



**MOCVD YÖNTEMİYLE SAFİR ALTTAŞ ÜZERİNE BÜYÜTÜLEN
Al_xGa_{1-x}N/GaN HEMT YAPISININ YAPISAL, OPTİKSEL VE
ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİN İNCELENMESİ**

Ömer AKPINAR

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
FİZİK ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

ARALIK 2018

Ömer AKPINAR tarafından hazırlanan “MOCVD YÖNTEMİYLE SAFİR ALTTAŞ ÜZERİNE BÜYÜTÜLEN $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT YAPISININ YAPISAL, OPTİKSEL VE ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİN İNCELENMESİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Fizik Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Mustafa Kemal ÖZTÜRK

Fizik Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Başkan: Doç. Dr. Barış KINACI

Genel Fizik Ana Bilim Dalı, İstanbul Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Üye: Doç. Dr. Tarık ASAR

Fizik Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Tez Savunma Tarihi: 03/12/2018

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

.....

Prof. Dr. Sena YAŞYERLİ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Ömer AKPINAR

03/12/2018

MOCVD YÖNTEMİYLE SAFİR ALTTAŞ ÜZERİNE BÜYÜTÜLEN $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$
HEMT YAPISININ YAPISAL, OPTİKSEL VE ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİN
İNCELENMESİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Ömer AKPINAR

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Aralık 2018

ÖZET

Bu tez çalışmasında $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ yüksek elektron mobiliteli transistör (HEMT) yapısı c-yönelimli safir alttaş üzerine Metal Organik Kimyasal Buhar Biriktirme (MOCVD) yöntemiyle büyütüldü. Büyütülen yapının yapısal, optik, morfolojik ve elektriksel karakterizasyonları sırasıyla X- Işını Kırınımı (XRD), Fotoluminesans (PL), Ultraviolet (UV-Vis), Atomik Kuvvet Mikroskopisi (AFM) ve Hall -Özdirenç ölçümleri ile belirlendi. XRD tekniği ile simetrik ve asimetrik düzlemlerde 2θ , tam genişlikteki yarı yükseklik (FWHM), örgü parametreleri, parçacık boyutu, zorlama, gerilme ve dislokasyon değerleri hesaplandı. PL ölçüm sonucundan 3,24 eV GaN'ın doğrudan bant aralığı belirlendi. UV-Vis'de ise AlGaN tabakasının iletiminin 360 nm'de başladığı görüldü. Hall-özdirenç ölçümlerinde HEMT yapısının taşıyıcı yoğunluğunun sıcaklıktan etkilenmediği ve mobilite değerinin yüksek olduğu hesaplandı. Oda sıcaklığında elde edilen taşıyıcı yoğunluğu ve mobilite değerinin sırasıyla $5,82 \times 10^{15} \text{ 1/cm}^3$ ve $1198 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ olarak elde edilirken, en düşük sıcaklık noktasında (25 K) ise $5,19 \times 10^{15} \text{ 1/cm}^3$ ve $6579 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 'dir.

Bilim Kodu : 20227
Anahtar Kelimeler : HEMT, XRD, Zorlama, Gerilme
Sayfa Adedi : 84
Danışman : Prof. Dr. Mustafa Kemal ÖZTÜRK

INVESTIGATION OF STRUCTURAL, OPTICAL AND ELECTRICAL
CHARACTERISTIC OF $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT STRUCTURES GROWN ON SAPPHIRE
SUBSTRATE BY MOCVD METHOD

(M. Sc. Thesis)

Ömer AKPINAR

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

December 2018

ABSTRACT

In this thesis, the $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ high electron mobility transistor (HEMT) structure was grown by Metal Organic Chemical Vapor Deposition (MOCVD) on c-oriented sapphire substrate. The structural, optical, morphological and electrical characterizations of the enlarged structure were determined by X-Ray Diffraction (XRD), Photoluminescence (PL), ultraviolet (UV-Vis), Atomic Force Microscopy (AFM) and Hall-Resistivity measurements, respectively. The XRD technique calculated 2θ , full width half maximum (FWHM), lattice parameters, particle size, strain, stress and dislocation values in symmetric and asymmetric planes. The direct band gap of 3.24 eV GaN was determined from PL measurement. In the UV-Vis, the transmission of the AlGaIn layer started at 360 nm. In the Hall-resistivity measurements, it was calculated that the carrier density of the HEMT structure was not affected by temperature and the mobility value was high. The values of carrier density and mobility obtained at room temperature are obtained as $5.82 \times 10^{15} \text{ 1/cm}^3$ and $1198 \text{ cm}^2/\text{Vs}$, respectively and the values obtained at the lowest temperature point (25K) are $5.19 \times 10^{15} \text{ 1/cm}^3$ and $6579 \text{ cm}^2/\text{Vs}$.

Science Code : 20227

Key Words : HEMT, XRD, Strain, Stress

Page Number : 84

Supervisor : Prof. Dr. Mustafa Kemal ÖZTÜRK

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasında her konuda yardımını esirgemeyen danışman hocam Prof. Dr. Mustafa Kemal ÖZTÜRK'e, maddi ve manevi olarak yardımlarını esirgemeyen sayın hocam Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK'e ve jüri üyelerim Doç. Dr. Barış KINACI ve Doç. Dr. Tarık ASAR'a ve tez çalışmamda bana destek olan Uz. Dr. Yunus ÖZEN, Veysel BARAN ve Emine BOYALI'ya teşekkürlerimi bir borç bilirim. Bana her zaman destek veren ve aldığım kararda daima yanımda olan maddi, manevi desteklerini hiçbir zaman benden esirgemeyen ANNEM, BABAM ve biricik aileme, her konuda yanımda olan sevgili nişanlım Ayşegül KOÇAK'a sonsuz teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xi
RESİMLERİN LİSTESİ	xiii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xiv
1. GİRİŞ.....	1
2. GRUP III NİTRÜRLERİN ÖZELLİKLERİ	5
2.1. Kristal Yapısı	5
2.2. Bant Aralığı	6
2.3. Üçlü Alaşımlar	7
2.4. GaN'ın Özellikleri.....	8
2.5. İki Boyutlu Elektron Gazı (2DEG)	9
2.6. AlGaIn/GaN Hetero Yapısında Polarizasyon Etkileri.....	9
2.7. Yüksek Elektron Mobiliteli Transistörün (HEMT) Basit Yapısı	14
2.8. Klasik HEMT'in Bant Diyagramı	17
2.9. 2DEG'in Kaynağı.....	21
3. NİTRİT BÜYÜTMESİ	23
3.1. Grup III Nitrür Temelli Hetero Yapılar İçin Altaşlar.....	23
3.2. MBE	29
3.3. MOCVD.....	30

4. DENEYSEL TEKNİKLER VE KARAKTERİZASYON YÖNTEMLERİ	31
4.1. MOCVD Büyütme Sistemi	31
4.2. Hall Olayı ve Hall Etkisi Ölçüm Sistemi	33
4.2.1. Hall olayı.....	33
4.2.2. Hall etkisi ölçüm sistemi.....	36
4.3. Numune Hazırlığı ve Ohmik Kontak Alımı.....	37
4.4. Akım-Voltaj Ölçümleri	39
4.5. Özdirenc ve Hall Etkisi Ölçümleri.....	39
4.5.1. Özdirenc ölçümleri.....	39
4.5.2. Hall etkisi ölçümleri.....	40
4.6. Fotoluminesans (PL)	42
4.7. UV-Vis Spektrometre.....	43
4.8. Atomik Kuvvet Mikroskopu (AFM).....	44
4.9. X Işınları Kırınımı.....	45
4.9.1. XRD geometrisi ve Bragg yasası	46
4.9.2. Yüksek çözünürlüklü x- ışınları kırınımı (HR-XRD)	47
5. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA.....	57
5.1. XRD	57
5.2. Hall Etkisi.....	69
5.2.1. Özdirencin sıcaklığa bağlı değişimi	69
5.2.2. Hall sonuçları	69
5.3. Fotoluminesans (PL)	71
5.4. UV-Vis Spektrometre.....	72

	Sayfa
5.5. Atomik Kuvvet Mikroskopy (AFM)	72
6. SONUÇLAR.....	75
KAYNAKLAR	77
ÖZGEÇMİŞ	83

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. GaN'ın farklı yarıiletken malzemeler üzerinde özelliklerinin karşılaştırılması.....	8
Çizelge 2.2. GaN cihazlarının ihtiyaç alanlarını, özelliklerini ve performans avantajları	8
Çizelge 3.1. Yaygın olarak heteroepitaksi ile karşılaşılan problemler	23
Çizelge 3.2. GaN, AlN, 6H-SiC, Al ₂ O ₃ ve Si için fiziksel özellikleri	25
Çizelge 3.3. Nitrür büyütülmesinde bazı alttaşların avantaj ve dezavantajları	26
Çizelge 4.1. GaN ve AlN için elastik sabitleri	51
Çizelge 5.1. GaN, AlGa _N ve AlN tabakalarına ait (hkl) düzlemlerinde 2θ ve FWHM değerleri	63
Çizelge 5.2. GaN, AlGa _N ve AlN tabakalarına ait örgü parametreleri (a ve c) ve parçacık boyutu (D) değerleri	64
Çizelge 5.3. GaN, AlGa _N ve AlN tabakalarına ait eğim, yanal uzunluk ve dikey uzunluk değerleri	65
Çizelge 5.4. GaN, AlGa _N ve AlN tabakalarına ait dislokasyon değerleri	65
Çizelge 5.5. GaN, AlGa _N ve AlN tabaka ait (hkl) düzlemlerinde zorlama ve gerilme değerleri	66

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 1.1. Bazı yarıiletkenlerin enerji bant aralıklarına karşılık gelen örgü sabitleri	2
Şekil 2.1. (a) Hekzagonal kristal yapısı. (b) Bir tetrahedral yapının α ve β açıları	6
Şekil 2.2. Yarıiletkenlerin (a) direkt bant aralığı ve (b) indirekt bant aralığı.	7
Şekil 2.3. GaN kristalinde Ga ve N'un atomik dizilişi. Kendiliğinden polarizasyon vektörü de gösterilmiştir.....	10
Şekil 2.4. Ga ve N yüzlü AlGaIn/GaN hetero yapılarındaki kendiliğinden ve piezoelektrik polarizasyonlarının yönleri	12
Şekil 2.5. Klasik bir HEMT yapısı.....	15
Şekil 2.6. GaN farklı alttaşlar ile karşılaştırılması.....	16
Şekil 2.7. AlGaIn/GaN ara yüzünde pozitif olarak bağlanmış yük dikkate alınmadan AlGaIn/GaN yapısının bant diyagramı	18
Şekil 2.8. Klasik bir HEMT'in bant diyagramı.....	20
Şekil 2.9. $Al_{0,1}Ga_{0,9}N/GaN$ 'da 2DEG ve $N_D=10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 'lü bulk n-GaN için elektron mobilitesinin sıcaklığa bağlı değişimleri.....	21
Şekil 3.1. MBE çalışma odasının şematik gösterimi	29
Şekil 4.1. Safir alttaş üzerine büyütülen AlGaIn/GaN HEMT yapısının şematik diyagramı	32
Şekil 4.2. a) p-tipi yarıiletken ve b) n-tipi yarıiletken.....	34
Şekil 4.3. Van Der Pauw kontak yapısı	37
Şekil 4.4. Van der Pauw numunesinde dört farklı direnç ölçümünün şematik diyagramı. Oklar akımın aktığı yönleri gösterir. R_1 , 1'den 2'ye akım geçirerek ve 3 ile 4 arasındaki voltajı ölçerek çıkan dirençtir. R_2 , 1'den 3'e akım geçirerek ve 2 ile 4 arasındaki voltajı ölçerek çıkan dirençtir. R_3 , 1'den 4'e akım geçirerek ve 2 ile 3 arasındaki voltajı ölçerek çıkan direncidir. R_4 , 3'ten 2'ye akım geçirerek ve 1 ile 4 arasındaki gerilimi ölçerek çıkarılan direncidir.....	41
Şekil 4.5. Bragg Yasası şematik diyagramı	47
Şekil 4.6. Tipik bir yüksek çözünürlüklü kırınım ölçerin şematik diyagramı	47

Şekil	Sayfa
Şekil 4.7. a) Epitaksiyel tabaka ile alttaş karşılaştırıldığında farklı örgü sabitine sahiptir b) Epitaksiyel tabaka alttaş ile eşleşerek tamamen zorlamalı hale gelmiştir. c) Epitaksiyel tabaka alttaşın örgü sabiti ile aynı bir örgü sabitine sahip olduğunda gevşemiştir.....	51
Şekil 5.1. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait simetrik düzlemlerde 2θ - şiddet grafiği	58
Şekil 5.2. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait asimetrik (011), (012), (013) ve (014) düzlemlerine ait XRD grafikleri	59
Şekil 5.3. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait asimetrik (021), (022), (023) ve (024) düzlemlerine ait XRD grafikleri	60
Şekil 5.4. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait asimetrik (102), (103), (104) ve (105) düzlemlerine ait XRD grafikleri	61
Şekil 5.5. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait asimetrik (202), (203), (204) ve (205) düzlemlerine ait XRD grafikleri	62
Şekil 5.6. GaN, AlGaN ve AlN tabakalarına ait simetrik ve asimetrik düzlemlerde yanal (soldaki grafik) ve dikey (sağdaki grafik) W-H grafikleri.....	68
Şekil 5.7. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait öz direncin sıcaklığa bağlı olarak değişimi	69
Şekil 5.8. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait mobilitenin sıcaklığa bağlı olarak değişimi	70
Şekil 5.9. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait taşıyıcı yoğunluğunun sıcaklığa bağlı olarak değişimi	70
Şekil 5.10. GaN tabakasının PL ölçüm grafiği	71
Şekil 5.11. AlGaN tabakasının optik iletim ölçümü	72
Şekil 5.12. $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ 'lik tarama alanındaki AFM görüntüsü.....	73

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 4.1. Kullanılan AIXTRON RF200/4 RF-S marka MOCVD sistemi	31
Resim 4.2. Lake Shore 7700 serisi Hall etkisi ölçüm sistemi.....	37
Resim 4.3. Numunenin kontak yapısı	38
Resim 4.4. Ohmik özelliğe sahip tez numunesinin akım-gerilim grafiği	39
Resim 4.5. Fotonik Uygulama ve Ar. Mer. bulunan HORIBA Jobin Yvon PL ölçüm sistemi	43
Resim 4.6. Perkin Elmer Lambda 2S UV-Vis ölçüm sistemi.....	44
Resim 4.7. Pro AFM ölçüm sistemi	45
Resim 4.8. Simetrik RSM taraması.....	54
Resim 4.9. Asimetrik RSM taraması	54
Resim 4.10. Bruker axs D8 Discover marka difraktometre XRD ölçüm sistemi	55

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler	Açıklamalar
λ	Dalga boyu
χ	Elektron ilgisi
σ	Gerilme
σ	Yük yoğunluğu
ε	Zorlama
μ_H	Hall mobilitesi
a, c	Örgü sabitleri
B	Bragg açısı
b	Eğilme parametresi
C_{ij}	Elastik sabit
E_c	İletim bandı enerjisi
E_f	Fermi enerjisi
E_g	Yasak enerji aralığı
e_{ij}	Piezoelektrik katsayısı
E_v	Valans bandı enerjisi
h	Planck sabiti
h, k, l	Miller indisleri
n_H	Taşıyıcı yoğunluğu
P	Polarizasyon
P_{PE}	Piezoelektrik polarizasyon
P_{SP}	Kendiliğinden polarizasyon
R_H	Hall katsayısı
T	Sıcaklık
V_H	Hall voltajı
V_{th}	Eşik voltajı
W	İş fonksiyonu

Kısaltmalar**Açıklamalar****2DEG**

2-boyutlu elektron gazı

AES

Auger elektron spektroskopisi

AFM

Atomik kuvvet mikroskobu

AlGaN

Alüminyum galyum nitrür

AlN

Alüminyum nitrür

CVD

Kimyasal buhar faz epitaksisi

FET

Alan etkili transistör

FWHM

Tam genişlikteki yarı yükseklik

GaN

Galyum nitrür

HCP

Hekzagonal sıkı paket

HEMT

Yüksek elektron mobiliteli transistör

HR-XRD

Yüksek çözünürlüklü x ışınları kırınımı

HVPE

Hidrür fazlı buhar epitaksi

LED

Işık yayan diyot

LEO

Yanal epitaksiyel aşırı büyüme

MBE

Moleküler demet epitaksi

MOCVD

Metal organik kimyasal buhar biriktirme

PL

Fotoluminesans

RHEED

Yansıma yüksek enerjili elektron kırınımı

TMAI

Trimetilalüminyum

TMGa

Trimetilgalyum

TMIIn

Trimetilindiyum

UHV

Ultra yüksek vakum

UV-VİS

Ultraviolet

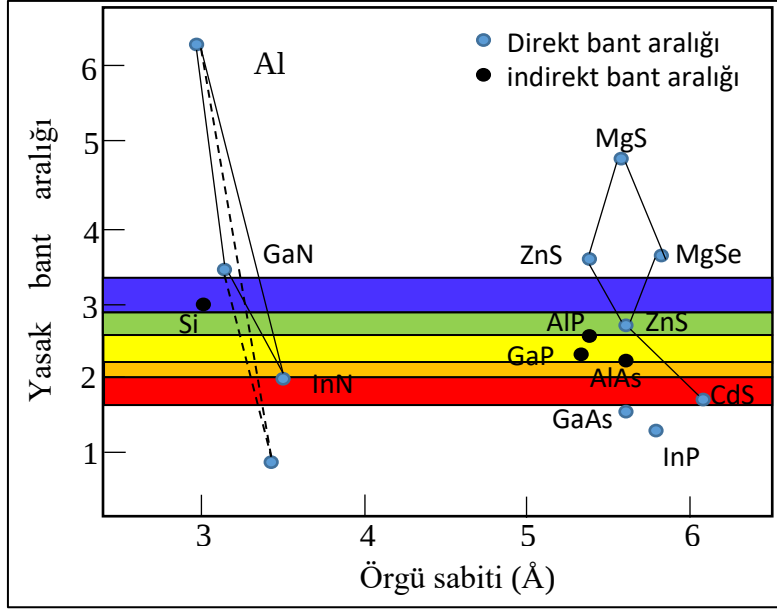
XRD

X- ışınları kırınımı

1. GİRİŞ

Yarıiletken teknolojisinde silikon tabanlı malzemeler lider rol oynamaktadır. Tüm bütünleşmiş devreler ve çipler silikon bazında geliştirilmektedir. Son on yılda III-V grubu yarıiletkenleri de önem kazanmış ve önemli pozisyonlar elde etmiştir. As (arsenik)-tabanlı AlGaInAs ve P (fosfat)-tabanlı AlGaInP sistemler kızılötesi, kırmızı ve sarı alanlarda ve ayrıca yüksek frekanslı cihazlarda optoelektronik uygulamalar için başarıyla kullanılmaktadır.

