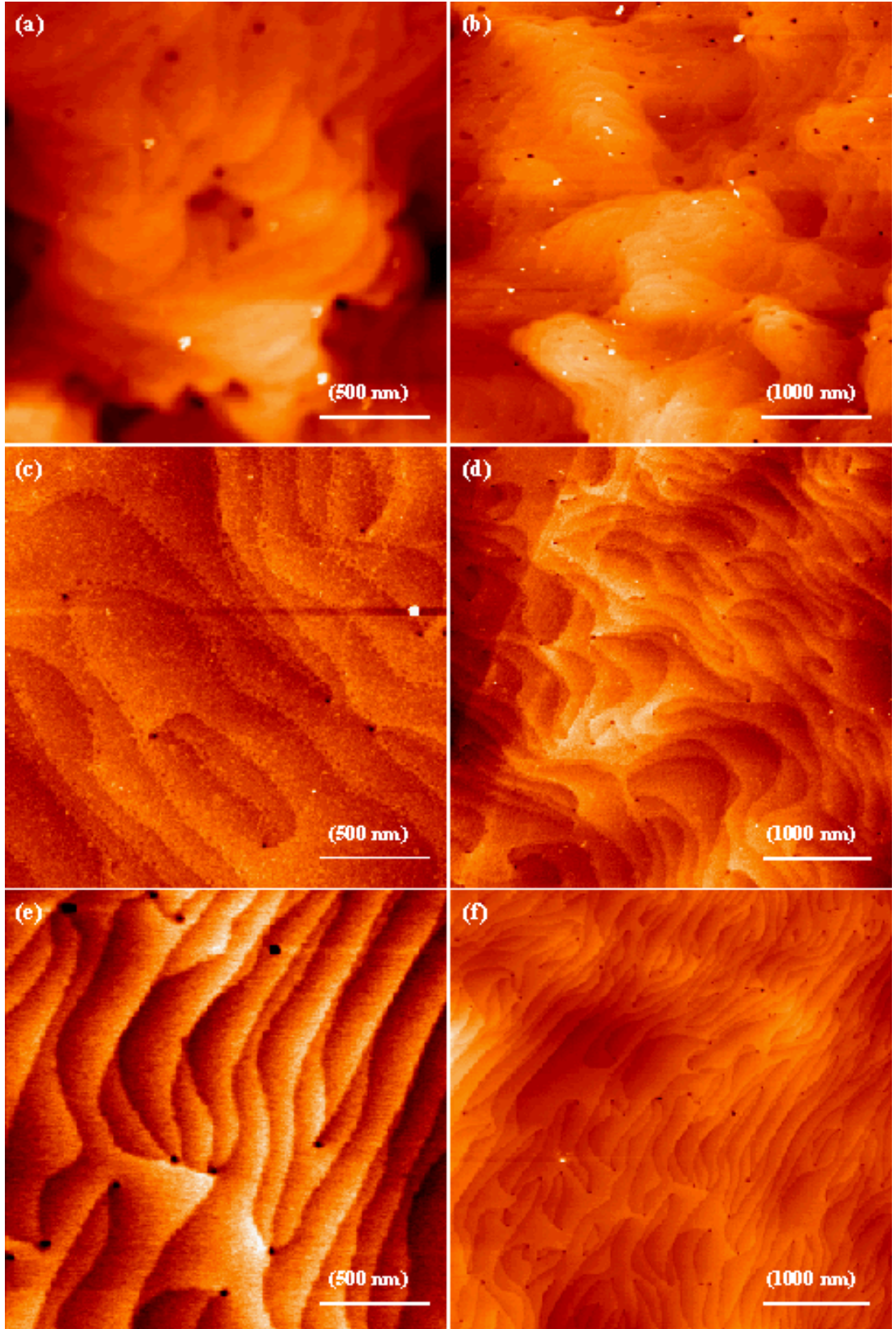
Daha önce de ifade edildiği gibi GaN tampon ve AlGaN bariyer arasına AlN ara tabaka büyütmenin amacı nitrit HEMT yapılarında iletim özelliklerini geliştirmektir.

AlGaIn/GaN heteroyapıları temel alan HEMT'lerde 2DEG mobilitesini etkileyen en temel faktörlerden biri de ara yüzey pürüzlülüğü saçılmasıdır. Bu yüzden düzgün yüzey ve ara yüzeylere sahip heteroyapılar oluşturmak oldukça önemlidir [105]. Bu durumda yüksek ara yüzey pürüzlülüklerine (Bkz. Çizelge 5.3) sahip AlN ara tabakalı A ve B numunelerinde mobilitenin, özellikle düşük sıcaklıklarda ara yüzey pürüzlülüğü saçılmasından olumsuz etkileneceği söylenebilir.