Konvansiyonel (alışagelmış) III-V grubu yarıiletkenlerin kullanılamadığı birçok alan vardır. Renkli ekranlar, lazer yazıcılar, yüksek yoğunluklu bilgi depolaması ve su altında iletişim için kısa dalga boylu ışık yayıcılar gereklidir. Otomobil motorları, geleceğin gelişmiş güç dağıtım sistemleri ve tüm elektrikli araçlar için yüksek güç ve yüksek sıcaklık transistörlerine ihtiyaç duyulmaktadır. Si ve konvansiyonel III-V grubu yarıiletkenleri, spektrumun mor ve mavi bölgesinde optoelektronik cihazlar tasarlamak ve üretmek için uygun değildir. Galyum arsenik (GaAs) tabanlı elektronik cihazlar yüksek sıcaklıklarda kullanılamaz. Grup III nitrürler bu alanlardaki uygulamalar için özellikle uygundur. Grup III nitrürlerin bant aralıkları büyük ve direk bant yapısına sahiptir. Bant aralığı değerleri Şekil 1.1'de hekzagonal (wurtzite) yarıiletkenler indiyum nitrür (InN) için 0,7 eV, galyum nitrür (GaN) için 3,4 eV ve alüminyum nitrür (AlN) için 6,2 eV arasında değişir [1]. Geniş bant aralıkları ve güçlü bağ kuvveti özelliklerinden dolayı mor, mavi ve yeşil ışık yayan cihazlar ve yüksek sıcaklık transistörler için kullanılabilirler.



Şekil 1.1. Bazı yarıiletkenlerin enerji bant aralıklarına karşılık gelen örgü sabitleri

GaN, InN ve AlN içeren grup III nitrid yarıiletkenlerinin ayırt edilebilecek özellikleri geniş bant aralığı ve önemli polarizasyon etkileri oluşturan bir hekzagonal kristal yapısıdır [2]. Teknolojik gelişmelerden dolayı GaN ve alüminyum galyum nitrid (AlGaN) grup III nitridler arasında ön plana gelirken, In ve N atomları arasındaki iyonik boyutlardaki büyük farktan dolayı teknolojik sorunların düzeltilmesi durumunda alan etkili transistör (FET) uygulamalarına kendini kanıtlamıştır [3].

1960'lı yıllarda elektronik cihazlarda GaN kullanımı Pankove ve ekibi tarafından başlatılmıştır ve GaN temelli bir mavi ışık yayan diyot (LED) yapmışlardır. p katkılı GaN üretilmesi ticari zorluklardan dolayı engellenmiştir. GaN tabanlı cihazlarda yapılan araştırmalar nedeniyle zamanla yüksek kaliteli alttaşların olmaması çalışmaları durdurdu. Bu sorunu ortadan kaldırmak için GaN epitaksiyel tabakaları büyük örgü uyumsuzluğu olan alttaşlar üzerine büyütülerek kuantum verimliliği, güç kapasitesi ve LED cihazların ömrünü azaltan çok yüksek dislokasyonlara yol açmıştır.

20. yüzyılın sonlarına doğru Shuji Nakamura metal organik kimyasal buhar biriktirme (MOCVD) yöntemiyle safir (Al_2O_3) alttaş üzerine yüksek kalitede GaN epitaksiyel tabakalarının büyütülmesini kolaylaştırdı [4]. GaN tabanlı yapılar optoelektronikte yeni gelişmelere zemin hazırladı. Aynı zamanda GaN yüksek elektron mobilitesi ile mükemmel elektron taşıma özelliklerine ve büyük elektrik alanlarını sürdürme kabiliyetine sahip olduğu

görüldü [5]. Yukarıda bahsedilen özellikleri birleştirmek, galyum arsenik (GaAs)'e kıyasla GaN tabanlı yüksek elektron mobiliteli transistör (HEMT) ile mümkündür ve güç yoğunlukları bir düzeye kadar yükseltilebilir.

AlGaIn/GaN yapısı yüksek güç ve yüksek frekanslı işletim için Si ve diğer III-V grubu bileşik yarıiletkenlerine göre pek çok avantaj sunmaktadır. Yüksek iletkenlik bandı süreksizliği, güçlü kutuplaşma etkileri ile birlikte [6], AlGaIn/GaN ara yüzünde, % 35 Al bileşimi için $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 'yi aşan büyük tabaka yük yoğunluğuna neden olur. GaN ve AlGaIn'nın yüksek bant aralıkları büyük arıza alanları sağlar ve malzemelerin termal kararlılığı yüksek bir çalışma sıcaklığına kadar izin verir. Bu mükemmel özellikler 1,5 A/mm kadar yüksek akım yoğunluğuna [7], 1 kV'da bozulma gerilimlerine [8], 10 GHz'de 11,2 W/mm güç yoğunluğuna sahip cihazların gösterilmesine yol açmıştır [9].

Son 10 yılda büyük başarıların yüksek parlaklıkta mavi LED'ler ve lazer diyotlarının üretimi olduğu etkileyici nitrür teknolojisinin geliştirilmesine yardım etti [4]. 1993 yılında Nakamura, ışık yoğunluğu AlGaAs LED'lerinden biriyle karşılaştırılabilir olan bir InGaIn/AlGaIn çift hetero yapı kullanılarak mavi bir LED üretmeyi başardı [4]. Mavi LED'ler geliştirildiğinde araştırmanın ilgisi mavi lazerlere geçti. Günümüzde kullanılan lazerlerden daha kısa dalga boyuna sahip olan mavi lazer, aslında elektronik verileri depolamak için yaygın olarak kullanılan CD-ROM ve DVD disklerinin depolama kapasitesini büyük ölçüde arttırılabilmektedir.

Optoelektronik uygulamaların yanında nitrür hetero yapı, uydu iletişimi için topraklı verici istasyonlarında kullanılmaları beklenen AlGaIn / GaN tabanlı yüksek güçlü, yüksek frekanslı ve yüksek elektron mobiliteli transistör (HEMT) cihazlarında [10] önemli bir rol oynamaktadır.

Hekzagonal yapıya sahip grup III-nitrürler için sabit kutuplaşma, ara yüzü yüklerinin varlığı, Schottky bariyer yüksekliklerini, bant ofsetlerini ve hetero-yapı alan etkili transistörlerde 2D sınırlamayı anlamak ve kontrol etmek için yeni zorluklar ortaya çıkarmaktadır. Yarıiletken band kenarına (n-tipi için iletken bant kenarı ve p-tipi için valans bandı kenarı) kıyasla yarıiletken yüzeydeki Fermi enerjisi (E_F), yani yüzey potansiyeli, özellikle performans için teknolojik olarak önemli önem taşımaktadır.

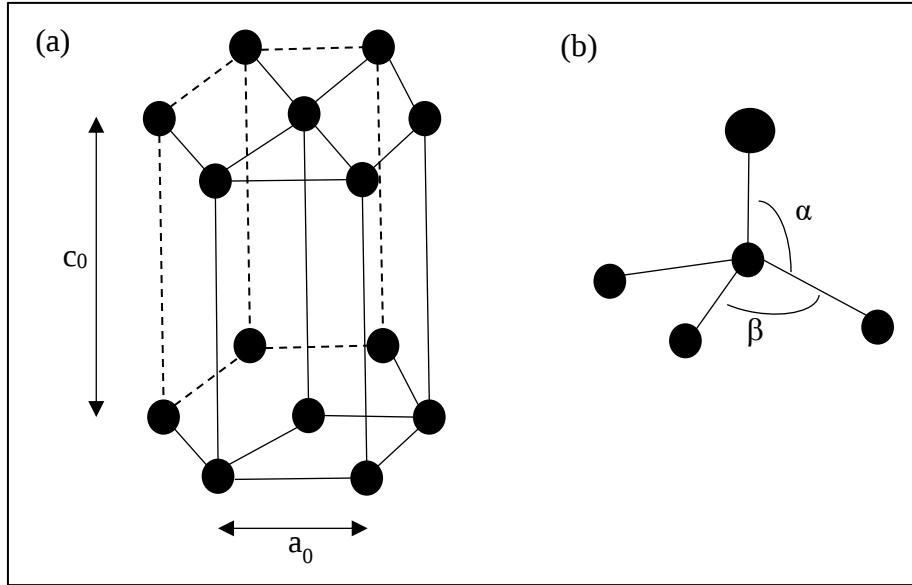
2. GRUP III NİTRÜRLERİN ÖZELLİKLERİ

“Grup III nitrürler neden bu kadar dikkat çekiyor?” sorusu son zamanlarda sıklıkla kulağımıza gelmektedir. Nitrürlerin yüksek frekanslı güç ve optoelektronik cihaz uygulamaları için onları çok uygun hale getiren özellikleri vardır. Günümüz araştırma odağı en çok ilgi gören grup III nitrür malzemeler GaN, AlN ve InN ve bunların üçlü veya dörtlü alaşımlarıdır. Bu bölüm nitrürlerin özelliklerine kısa bir giriş yapmaktadır.

2.1. Kristal Yapısı

Grup III nitrürlerde kübik çinkosülfür (zincblende) veya altıgen hekzagonal örgü yapılarında iki kristal yapı mevcuttur. Çinkosülfür yapısı sadece bazı büyüme koşullarında (çok düşük sıcaklıktaki büyümede), grup III açısından zengin ortamda ve yüksek gerilime sahip olduğundan yarı kararlı bir faz olarak kabul edilir. Altıgen hekzagonal yapısı çok karardır ve en yaygın olarak grup III nitrürler için görülür. Bu tez çalışmasında incelenen grup III nitrür yapıların hepsi hekzagonal yapıda oluşmuştur ve bu kristal yapının sonucundaki etkilere odaklanılacaktır.

Bir hekzagonal yapıda, birbirlerine $3c_0/8$ 'lik bir geçişle etki eden iki altıgen sıkı paketlenmiş (HCP) örgüden oluşur ve $c_0/a_0 = 8/3 \cong 1,633$ 'dir. Şekil 2.1 (a)'da a_0 ve c_0 eksen uzunlukları olarak adlandırılır [11]. Kristal yapısının temeline inmek için, hekzagonal grup III nitrürlerin temel yapı taşının, her grup III atomunun dört azot atomuna bağlandığını ve bunun tersinin tetrahedral olduğu bulunabilir. Fakat ideal bir hekzagonal kristal yapısı herhangi bir grup III nitrür yapısında bulunmaz. Bu durum grup III nitrürler için önemli olan özgün özelliklerinden birisidir. Kristalin kararsız durumu, $[0001]$ -yönelimli bağ ile diğer bütün bağlar arasındaki bağlanma açısı α 'nın, $\alpha < \beta$ ve $c_0/a_0 < 8/3$ 'e izin veren $109,5^\circ$ ideal açısından daha küçük olduğu yer olan, Şekil 2.1 (b)'de gösterildiği gibi mükemmel olmayan tetrahedral simetrisinin bir sonucudur.



Şekil 2.1. (a) Hekzagonal kristal yapısı. (b) Bir tetrahedral yapının α ve β açıları

Hekzagonal örgü c-yönünde ters simetriye sahip değildir ve atomik gruplaşmaların kutupsal bir özelliğine neden olur. Bu da grup III nitrür atomların gruplaşmalarının azot atomu olduğu anlamına gelir ve bunun tersi de geçerlidir. Bu nedenle c-yönünde yönlendirilmiş ideal bir hekzagonal kristali her iki tarafta iki farklı atomik sonlandırma gösterir: (0001) yüzey, grup III atomlu sonlanır Ga, In ya da Al yüzey/kutuplaşma ve (000 $\bar{1}$) yüzey N atomlarıyla sonlanır ve N yüzey/kutuplaşma olarak ifade edilir. Kutuplaşma, grup III atomları ve N atomu arasındaki bağların yönü ile belirlenir ve yüzeyde sonlanan atomun türüne bağlı değildir [12]. Altıgen hekzagonal grup III nitrürlerin kristal yüzeylerini, düzlemlerini ve yönlerini belirlemek için dört indisli (hkil) kullanılır. Üst çizgi negatif bir yönelimi belirtmek için kullanılır. Bu gösterimlerle ilgili dört tane standart gösterim şu şekildedir:

{hkil}, aynı düzlemleri veya yüzeylerin örgü simetrisini,

[hkil], belirli bir yönü,

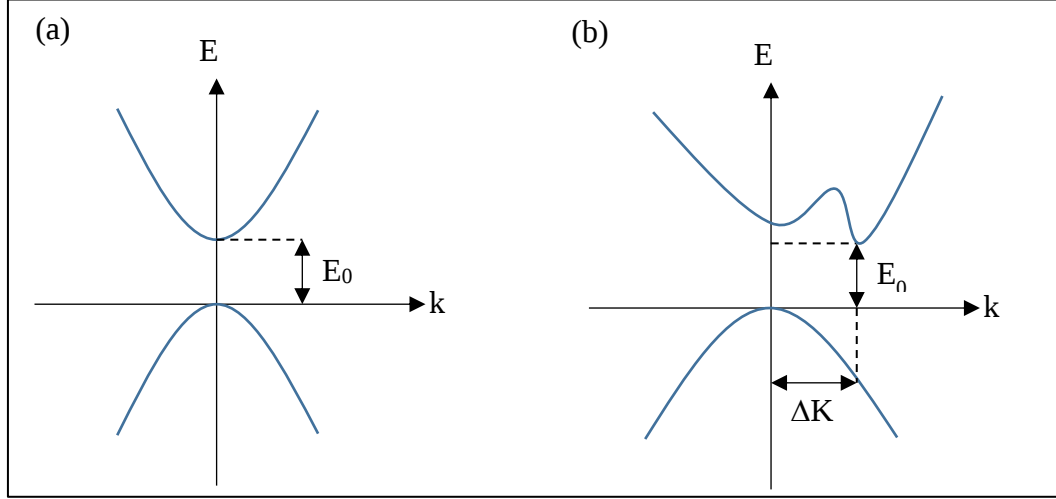
$\langle hkil \rangle$, örgü simetrisiyle aynı yönü,

(hkil) ise belirli bir düzlemi veya yüzeyi belirtir.

2.2. Bant Aralığı

Bir yarıiletken için bant aralığı direkt bant aralığı veya indirekt bant aralığı olarak iki gruba ayrılabilir. Direkt bant aralıklı yarıiletkenlerde, yarıiletkenlerin iletkenlik bandının minimumu ile valans bandının maksimumu $k=0$ olan ters uzayda hizalanır. İndirekt bant aralıklı yarıiletkenlerde, iletim bandının minimumu $k \neq 0$ 'da yerleştirildiğinde, fonon gibi üçüncü bir parçacık işlemde

içermedikçe elektron-hol çiftinin yeniden birleşmesinin oluşamayacağını gösterir. Direkt ve indirekt bant aralığının şematik diyagramı Şekil 2.2’de verilmiştir.



Şekil 2.2. Yarıiletkenlerin (a) direkt bant aralığı ve (b) indirekt bant aralığı

Tüm grup III nitrid yarıiletkenler direkt bant aralığına sahiptir. Bu özellik yarıiletkenleri optoelektronik alanında son derece çekici ve yetkili kılar çünkü k uzayında ışınımlı elektron-hol çiftinin direkt bant aralığı olan malzemelerden daha kullanışlıdır. Grup III nitridler ile oluşturulan üçlü veya dörtlü bir alaşımın ayarlanabilmesi 0,7 ile 6,2eV arasında geniş bir bant aralığı ayarı yapılması gereklidir.

2.3. Üçlü Alaşımlar

GaN, AlN ve InN’den oluşan grup III nitridlerin hepsi birbirinden bağımsız özelliklere sahiptir. Ga, Al ve In alaşımlarının karıştırılmasıyla özellikler ayarlanabilir. Üçlü alaşımlar alaşım yüzdesi “ x ” ile gösterilir. Örneğin $x=0,26$ olan bir $Al_xGa_{1-x}N$ yapısının içine N ile birlikte %26 oranında Al ve %74 oranında Ga anlamına gelir [13].

Düzeltilmiş Vegard Yasası, grup III nitrid alaşımın bant aralığını, belirli bir alaşım ile belirlemek için kullanılır. Eş. (2.1) üçlü bir sistem için kullanılır [14]:

$$E_{\text{alaşım}}(x) = xE_g(A) + (1-x)E_g(B) - bx(1-x) \quad (2.1)$$

burada b alaşımın “bowing” parametresidir.

2.4. GaN'ın Özellikleri

GaN yüksek sağlamlık, yüksek kimyasal kararlılık, yüksek elektron mobilitesi ve yüksek ısı iletkenliği gibi birçok üstün özelliklere sahiptir [15]. GaN'ın özelliklerinin diğer yarıiletkenlerle karşılaştırılması Çizelge 2.1'de verilmiştir. Bu özellikler GaN tabanlı cihazları yüksek sıcaklık, yüksek alan gibi zorlu koşullarda çalışmaya ve mikrodalga frekanslarında, yüksek güç uygulamalarında etkili kılar.

Çizelge 2.1. GaN'ın farklı yarıiletken malzemeler üzerinde özelliklerinin karşılaştırılması [16]

Malzeme	Al ₂ O ₃	Si	GaN	AlN	SiC	GaAs
Elektron mobilitesi @300K (cm ² /V.s)	-	1350	~2000 @2DEG	300	~900	8500
Enerji bant aralığı (eV)	8,8	1,12	3,4	6,2	3,1	1,4
Termal iletkenlik (MV/cm)	0,5	1,3	1,3	3,3	3,7	0,55
Çalışma sıcaklığı _{max} (°C)	1350	300	700	700	600	300
GaN ile örgü uyumsuzluğu (%)	16	17	-	2,4	3,4	20,4
GaN ile termal genleşme katsayısı uyumsuzluğu (%)	34	54	-	25	25	10

GaN aynı zamanda yüksek elektron konsantrasyonu ve yüksek doymuş elektron hızı özellikleri sergilemektedir. Bu özellikler HEMT ya da MOSFET'in uygulaması için yüksek hızlı anahtarlama ve yüksek frekanslı çalışmayı mümkün kılar [16]. Çizelge 2.2'de GaN cihazlarının ihtiyaç alanlarını, özelliklerini ve performans avantajlarını açıklamaktadır [17].

Çizelge 2.2. GaN cihazlarının ihtiyaç alanlarını, özelliklerini ve performans avantajları [17]

İhtiyaç	Sağladığı Özellik	Performans Avantajları
Yüksek güç yoğunluğu	Geniş bant aralığı, yüksek alan	Eşleştirme kolaylığı
Yüksek voltaj uygulaması	Yüksek gerilim	Azaltılabilir
Yüksek doğrusalılık	HEMT topolojisi	Optimum bant tahmini
Yüksek frekans	Yüksek elektron hızı	Bant aralığı
Yüksek verim	Yüksek çalışma gerilimi	Güç tasarrufu
Düşük ses	Yüksek kazanç, yüksek hız	Yüksek dinamik aralıklı alıcılar
Yüksek sıcaklık	Geniş bant aralığı	Sağlam, güvenilir

Çizelge 2.2. (devam) GaN cihazlarının ihtiyaç alanlarını, özelliklerini ve performans avantajları [17]

İhtiyaç	Sağladığı Özellik	Performans Avantajları
Isı yönetimi	SiC alttaş	Soğutma gereksinimi olan yüksek güçlü cihazlar
Teknolojiye katkısı	Direkt bant aralığı: aydınlatma için	Düşük maliyet

Birinci ve ikinci sütun sırasıyla güç cihazı olarak gerekli performans özelliklerini göstermektedir. Üçüncü sütun ise performans avantajlarını ve özelliklerini göstermektedir. GaN tabanlı güç cihazı AlGaN ve GaN arasındaki ara bağlantı 2DEG’de yüksek akım yoğunluğuna ve düşük direnç özelliklerine sahiptir [18].

2.5. İki Boyutlu Elektron Gazı (2DEG)

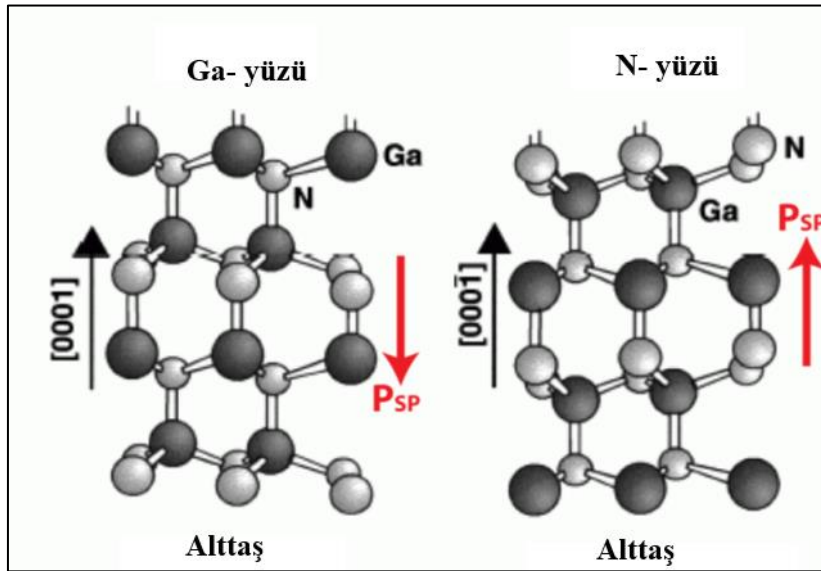
Bir hetero yapı iki farklı yarıiletken malzeme arasındaki bir arabirimdir. Hetero yapı cihazları birden çok hetero eklem içerir. Günümüzde bileşimi, kalınlığı ve büyüme koşulu değiştirilerek yarıiletken hetero yapısına dayalı çok sayıda yeni cihazlar tasarlanıp üretilmektedir. Moleküler Demet Epitaksi (MBE) ve MOCVD gibi kristal büyütme tekniklerinin geliştirilmesiyle atomik hassaslığa sahip hetero yapılar büyütülebilir. Hetero yapılar üretilmesinde farklı yarıiletkenler arasındaki örgü uyumsuzluğu ile başa çıkmak önemlidir.

Yarıiletkenlerdeki elektronlar, büyütülen malzeme atomlarıyla etkileşime girmek için serbestçe her üç boyutta hareket eder. Elektronların bu etkileşimi saçılmalara neden olan atomlarla çarpışarak kinetik enerjilerini kaybeder. Bu enerjinin örgüyü oluşturan fononlara aktarılmasına ve dolayısıyla ısınmasına neden olur. İki boyutlu elektron gazı (2DEG) sadece iki boyutta taşınacak bir elektron düzlemi oluşturmaktır. Bu iletim bandında fermi enerjisinin altında bir kuantum kuyusu oluşturulmasıyla yapılır. Bu kuyu kalınlık ve alaşım oranı gibi malzemenin özelliklerine göre değişkenlik gösterebilir.

2.6. AlGaN/GaN Hetero Yapısında Polarizasyon Etkileri

Harici elektrik alanlarının olmaması durumunda GaN veya AlGaN tabakasının toplam polarizasyonu (P), kendiliğinden polarizasyon (P_{SP}) ve piezoelektrik polarizasyonun toplamı (P_{PE})’dır. Kendiliğinden polarizasyon örgü yapısındaki her bir atomun elektronegatiflik

farkıyla oluşturulan polarizasyon vektörünün toplamı ile açıklanmaktadır. Elektronegatiflik, bir atomun bağ elektronlarını çekme eğilimi olarak tanımlar. İki atom arasındaki elektronegatiflik farkı 0,7'nin altında olduğunda kovalent bağlanma oluşurken, iki atom arasındaki elektronegatiflik farkı 0,7 ile 1,7 arasında ise polar kovalent bağlanma meydana gelir [19]. Kendiliğinden polarizasyon, hekzagonal kristalinin simetri eksikliğinden kaynaklanırken, piezoelektrik polarizasyon GaN ve AlN tabakalarının örgü uyumsuzluğuna bağlı olarak ortaya çıkan gerilme ve zorlamanın sonucudur. GaN ve AlN polarizasyonundaki farklılıkları açıklayan yapısal parametreler kendiliğinden polarizasyonun belirlenmesinde önemli rol oynamaktadır [20]. Hekzagonal GaN kristalleri, Şekil 2.3'de gösterildiği gibi $[0001]$ ve $[000\bar{1}]$ kristalin yönelimlerine denk gelen, genel olarak Ga ve N yüzeyi olarak bilinen iki ayrı yüze sahiptir.



Şekil 2.3. GaN kristalinde Ga ve N'un atomik dizilişi. Kendiliğinden polarizasyon vektörü de gösterilmiştir [20]

Standart bir AlGaN/GaN epitaksiyel filmi Şekil 2.3'de görüldüğü gibi $[0001]$ eksenini boyunca büyütülür ve bu nedenle kutuplaşmalar bu eksen boyunca olur. c eksenini boyunca kendiliğinden polarizasyon $\vec{P}_{SP} = P_{SP} \hat{z}$ ile verilirken, piezoelektrik kutuplaşma e_{33} ve e_{31} (piezoelektrik katsayıları) ile verilir [20]:

$$P_{PE} = e_{33}\epsilon_z + e_{31}(\epsilon_x + \epsilon_y) \quad (2.2)$$

$\varepsilon_z = (c - c_0)/c_0$, c eksen boyunca olan zorlamadır. Düzlem içi zorlama izotropiktir ve $\varepsilon_x = \varepsilon_y = (a - a_0)/a_0$ ile verilir, burada a_0 ve c_0 örgü parametrelerinin denge değerleridir. Hekzagonal GaN kristalinin örgü sabitlerinin ilişkisi Eş. (2.3) ile verilmiştir.

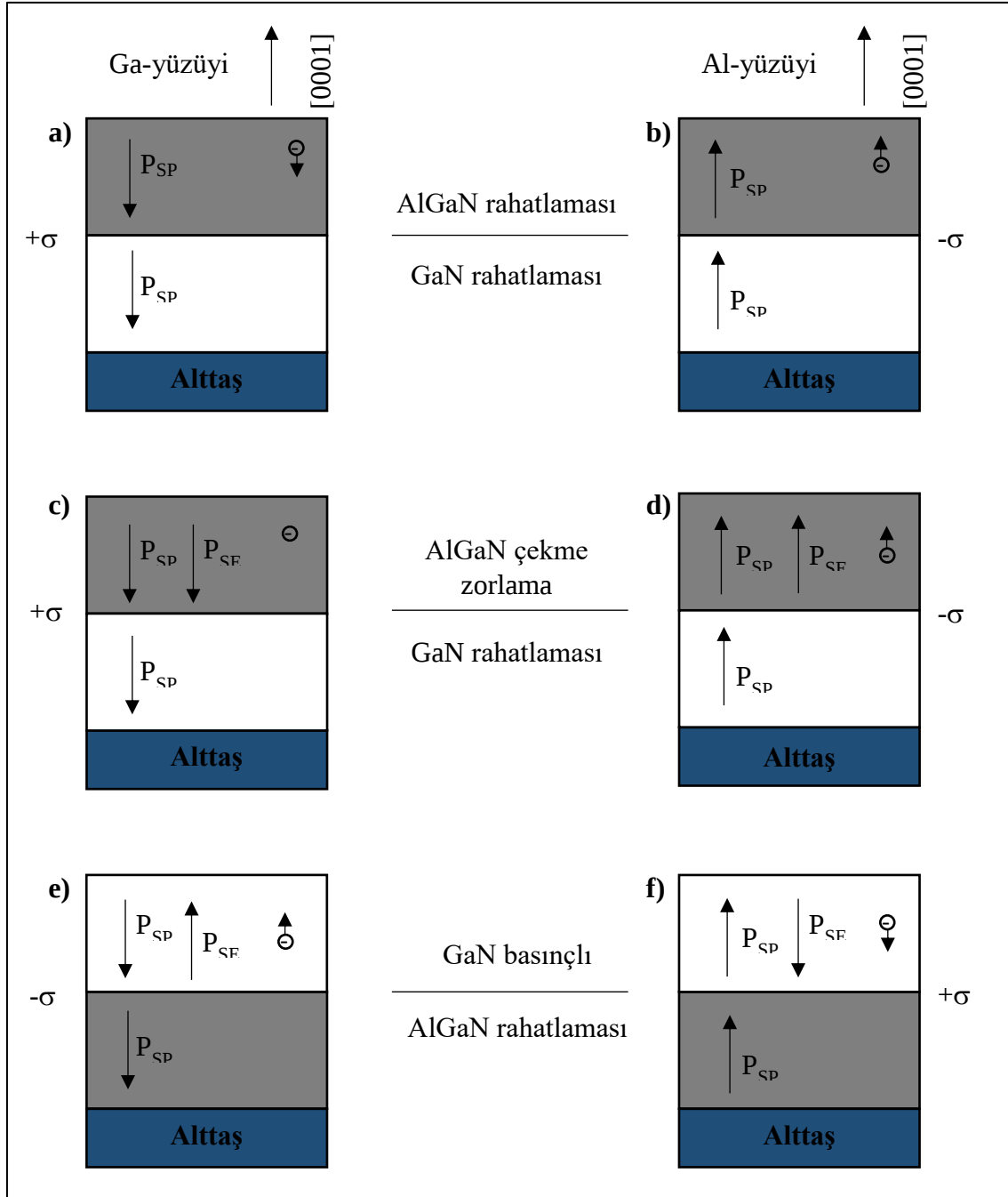
$$\frac{c - c_0}{c_0} = 2 \frac{C_{13}}{C_{33}} \frac{a - a_0}{a_0} \quad (2.3)$$

burada, C_{13} ve C_{33} GaN için elastik sabitlerdir.

Eş. (2.2) ve (2.3)'yi birleştirirsek c eksen boyunca net polarizasyon şu şekilde hesaplanabilir:

$$P_{PE} = 2 \frac{a - a_0}{a_0} (e_{31} - e_{33}) \frac{C_{13}}{C_{33}} \quad (2.4)$$

AlGaIn için tüm bileşim boyunca $(e_{31} - e_{33}(C_{13}/C_{33})) < 0$ olduğundan, piezoelektrik polarizasyon için zorlama negatif ve basınçlı zorlama bariyeri için pozitifdir [21]. Ga yüzü GaN ve AlGaIn için kendiliğinden polarizasyon negatiftir, Şekil 2.4'de gösterildiği gibi yön vektörü alt tabakaya işaret eder [20]. Benzer şekilde N yüzü malzemeler için kendiliğinden polarizasyonun yön vektörü alttaştan uzaklaşmaktadır. Şekil 2.4'de Ga ve N yüzü malzemelerin her ikisinde de piezoelektrik ve kendiliğinden polarizasyonlar çekme zorlama ve sıkıştırılmış zorlama bariyer tabakaları için paraleldir.



Şekil 2.4. Ga ve N yüzü AlGaIn/GaN hetero yapılarındaki kendiliğinden ve piezoelektrik polarizasyonlarının yönleri

Alandaki polarizasyon ile indüklenen yük yoğunluğu:

$$\rho_p = \nabla \cdot \vec{P} \quad (2.5)$$

ile verilir.

AlGa_N/Ga_N veya Ga_N/AlGa_N hetero yapısının bir ara yüzeyindeki polarizasyon tabakası yük yoğunluğu(σ) [6, 20]:

$$\sigma = P(\text{alt}) - P(\text{üst}) \quad (2.6)$$

$$\begin{aligned} \sigma &= [P_{SP}(\text{alt}) + P_{PE}(\text{alt})] - [P_{SP}(\text{üst}) + P_{PE}(\text{üst})] \\ \sigma &= [P_{PE}(\text{alt}) - P_{PE}(\text{üst})] - [P_{SP}(\text{alt}) + P_{SP}(\text{üst})] \\ \sigma &= \sigma(P_{PE}) + \sigma(P_{SP}) \end{aligned} \quad (2.7)$$

Ancak polarizasyona neden olan levha yük yoğunluğu pozitif ise, serbest elektronlar polarizasyon tarafından indüklenen yükleri telafi etmeye çalışacaktır ve bunun tersi de geçerlidir. Bu yükler 2DEG oluşturmak için bariyerin ve tampon tabakanın hetero yapısında birikir. Ga_N üstünde AlGa_N bulunan Ga yüzey durumunda Şekil 2.4a'da gösterildiği gibi polarizasyona bağlı levha yük yoğunluğu pozitifdir.

Hetero yapı düzensiz olursa, çekme zorlama AlGa_N bariyer tabakasının piezoelektrik polarizasyonu, AlGa_N ve Ga_N polarizasyonu arasındaki farkı arttıracak ve 2DEG'teki tabaka yük yoğunluğu ve elektron kararsızlığını arttıracaktır. N yüzlü AlGa_N/Ga_N hetero yapıları için kendiliğinden ve piezoelektrik polarizasyon, Ga yüzlü AlGa_N/Ga_N hetero yapılarına göre zıt yönlüdür ve negatif polarizasyona neden olan Şekil 2.4d ve 2.4e'de gösterildiği gibi negatif yük yoğunluğuna sahiptir. Negatif yük yoğunluğu, hetero yapıda hollerin oluşmasına neden olur ve iki boyutlu holl gazı (2DHG) oluşturur. Al_xGa_{1-x}N tabakasının alaşım oranı x'e bağlı olarak AlGa_N/Ga_N ve Ga_N/AlGa_N ara yüzlerinde kutuplaşmaya neden olan yük yoğunluğunun miktarını hesaplamak için Ga_N ve AlN'ın fiziksel özellikleri kullanılır [6, 20]:

Örgü sabiti:

$$a(x) = (-0,077x + 3,189)10^{-10} \text{ m} \quad (2.8)$$

Elastik sabit:

$$C_{13}(x) = (5x + 103) \text{ GPa} \quad (2.9)$$

$$C_{33}(x) = (-32x + 405) \text{ GPa} \quad (2.10)$$

Piezoelektrik sabit:

$$e_{31} = (-0,11x - 0,49) \text{ C/m}^2 \quad (2.11)$$

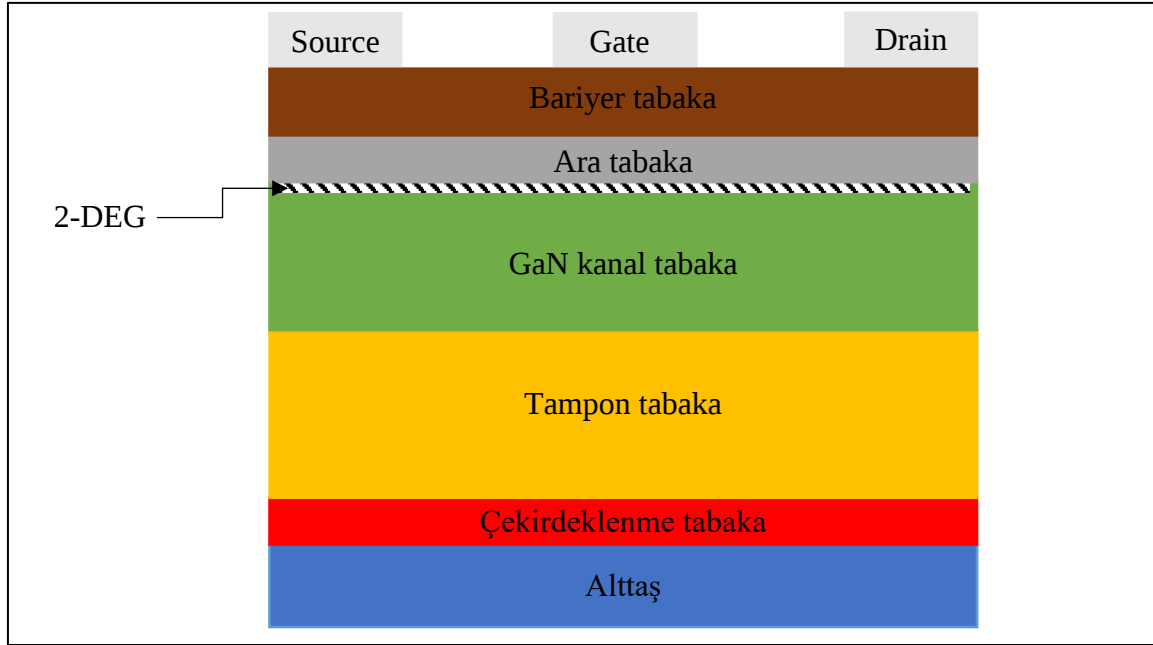
$$e_{33} = (0,73x + 0,73) \text{ C/m}^2 \quad (2.12)$$

Kendiliğinden polarizasyon:

$$P_{sp}(x) = (-0,052x - 0,029) \text{ C/m}^2 \quad (2.13)$$

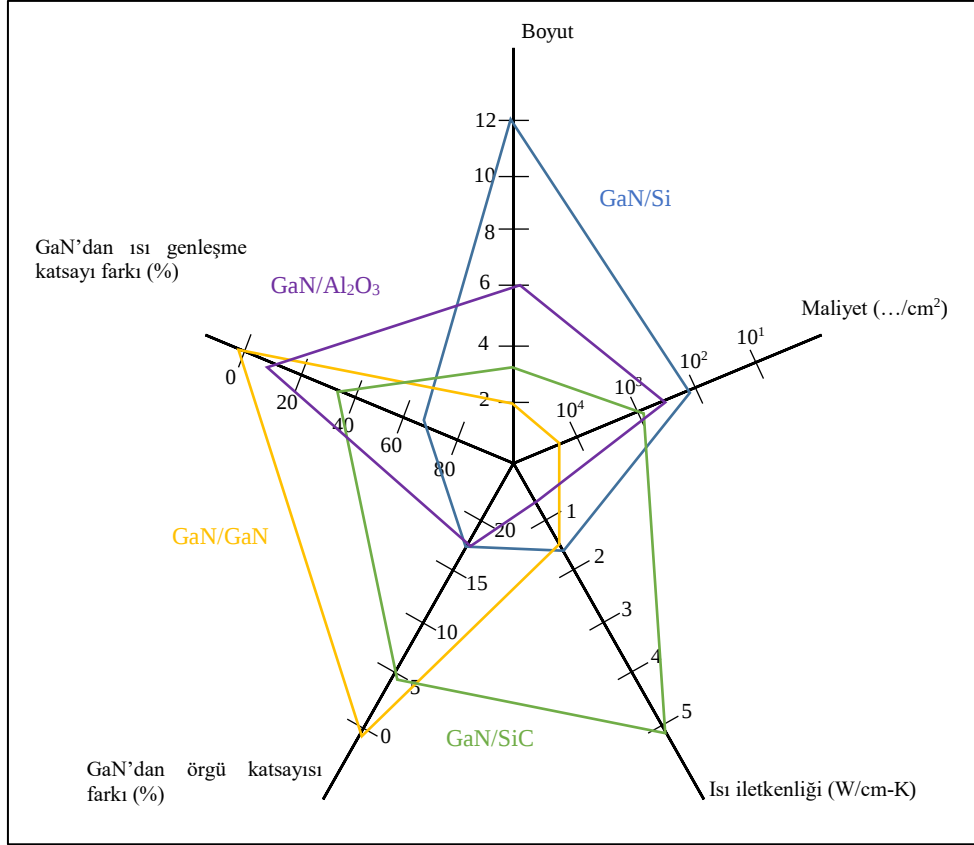
2.7. Yüksek Elektron Mobiliteli Transistörün (HEMT) Basit Yapısı

HEMT, farklı bant aralıkları ve polarizasyon alanlarının iki tabaka olarak birbiri üzerine büyütüldüğü bir alan etkili transistördür. Polarizasyon alanındaki bir kesikliğin sonucu olarak hetero ara yüzünde yüzey yükleri oluşturulur. Eğer indüklenen yük pozitif ise elektronlar indüklenen yükü telafi etme eğilimi gösterecektir. Klasik bir HEMT'in yapısı Şekil 2.5'de gösterilmiştir.