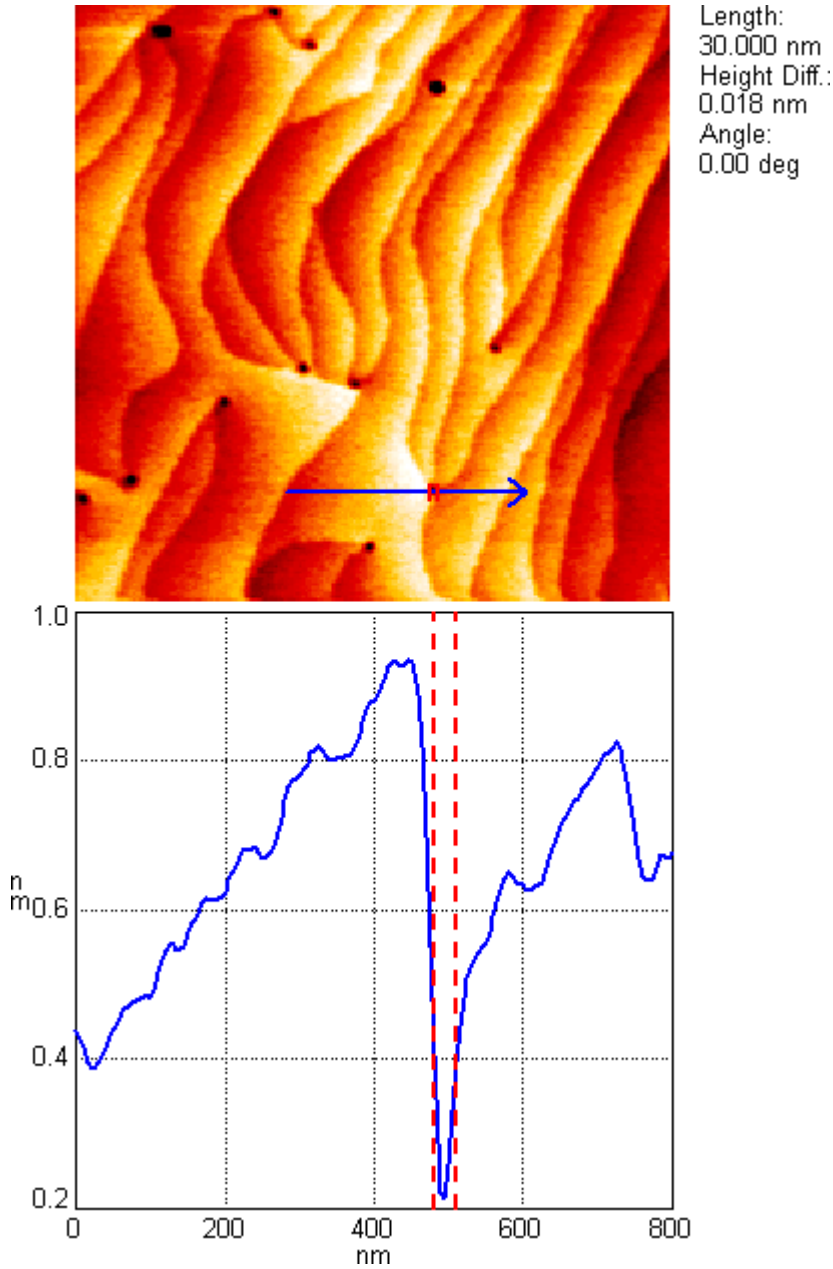
5.2.4. Yüzey özellikleri

A, B ve C numunelerinin GaN kep yüzeyi üzerinden alınan $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ ve $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüleri Şekil 5.17'de verildi. Her üç numunenin yüzeyi üzerinde siyah noktalar ve rasgele yönelimli teraslar gözlemlendi. Bu, numunelerin basamaklı bir biçimde büyüdüğünü gösterir. Basamaklı büyüme pürüzsüz yüzey morfolojisi sergilediğinden cihaz performansını olumlu yönde etkiler [46]. Bununla birlikte A, B ve C numunelerinin yüzeyleri üzerindeki teras yükseklikleri yaklaşık olarak 0,27, 0,24 ve 0,24 nm bulundu. Bu değerler bir tek katman (0002) GaN kalınlığına (0,26 nm) oldukça yakındır.

A, B ve C numunelerinin yüzeyinde rasgele yönetime sahip terasların siyah noktalarda düğümlendiği gözlemlendi. Basamaklı büyüyen GaN malzeme yüzeyinde terasların düğümlendiği bu noktalar vida tipi dislokasyonlarla ilişkilendirilir [97]. Şekil 5.18'de C numunesinin GaN yüzeyinden alınan $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüsü ve çizgi profili birlikte verildi. Çizgi profili siyah noktaların ~ 30 nm çapa sahip olduğunu gösterdi. AFM görüntüsündeki toplam siyah nokta sayısının tarama alanına oranından A, B ve C numuneleri için siyah nokta yoğunlukları $2,0 \times 10^9$, $2,5 \times 10^8$ ve $5,2 \times 10^8 (\pm 0,2 \times 10^8)$ cm^{-2} olarak bulundu. B numunesindeki siyah nokta yoğunluğunun, A numunesinden yaklaşık on kat, C numunesinden ise iki kat daha düşük olduğu belirlendi.



Şekil 5.17. Numunelerin $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ ve $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM yüzey görüntüleri.
(a, b) A numunesi, (c, d) B numunesi, (e, f) C numunesi



Şekil 5.18. C numunesinin GaN yüzeyi üzerinden alınan $2 \times 2 \mu\text{m}^2$ tarama alanlı AFM görüntüsü ve çizgi profili. Yüzeyde terasların düğümlendiği siyah noktalar ~ 30 nm çapa sahiptir.

A, B ve C numuneleri için yüzey RMS pürüzlülük değerleri 0,70, 0,27 ve 0,30 nm olarak ölçüldü. Çizelge 5.4'te A, B ve C numunelerinin GaN yüzeyleri üzerindeki siyah nokta yoğunlukları, teras genişlikleri ve RMS pürüzlülük değerleri verildi. Yüzey pürüzlülüğü aynı zamanda GaN yüzeyler üzerindeki teras genişlikleri ile yakından ilişkilidir. Teras genişlikleri arttıkça yüzey pürüzlülüğü düşmektedir. A, B

ve C numunelerinin yüzeylerinde ortalama teras genişlikleri 128 nm, 247 nm ve 190 nm olarak belirlendi. Şekil 5.17’de görüldüğü üzere AlN tampon tabaka kullanılarak büyütülen B ve C numunelerinin yüzeyleri üzerindeki teraslar A numunesinin yüzeyi üzerindeki teraslardan daha geniştir. AFM görüntülerindeki bu gözlemler ve belirlenen teras genişlikleri, ölçülen yüzey RMS pürüzlülük değerleriyle uyum içindedir. Başka bir deyişle yanal büyüme ve yüzey düzgünlüğü uyum içindedir. AlN/safir üzerine büyütülen B ve C numunelerinin yüzeylerindeki siyah nokta yoğunlukları ve RMS pürüzlülük değerleri safir üzerine büyütülen A numunesine göre daha düşük bulundu. Bu, daha önceki sonuçlarla uyum içindedir [76, 105]. Bunun yanı sıra AlN/safir üzerine AlN ara tabakalı/ara tabakasız olarak büyütülen B ve C numunelerinin yüzeyleri üzerindeki siyah nokta yoğunlukları ve RMS pürüzlülük değerleri birbirine yakın bulundu. AFM sonuçları, AlN tampon tabakanın numunelerin yüzey kalitesini geliştirdiğini açık bir biçimde gösterdi. XRR sonuçları AlN/safir üzerine büyütülen B ve C numunelerinden B numunesinin yüzey pürüzlülüğünün daha yüksek olduğunu gösterdi. Ancak AFM ölçümleri sonunda böyle bir etkiye rastlanmadı. Bunun nedeni AFM ölçümlerinin XRD’ye göre daha düşük tarama alanlarında gerçekleştirilmesi olabilir. Burada ölçümün daha büyük alanda gerçekleştirilmesi nedeni ile XRR’den simülasyon sonucu elde edilen pürüzlülük değerinin dikkate alınması daha anlamlı olabilir. Ayrıca B numunesindeki pürüzlülük, AlGaN bariyer yüzeyinde olduğu gibi AlN ara tabakanın yüksek büyütme sıcaklığı ile ilişkili olabilir.

Çizelge 5.4. A, B ve C numunelerinin yüzeyleri üzerindeki siyah nokta yoğunluğu, teras genişliği ve RMS pürüzlülüğü

Numune	Siyah nokta yoğunluğu ($\pm 0,2 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$)	Teras genişliği (nm)	RMS (nm)
A	$2,0 \times 10^9$	128	0,70
B	$2,5 \times 10^8$	247	0,27
C	$5,2 \times 10^8$	190	0,30