Şekil 2.5. Klasik bir HEMT yapısı

Alttaş, büyütülen numunelerin tabanı olarak kullanılır. HEMT yapılar Si [22], Al_2O_3 [23], silikon karbit (SiC) [24] ve GaN [25] gibi alttaşlar üzerinde büyütülmektedir. Şekil 2.6’de farklı alttaşların GaN ile karşılaştırıldığında boyut, maliyet, ısı iletkenliği, ısı genleşmesi ve örgü sabiti arasındaki farkı gösterilmektedir [26]. SiC ve Al_2O_3 alttaşlar LED endüstrisindeki önceki tecrübelerden ve malzeme dayanıklılıklarından faydalanarak ilk çalışılacak alttaşlardır. Ancak GaN, Si üzerine başarılı bir şekilde büyümesi büyük Si tabakaların düşük maliyetle bulunabilmesinden dolayı sektörde ön plandadır.



Şekil 2.6. GaN farklı altaşlar ile karşılaştırılması [26]

GaN altaşlarında örgü uyumsuzluğu problemi olmamasına rağmen bu altaşlar küçük boyutları ve aşırı yüksek maliyetlerinden dolayı tercih edilmemektedir.

Çekirdek tampon tabakaları: GaN farklı altaşlar (Al_2O_3) üzerine büyütüldüğü zaman örgü uyumsuzluğundan dolayı çatlaklar oluşturmaya elverişli bir çekme gerginliği ortaya çıkar. GaN ve altaş arasındaki önemli örgü uyumsuzluğundan kaynaklanan çatlamayı önlemek için GaN ve altaş arasına bir orta tampon tabaka büyütülür.

Kanal tabaka: GaN hekzagonal kristali içindeki c- düzleminin kendiliğinden polarizasyonundan yararlanmak için tampon tabakanın üzerinde çoğunlukla [0001] yönünde bir GaN tabakası büyütülür. Bu tabakada kanal oluşturulur ve kanal tabakası olarak adlandırılır.

Bariyer tabaka: Kanal tabakanın üstünde daha yüksek bant aralığına ve daha düşük elektron ilgisine sahip bir tabaka büyütülür. İletim bandı dengelenmesi yüzünden kanal ve bariyer tabakaları arasındaki polarizasyon farkından dolayı hetero ara yüz altında potansiyel bir

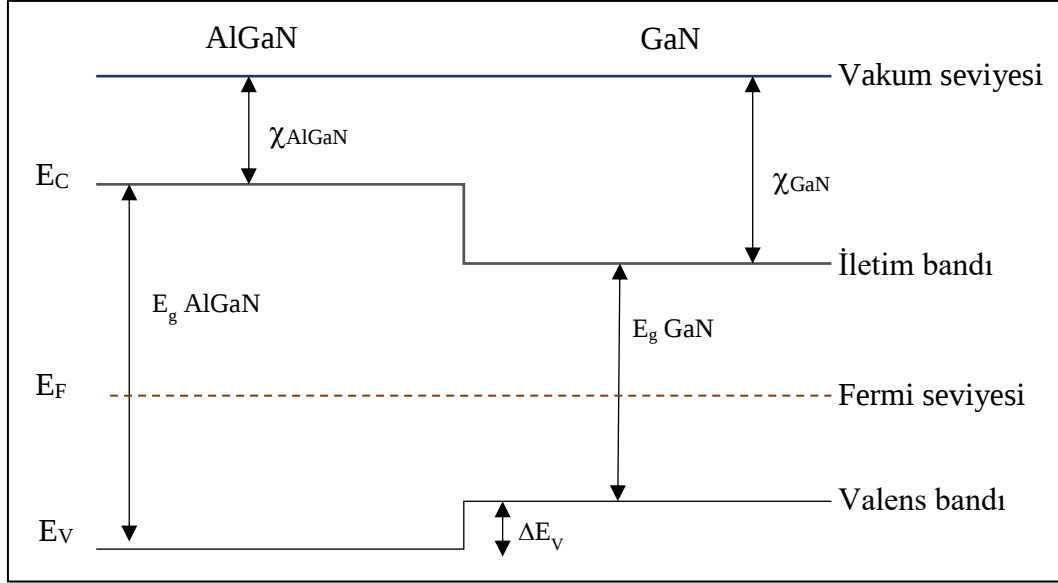
kuantum kuyusu oluşur. Bu kuyu elektronları hapseder ve sonuç olarak kanalı oluşturur. Kuyu derinliği elektron ilgisinin farkıyla ilişkilidir. Genellikle GaN HEMT’lerde AlGaN bariyer tabakasıdır. Bariyer tabakası ya katkılı ya da sınırlı bir değere sahiptir. GaAs HEMT’lerde bariyer tabaka katkılı olduğu için, bariyer ile aynı malzemedeki, ara kat olarak bilinen ince bir iç tabaka, kanaldaki elektronlar ve katkı malzemesindeki iyonlaşmış saf olmayan dağılımı önlemek için kanal ve bariyer arasına büyütülür [27]. GaN HEMT’lerde bazen kanal elektronlarının sınırlandırılmasını ve yoğunluğunu arttırmak için AlN ara tabaksı kullanılır [28].

Pasivasyon tabakası: Bu tabaka genellikle SiN’dır. Bu da yüzey pürüzlülüklerinin etkisini ve mevcut çöküntülerin etkisini azaltır [29].

Kaynak ve dren adı verilen elektrotlar Ohmik kontaklara ulaşmak için çok katkılı yarıiletkenlerin üzerine yerleştirilir. Ancak gate olarak adlandırılan üçüncü elektrot, schottky bariyerini oluşturmak için hafif katkılı yarıiletken üzerine yerleştirilir. Schottky aralığı ara yüzün altındaki kanal tabakasındaki taşıyıcı yoğunluğunu kontrol eder. Gate voltajı düştükçe gate elektrotunun altındaki taşıyıcı yoğunluğu azalır. Kanalin sıkışması için gereken gate eğilimine eşik voltajı (V_{th}) denir. Eşik voltajı negatif olduğunda HEMT, bir tükenme modu (D modu) HEMT veya pozitif olduğunda bir cihaz geliştirme modu (E modu) HEMT olarak adlandırılır. Klasik bir AlGaN/GaN HEMT’ler D modlu transistörlerdir.

2.8. Klasik HEMT’in Bant Diyagramı

HEMT davranışını anlamak için enerji bant diyagramının uygulanan voltajla değişimini anlamak gerekir. Bir AlGaN tabakası polarizasyon alanının kesikliği nedeniyle ara yüzlerinde pozitif bir bağlanma yükü varsayılarak bir GaN tabakası üzerinde büyütüldüğünde bant diyagramı Şekil 2.7’de gösterilmiştir.



Şekil 2.7. AlGaIn/GaN ara yüzünde pozitif olarak bağlanmış yük dikkate alınmadan AlGaIn/GaN yapısının bant diyagramı

Bu diyagramın çizilmesi için dâhili bir potansiyel varsayılmadığı için vakum seviyesi önce çizilir. Daha sonra iletim bandıyla fermi seviyesi arasındaki fark malzemenin elektron ilgisine (χ) eşit olduğunun bilinmesiyle iletim bandı çizilir. İletim bandından sonra malzemenin bant aralığını bilerek Valens bandı bulunabilir. Fermi seviyesi tabakalar boyunca sabit (dengede) olmalıdır. Şekil 2.7’de karmaşıklığı azaltmak için denge koşullarını uygulamadan önce fermi seviyesinin önceden hizalanmıştır. Ancak gerçek durumlarda önce sabit bir fermi seviyesi daha sonra iletim bandı ve Valens bantları ve son olarak vakum seviyesi çizilmelidir. İletim bandının sabit fermi seviyesine göre konumu, katkılama yoğunluğuna göre her bir bölgede ayrı olarak çizilir. n katkılı yarıiletkenlerde fermi seviyesi sınırlı yarıiletkeninkinden daha yüksektir ve iletim bandına daha yakın mesafededir. Diğer taraftan p katkılı yarıiletkenlerde fermi seviyesi sınırlı yarıiletkeninkinden daha düşük ve Valens bandına daha yakın mesafededir. Fermi seviyesinin iç seviyeden kaymasının nedeni katkılama yoğunluğuna bağlıdır. Katkılama yoğunluğu arttıkça iç seviyeden kaynaklanan kayma artar.

ΔE_c olarak bilinen iletim bandı, iki tabakanın elektron ilgisi farkından çıkarılabilir.

$$\Delta E_c = \chi_{\text{GaN}} - \chi_{\text{AlGaIn}} \quad (2.14)$$

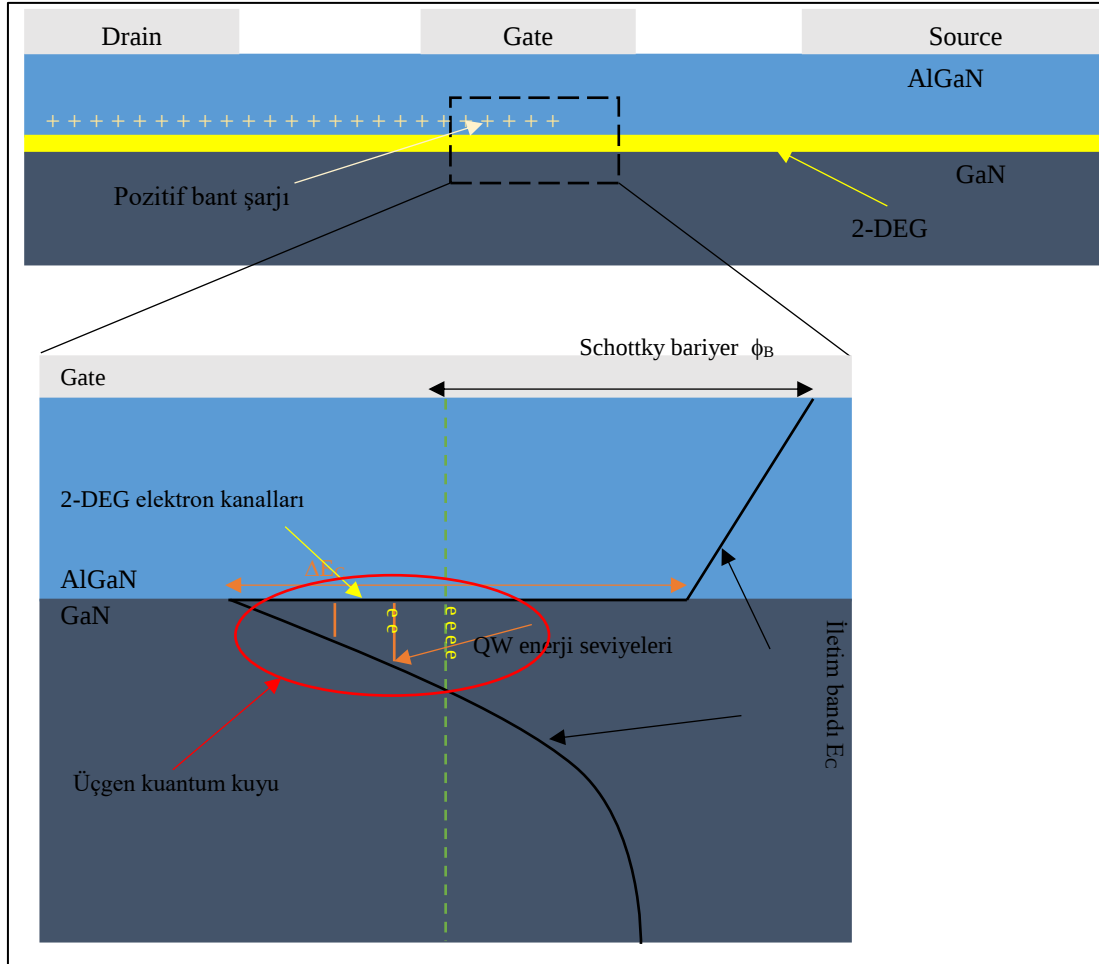
İletim bandı bir AlGaIn/GaN sisteminde artan Al alaşımlı oranı ile ΔE_c 'nin %74'den %72'ye değışikliğı saptanır [30].

Klasik AlGaIn/GaN HEMT'lerin AlGaIn/GaN ara yüzünde bir Schottky geçiş teması ve pozitif bir yük vardır. Bu iki faktör bant diyagramını önemli bir şekilde etkilemektedir. Normalde HEMT'in şematik kesiti ve bant diyagramının bir gösterimi Şekil 2.8'de gösterilmektedir. Birinci önemli nokta, gate/AlGaIn ara yüzündeki iletim bandının Schottky bariyerine sabitlenmesidir ve bu da Eş. (2.15)'den hesaplanabilir:

$$\phi_B = W_m - \chi_{\text{AlGaIn}} \quad (2.15)$$

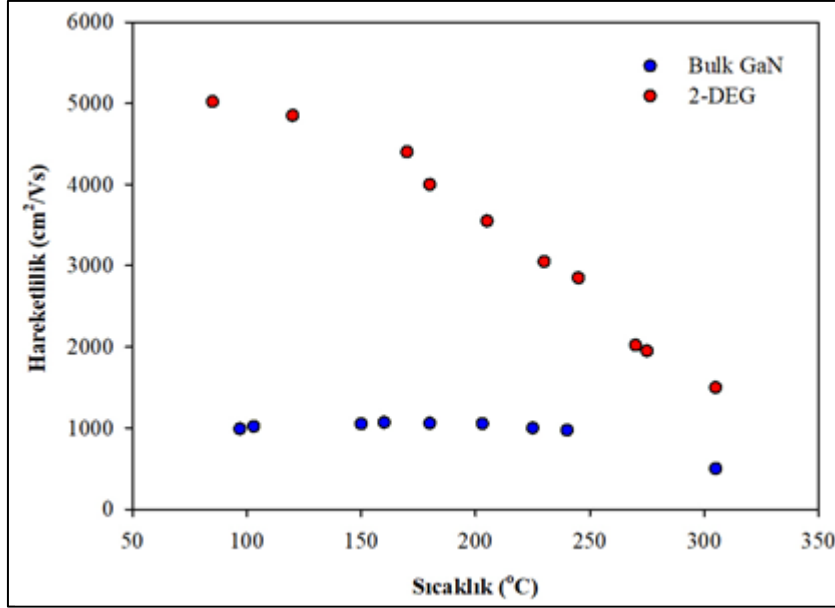
burada W metalin iş fonksiyonu ve χ_{AlGaIn} AlGaIn'ın elektron ilgisidir.

İkinci önemli nokta ise bağlanma yükün bant diyagramıdır. Şekil 2.7'de iletken bant iki kat boyunca fermi seviyesinin üzerindedir. Ancak pozitif sınırlayıcı yük AlGaIn/GaN ara yüzüne eklendiğinde, ara yüzdeki iletken bant bükölür ve yük yoğunluğu arttıkça bükölme artar. Eğer eğme yeterince yüksekse, ara yüz çevresinde iletim bandının bir kısmının fermi seviyesinin altına düşmesine neden olacaktır.



Şekil 2.8. Klasik bir HEMT'in bant diyagramı

Gate/AlGaN ara yüzünde, iletim bant enerjisi Schottky bariyerine eşittir. AlGaN/GaN ara yüzündeki pozitif bağlı yük üçgen kuantum kuyunun oluşturulmasına neden olan iletim bandını bükür. Üçgen kuyunun enerji seviyelerini işgal eden elektronlar HEMT kanalını oluşturur [31]. Bu bölgede (iletim bandının üstündeki fermi seviyesi) elektronlar AlGaN/GaN ara yüzünde oluşturulan üçgen kuantum kuyusunun enerji seviyelerine nüfuz edecektir. Bu elektronlar HEMT kanalını oluşturur ve 2DEG olarak bilinir.



Şekil 2.9. $\text{Al}_{0,1}\text{Ga}_{0,9}\text{N}/\text{GaN}$ 'da 2DEG ve $N_D=10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 'lü bulk n-GaN için elektron mobilitésinin sıcaklığa bağlı değışimleri [6]

Kanal elektronlarının kuantum kuyusunda oluşması, mobilitésini kuvvetlendiren iki boyutlu özellikler verir. Şekil 2.9 [32] $\text{Al}_{0,1}\text{Ga}_{0,9}\text{N}/\text{GaN}$ 'da 2DEG için elektron mobilitésinin sıcaklığa bağlı değışimi ve 10^{17} cm^{-3} 'lük bir n katkılı yoğunluğa sahip bulk n-GaN için değışiklik göstermektedir. 2DEG'in mobilitésinin tüm sıcaklıklarda daha yüksek olduğu açıktır.

2.9. 2DEG'in Kaynağı

Yüzey tuzakları bir yarıiletken bant aralığındaki enerji durumlarıdır. Bunlar kristal kusurları, dislokasyonlar veya kirliliklerin varlığı gibi faktörlerden kaynaklanmaktadır. Bu tuzakların sınıflandırılması enerji aralıklarının bant aralığı içindeki göreceli konumuna bağlıdır. Fermi seviyesinde bulunan tuzaklar işgal edildiğinde negatif yük elde edilir. Ancak fermi seviyesinin altındaki enerji taşıyan tuzaklar boşaldığında pozitif yüklüdür ve işgal edildiğinde nötrdür.