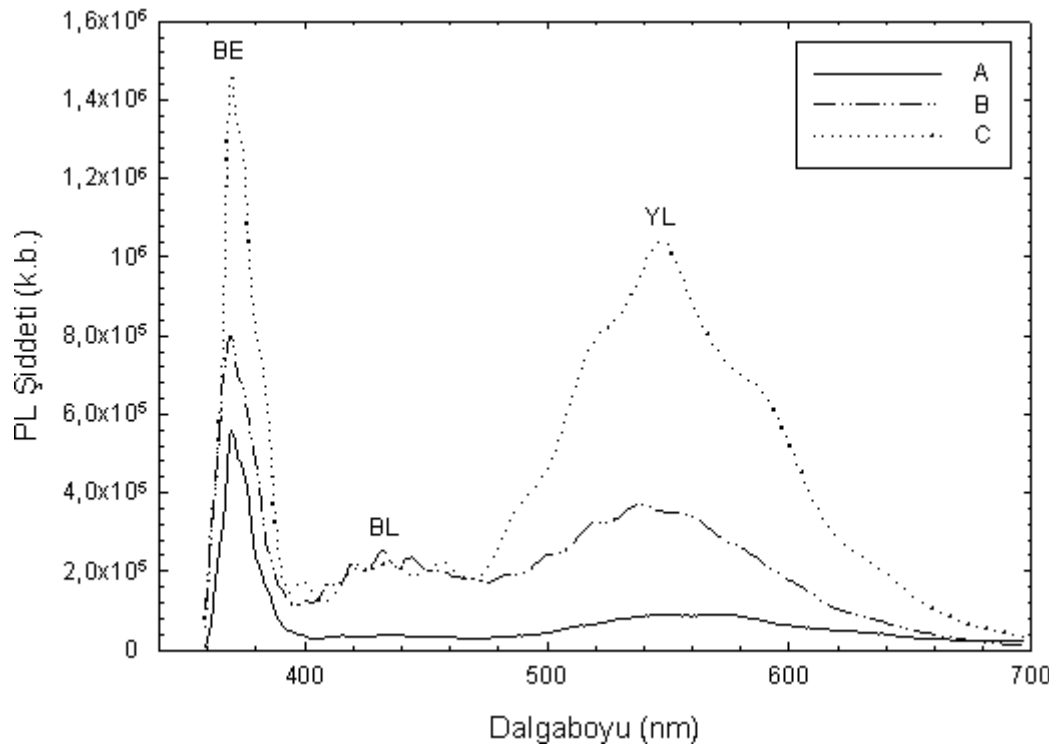
5.2.5. Optik özellikler

A, B ve C numunelerinden oda sıcaklığında elde edilen fotoluminesans spektrumu Şekil 5.19'da verildi. Şekilden görüldüğü üzere spektrum 3 temel pike sahiptir. İlki 369 nm dalgaboyunda dar, keskin bir piktir ve bant kenarı geçişi (BE) olarak adlandırılır. İkincisi 430 nm dalgaboyu civarında olan geniş bir piktir ve mavi luminesans bandı (BL) olarak adlandırılır. Sonuncusu ise 545 nm dalgaboyu civarında olan geniş bir piktir ve sarı luminesans bandı (YL) olarak adlandırılır.

Fotoluminesans spektrumundaki BE geçişi, genellikle yasak bant aralığına yakın, keskin bir piktir ve bant oluşumu için baskın olan mekanizma N eksikliğinden (V_N) ya da N yerine O (O_N) nedeniyle sığ verici seviyesinin oluşumudur [100]. A, B ve C numuneleri için BE ışınım şiddeti karşılaştırıldığında B ve C numunelerinin BE ışınım şiddetinin A numunesine göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu davranış, her iki numunenin A numunesinden daha kaliteli olduğunu gösterir. Bu ise AlN tampon tabakanın, GaN tabakanın malzeme kalitesini geliştirdiğini gösteren XRD ve AFM sonuçlarıyla uyumludur. Ayrıca C numunesinin BE ışınım şiddeti B numunesine göre daha yüksektir. C numunesi için X-ışını analizinden elde edilen ara yüzey pürüzlülüğü B numunesine göre daha düşüktür. Bu sonuç ise fotoluminesans spektrumunda görülen C numunesinin BE ışınım şiddetindeki artışı destekler.

Fotolüminesans spektrumunda görülen BL bandı, bazen oda sıcaklığında istenmeden katkılanmış GaN malzemelerinin oda sıcaklığı fotolüminesans ölçümlerinde ortaya çıkar ve malzeme kalitesiyle ilişkilidir. BL bandı, istenmeyen katkılama nedeniyle oluşan oldukça derin alıcı seviyeleri ile iletkenlik bandındaki serbest elektronların yeniden birleşmesi sonucu meydana gelir. Bu MOCVD ile büyütülen GaN malzemeler için karakteristiktir ve metal organik kaynağından gelen (Zn, Mg) bazı safsızlıklarla ilişkilidir [101]. A, B ve C numuneleri için BL pikleri incelendiğinde B ve C numunelerinin kalitesinin A numunesine göre daha iyi olduğu görülmektedir.

Fotolüminesans spektrumundaki YL bandı diğer geçişlere ait olan bantlar içerisinde en önemlisidir ve hemen hemen tüm GaN malzemelerde yer alır ve malzemenin optik uygulamalarını sınırlandırır. YL bandı, iletkenlik bandındaki elektronların Ga eksikliği (Genellikle N yerine C gelmesi (C_N) ile oluşur.) nedeniyle oluşan derin alıcı seviyelerine geçişi sonucu meydana gelir. Derin seviyelerin oluşma nedeni doğal kusurlar ve arka plân safsızlıklardır [4, 102]. Spektrumda numunelere ait olan grafikler incelendiğinde B ve C numunelerinin grafiklerinde Gaussian dağılım pikine benzer geniş pikin üzerine binen girişim saçakları görülmektedir. Özellikler C numunesinde yer alan girişim saçakları YL ve BL bandı üzerinde yer almaktadır. Girişim saçakları malzemede homojen tabaka büyütmesi yapıldığında ve ara yüzeyler pürüzsüz olduğunda, tabakalar arasında ışığın çoklu girişimi nedeniyle meydana gelmektedir. Girişim saçakları incelendiğinde B ve C numunelerinde tabakaların homojenitesinin A numunesinden daha iyi olduğu söylenebilir. Bu sonuçlar XRD ve AFM sonuçlarıyla uyum içerisindedir.



Şekil 5.19. A, B ve C numunelerinin oda sıcaklığında ölçülen fotoluminesans spektrumları

6. SONUÇ VE ÖNERİLER

MOCVD ile (0001) yönelimli safir alttaş üzerine büyütülen AlN, GaN tampon malzemelerin ve AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapıların yapısal, morfolojik ve optik özellikleri incelendi.

Tez çalışması kapsamında ilk olarak yüksek kalite AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapıların büyütülmesinde önemli rol oynayan AlN ve GaN tampon malzemeler araştırıldı. AlN tampon tabakanın GaN tampon malzeme üzerindeki etkileri incelendi. AlN ve GaN tampon malzemelerin basamaklı bir biçimde büyüdüğü ve düşük yüzey RMS pürüzlülüğüne sahip oldukları belirlendi. AlN tampon malzemenin yüksek kristal kaliteye sahip olduğu bulundu. Ayrıca AlN tampon tabakanın GaN tampon malzemenin kristal kalitesini geliştirdiği görüldü.

İkinci olarak ise HEMT uygulamalar için büyütülen AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapılar araştırıldı. Safir üzerindeki AlN tampon tabakanın ve GaN tampon-AlGaN bariyer tabakaları arasında büyütülen AlN ara tabakanın, heteroyapılar üzerindeki etkileri incelendi. Numunelerin hedeflenen yapıları doğrulandı ve tabaka kalınlıkları belirlendi. Her üç heteroyapıdaki $Al_xGa_{1-x}N$ bariyer için Al kompozisyonları (x) $\sim 0,3$ olarak bulundu. Tüm heteroyapıların basamaklı morfoloji sergilediği gözlemlendi. AlN tampon tabakanın, heteroyapıdaki GaN ve AlGaN malzemelerin kristal kalitesini önemli ölçüde geliştirdiği belirlendi. AlN ara tabaka eklenme durumunda AlGaN malzemenin kristal kalitesinin daha da geliştiği görüldü. Ancak yüksek sıcaklıkta (1085 °C) büyütülen AlN ara tabakanın, heteroyapıdaki ara yüzeylerin bozulmasına neden olduğu bulundu. Ayrıca AlN tampon tabakanın yüzey özelliklerini geliştirdiği, AlN ara tabakanın ise yüzey özelliklerini önemli ölçüde etkilemediği gözlemlendi. Öte yandan AlN ara tabakanın, AlGaN bariyer tabakadaki çekme gerinmesini basma gerinmesine dönüştürdüğü belirlendi.

Sonuç olarak HT-AlN tampon tabakanın, yüksek kaliteli GaN tampon malzeme ve yüksek kaliteli AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapılar elde etmede önemli rol oynadığı görüldü. AlGaN/GaN heteroyapılarda 2DEG mobilitesini sınırlayan alaşım

saçılmasını ortadan kaldırmak için GaN tampon ve AlGaN bariyer tabakaları arasına eklenen HT-AlN ara tabakanın, epitaksiyel tabakaların kristal kalitesini geliştirmesine rağmen heteroyapıların ara yüzeylerini bozduğu belirlendi. AlGaN/GaN heteroyapılarda 2DEG mobilitesini sınırlayan en önemli etkenlerden biri de ara yüzey pürüzlülüğü saçılmasıdır. Bu yüzden düzgün ara yüzeylere sahip heteroyapılar oluşturmak oldukça önemlidir. Tez çalışmasında elde edilen sonuçlar düzgün ara yüzeyli yüksek kalite AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapılar oluşturmak için AlN ara tabakanın büyütme şartlarının iyileştirilmesi gerektiğini ortaya koydu.

Yapılan alışmalardan AlGaN/(AlN)/GaN heteroyapıların yapısal, morfolojik ve optik özellikleri ile ilgili sonuçlar “Structural, morphological, and optical properties of AlGaN/GaN heterostructures with AlN buffer and interlayer”, Journal of Applied Physic dergisinde [113] yayınlandı. Ayrıca yapılan çalışmaların bir kısmı değişik ulusal ve uluslar arası kongrelerde sunuldu.

KAYNAKLAR

1. Appaswamy, A., "Simulation of short channel AlGaIn/GaN HEMTs", Yüksek lisans tezi, *Pondicherry University*, Pondicherry, 16, 32-33 (2005).
2. Kočan, M., "AlGaIn/GaN MBE 2DEG Heterostructures: interplay between surface- interface- device properties", Doktora tezi, *Pondicherry University*, Pondicherry, 1-60 (2003).
3. Dikme, Y., "MOVPE and characterization of GaN-based structures on alternative substrates", Doktora tezi, *Pondicherry University*, Pondicherry, 1-24 (2006).
4. Xing, H., Keller, S., Wu, Y. F., McCarthy, L., Smorchkova, I. P., Buttari, D., Coffie, R., Green, D. S., Parish, G., Heikman, S., Shen, L., Zhang, N., Xu, J. J., Keller, B. P., DenBaars S. P. and Mishra U. K., "Gallium nitride based transistors", *J. Phys. Cond. Matt.*, 13: 7139-7157 (2001).
5. Nakamura, N., Furuta, K., Shen, X. Q., Kitamura, T., Nakamura, K. and Okumura, H., "Electrical properties of MBE-grown AlGaIn/GaN HEMT structures by using 4H-SiC (0001) vicinal substrates", *J. Crystal Growth*, 301–302, 452–456 (2007).
6. Dingle, R., Störmer, H. L., Gossard, A. C. and Wiegmann, W., "Electron mobilities in modulation-doped semiconductor heterojunction superlattices", *Appl. Phys. Lett.*, 33 (7): 665-667 (1978).
7. Mimura, T., Hiyamizu, S., Fuji, T. and Nanbu, K., "A new field-effect transistor with selectively doped GaAs/n-AlGaAs heterojunctions", *Jpn J. Appl. Phys.*, 19 (5): L225-L227 (1980).
8. Asif Khan, M., Kuznia, J. N., Olson, D. T., Schaff, W. J., Burn, J. W. and Shur, M. S., "Microwave performance of a mu m gate AlGaIn/GaN heterostructure field effect transistor", *Appl. Phys. Lett.*, 65: 1121-1123 (1994).
9. Jia, S., Dikme, Y., Wang, et al., "AlGaIn/GaN HEMTs on patterned silicon (111) substrate", *IEEE. Electron. Device Lett.*, 26 (3): 130–132 (2005).
10. Gila, B. P., Hlad, M., Onstine, A. H., Frazier, R., Thaler, G. T., Herrero, A., Lambers, E., Abernathy, C. R., Pearton, S. J., Anderson, T., Jang, S., Ren, F., Moser, N., Fitch, R. C. and Freund, M., "Improved oxide passivation of AlGaIn/GaN high electron mobility transistors", *Appl. Phys. Lett.*, 87: 163503 (2005).
11. Wang, X., Wang, C., Hu, G., Xiao, H., Fang, C., Wang, J., Ran, J., Li, J., Li, J. and Wang, Z., "MOCVD-grown high mobility Al_{0.3}Ga_{0.7}N/AlN/GaN HEMT structure on sapphire substrate", *J. Crystal Growth*, 298: 791–793 (2007).

12. Kapolnek, D., Wu, X. H., Heying, B., Keller, S., Keller, B. P., Mishra, U. K., DenBaars, S. P. and Speck, J. S., "Structural evolution in epitaxial metalorganic chemical vapor deposition grown GaN films on sapphire", *Appl. Phys. Lett.*, 67 (11): 1541-1543 (1995).
13. Ponce, F. A., Krusor, B. S., Jr, J. S. M., Plano, W. E. and Welch, J., "Microstructure of GaN epitaxy on SiC using AlN buffer layers", *Appl. Phys. Lett.*, 67 (3): 410-412 (1995).
14. Shen, L., Heikman, S., Moran, B., Coffie, R., Zhang, N. Q., Buttari, D., Smorchkova, I. P., Keller, S., DenBaars, S. P. and Mishra, U. K., "AlGaIn/AlN/GaN high-power microwave HEMT", *IEEE. Electron. Device Lett.*, 22 (10): 457-459 (2001)
15. Okada, N., Kato, N., Sato, S., Sumii, T., Nagai, T., Fujimoto, N., Imura, M., Balakrishnan, K., Iwaya, M., Kamiyama, S., Amano, H., Akasaki, I., Maruyama, H., Takagi, T., Noro, T. and Bandoh, A., "Growth of high-quality and crack free AlN layers on sapphire substrate by multi-growth mode modification", *J. Crystal Growth*, 298: 349-353 (2007).
16. Shen, L., "Advanced polarization-based design of AlGaIn/GaN HEMTs", Doktora tezi, *University of California*, Santa Barbara, 15-37 (2004).
17. Jin, R. Q., Liu, J. P., Zhang, J. C. and Yang, H., "Growth of crack free AlGaIn film on thin AlN interlayer by MOCVD", *J. Crystal Growth*, 268, 35-40 (2004).
18. Kroemer, H., "Heterostructure devices: A device physicist looks at interfaces", *Surface Science.*, 132: 543-576 (1983).
19. King, S. W., "Surface and interface characterization of SiC and III-V nitrides", Doktora tezi, *North Carolina State University*, Raleigh, 1 (1997).
20. Torabi, A., Ericson, P., Yarranton, E. J. and Hoke, W. E., "Surface and interface characterization of GaN/AlGaIn high electron mobility transistor structures by x-ray and atomic force microscopy", *Appl. Phys. Lett.*, 65: 1121-1123 (1994).
21. Kawakami, Y., Shen, X. Q., Piao, G., Shimizu, M., Nakanishi, H. and Okumura, H., "Improvements of surface morphology and sheet resistance of AlGaIn/GaN HEMT structures using quasi AlGaIn barrier layers", *J. Crystal Growth*, 300: 168-171 (2007).
22. Gao, Y., Craven, M. D., Speck, J. S., DenBaars, S. P. and Hu, E. L., "Dislocation- and crystallographic dependent photoelectrochemical wet etching of gallium nitride", *Appl. Phys. Lett.*, 84: 3322-3324 (2004).
23. Chu, R., "AlGaIn/GaN single and double-channel high electron mobility transistors", Yüksek lisans tezi, *Hong Kong University*, Hon Kong, 3-13 (2004).