AlGaN bariyer tabakasının üst yüzeyindeki benzeri yüzey tuzakları kanaldaki 2DEG'in en önemli kaynaklarından biridir. Ancak bu sadece belirli bariyer kalınlığı için geçerlidir. 2DEG'i oluşturmak için bariyerde bulunan kuvvetli polarizasyona bağlı elektrik alan tarafından kanala çekilir.

3. NİTRİT BÜYÜTMESİ

3.1. Grup III Nitrür Temelli Hetero Yapılar İçin Alttaşlar

Bir epitaksiyel büyütmeye için en iyi seçim aynı malzemeden yapılmış bir alttaş üzerinde yarıiletken büyümesini yapmaktır. Bulk GaN sentezleme işlemi GaN'nın çok yüksek erime sıcaklığından (2800°C) dolayı oldukça karmaşıktır. Bu yüksek sıcaklıkta N₂'nin buhar denge basıncı çok yüksektir ve N'yi dahil etmek ve sonrasında GaN'yi büyütmek için yüksek basınçlara (2000 bar) ihtiyaç duyulmaktadır. Bu eğilim hidrür fazlı buhar epitaksi (HVPE) ile çok kalın (~100 µm) tabakalar oluşturmak ve onları yarı alttaşlar olarak kullanmaktır. Alttaşlar aşağıdaki koşulları sağlamalıdır:

- Alttaş ve epitaksiyel tabaka arasındaki ara yüzden yapının tepesine doğru yayılmış kusurların yoğunluğunu azaltmak için kristal yapısı ve epitaksiyel tabakaya benzer termal genleşme katsayılarıyla ilgili fiziksel özelliklere sahip olmalıdır.
- Kusurlar yarıiletken cihazın performansını düşürebildiği için alttaşta olmamalıdır.
- Atomik olarak pürüzsüz yüzeyler olmalıdır.
- MBE ve MOCVD için sırasıyla yaklaşık 800°C ve 1100°C'lik sıcaklıkta azot gazının etkisi altında büyütmeye geçmelidir.

Örgü uyumsuzluğu bir malzemenin GaN epitaksisi için bir alttaş uygunluğunun belirlenmesinde birincil ölçüt olmuştur. Malzemenin kristal yapısı, yüzey kaplaması, bileşimi, reaktivitesi, kimyasal, termal ve elektriksel özellikleri de içeren özellikler bir alttaş uygunluğunun belirlenmesinde önemlidir. Çünkü bunlar bazen beklenmedik şekilde epitaksiyel tabakanın özelliklerini etkileyebilir. Alttaş GaN filminin kristal yönelimini, polaritesini, yüzey morfolojisini, gerginliğini ve kusur yoğunluğunu belirler. Böylece alttaş özellikleri, cihazın optimal performansını elde edip etmediğini belirleyebilir.

Çizelge 3.1. Yaygın olarak heteroepitaksi ile karşılaşılan problemler [33]

Alttaş Özellikleri	Sonuçları
Yanal (a-örgü sabiti) uyumsuzluk	Yüksek uyumsuz yer değiştirme yoğunlukları: cihaz kaçak akımları, farklı madde difüzyon yolları, düşük termal iletkenlik
Dikey (c-örgü sabiti) uyumsuzluk	Anti-faz ve ters etki sınırları

Çizelge 3.1. (devam) Yaygın olarak heteroepitaksi ile karşılaşılan problemler [33]

Alttaş Özellikleri	Sonuçları
Düşük ısı iletkenliği	Düşük ısı dağılımı
Eş biçimli olmayan yüzeylerde yüzey adımı	Uyumsuz tabakalar biriktirme
Epitaksiyel filmde farklı kimyasal bileşim	Alttaşın farklı kimyasallarla kötü olarak büyümesi
Polarsız yüzey	Epitaksiyel filmde karışık polarizasyon ve ters bölmeler

Grup III nitrür epitaksi tabakasının alttaş üzerinde polaritesi ve polarizasyon etkisi özellikle önemlidir. Kimyasal reaktiflik ve kaliteli epitaksi için gerekli şartlar kristalin polaritesine bağlıdır. Çoğu durumda alttaş epitaksiyel tabakalarına dahil edilen zorlama kristal polaritesini, büyüklüğünü, işaretini (gerilme ya da sıkıştırma) ve dolayısıyla polarizasyon etkisinin uzantısını kontrol eder. Her iki polaritenin epitaksiyel GaN filmlerinin kontrol edilebilir şekilde üretilebileceği çeşitli epitaksiyel büyüme teknikleri kullanılarak önemli değişiklikler yapmak mümkündür. Ancak alttaş seçimi sonraki işlemlerde nelerin yapılabileceğine ilişkin sınırlar getirmektedir.

Şu ana kadar alttaş çalışmalarının büyük çoğunluğu [0001] yönelimli GaN üretmektir. Bu yönelim genellikle düz, pürüzsüz filmler için en elverişli olandır. Ancak polarizasyon etkilerini ortadan kaldırmak için diğer yönelimlerde GaN epitaksiyel tabakalara olan ilgi artmaktadır. Bu tür etkiler emisyonunda kaymalara neden olan bazı optoelektronik cihazlar için zararlı olabilir. Ek olarak kuantum kuyularda piezoelektrik etkiler elektronların ve hollerin konumsal olarak ayrılmasına neden olabilir ve böylece rekombinasyon verimliliğini azaltabilir [34].

Heteroepitaksiden kaynaklanan problemler Çizelge 3.1’de özetlenmiştir [33]. Al_2O_3 ve SiC gibi farklı alttaşların üzerine epitaksiyel olarak büyütülmüş GaN’ın dış bölgelerindeki uyumsuzluk ve vida dislokasyon yoğunlukları tipik olarak 10^8 ve 10^{10} cm^{-2} aralığındadır. Si homoepitaksisi için gerekli olan sıfır yoğunlukla kıyaslandığında GaAs homoepitaksisi için 10^2 ve 10^4 cm^{-2} ’dir. GaN heteroepitaksiyel tabakalarında yaygın olarak görülen diğer kristal kusurları arasında inversiyon alan sınırları ve yığılma kusurları bulunmaktadır [35]. Bu kusurlar ışımasız yeniden birleşme noktaları oluşturur, enerji bant aralığına sokar ve taşıyıcı ömrünü azaltır. Kirlilikler vida dislokasyonları boyunca bulk malzemeden daha hızlı dağılırlar, üniform olmayan bir kirlilik dağılımına ve p-n eklem bozulmasına neden olurlar

[36]. GaN'ın yüksek piezoelektrik sabitleri nedeniyle zorlama bulk malzemeye kıyasla elektrik potansiyeli ve elektrik alanında değişimlere (mikron ölçeğinde) neden olur [37]. Bu kusurlar tipik olarak düzensiz dağılırlar bu nedenle malzemenin elektrik ve ısıldama özellikleri de aynı değildir. Kusurlar cihaz eşik voltajını artırır ve kaçak akımları tersine çevirir, hetero yapı alan etkili transistördeki tabaka yük taşıyıcı konsantrasyonlarını tüketir ve yük taşıyıcı mobilitesini ve termal iletkenliği azaltır. Bu zararlı etkiler daha karmaşık veya geniş alan (yüksek güç uygulamaları için gerekli olan) GaN cihazlarının en iyi performansta çalışmasını önleyebilmektedir.

Altaş seçimi ne olursa olsun kristal kalitesi veya GaN ile zayıf birleşme özellikleri gibi eksikliklerinden çoğu nitridasyon, düşük sıcaklıkta (LT) AlN veya GaN tampon tabakalarının biriktirilmesi, çoklu LT tampon tabakaları [38], epitaksiyel yanal kaplama [39] ve diğer tekniklerle giderilebilir [40, 41].

Sıcaklık, voltaj ve akım yoğunluğunun daha fazla olduğu durumlarda çalışan sofistike cihazlar için daha düşük kusur yoğunlukları gereklidir. Bu nedenle GaN tabanlı cihazların tam performanslarını gerçekleştirebilmesi için daha kaliteli GaN epitaksiyel tabakalarını destekleyebilen altaşa ihtiyaç duyulacaktır.

Çizelge 3.2. GaN, AlN, 6H-SiC, Al₂O₃ ve Si için fiziksel özellikleri [42]

	GaN	AlN	6H-SiC	Al ₂ O ₃	Si
Örgü parametresi a(100) (Å)	3,189	3,11	3,08	4,73	5,43
Örgü parametresi a(111) (Å)	-	-	-	2,679	3,84
Örgü parametresi c (Å)	5,186	4,98	15,12	12,99	-

Nitrürlü yapı büyütülmesi için kullanılan en yaygın altaşlar SiC ve Al₂O₃'dır. AlN ve GaN ile karşılaştırıldığında özellikleri Çizelge 3.2'de gösterilmektedir. Altaş seçimi sadece fiziksel özelliklere değil aynı zamanda Çizelge 3.3'de gösterilen ölçütlerede bağlıdır.

Çizelge 3.3. Nitrür büyütülmesinde bazı alttaşların avantaj ve dezavantajları

Alttaş	SiC	Al ₂ O ₃	Si
Avantajlar	GaN ile düşük örgü uyumsuzluğu, iletken, yüksek termal iletkenlik	Yüksek sıcaklıkta yüksek stabilite, kolay temizlenebilir, oldukça GaN ile yüksek örgü uyumsuzluğu, düşük termal iletkenlik, yalıtım	Ucuz, yaygın olarak bulunabilir, iletken ve izolasyonlu formlar, Si ile mikroelektronik ile entegrasyon imkanı
Dezavantaj	Pahalı, vida yoğunluğu		GaN ile yüksek örgü ve yüksek termal uyumsuzluk

Safir (Al₂O₃) alttaş: Safir $R\bar{3}m$ uzay grubuna sahiptir ve çoğunlukla iyonik bağlardan oluşur. Tek kristal hem rhombohedral birim hücrelerden hem de hekzagonal birim hücreler tarafından tanımlanabilir [43]. Tek kristal alüminyum oksit olan safir Maruskas ve Tietjen'in 1969'da HVPE ile GaN epitaksinin incelenmesinde kullanılan alttaştır [44]. GaN ile safirin büyük örgü uyumsuzluğu (%16) GaN epitaksiyel filminde yüksek dislokasyon yoğunluğuna (10^8 - 10^{10} cm⁻²) neden olur [45]. Bu yüksek kusur yoğunlukları yük taşıyıcı mobilitesini, ısı iletkenliğini ve cihazın performansını düşürür. Safirin termal genleşme katsayısı GaN'dan (%34) daha büyüktür ve böylece birikim sıcaklığından soğuyunca kadar tabakada gerilme basıncı oluşturur. Kalın filmler için gerilme, alttaşın çatlamasına neden olabilir [46]. Safirin termal iletkenliği düşüktür bu nedenle diğer alttaş malzemelerle karşılaştırıldığında ısıyı dağıtmada nispeten zayıftır ve güç uygulamaları için kullanılamaz. Safir elektriksel olarak yalıtkan olduğundan tüm elektrik kontakları malzemenin ön tarafına yapılmalıdır. Ek olarak safirden gelen oksijenin GaN tabakasında istenmeyen katkılamaya neden olduğu ve arka plan elektron yoğunluğunu arttırdığı bilinmektedir [47].

Safirin GaN epitaksiyel tabakası için bir alttaş olarak başarılı olmasının nedenlerinden biri diğer alttaşlara kıyasla daha kaliteli filmler üretmek için çok fazla araştırma yapılmasıdır. Yüksek sıcaklıklarda (erime sıcaklığı = $2030 \pm ^\circ\text{C}$) dayanabilme özelliği sayesinde safir esas olarak MOCVD tekniği ile büyütülür. GaN ve Al₂O₃ arasındaki büyük örgü uyumsuzluğu filmin büyümenin başlangıcından itibaren tamamen rahatlamasına neden olur. Sonuç olarak film/alttaş ara yüzündeki kusur yoğunluğu çok yüksektir. Safirin büyük örgü uyumsuzluğunun etkileri bazı yollarla iyileştirilebilir. Birincisi, alttaş yüzeyi yüzey kirlilikleri, kalıntı kısımları parlatma ve teras yüzey yapısı oluşturulmak üzere işlenir. İkincisi biriktirilen tabakaların ıslatma özelliklerini değiştirmek için nitrürleme işlemi

yapılır. Üçüncü olarak ince bir tampon tabaka LT’de GaN ve AlN (genellikle 10-100 nm kalınlıkta) (genellikle MOCVD için $500-550 \pm ^\circ\text{C}$ ve MBE için $400 \pm ^\circ\text{C}$) biriktirilir ve epitaksiyel büyüme için hazır bir yüzey oluşturmak için tavlânır. Bu adımların her birinde işlem koşullarında çeşitlilik gösterebilir.

GaN filmlerinin polaritesinin kontrolü epitaksiyel büyütmede oldukça önemlidir. Genellikle c- yönelimli Al_2O_3 alttaş üzerindeki GaN için, MOCVD ve HVPE tarafından büyütülen pürüzsüz yüksek kaliteli filmler Ga-polaritelidir [48, 49]. Sumiya ve arkadaşları MOCVD ile N-polarite filmler üretmeyi başardı [50]. MBE ile büyütülen c- yönelimli Al_2O_3 alttaş üzerindeki GaN filmlerinin polaritesi kullanılan tampon tabaka tarafından kontrol edilebilir. Yüksek sıcaklıktaki (HT) ($>900 \pm ^\circ\text{C}$) AlN tampon tabakası Ga-polarite filmler üretirken, bir HT ($>700 \pm ^\circ\text{C}$) GaN tampon tabakası N-polariteli filmler üretebilir [48, 51]. Genellikle Ga-polarite GaN, pürüzsüz GaN filmleri elde etmek için beklenmedik ara yüzler ve hetero eklemler için tercih edilir. Bu tez kapsamında yapılacak olan çalışmada alttaş olarak Al_2O_3 alttaş kullanıldı.

Silicon karbür (SiC) alttaş: Yapının tüm çoklu tipi için temel birimi C atomlarının kovalent bağlı bir tetraedronudur. Merkezi Si atomudur ya da tam tersi SiC_4 ya da CSi_4 ’dür. 6H-SiC ve 4H-SiC, GaN epitaksisi için alttaş olarak en önemli iki yığılma sırasına sahiptir. Sıvı helyum sıcaklığında bant aralıkları 3,02 eV (6H-SiC) ve 3,27 eV’a (4H-SiC) sahip olup bunlar hekzagonal GaN ile aynı uzay grubuna ($P6_3mc$) aittir. SiC (hem 4H- hem de 6H-) (0001) yönelimli filmler için şekil 3.1’de gösterildiği gibi daha küçük bir örgü uyumsuzluğuna ve daha yüksek termal iletkenlik içeren GaN epitaksisi için safir alttaş üzerinde birçok avantaja sahiptir. Mevcut iletken alttaşlar alttaşın arka tarafına elektrik temasını mümkün kılar ve böylece safir alttaşlara kıyasla cihaz yapısını basitleştirir. Hem karbon (C) hem de Si polaritesi ile potansiyel olarak GaN film polaritesinin kontrolünü kolaylaştırır.

SiC’nin dezavantajları da vardır. Doğrudan SiC üzerine GaN epitaksisi bu malzemeler arasındaki zayıf bağlanma yaparak sorun oluşturmaktadır [52]. Bu bir AlN ve $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ tampon tabaka kullanılarak giderilebilir ancak bu tabakalar cihaz ile alttaş arasındaki direnci arttırır. SiC için örgü uyumsuzluğu safir altaşa göre daha küçük olmasına rağmen GaN tabakalarında büyük bir kusur yoğunluğu oluşturacak kadar büyüktür. Dislokasyon yoğunluğu $10^3-10^4 \text{ cm}^{-2}$ [53] olan ve yüzey kusurları GaN epitaksiyel tabakasına yayılabilen

ve cihaz performansını düşürebilecek kusur kaynaklarıdır. SiC'nin termal genleşme katsayısı AlN ve GaN'den daha düşüktür. Bu nedenle filmler oda sıcaklığında genellikle iki eksenli gerilim altında bulunmaktadır.

Silikon alttaş: Silikon fiziksel özellikleri, kristal kalitesi, katkılama kabiliyeti, termal kararlılık, düşük maliyet ve bilinen Si teknolojisi nedeniyle GaN tabanlı cihazlar için cazip bir alttaştır. Kristal mükemmellik GaN epitaksi için kullanılan diğer herhangi bir alttaştan daha iyidir ve yüzeyi son derece pürüzsüz yüzeylerle hazırlanabilir. Büyük örgü sabiti ve termal genleşme katsayısı uyumsuzluğu nedeniyle Si üzerindeki GaN epitaksiyel tabakalarının kalitesi Al_2O_3 veya SiC'den çok daha zayıf olmuştur. Reaktif azot kaynaklarına maruz bırakıldığında amorf bir silikon nitrür tabakası oluşmaktadır.

Si kübik kristal ailesine, $\text{Fd}\bar{3}\text{m}$ uzay grubuyla elmas örgü yapısına sahiptir. Çinkosülfür ve hekzagonal GaN epitaksiyel tabakalar Si (001) alttaş üzerinde MBE [54], MOCVD [55] veya HVPE [56] teknikleriyle büyütülebilir. Büyük örgü uyumsuzluğu nedeniyle doğrudan Si (001) üzerine saf çinkosülfür GaN'yi büyütmek zordur. Amorf bir Si_xN_y tabakası atomik azot ve Si atomlarının reaksiyonundan dolayı GaN/Si yüzeyinde oluşabilir [57]. Tampon tabakalar ıslanmanın arttırılması, alttaş reaktivitesinin düşürülmesi ve film ile alttaş arasında daha iyi bir örgü uyumu sağlanması için tipik olarak ilk önce Si alttaş üzerine büyütülür. AlN veya $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ gibi diğer tampon tabakaların kullanılması hekzagonal fazının büyümesiyle sonuçlanmıştır [55].