24. Davies, J. H., "The Physics of low-dimensional semiconductors", *Cambridge University Pres*, Cambridge, 80-84 (1998).
25. Vetry, R., "Polarization induced 2DEG in AlGa_N/Ga_N HEMTs", Doktora tezi, *University of California*, Santa Barbara, 84-95 (2000).
26. Ambacher, O., Dimitrov, R., Stutzmann, M., Foutz, B. E., Murphy, M. J., Smart, J. A., Shealy, J. R., Weimann, N. G., Chu, K., Chumbies, M., Gren, B., Sierakowski, A. J., Schaff, W. J. and Eastman, L. F., "Role of spontaneous and piezoelectric polarization induced effects in grup III-nitride based heterostructures and devices", *Phys. Stat. Sol. (b)*, 216: 381-389 (1999).
27. Ambacher, O., Smart, J., Shealy, J. R., Weimann, N. G., Chu, K., Murphy, M., Schaff, W. J., Eastman, L. F., Dimitrov, R., Wittmer, L., Stutzmann, M., Rieger, W. And Hilsenbeck, J., "Two-dimensional electron gases induced by spontaneous and piezoelectric polarization charges in N- and Ga-face AlGa_N/Ga_N heterostructures", *J. Appl. Phys.*, 85 (6): 3222-3233 (1999).
28. İnternet : Michigan University "EECS521 Winter Term Projects Reports", www.eecs.umich.edu/dp-group/classes/2003_EECS521/AlGaN_GaN_HEMT_SanghyunSeo_EECS521_ProjectII_Winter_2003.pdf (2003).
29. Lişesivdin, S. B., "MBE tekniği ile büyütülen InGaAs/GaAs ve AlGaAs/GaAs yarıiletkenlerinin iletim özellikleri", Yüksek lisans tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 15 (2005).
30. Ambacher, O., Foutz, B., Smart, J., Weimann, N. G., Murphy, M., Sierakowski, A. J., Schaff, W. J., Eastman, L. F., Dimitrow, R., Mitchell, A. and Stutzmann, M., "Two dimensional electron gases induced by spontaneous and piezoelectric polarization in undoped and doped AlGa_N/Ga_N heterostructures", *J. Appl. Phys.*, 87 (1): 334-344 (2000).
31. Oura, K., Lifshitsi V. G., Saranin, A. A., Zotov, A. V., Katayama, M., "Surface science", *Springer, Berlin*, 166, 229, 378, 382 (2003).
32. Liang, C. T., Lin, L. H., Huang, J. Z., Zhang, Z. Y., Sun, Z. H., Chen, K. Y., Chen, N. C., Chang, P. H. and Chang, C. A., "Electron-electron interactions in Al_{0.15}Ga_{0.85}N/GaN high electron mobility transistor structures grown on Si substrates", *Appl. Phys. Lett.*, 90: 022107 (1-3) (2007).
33. Fieger, M., Erickelkamp, M., Koshroo, L. R., Dikme, Y., Noculak, A., Kalisch, H., Heuken, M., Jansen, R. H. and Vescan, A., "MOVPE, processing and characterization of AlGa_N/Ga_N HEMTs with different Al concentrations on silicon substrates", *J. Crystal Growth*, 298: 843-847 (2007).
34. Krost, A. And Dadgar, A., "Ga_N-based optoelectronics on silicon substrates", *Materials Science and Engineering B*, 93: 77-84 (2002).

35. Wu, X. H., Elsass, C. R., Abare, A., Mack, M., Keller, S., Petroff, P. M., Speck, J. S. And Rosner, S. J., “Structural origin of V-defects and correlation with localized excitonic centers in InGaN/GaN multiple quantum wells”, *Appl. Phys. Lett.*, 72 (6): 692-694 (1998)
36. Zhang, N. H., Wang, X. L., Zeng, Y. P., Xiao, H. L., Wang, J. X., Liu, H. X. And Li, J. M., “Growth and properties of GaN on Si (111) substrates with AlGaN/AlN buffer layer by NH₃-GSMBE”, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 38: 1888–1891 (2005).
37. Zang, K. Y., Wang, L. S., Chua, S. J. And Thompson, C. V., “Structural analysis of metalorganic chemical vapor deposited AlN nucleation layers on Si (1 1 1)”, *J. Crystal Growth*, 268: 515–520 (2004).
38. Lahreche, H., Leroux, M., Laugt, M., Valle, M., Beaumont, V. And Gibart, P., “Buffer free direct growth of GaN on 6H–SiC by metalorganic vapor phase epitaxy”, *J. Appl. Phys.*, 87 (1): 577-583 (2000).
39. Maruska, H. P. And Tietjen, J. J., “The preparation and properties of vapor deposited single-crystalline GaN”, *Mat. Sci. Eng.*, R37: 61-127 (2002).
40. Liu, L. And Edgar, J. H., “Substrates for gallium nitride based epitaxy”, *Appl. Phys. Lett.*, 15: 327-329 (1969).
41. Ponce, F. A., “Grup III nitride semiconductor compounds B. Gil edition”, *Oxford University Press*, Oxford, 123 (1998).
42. Etzkorn, E. V. And Clarke, D. R., “Cracking of GaN films”, *J. Appl. Phys.*, 89 (2):1025-1034 (2001)
43. Van Nostrand, J. E., Solomon, J., Saxler, A., Xie, Q. H., Reynolds, D. C. And Look, D. C., “Dissociation of Al₂O₃(0001) substrates and the roles of silicon and oxygen in *n*-type GaN thin solid films grown by gas-source molecular beam epitaxy”, *J. Appl. Phys.*, 87 (12): 8766-8772 (2000).
44. Stutzmann, M., Ambacher, O., Eickhoff, M., Karrer, U., Pimenta, A. L., Neuberger, R., Schalwig, J., Dimitrov, R., Schuck, P. J. And Grober, R. D., “Playing with Polarity”, *Phys. Stat. Sol. B*, 228 (2): 505-512 (2001).
45. Huang, D., Visconti, P., Jones, K. M., Reshchikov, M. A., Yun, F., Baski, A. A., King, T. And Morkoç, H., “Dependence of GaN polarity on the parameters of the buffer layer grown by molecular beam epitaxy” *Appl. Phys. Lett.* 78 (26): 4145–4147 (2001).
46. Torabi, A., Ericson, P., Yarranton, E. J. And Hoke, W. E., “Surface and interface characterization of GaN/AlGaN high electron mobility transistor structures by x-