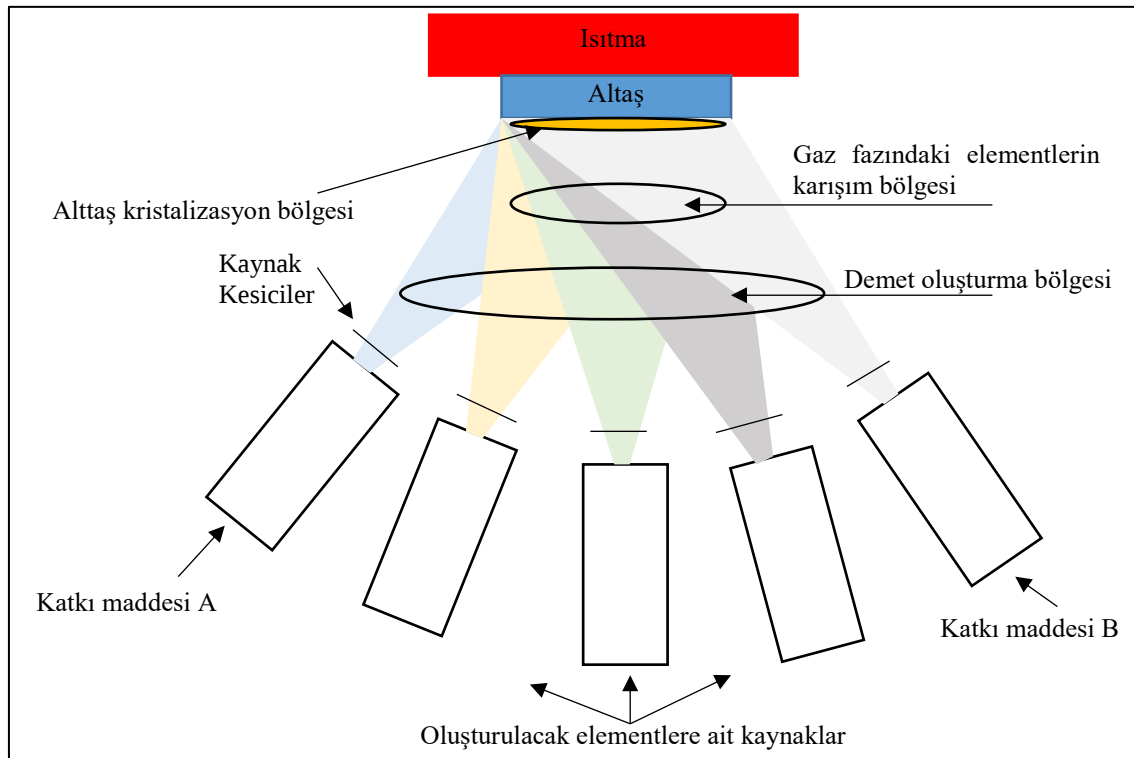
Si (111) genellikle GaN epitaksi için tercih edilen bir alttaştır. GaN tabakalarının bu alttaşlar üzerindeki kalitesi önemli derecede iyileştirilmiş son yıllarda FET [58], Schottky-bariyer ultraviyole dedektörleri [59] ve mavi LED'ler [60] gibi cihazlar elde edilmiştir. Örgü sabitindeki büyük fark ve Si-N bağının kuvveti safir üzerinde GaN $\sim 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 'lik yüksek bir dislokasyon yoğunluğuna neden olur [61]. Bu sorunun üstesinden gelmek için alüminyum arsenik (AlAs) [62], GaAs [63], AlN [64] ve LT GaN [65] gibi farklı tampon tabakaları Si (111) alttaş üzerine uygulanabilir.

GaN alttaş: GaN epitaksi ve aygıt imalatı için bir alttaş olarak galyum nitrürün kendisi en iyisidir. Çünkü heteroepitaksi ile ilgili tüm problemleri ortadan kaldırır. Homoepitaksi Si, Al_2O_3 veya SiC alttaşlar üzerinde kristal polaritesi, katkı yoğunluğu, gerilme, sıfır veya çok

düşük termal genleşme katsayısı, örgü uyumsuzluğu, tampon tabakalara veya nitridasyona ihtiyaç duyulmadan daha iyi kontrol imkanı sunar.

3.2. MBE

MBE yarıiletkenler, metaller veya yalıtkanlardan üretilen ince epitaksiyel yapıları büyütmek için kullanılan çok yönlü bir tekniktir. MBE’de ince filmler Şekil 3.1’de şematik olarak gösterildiği gibi ultra yüksek vakumda (UHV), yüksek bir sıcaklıkta muhafaza edilen alttaş yüzeyi arasındaki reaksiyonlar yoluyla kristalleşir. Büyütülen epitaksiyel tabakanın bileşimi ve katkılama seviyesi uygun kaynakların buharlaşma hızlarına bağlı olarak elementlerin ve katkı maddelerinin varış hızına bağlıdır. Tipik olarak 5-10 nm/dk’lık büyüme hızı büyüyen yüzey üzerindeki farklı türlerin yüzeyden uzaklaştırılmasını sağlar. Bu yüzden büyütülen filmin yüzeyi çok pürüzsüzdür. Giriş kaynaklarının önünde bulunan basit mekanik kapaklar akıları kesmek için diğer bir deyişle katkılama ve biriktirmeyi başlatmak ve durdurmak için kullanılır. Bileşik ve katkılamaadaki değişiklikler atomik ölçekte ani olabilir.



Şekil 3.1. MBE çalışma odasının şematik gösterimi

MBE’yi diğer biriktirme tekniklerinden ayıran büyüme koşullarının önemli derecede daha hassas kontrollü olmasıdır. Vakum birikimi nedeniyle MBE büyümesi termodinamik

dengeden uzak koşullar altında yürütülür ve çarpan ışınlar alttaş kristalinin en dışındaki atomik tabakaları ile reaksiyona girdiğinde ortaya çıkan yüzey işleminin hareketliliği ile yönetilir. MBE'nin benzersiz bir avantajı da epitaksiyel büyümenin doğrudan kontrol edilebilir olmasıdır. UHV ortamında gerçekleştiğinde yansıma yüksek enerjili elektron kırınımı (RHEED), Auger elektron spektroskopisi (AES) veya elipsometri gibi yüzey hassas yöntemleri ile büyütme snasında kontrol edilebilir.

3.3. MOCVD

Bu teknik büyük alan büyütme, iyi konform adımlı kaplama ve epitaksiyel çökelmenin hassas kontrolü avantajına sahiptir. MOCVD ile epitaksiyel XN ($X=\text{In, Ga, Al}$) birikimi tipik olarak trimetilindiyum (TMIn), trimetilgalyum (TMGa), trimetilalüminyum (TMAI) ve amonyak (NH_3) karışımları kullanılarak gerçekleştirilir. NH_3 'ün yüksek termal kararlılığı N_2 'ye kıyasla düşük olsa da, GaN ve AlN için genellikle $900\text{ }^\circ\text{C}$ 'nin üzerinde yüksek alttaş sıcaklığının kullanılmasının bir nedenidir. Yüksek büyüme sıcaklığı ve dolayısıyla yüksek azot buhar basıncı XN filminden azot kaybı problemine ve metal organik piroliz sırasında organik maddenin parçalanmasından dolayı karbon kontaminasyonuna neden olur. Azot kaybı biriktirme esnasında yüksek V/III gaz oranlarının kullanılmasıyla hafifletilebilir. Yer değiştirmelerin azaltılmasında çok etkili olan MOCVD'nin geliştirilmesi "Yanal Epitaksiyel Aşırı Büyüme (LEO)" 'dur. Bu teknik bir alttaşın SiO_2 ile kısmen maskelenmesinden ve daha sonra tekrar büyütülmesinden oluşur. Büyümüş filmin yüzeyindeki dislokasyon yoğunluğu ($10^4\text{-}10^5\text{ cm}^{-2}$), tipik bir GaN filmlerine (10^8 cm^{-2}) göre en az üç derece kadar azaltılır.

4. DENEYSEL TEKNİKLER VE KARAKTERİZASYON YÖNTEMLERİ

Bu tez kapsamında MOCVD yöntemi ile c- yönelimli safir alttaş üzerine büyütülen AlGaIn/GaN heteroyapı yarıiletken numunenin elektriksel, optik, yapısal ve yüzey morfolojik özellikleri incelendi. Bu bölümde MOCVD yöntemi, Hall etkisi ölçüm sistemi, araştırmada kullanılan yöntemler ve teknikler verildi.

4.1. MOCVD Büyütme Sistemi

Resim 4.1'deki numunenin Bilkent Üniversitesi Nanoteknoloji Araştırma Merkezi'nde (NANOTAM) büyütüldüğü AIXTRON RF200/4 RF-S MOCVD sistemi yer almaktadır.



Resim 4.1. Kullanılan AIXTRON RF200/4 RF-S marka MOCVD sistemi

Daha önce de belirtildiği gibi safir GaN ile %16 örgü uyumsuzluğuna sahiptir ve bu durum yüksek yer değiştirme yoğunluğuna ve GaN ile %34 termal genleşme katsayısı uyumsuzluğuna neden olur. Diğer taraftan safirin çok düşük ısı iletkenliği, örgü uyumsuzluğu ve termal genleşme katsayısı uyumsuzluğunun iyileştirilmesi, yüksek dirençli ve yüksek kaliteli GaN tampon tabakası sağlamak için safir alttaş ve GaN arasında ince

optimize edilmiş çekirdeklenme tabakası gerektirir. Düşük termal iletkenliğin yanında safirin yüksek sertliği, yüksek kimyasal ve termal kararlılığı hidrojen akışı altında yüksek sıcaklıklarda temizlenmeye elverişli hale getirir. Alttaş temizliği büyümeden önce çok önemli ön işleme adımıdır. Çekirdek tabakası, gerekli yüzey pürüzlülüğü ve 2DEG oluşumu için çok önemli bir noktadır. Bu tez kapsamında kullanılacak olan AlGaIn/GaN HEMT yapısının şematik diyagramı Şekil 4.1’de verilmiştir.

GaN Kapak Tabaka ~3 nm
AlGaIn ~25nm
AlN Ara Tabaka ~1-2 nm
GaN Tabaka ~5 nm
GaN Tampon Tabaka (5) ~150 nm
GaN Tampon Tabaka (4) ~300 nm
GaN Tampon Tabaka (3) ~110 nm
GaN Tampon Tabaka (2) ~800 nm
GaN Tampon Tabaka (1) ~90 nm
HT AlN Tampon Tabaka ~520 nm
AlN NL (3.00 min)
Safir (Alttaş)

Şekil 4.1. Safir alttaş üzerine büyütülen AlGaIn/GaN HEMT yapısının şematik diyagramı

Yapı büyütmesinden önce safir alttaş 1100 °C’de 10 dk boyunca hidrojen akışı altında tutuldu. 60 sn nitridasyon adımından sonra sıcaklık 550 °C’ye düşürüldü. Bu durumda LT-AlN ve HT-AlN tabakaları alttaş ve GaN tampon tabakası arasında büyütüldü. Bunu yapmak için önce sıcaklık ve reaktör basıncı sırasıyla 750 °C ve 50 mbar’a yükseltildi. Daha sonra 300 sccm NH₃ akışı altında nitridasyon işlemi yapıldı. 15 sccm TMAI akışı eklenerek LT-AlN çekirdeklenme tabakası 3 dk boyunca büyütüldü. Bu tabaka bir sonraki HT-AlN tabakası için bir hazırlık adımı olup, HT-AlN tabakasındaki düşük dislokasyon yoğunluğundan sorumludur. LT-AlN çekirdeklenme tabakasının büyümesinden sonra sıcaklık 4 dk içinde 1130 °C’ye yükseltildi. Bu 4 dk içerisinde 1130 °C’ye çıkarılması amorf yapıya sahip olan LT-AlN tabakasının tavlama işlemini sağladı. Bu işlemin sonucunda LT-AlN tabakası için tek kritikal bir karaktere kayması amaçlandı. Tavlama işleminden sonra 520 nm HT-AlN tabakası 25 mbar basınç altında, 25 sccm TMAI akışı ve 150 sccm NH₃ akışı altında

60 sn içinde 40 sccm'ye düşürüldü ve HT-AlN büyümesinin geri kalan kısmı için sabit bırakıldı.

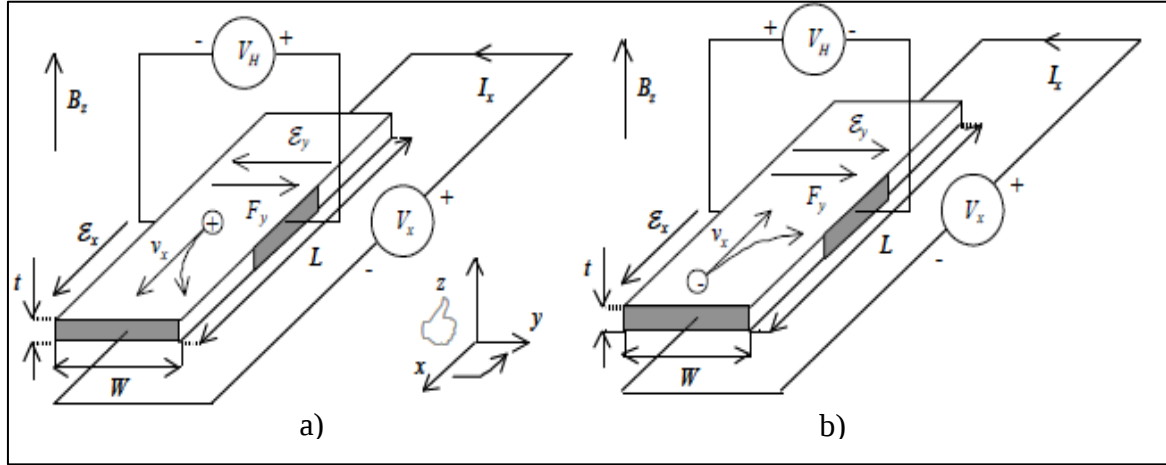
Altaş yüzeyindeki Al atomlarının hareketliliği düşük olduğundan yüksek kristal kalitesi için yüksek büyüme sıcaklığına ihtiyaç duyulmaktadır. Ayrıca HT-AlN büyüme sırasında 50 sccm trimetilindiyum (TMIn) akışı verilmektedir. In atomlarının varlığı Al atomlarının hareketliliğini artırır ancak In atomları bu sıcaklıkta AlN kristal yapısına nüfuz edemez. HT-AlN tabakası safır (Al_2O_3) altaş içerisindeki oksijen (O) atomlarına karşı da bir bariyer işlevine sahiptir. O atomları GaN tampon tabakasından geçerek GaN malzemesinin elektronik özelliklerini değiştirir ve düşük dirençli hale getirir. HT-AlN tabakası O atomlarının GaN tabakalarına nüfuz etmesini önleyerek yüksek dirençli (HR) GaN tampon tabakasının oluşumuna yardımcı olur. HT-AlN tabakasından sonra 90 nm ilk GaN tabakası 200 mbar basınç altında 1300 sccm NH_3 ve 10 sccm TMGa 1000 °C'de büyütüldü. Daha sonra 5 dk içerisinde sıcaklık ve NH_3 akışı sırasıyla 1050 °C ve 1500 sccm'ye yükseltildi. Bu şartlar altında 800 nm'lik ikinci GaN tabakası büyütüldü. Sıcaklığı 1060 °C'ye NH_3 'ü 1800 sccm'ye ve TMGa akışını 17 sccm'ye değiştirerek 110 nm kalınlığa sahip üçüncü GaN tabakası için hızlı büyüme basamağı başlatıldı. Bu tabakadan sonra sadece sıcaklık parametresi 1075 °C'ye değiştirildi ve 300 nm GaN tabakası büyütüldü. Ardından sırasıyla 1050 °C ve 750 °C'de sırasıyla 150 nm ve 5 nm GaN tabakaları büyütüldü. Reaktör koşulları 1-2 nm kalınlığında AlN ara tabakası büyümesi için değiştirildi. Reaktör basıncı ve NH_3 akışı 50 mbar ve 210 sccm'ye düşürüldü. Sıcaklık sabit tutuldu ve 10 sccm TMAI akışı verildi. 25 nm AlGaIn bariyer tabakası büyümesi için 5 sccm TMGa akışı ve NH_3 akışı 500 sccm'ye yükseltildi. Son olarak diğer koşullar sabit tutularak TMAI akışı kesildi ve GaN kapak tabakası 3 nm büyütüldü.

4.2. Hall Olayı ve Hall Etkisi Ölçüm Sistemi

4.2.1. Hall olayı

1879 yılında E.H. Hall bir örneğe elektrik akımı uygulayıp aynı anda manyetik bir alana yerleştirdiğinde akım ve manyetik alana dik doğrultuda bir potansiyel oluştuğunu keşfetmiştir. Bu olay Hall olayı olarak bilinir ve manyetik alan ölçümleri, konum ve hareket dedektörleri gibi birçok pratik uygulama ve cihazın temelini oluşturur. Yaptığı ölçümlerle Hall, ilk kez bir iletkenin yük taşıyıcılarının işaretini saptayabilmiştir. Bugün bile Hall

ölçümleri metallerin ve yarıiletkenlerin elektriksel iletim özelliklerini karakterize etmek için yararlı bir teknik olmaya devam etmektedir. Şekil 4.2’de gösterilen deney düzeneği dikdörtgen kesitli ve uzunluğu L olan p-tipi ve n-tipi bir yarıiletken çubuk için Hall olayı göstermektedir. İki kontak arasında V_x voltajı uygulanır ve x- doğrultusunda bir alan oluşturulurken z yönünde bir manyetik alan uygulanır.



Şekil 4.2. a) p-tipi yarıiletken ve b) n-tipi yarıiletken

p-tipi yarıiletken için sağ el kuralından belirlenen manyetik alan, hareketli parçacıkların üzerinden bir kuvvetin harekete geçmesine neden olur. Sonuç olarak pozitif y doğrultusunda holler sağa hareket ettiren bir F_y kuvveti vardır. Kararlı durumda bu kuvvet bir E_y elektrik alanı ile dengelenir, böylece holler üzerinde net kuvvet yoktur. Sonuç olarak yüksek empedanslı bir voltmetre ile ölçülebilen bir gerilim vardır. Bu gerilim Hall voltajı (V_H) olarak adlandırılır.

n-tipi yarıiletken için elektronlar negatif x yönünde ilerler. Bu nedenle F_y kuvveti negatif yük nedeniyle y- yönünde pozitif ve elektronlar holler gibi sağa doğru hareket eder. Dengeleme elektrik alanı E_y , zıt bir işarete sahiptir ve bu da negatif bir Hall voltajı ile sonuçlanır.

Hall alanını hesaplamak için önce serbest taşıyıcılara etki eden Lorentz kuvvetini [66] hesaplamalıyız:

$$\vec{F} = q(\vec{E} + \vec{v} \times \vec{B}) \quad (4.1)$$

Taşıyıcıların x yönünde ve hızlarını v_x olarak alırsak Lorentz kuvveti:

$$\vec{F} = q\vec{\epsilon} + q \begin{vmatrix} \vec{e}_x & \vec{e}_y & \vec{e}_z \\ v_x & 0 & 0 \\ 0 & 0 & B_z \end{vmatrix} = q\epsilon_x \vec{e}_x + q(\epsilon_y - v_x B_z) \vec{e}_y + q\epsilon_z \vec{e}_z \quad (4.2)$$

Taşıyıcılar sadece x-yönünde aktığı için net kuvvet y ve z yönünde sıfır olur. Sonuç olarak elektrik alanı z yönünde sıfırdır ve:

$$F_y = q(\epsilon_y - v_x B_z) = 0 \quad (4.3)$$

y- doğrultusu boyunca elektrik alanı ve uygulanan manyetik alan arasında bir ilişki sağlayan J_x akım yoğunluğunun fonksiyonu olarak yeniden yazılabilir:

$$\epsilon_y = v_x B_z = \frac{J_x}{qp_{p0}} B_z \quad (4.4)$$

Bu elektrik alana Hall alanı denir. Hall katsayısı R_H , uygulanan akım yoğunluğu ve manyetik alan ile bölünen Hall alanı olarak tanımlanır:

$$R_H = \frac{\epsilon_y}{J_x B_z} = \frac{1}{qp_{p0}} \quad (4.5)$$

Hall katsayısı elde edildiğinde Hall yoğunluğu bulunur:

$$p_{p0} = \frac{1}{qR_H} = \frac{J_x B_z}{q\epsilon_y} \quad (4.6)$$

Taşıyıcı mobilitesi de Hall katsayısından çıkarılabilir:

$$\mu_p = \frac{J_x}{qp_{p0} \epsilon_x} = \frac{R_H}{\rho} \quad (4.7)$$

burada ρ yarıiletkenin öz direncidir. Hall katsayısı ölçülen akımdan (I_x) ve ölçülen Hall voltajından hesaplanabilir:

$$R_H = \frac{V_H}{I_x B_z} \frac{tL}{W} \quad (4.8)$$

Bu eşitliklerden ve ölçümler sonucu yola çıkarak numunenin öz direnci, iletkenliği, taşıyıcı yoğunluğu, mobilitesi ve numunenin tipi hakkında bilgi sahibi olunur.

4.2.2. Hall etkisi ölçüm sistemi

Hall ölçüm sisteminde kullanılan cihazlar sabit akım kaynağı, elektromıknatıs, hassas ölçüm yapabilen bir voltmetre ve sıcaklık kontrol sistemidir. Lake Shore 7700 Hall etkisi sisteminde helyum tüpü, kryostatta döngü halinde soğutmayı sağlar. Bu sistemin vakumlanması için küçük bir turbo pompa kullanılır. Numune, numune tutucusuna yerleştirilir ve manyetik alana dik olacak şekilde konumlandırılır. Bunun nedeni manyetik alanın numuneye tamamen etki etmesinden kaynaklıdır.

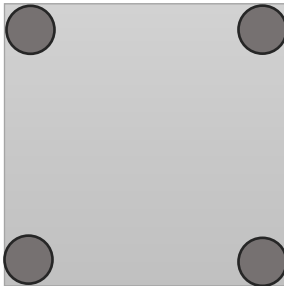
Sistem üzerinden numuneye uygulanacak akım, manyetik alan ve sıcaklıkla kontrol edilir. Hall etkisi ölçüm sistemi kullanılarak öz direnç, taşıyıcı yoğunluğu ve Hall katsayısı değerleri bulunur. Bu çalışma kapsamında kullanılan bilgisayar kontrollü Lake Shore 7700 serisi Hall etkisi ölçüm sistemi Resim 4.2’de verilmiştir.



Resim 4.2. Lake Shore 7700 serisi Hall etkisi ölçüm sistemi

4.3. Numune Hazırlığı ve Ohmik Kontak Alımı

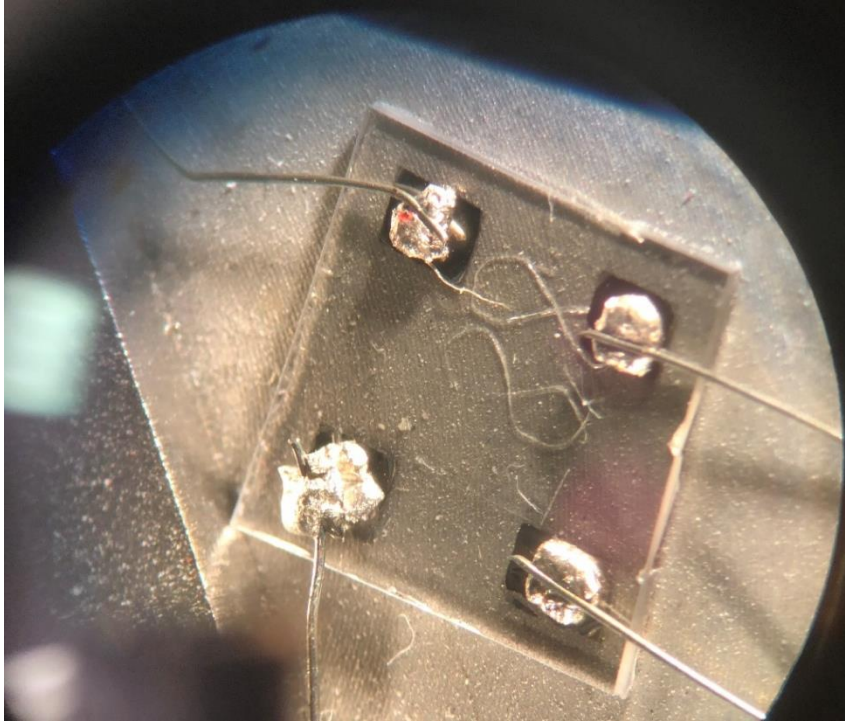
Numunedeki elektrik alan veya akım yoğunluğu doğrudan ölçülemez. Akım yoğunluğu toplam uyarılma akımından ve numunenin geometrisinden belirlenir. Elektrik alan numune yüzeyindeki elektrik kontaktarı arasındaki voltaj farklarının ölçülmesi ile tespit edilir. Hall etkisi ölçümleri için en ideal yapı Van Der Pauw kontak geometrisidir. Van Der Pauw kontak yapısı Şekil 4.3’de verilmiştir.



Şekil 4.3. Van Der Pauw kontak yapısı

Geniş bir bant aralığına sahip AlGaIn/GaN için düşük dirençli Ohmik kontaktların oluşturulması zor olmuştur. Bu hetero yapılara iyi Ohmik kontaktların oluşturulması için

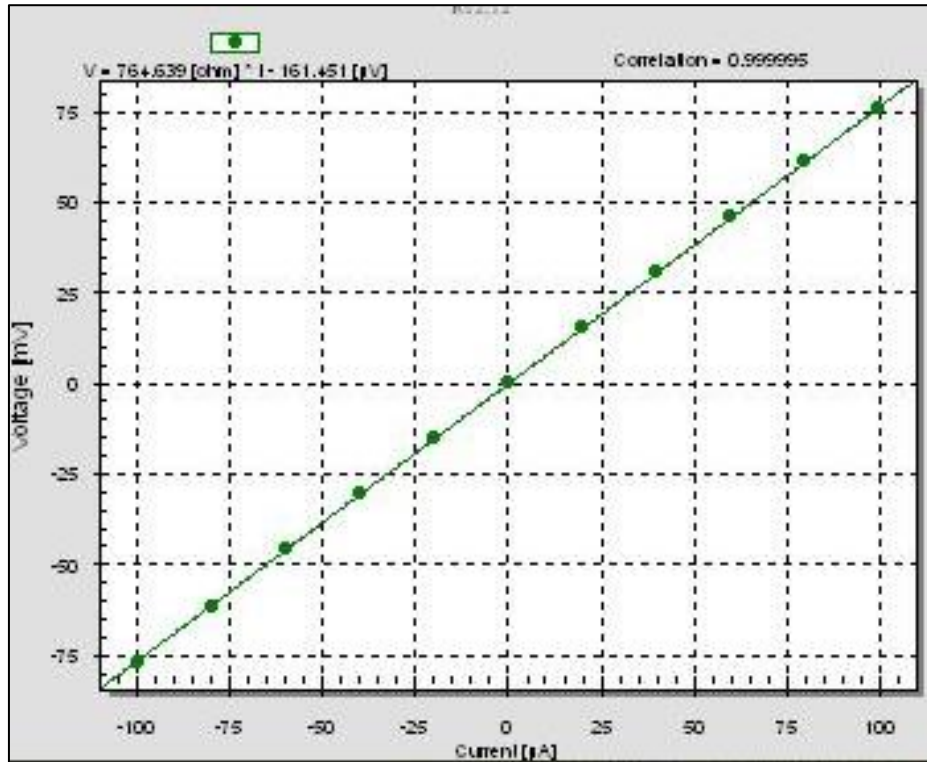
çeşitli araştırmalar yapılmıştır. Ohmik kontak GaN'ın iş fonksiyonundan daha düşük değere sahip bir metal ile yapılabilir. Yarıiletken metal kontakların özellikleri numune yüzeyinin temiz olmasına bağlıdır. Yüzey üzerinde oluşacak kirlilik ve oksit tabakası gibi etkiler Ohmik kontak özelliklerini değiştirebilir. Ohmik kontak oluşturabilmek için numune 7'şer dakika boyunca sırasıyla isopropanol, aseton ve saf su ile ultrasonik temizleyici içerisinde temizlendi. Bu işlemlerin sonucunda numunenin yüzeyindeki kirlilik temizlendi ve metalizasyon işleminin yapılması için numune yüksek vakumlu evaporasyon cihazına yerleştirildi. Evaporasyon basıncı $4-6 \times 10^{-6}$ mbar değerine geldiğinde sırasıyla 20 nm Ti, 200 nm Al, 30 nm Ni ve 100 nm Au kaplandı. Kaplanacak malzemenin bulunduğu kısımdan yüksek akım geçirilerek yüzeyine çökme işlemi yapıldı. Bu geçirilecek akım kullanılacak malzemenin buharlaşma sıcaklığına göre farklılık göstermektedir. Numunenin köşelerine kare biçimde kontaklar kaplandıktan sonra numune hızlı ısıtılma sistemine konularak; tavlama sıcaklığı, 71 sn boyunca 425°C 'ye yükseltildi. 15 sn boyunca 425°C 'de bekletildi. 99 sn boyunca $660-674^{\circ}\text{C}$ 'ye çıkarıldı ve en son işlem olarak 16 dk boyunca 40°C 'ye düşürüldü. Tavlama işleminden sonra numunenin köşelerindeki kontaklar üzerine, elektriksel ölçüm için kullanılacak teller indiyum eritilerek tutturuldu.



Resim 4.3. Numunenin kontak yapısı

4.4. Akım-Voltaj Ölçümleri

Ölçüme başlanılmadan önce kontak yapılan numunenin Ohmik özellik gösterip gösterilmediği kontrol edildi. Numune yüzeyindeki kontak çiftleri için akım-gerilim (I-V) ölçümleri yapıldı. Alınan ölçümler sonucunda her bir kontak çifti için sonucun lineer çıktığı gözlemlenmiştir. Bu sonuç numunenin Ohmik olduğu anlamına gelmektedir [67]. Resim 4.4’de Ohmik özelliğe sahip tez numunesinin akım-gerilim grafiği verildi.



Resim 4.4. Ohmik özelliğe sahip tez numunesinin akım-gerilim grafiği

4.5. Özdirenç ve Hall Etkisi Ölçümleri

8 tane özdirenç ve 8 tane Hall ölçümü olmak üzere toplam 16 farklı ölçüm yapıldı.

4.5.1. Özdirenç ölçümleri

Özdirenç ölçümü Van der Pauw geometrisi kullanılarak yapılabilir. Hall bar numunelerinin aksine Van der Pauw numuneleri litografi olmadan hazırlanabilir. Şekil 4.4’de görüldüğü üzere yapılan özdirenç ölçümlerinde yan yana kontak çiftlerine akım uygulandığında zıt

kontaklardan, Hall ölçümlerinde ise dik bir manyetik alanda zıt kontak çiftlerine uygulanan gerilim ölçülür. Van der Pauw öz direnç eşitliği;

$$e^{-\frac{\pi d}{\rho} R_{12,34}} + e^{-\frac{\pi d}{\rho} R_{23,41}} = 1 \quad (4.9)$$

ile verilir ve $R_{12,34}$; 1 ve 2 kontakları boyunca uygulanan akımdır. 4 ve 3 kontakları arasındaki potansiyel fark $V_4 - V_3$ olarak tanımlanır ve

$$R_{12,34} = \frac{V_4 - V_3}{I_{12}} = \frac{V_{34}}{I_{12}} \quad (4.10)$$

olarak ifade edilir.

Van der Pauw öz direncin çözümünü basitleştirmek için Eş. (4.9)'u $R_{12,34}$ ve $R_{23,41}$ ve kalınlık d 'nin bir fonksiyonu olarak yeniden yazar ve

$$\rho = \frac{\pi d}{\ln 2} \left(\frac{R_{12,34} + R_{23,41}}{2} \right) f \left(\frac{R_{12,34}}{R_{23,41}} \right) \quad (4.11)$$

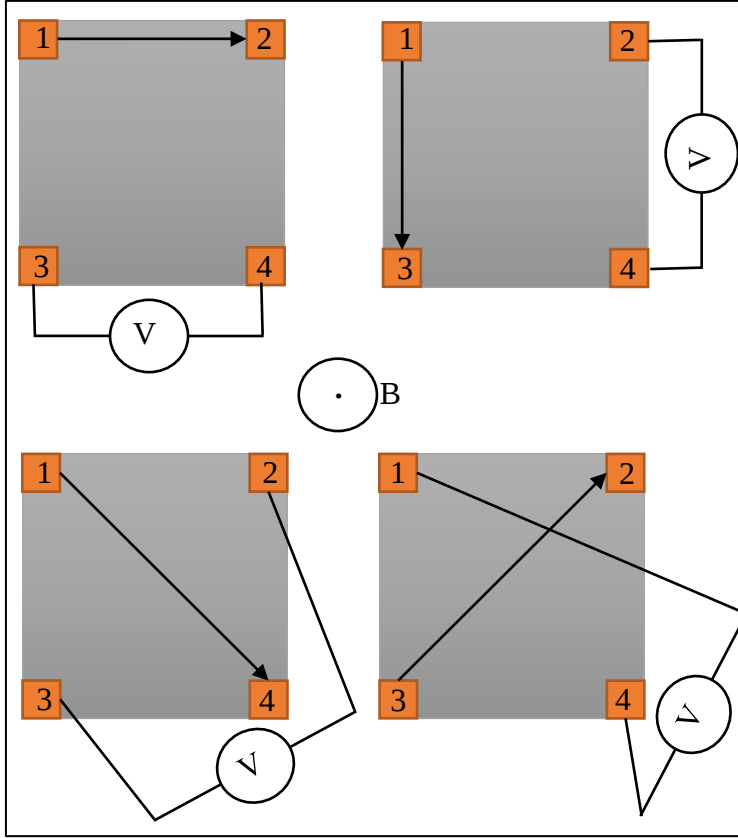
buradaki f Van der Pauw'un düzeltme faktörü olarak ifade edilip,

$$\frac{R_{12,34} - R_{23,41}}{R_{12,34} + R_{23,41}} = \frac{f}{\ln 2} \operatorname{arccosh} \left(\frac{e^{\frac{\ln 2}{f}}}{2} \right) \quad (4.12)$$

eşitliği ile verilir.

4.5.2. Hall etkisi ölçümleri

Yukarıdaki öz direnç ölçümlerine paralel olarak, Hall etkisi ölçümleri ise Şekil 4.4'de zıt akım geçirilerek gösterilen biçimdedir. Oluşacak potansiyellerin etkisini minimize etmek amacıyla 8 farklı ölçüm yapıldı.



Şekil 4.4. Van der Pauw numunesinde dört farklı direnç ölçümünün şematik diyagramı. Oklar akımın aktığı yönleri gösterir. R_1 , 1'den 2'ye akım geçirerek ve 3 ile 4 arasındaki voltajı ölçerek çıkan dirençtir. R_2 , 1'den 3'e akım geçirerek ve 2 ile 4 arasındaki voltajı ölçerek çıkan dirençtir. R_3 , 1'den 4'e akım geçirerek ve 2 ile 3 arasındaki voltajı ölçerek çıkan direncidir. R_4 , 3'ten 2'ye akım geçirerek ve 1 ile 4 arasındaki gerilimi ölçerek çıkarılan direncidir

Hall etkisi voltajı (V_H),

$$V_H = Ew = \frac{BI}{ent} \quad (4.13)$$

B manyetik alan, V_H , I, numunenin genişliği w ve yük taşıyıcısının yükü e'den hesaplandı. Ayrıca Hall katsayısı R_H ,

$$R_H = \frac{V_H t}{BI} \quad (4.14)$$

Taşıyıcıların Hall mobilitesi (μ_H) ve taşıyıcı yoğunluğu (n_H)

$$\mu_H = \frac{R_H}{\rho} \quad (4.15)$$

$$n_H = \frac{1}{eR_H} \quad (4.16)$$

şeklinde bulunur.

4.6. Fotoluminesans (PL)

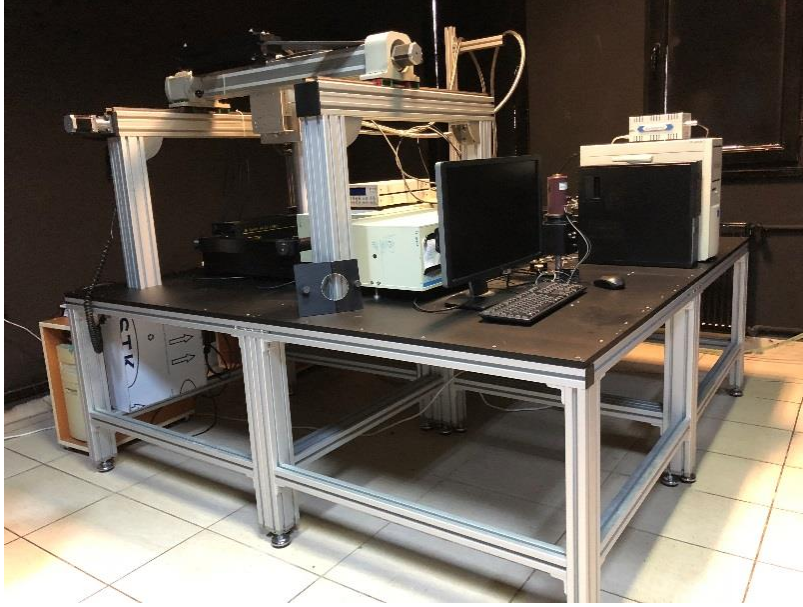
Fotoluminesans (PL) basit ve güçlü ölçüm özelliği nedeniyle III-V grubu yarıiletkenleri ve alaşımları için en yaygın olarak kullanılan optik karakterizasyon tekniklerinden biridir. PL malzemelerin kalitesini ve cihaz performansını etkileyen kirlilik ve kusur durumları gibi malzemelerin bant aralığı, hem bulk hem de tabakalı yarıiletken malzemeler hakkında bol miktarda bilgi sağlar [68].

Doğrudan bant aralığına sahip yarıiletken malzemeler yüksek enerjili fotonlar ile uyarıldığında değerlik bandındaki elektronların bazıları iletim bandına geçer ve valans bandındaki enerji durumlarında holler oluşturur. Böylece yarıiletken malzemede elektron-hole çiftleri (EHP) oluşturur. Absorpsiyonun gerçekleşmesi için fotonun enerjisi yarıiletken malzemenin bant aralığından daha büyük ($h\nu \geq E_g$) olmalıdır, burada h ve v sırasıyla Planck sabiti ve ışığın frekansıdır. PL, uygulama mantığı olarak ölçüm için uygun uyarma enerjisine sahip ışık kaynağı kullanmaktadır. İletim bandındaki uyarılmış elektronlar fazladan enerjiyi fonon olarak yarıiletken içine kaybeder ve iletim bandı enerjisi minimum elektron durumlarına geçer. PL sistemi dalga boyunun bir fonksiyonu olarak ölçer. PL dalga boyu,

$$\lambda = \frac{hc}{E} \quad (4.17)$$

eşitliği kullanılarak enerji skalasına dönüştürülebilir. PL piklerinden elde edilen enerji, malzemenin enerji aralığını ve bant aralığındaki safsızlık ve kusur durumunu analiz etmek için kullanılabilir. Aynı zamanda malzeme kalitesi, PL pikinin yoğunluğu ve tam genişlikteki yarı yükseklik (FWHM)'den hesaplanabilir. Bu tez çalışmasında Resim 4.5'de

verilen He-Cd lazer uyarma kaynağı olan HORIBA Jobin Yvon marka PL ölçüm sistemi kullanıldı.