- ray and atomic force microscopy”, *J. Vac. Sci. Technol. B.*, 20 (3): 1234-1237 (2002).
47. Binari, S. C., Ikossi, K., Raussos, J. A., Kruppa, W., Park, D., Dietrich, H. B., Koleske, D. D., Wickenden, A.E. And Henry, R. L., “Trapping effects and microwave power performance in AlGa_N/Ga_N HEMTs”, *IEEE Electron Device Lett.* 48 (3): 465–471 (2001).
 48. Weimann, N.G., Eastman, L.F., Doppalapudi, D., Ng, H. M. And Moustakas, T. D., “Scattering of electrons at threading dislocations in GaN”, *J. Appl. Phys.*, 83 (7): 3656-3659 (1998).
 49. Cao, X.A., Teetsov, J.A., Shahedipour-Sandvik, F. And Arthur, S. D., “Microstructural origin of leakage current in GaN/InGa_N light-emitting diodes”, *J. Crystal Growth*, 264: 172-177 (2004).
 50. Hino, T., Tomiya, S., Miyajima, T., Ynashima, K., Hashimoto, S. And Ikeda, M., “Characterization of threading dislocations in GaN epitaxial layers”, *Appl. Phys. Lett.*, 76 (23): 3421 (2000).
 51. Bai, J., Wang, T., Comming, P., Parbrook, P. J., David, J. P. R. And Cullis, A. G., “Optical properties of AlGa_N/Ga_N multiple quantum well structure by using a high-temperature AlN buffer on sapphire substrate”, *J. Appl. Phys.*, 99: 023513-(1-4) (2006).
 52. Omicron Nanotechnology., “The Scala Pro Software Manuel”, Taunusstein, 136-137 (2003).
 53. Jena, D., Gossard, A. C. And Mishra, U. K., “Dipole scattering in polarization-induced III-V nitride two-dimensional electron gases” *J. Appl. Phys.*, 88 (8): 4734-4738 (2000).
 54. Amano, H., Sawaki, N., Akasaki, I. And Toyoda, Y., “Metalorganic vapor phase epitaxial growth of a high quality GaN film using an AlN buffer layer”, *Appl. Phys. Lett.* 48 (5): 353–355 (1986).
 55. Jena, D., Gossard, A. C. And Mishra, U. K., “Dislocation scattering in a two-dimensional electron gas”, *Appl. Phys. Lett.* 76 (13): 1707–1709 (2000).
 56. Zhang, Y., Smorchkova, I. P., Elsass, C. R., Keller, S., Ibbetson, J. P., DenBaars, S., Mishra, U. K. And Singh, J., “Charge control and mobility in AlGa_N/Ga_N transistors: Experimental and theoretical studies”, *J. Appl. Phys.*, 87: 7981-7987 (2000).
 57. Zanato, D., Gokden, S., Balkan, N., Ridley, B. K. And Schaff, W. J., “The effect of interface-roughness and dislocation scattering on low temperature mobility of 2D electron gas in GaN/AlGa_N”, *Semicond. Sci. Technol.*, 19: 427-432 (2004).

58. Heikman, S. J., “MOCVD growth Technologies for applications in AlGa_N/Ga_N high electron mobility transistor”, Doktora tezi, *University of California*, Santa Barbara, 10-15 (2002).
59. Seifert, W., Franzheld, R., Butter, E., Sobotta, H. And Riede, V., “On the origin of free carriers in high-conducting n-Ga_N”, *Cryst. Res. Technol.* 18 (3): 383–390 (1983).
60. Chung, B. C. And Gershenson, M., “The influence of oxygen on the electrical and optical properties of Ga_N crystals grown by metalorganic vapor phase epitaxy”, *J. Appl. Phys.* 72 (2): 651–659 (1992).
61. Keller, S., Yi-Feng, W., Parish, G., Naiqian, Z., Xu, J. J., Keller, B. P., DenBaars, S. P. And Mishra, U. K., “Gallium nitride based high power heterojunction field effect transistors: process development and present status at UCSB”, *IEEE Trans. Electron Devices*, 48 (3): 552–559 (2001).
62. Keller, S., Parish, G., Fini, P. T., Heikman, S., Chen, C. H., Zhang, N., DenBaars, S. P., Mishra, U. K. And Wu, Y. F., “Metalorganic chemical vapor deposition of high mobility AlGa_N/Ga_N heterostructures”, *J. Appl. Phys.*, 86 (10): 5850–5857 (1999).
63. Zhang, Y. And Singh, J., “Charge control and mobility studies for an AlGa_N/Ga_N high electron mobility transistor”, *J. Appl. Phys.*, 85 (1): 587–594 (1999).
64. Hsu, L. And Walukiewicz, W., “Effect of polarization fields on transport properties in AlGa_N/Ga_N heterostructures”, *J. Appl. Phys.*, 89 (3): 1783–1789 (2001).
65. Smorchkova, I. P., Keller, S., Heikman, S., Heying, B., Fini, P., Speck, J. S. And Mishra, U. K., “Two-dimensional electron gas Al_N/Ga_N heterostructures with extremely thin Al_N barriers”, *Appl. Phys. Lett.* 77 (24): 3998–4000 (2000).
66. Smorchkova, I. P., Chen, L., Mates, T., Shen, L., Heikman, S., Moran, B., Keller, S., DenBaars, S. P., Speck, J. S. And Mishra, U. K., “Al_N/Ga_N and (Al,Ga)_N/Al_N/Ga_N two-dimensional electron gas structures grown plasma-assisted molecular-beam epitaxy”, *J. Appl. Phys.*, 90 (10): 5196–5201 (2001).
67. Wang, C., Wang, X., Hu, G., Wang, J., Li, J. And Wang, Z., “Influence of Al_N interfacial layer on electrical properties of high-Al-content Al_{0,45}Ga_{0,55}N/Ga_N HEMT structure”, *Appl. Surf. Sci.* 253: 762–765 (2006).
68. Kittel, C., “Kathal Fiziğine Giriş”, Bekir Karaoğlu, *Güven*, İstanbul, 22 (1996).
69. Binnig, G., Quate, C. F., Gerber, Ch., “Atomic Force Microscope”, *Phys. Rev. Lett.*, 56: 930 (1986).

70. Meyer, E., Heinzelman, H., “Scanning Tunneling Microscopy II, 28”, R. Wiesen- danger, H. –J. Güntherodt, *Springer Berlin*, 99–149 (1992).
71. Tecimer, H., “Al_{0.43}Ga_{0.57}N Süperörgülerinin Yapısal ve Optik Özelliklerinin İncelenmesi”, Yüksek lisans tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 33 (2007).
72. Wang, X., Hu, G., Ma, Z., Ran, J., Wang, C., Xiao, H., Tang, J., Li, J., Wang, J., Zeng, Y., Li, J. And Wang, Z., “AlGa_N/AlN/GaN /SiC HEMT structure with high mobility GaN thin layer as channel grown by MOCVD”, *J. Crystal Growth*, 298: 835–839 (2007).
73. Storm, D. F., Katzer, D. S., Binari, S. C., Glaser, E. R., Shanabrook, B. V. And Roussos, J. A., “Reduction of buffer layer conduction near plasma-assisted molecular-beam epitaxy grown GaN/AlN interfaces by beryllium doping”, *Appl. Phys. Lett.*, 81 (20): 3819-3821 (2002).
74. Morkoç, H., “III-Nitride semiconductor growth by MBE: Recent”, *J. Mater. Sci. Mater. in Electron.*, 12 (12): 677-695 (2001).
75. Akaseke, I., Amano, H., Koide, Y., Hiramatasu, K. And Sawaki, N., “Effects of a in buffer layer on crystallographic structure and on electrical and optical properties of GaN and Ga_{1-x}Al_xN films grown on sapphire substrate by MOVPE”, *J. Crystal Growth.*, 98: 209-219 (1989).
76. Miyoshi, M., Imanishi, A., Egawa, T., Ishikawa, H., Asai, K., Shibita, T., Tanaka, M. And Oda, O., “DC Characteristics in High-Quality AlGa_N/AlN/GaN High-Electron-Mobility Transistors Grown on AlN/Sapphire Templates ”, *Jpn. J. Appl. Phys. Part 1.*, 44 (9A): 6490-6494 (2005).
77. Yu, H. B., Ozturk, M. K., Ozcelik, S. And Ozbay, E., “A study of semi-insulating GaN grown on AlN buffer/sapphire substrate by metalorganic chemical vapor deposition ”, *J. Crystal Growth.*, 293: 273-277 (2006).
78. Hubbard, S. M., Zhao, G., Pavlidis, D., Sutton, W. And Cho, E., “High-resistivity GaN buffer templates and their optimization for GaN-based HFETs”, *J. Crystal Growth.*, 284: 297-305 (2005).
79. Webb, J.B., Tang, H., Rolfe, S. And Bardwell, J. A., “Semi-insulating C-doped GaN and high-mobility AlGa_N/GaN heterostructures grown by ammonia molecular beam epitaxy”, *Appl. Phys. Lett.*, 75 (7): 953-955 (1999).
80. Heikman, S., Keller, S., DenBaars, S. P. And Mishra, U. K., “Growth of Fe doped semi-insulating GaN by metalorganic chemical vapor deposition”, *Appl. Phys. Lett.*, 81 (3): 439-441 (2002).

81. Bougrioua, Z., Azize, M., Lorenzini, P., Lau[†]gt, M. And Haas, H., “Some benefits of Fe doped less dislocated GaN templates for AlGa_N/Ga_N HEMTs grown by MOVPE”, *Phys. Stat. Sol. A.*, 202 (4): 536-544 (2005).
82. Polyakov, A.Y., Smirnov, N. B., Govorkov, A. V. And Pearton, S. J., “Properties of Fe-doped semi-insulating GaN structures”, *J. Vac. Sci. Technol. B.*, 22 (1): 120-125 (2004).
83. Bougrioua, Z., Moerman, I., Nistor, L., Van Daele, B., Monroy, E., Palacios, T., Calle, F. And Leroux, M., “Engineering of an insulating buffer and use of AlN interlayers: two optimisations for AlGa_N-Ga_N HEMT-like structures”, *Phys. Stat. Sol. A.*, 195 (1): 93-100 (2003).
84. Arulkumaran, S., Egawa, T., Ishikawa, H. And Jimbo, T., “Comparative study of drain-current collapse in AlGa_N/Ga_N high-electronmobility transistors on sapphire and semi-insulating SiC”, *Appl. Phys. Lett.*, 81 (16): 3073-3075 (2002).
85. Heying, B., Tarsa, E. J., Elsass, C. R., Fini, P., DenBaars, S. P. And Speck, J. S., “Dislocation mediated surface morphology of GaN”, *J. Appl. Phys.*, 85 (9): 6470-6476 (1999).
86. Yu, H. B., Caliskan, D. And Ozbay, E., “Growth of high crystalline quality semi-insulating GaN layers for high electron mobility transistor applications”, *J. Appl. Phys.*, 100: 033501 (1-4) (2006).
87. Poti, B., Tagliente, M. A. And Passaseo, A., “High quality MOCVD GaN film grown on sapphire substrates using HT-AlN buffer layer”, *J. Non-crystalline Solids.*, 352: 2332-2334 (2006).
88. Bai, J., Wang, T., Parbrook, P. J., Lee, K. B. And Cullis, A. G., “A study of dislocations in AlN and GaN films grown on sapphire substrates”, *J. Crystal Growth.*, 282: 290-296 (2005).
89. Bai, J., Wang, T., Parbrook, P. J. And Cullis, A. G., “Mechanisms of dislocation reduction in an Al_{0.98}Ga_{0.02}N layer grown using AlN buffer”, *Appl. Phys. Lett.*, 89: 131925 (1-3) (2006).
90. Chierchia, R., Böttcher, T., Heinke H., Einfeldt, S., Figge, S. And Hommel, D., “Microstructure of heteroepitaxial GaN revealed by x-ray diffraction”, *J. Appl. Phys.*, 93 (11): 8918-8925 (2003).
91. Vickers, M. E., Kappers, M. J., Datta, R., McAleese, C., Smeeton, T. M., Rayment, F. D. G. And Humphreys, C. J., “In-plane imperfections in GaN studied by x-ray diffraction”, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 38: A99-A104 (2005).

92. Zhang, J. C., Zhao, D. G., Wang, J. F., Wang, Y. T., Chen, J., Liu, J. P. And Yang, H., "The influence of AlN buffer layer thickness on the properties of GaN epilayer", *J. Crystal Growth.*, 268: 24-29 (2004).
93. Morse, M., Wu, P., Choi, S., Kim, T. H., Brown, A. S., Losurdo, M. And Bruno, G., "Structural and optical characterization of GaN heteroepitaxial films on SiC substrates", *Appl. Surf. Sci.*, 253: 232-235 (2006).
94. Yu, L. P., Shi, J. Y., Wang, Y. Z. And Zhang, H., "Study of different type of dislocations in GaN thin films", *J. Crystal Growth.*, 268: 484-488 (2004).
95. Stephenson, G. B., Eastman, J. A., Thompson, C., Auciello, O., Thompson, L. J., Munkholm, A., Fini, P., DenBaars, S. P. And Speck, J. S., "Observation of growth modes during metal-organic chemical vapor deposition of GaN", *Appl. Phys. Lett.*, 74 (22): 3326-3328 (1999).
96. Bai, J., Dudley, M., Sun, W. H., Wang, H. M. And Asif Khan, M., "Reduction of threading dislocation densities in AlN/sapphire epilayers driven by growth mode modification", *Appl. Phys. Lett.*, 88: 051903 (1-3) (2006).
97. Frank, F. C., "The influence of dislocations on crystal growth", *Discuss. Faraday Soc.*, 5: 48-54 (1949).
98. Reshchikov, M. A. And Morkoç, H., "Luminescence properties of defects in GaN", *J. Appl. Phys.*, 97: 061301 (2005).
99. Neugebauer, J. And Van de Wall, C. G., "Atomic geometry and electronic structure of native defects in GaN", *Phys. Rev. B.*, 50 (11): 8067-8070 (1994).
100. Dingle, R. And Ilegems, M., "Donor-acceptor pair recombination in GaN", *Solid State Commun.*, 9 (3): 175-180 (1971).
101. Li, S., Jiang, F., Han, G., Wang, Li, Xion, C., Peng, X. And Mo, H., "Relationship between structure characteristic and blue luminescence in unintentional doped GaN layers", *Mater. Sci. And Eng. B.*, 122: 72-75 (2005).
102. Suski, T., Perlin, P., Teisseyre, T., Leszczynski, M., Grzegory, I., Jun, J., Bockowski, M., Porowski, S. And Moustakas, T. D., "Mechanism of yellow luminescence in GaN", *Appl. Phys. Lett.*, 67 (15): 2188-2190 (1995).
103. Arulkumaran, S., Egawa, T., Ishikawa, H. And Jimbo, T., "High-temperature effects of AlGaInOxGaN high-electron-mobility transistors on sapphire and semi-insulating SiC substrates", *Appl. Phys. Lett.*, 80 (12): 2186-2188 (2002).
104. Miyoshi, M., Ishikawa, H., Egawa, T., Asai, K., Mouri, M., Shibita, T., Tanaka, M. And Oda, O., "High-electron-mobility AlGaIn/AlN/GaN heterostructures

- grown on 100-mm-diam epitaxial AlN/sapphire templates by metalorganic vapor phase epitaxy”, *Appl. Phys. Lett.*, 85 (10): 1710-1712 (2004).
105. Miyoshi, M., Egawa, T., Ishikawa, H., Asai, K.-I., Shibita, T., Tanaka, M. And Oda, O., “Nanostructural characterization and two-dimensional electron-gas properties in high-mobility AlGaN/AlN/GaN heterostructures grown on epitaxial AlN/sapphire templates”, *J. Appl. Phys.*, 98: 063713 (1-5) (2005).
 106. Wang, C., Wang, X., Hu, G., Wang, J., Xiao, H. And Li, J., “The effect of AlN growth time on the electrical properties of Al_{0.38}Ga_{0.62}N/AlN/GaN HEMT structures”, *J. Crystal Growth.*, 289: 415-418 (2006).
 107. Lester, S. D., Ponce, F. A., Craford, M. G. And Steigerwald, D. A., “High dislocation densities in high efficiency GaN-based light-emitting diodes”, *Appl. Phys. Lett.*, 66 (10): 1249-1251 (1995).
 108. Ibbetson, J. P., Fini, P. T., Ness, K. D., DenBaars, S. P., Speck, J. S. and Mishra, U. K., “Polarization effects, surface states, and the sources electrons in AlGaN/GaN heterostructure field effect transistors”, *Appl. Phys. Lett.*, 77 (2): 250-252 (2000).
 109. Smorchkova, I. P., Elsass, C. R., Ibbetson, J. P., Vetury, R., Heying, B., Fini, P., Haus, E., DenBaars, S. P., Speck, J. S. And Mishra, U. K., “Polarization-induced charge and electron mobility in AlGaN/GaN heterostructures grown by plasma-assisted molecular-beam epitaxy”, *J. Appl. Phys.*, 86 (8): 4520-4526 (1999).
 110. Smorchkova, I. P., Chen, L., Mates, T., Shen, L., Heikman, S., Moran, B., Keller, S., DenBaars, S. P., Speck, J. S. And Mishra, U. K., “AlN/GaN and Al_{0.38}Ga_{0.62}N/AlN/GaN two-dimensional electron gas structures grown by plasma-assisted molecular-beam epitaxy”, *J. Appl. Phys.*, 90 (10): 5196-5021 (2001).
 111. Qin, Z. X., Luo, H. J., Chen, Z. Z., Lu, Y., Yu, T. J., Yang, Z. J. And Zhang, G. Y., “Study on structure of AlGaN on AlN interlayer by synchrotron radiation XRD and RBS”, *J. Mater. Sci.*, 42: 228-231 (2007).
 112. Jeganathan, K., Ide, T., Shimizu, M. And Okumura, H., “Strain relaxation correlated with the transport properties of AlN/GaN heterostructure grown by plasma-assisted molecular-beam epitaxy”, *J. Appl. Phys.*, 93 (4): 2047-2050 (2003).
 113. Çörekçi, S., Öztürk, M. K., Akaoğlu, B., Çakmak, M., Özçelik, S. And Özbay, E., “Structural, morphological, and optical properties of AlGaN/GaN heterostructures with AlN buffer and interlayer”, *J. Appl. Phys.*, 101: 123502 (2007).

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : ÇÖREKÇİ, Süleyman
 Uyuğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 20.10.1976 Sinop
 Medeni hali : Evli
 Telefon : 05055944360
 Faks : -
 E-mail : suleymancorekci@gmail.com.

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek lisans	Yüzüncü Yıl Üniversitesi /Fizik Bölümü	2001
Lisans	Yüzüncü Yıl Üniversitesi /Fizik Bölümü	1998

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
1999–2000	Yüzüncü Yıl Üniversitesi	Araştırma Görevlisi

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

• SCI Dergilerde

1. Çörekçi, S., Öztürk, M. K., Akaoğlu, B., Çakmak, M., Özçelik, S. And Özbay, E., “Structural, morphological, and optical properties of AlGa_N/Ga_N heterostructures with AlN buffer and interlayer”, *J. Appl. Phys.*, 101: 123502 (2007).
2. Korçak, S., Öztürk, M. K., Çörekçi, S., Akaoğlu, B., Yu, Hongbo., Çakmak, M., Sağlam, S., Özçelik, S. And Özbay, E., “Structural and optical properties of an In_xGa_{1-x}N/GaN nanostructure”, *Surface Science.*, 601: 3892-3897 (2007).
3. Çörekçi, S., Usanmaz, D., Tekeli, Z., Çakmak, M., Özçelik, S. And Özbay, E., “Surface morphology of Al_{0,3}Ga_{0,7}N/Al₂O₃-HEMT structure”, *J. Nanoscience and Nanotechnology.*, (Kabul edildi.).

4. **Çörekçi, S., Öztürk, M. K., Çakmak, M., Özçelik, S. And Özbay, E.**, “Structural and morphological properties of AlN, GaN tampon materials grown on sapphire substrates” (Yayına Hazırlanıyor).

• **Kongre Tebliğleri**

1. **Çörekçi, S., Tekeli, Z., Usanmaz, D., Çakmak, M., Özçelik, S.** “Al_xGa_{1-x}As/GaAs’in AFM tekniği ile yüzey karakterizasyonu”, *12. Yoğun Madde Fiziği-Ankara Toplantısı*, Ankara, 29 (2005).
2. **Çörekçi, S., Tekeli, Z., Usanmaz, D., Çakmak, M., Özçelik, S.** “Surface morphology of Al_{0,3}Ga_{0,7}N/Al₂O₃-HEMT structure”, *International Workshop on Nanostructured Materials*, Antalya, 85 (2006).
3. **Çörekçi, S., Çakmak, M., Özçelik, S. ve Özbay, E.**, “AlGaIn/GaN yüksek elektron mobiliteli transistörlerin yapısal özellikleri”, *13. Yoğun Madde Fiziği-Ankara Toplantısı*, Ankara, 27 (2006).
4. **Özkaya, S., Tekeli, Z., Çörekçi, S., Usanmaz, D., Çakmak, M., Özçelik, S. ve Özbay, E.**, “Al_xGa_{1-x}N Schottky fotodedektör heteroyapımın tavlama sıcaklığına göre yüzey morfolojisi”, *13. Yoğun Madde Fiziği-Ankara Toplantısı*, Ankara, 110 (2006).
5. **Tekeli, Z., Çörekçi, S., Özkaya, S., Usanmaz, D., Çakmak, M., Özçelik, S. ve Özbay, E.**, “Al_{0,52}Ga_{0,48}N Schottky fotodedektör yapısının tavlama sıcaklığına göre yüzey pürüzlülüğünün AFM ile incelenmesi”, *13. Yoğun Madde Fiziği-Ankara Toplantısı*, Ankara, 124 (2006).

Hobiler

Masa tenisi, Bilgisayar teknolojileri