Resim 4.5. Fotonik Uygulama ve Ar. Mer. bulunan HORIBA Jobin Yvon PL ölçüm sistemi

4.7. UV-Vis Spektrometre

Yarıiletkenlerin bant aralığı ve kırılma indisi gibi optik özellikleri soğurma ve geçirgenlik spektrometresinden belirlenebilir. Soğurma ve geçirgenlik ölçümleri, ışık madde etkileşimlerinin iki yönüne karşılık geldiği için birbirlerini tamamlayıcı niteliktedir. Soğurma ve geçirgenlik ölçümleri için ışık kaynağı 190 nm ile 1200 nm arasında bir dalgaboyu aralığıyla ışık üretebilir. Eş. (4.17) kullanılarak UV-Vis spektrometresinin ölçüm aralığı 1,55- 6,53 eV arasında olduğu görülebilir [69].

Soğurma spektrometresi için dedektör ışığın veya fotonun enerjisinin dalga boyuna karşı çizilen geçirgenliği (T) ölçer. İletim doğrudan Eş. (4.18) ile malzemenin optik soğurma katsayısına dönüştürülebilir. Numunenin kalınlığı hesaba katarak, enerjinin bir fonksiyonu olarak soğurma katsayısı (a), eVcm^{-1} cinsinden elde edilir. Eş. (4.19) soğurma katsayısı ve bant aralığı arasındaki ilişkiyi göstermektedir.

$$a = \log\left(\frac{1}{T}\right) \quad (4.18)$$

$$ah\nu = A(h\nu - E_g)^{1/2} \quad (4.19)$$

burada A bir sabit olup $h\nu$ ise gelen fotonun enerjisidir. Bu tez çalışmasında Perkin Elmer Lambda 2S marka UV-Vis ölçüm sistemi (Resim 4.6) kullanıldı.



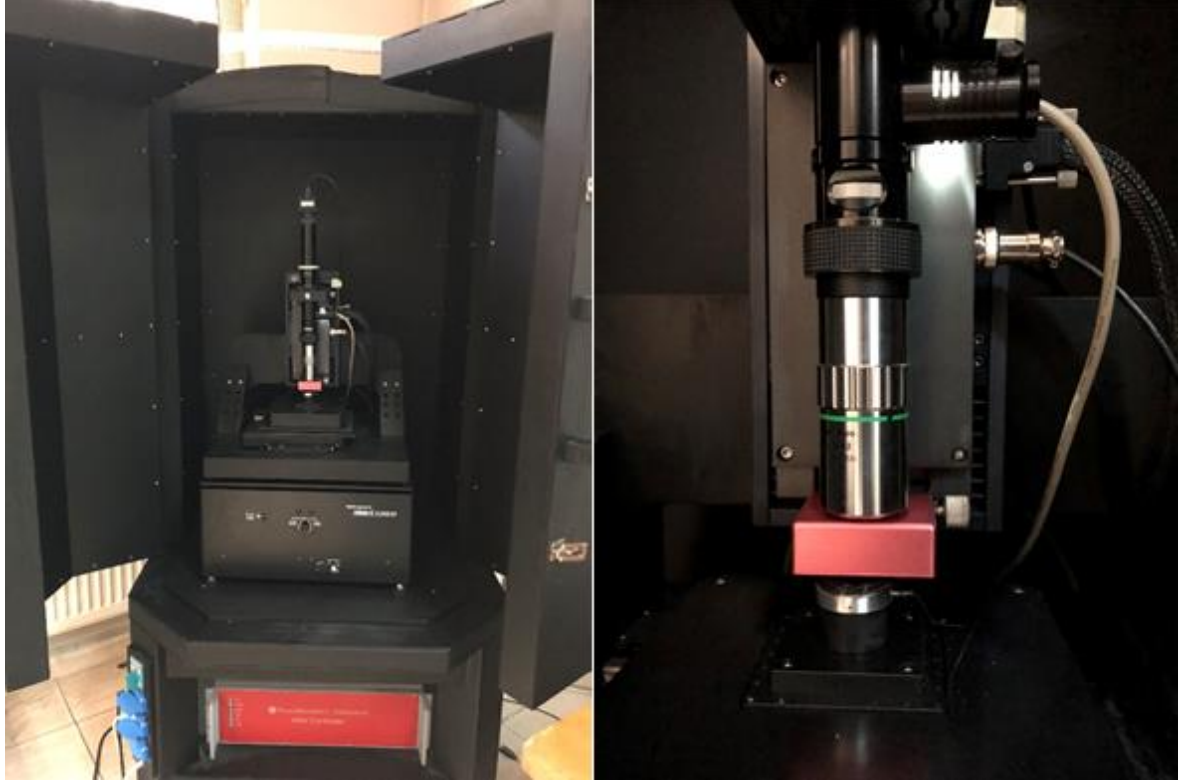
Resim 4.6. Perkin Elmer Lambda 2S UV-Vis ölçüm sistemi

4.8. Atomik Kuvvet Mikroskobu (AFM)

Atomik kuvvet mikroskobu (AFM), nanometre ölçekli alan çözünürlüğü ile üç boyutlu yüzey morfolojisini incelemeye mümkün kılan bir tarama tekniğidir. AFM yüzeyin taranması için mekanik kuvvetler kullandığı için izolatörler, organik malzemeler, seramikler, polimerler ve yarıiletkenler gibi çeşitli malzemelerin yüzeylerinin taranması için kullanılabilir. AFM'nin diğer bir özelliği çözünürlüğü doğrudan prob ucunun boyutuyla ilişkilendirilmesidir. Diğer optik veya elektrikli mikroskopların görüntü çözünürlüğü kırınım efektleri ile sınırlandırılmasıdır.

Çok ince bir uç, numunenin yüzeyine yaklaştığında yüzey ile uç arasındaki kuvvetleri tespit eder. Bu kuvvetleri saptayarak AFM, numunenin morfolojisini oluşturması mümkündür. Hareketli konsolun ucuna tutturulan prob ucu tarama sırasında numune yüzeyi ile fiziksel temas kurduğunda kontak modu veya itici mod AFM olarak adlandırılır. Prob uç, numune yüzeyinde hareket ederken temas kuvveti numune morfolojisine tepki olarak konsolun

bükülmesine neden olur. Bu deformasyonun izini sürerek AFM bir yüzey görüntüsü verir. Bu tez çalışmasında Resim 4.7’de verilen Pro AFM ölçüm sistemi kullanılmıştır.



Resim 4.7. Pro AFM ölçüm sistemi

4.9. X Işınları Kırınımı

X-ışını teknolojisi, keşfi ve geliştirmelerinin günlük yaşamda nasıl önemli bir rol oynadığının gösterdiği gibi, son 100 yılda yapısal analizin en önemli yöntemlerinden biri haline gelmiştir. Çok yönlülük, pek çok uygulamada yaygın olarak kullanılan, X-ışını teknolojisinin bir özelliğidir. Kristal yapıları belirlemek için sadece birkaç fiziksel yöntem kullanılmaktadır ve bu yöntemlerin arasında X-ışını kırınım teknikleri en başarılı olmuştur. Kırınım yöntemleri, kristal malzemeler için bağlanmamış atomların atom pozisyonlarını, bağ uzunluklarını, bağ açısı ve uzaysal yakınlığını verir.

1895'de Alman fizikçi Wilhelm Röntgen tarafından X-ışınlarının keşfedilmesinin hemen ardından von Laue tarafından X-ışınlarının kristallerin kırılmasından kaynaklandığını öne sürdü. Bragg'ın kırınım teorisinin 1912'de eklenmesiyle bu teknik herhangi bir kristalin, sistemde bulunan bileşiklerin kimlik ve miktarlarını doğru bir şekilde karakterize etmek için

kullanılabilen birkaç "parmak izi" yöntemlerinden biri olduğu için son derece başarılı olmuştur.

Düzenli bir atom dizisinden oluşan herhangi bir malzemenin bir kırınım deseni vereceği bilinmektedir. Bileşiklerin üç boyutlu yapısının saptanması, tek kristal X-ışını kırınımı ile kolayca elde edilir. Tek kristal X-ışını kırınım analizi, diğer kırınım yöntemlerinden farklıdır. Çünkü kırınım deseninin ölçümü, yönlendirilmiş tek kristal bir numuneden üretilmesidir. Elde edilen kırınım deseni mevcut atomların konumu ve termal hareketlerine bağlıdır. Bir kristalin kırınım deseni dedektör görüntüsünde bir dizi "nokta" olarak görülen üç boyutlu bir yoğunluk dağılımını verir.

4.9.1. XRD geometrisi ve Bragg yasası

Düzlemler arası uzaklık d olan örgü düzlemleri için bir kırınım (tepe noktası) oluşumu şu şekilde yazılabilir:

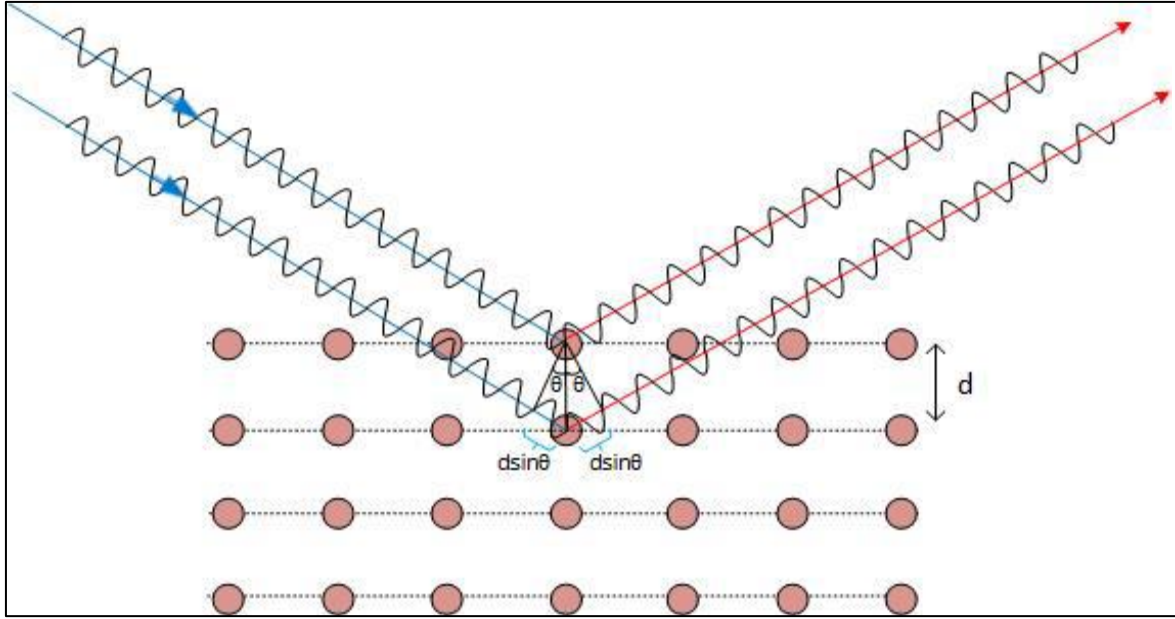
$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta \quad (4.20)$$

Bu eşitlikte d değişkeni bir kristal içindeki miller düzlemleri arasındaki mesafedir, λ X-ışınının dalga boyudur.

Bragg 1913 yılında kristallerin kırılma yüzlerinin neden belirli açılardaki X-ışını yansıttığını açıklamak için Eş. (4.20)'i türetti. Kırılmanın sıradan yansıma ile benzerliğini fark etti ve kırılmayı düzlemlerden "yansıtma" olarak değerlendirdi. Epitaksiyel grup III nitrür malzemelerin hekzagonal altıgen kristal yapısını göz önüne alarak (h,k,l) düzlemlerinin düzlem aralıkları,

$$d_{hkl} = \left(\sqrt{\frac{4}{3}} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2} \right)^{-1} \quad (4.21)$$

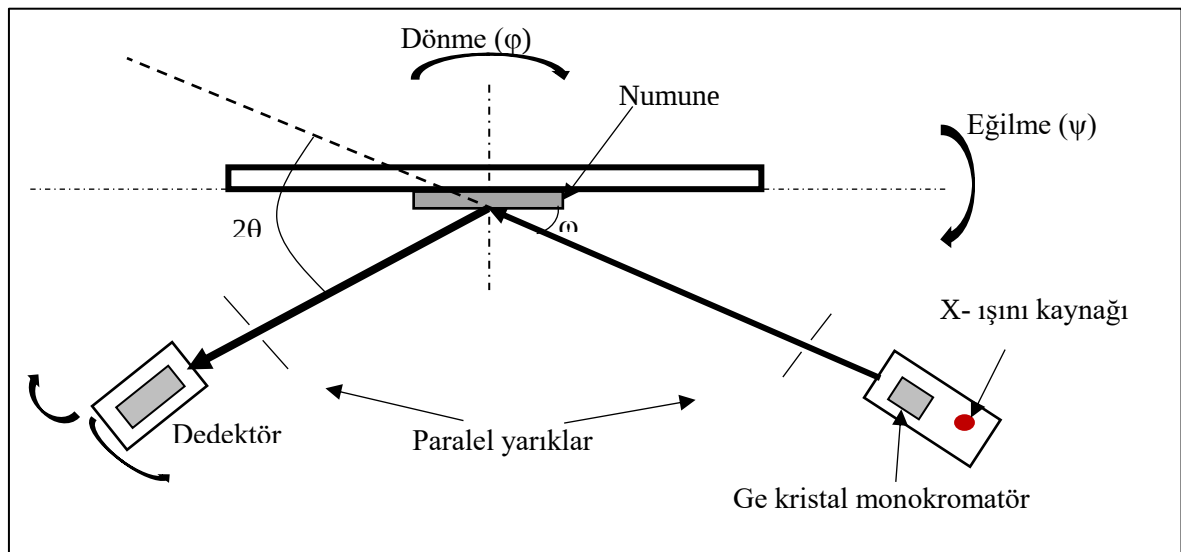
ile verilir. Şekil 4.5'de Bragg Yasasının şematik diyagramı verilmiştir.



Şekil 4.5. Bragg Yasası şematik diyagramı

4.9.2. Yüksek çözünürlüklü x- ışınları kırınımı (HR-XRD)

Yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı (HR-XRD), bir tabakanın zorlama ve bileşimini karakterize etmek için kullanılır. Kristal tabakaların düzlem içi ve düzlem dışı örgü sabitlerini hesaplamaya yardımcı olur ve bu zorlama durumu ve bileşimleri hakkında bilgi vermek üzere analiz edilir. Bu tez çalışmasında yapılan XRD ölçümleri Bruker AXS D8 Discover marka difraktometre ile gerçekleştirildi.



Şekil 4.6. Tipik bir yüksek çözünürlüklü kırınım ölçerin şematik diyagramı

Tipik bir XRD sistemi, X-ışını kaynağından ve yüksek derecede hassasiyeti ($\sim 0.0001^\circ$) olan numune etrafında dönebilen bir dedektörden oluşur. 40 kV/40 mA'de çalışan yüksek güçlü bir bakır kaynağı ($\text{CuK}\alpha_1$ $\lambda=1,540597$ Å) kullanılır. Yüksek yoğunluklu X-ışını ve farklı ışıını paralellestirmek için paralel yarıklar hybrid kristal monokromatör (tek renklilik) kullanılır. Paralellestirilmiş X-ışını numunenin pozisyonuna, rotasyonuna (dönme), phi (ϕ) ve psi (ψ)'nin eğimine karşılık gelen x, y, z gibi beş serbestlik derecesine odaklanmış bir sisteme monte edilmiş olan numuneye yönlendirilir. Sistemde numunenin konumu ve açıları, amaçlanan kırınım açılarıyla birlikte maksimum kırınım sayısını sağlamak üzere ayarlanır.

X-ışını demeti, kristal numuneye çarptığında atomların düzlemleri tarafından kırınır. Bundan sonra atomların düzlemleri kırınım deseni oluşturduğunda karşılıklı örgü noktaları ile temsil edilir. Karşılıklı örgü haritalanması kristalin örgü parametreleri hakkında karakteristik bilgi verebilir. Omega (ω), X-ışını demetinin ışıın açısıdır ve 2θ , olay ve kırınımlı ışıın arasındaki açıdır (Şekil 4.6.). Bu iki açıyla $\omega/2\theta$ arasındaki oran, dedektörü numune ile birlikte hareket ettirirken ki ölçüdür. Bir salınım eğrisi (RC), ω sabit tutulduğu zaman ölçülür ve dedektör belirli bir kristal yansıma etrafında hareket ettikçe $\omega/2\theta$ oranı değiştirilir.

X-ışını kırınım mikro yapısı ve kristal boyutu: mikro yapı analizi için birçok karakterizasyon tekniğinden biridir. 1918'de Scherrer, bir Bragg yansımasının genişliğinin sonlu kristal boyutundan nasıl etkilendiğini açıklayan bir eşitlik geliştirmiştir.

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos \theta_B} \quad (4.22)$$

burada D bir boyut parametresidir, B Bragg açısı, β FWHM, λ bir dalga boyu ve K ise bir sabittir.

XRD zorlama, rahatlama, tabaka kalınlığı, eğilme, bükülme ve diğer pek çok özelliği veren yarıiletken yapısal karakterizasyon için yaygın olarak kullanılan oldukça doğru ve tahribatsız bir yöntemdir. Farklı XRD tekniklerinden biri olan ω - 2θ tarama ve ters örgü uzayı (RSM), grup III-nitrür epitaksiyel tabaka özelliklerini belirlemek için en çok kullanılan iki yöntemdir. Bu yöntem güçlü olsa da sadece kristal tabakalar arasındaki düzlem dışı örgü sabiti (c) hakkında bilgi verir. Film kısmen rahatlarsa, sadece c örgü sabitinden bilgi etmek zorlaşır. RSM bu sorunu çözmeye

yardımcı olabilir. Ters örgü uzayında bulunan bir vektör a_1 , a_2 ve a_3 'deki ilkel vektörlerin bir fonksiyonu olarak aşağıda tanımlanan üç ilkel vektör (b_1 , b_2 ve b_3) ile temsil edilir.

$$\begin{aligned} b_1 &= 2\pi \frac{a_2 \times a_3}{a_1 \cdot (a_2 \times a_3)} \\ b_2 &= 2\pi \frac{a_3 \times a_1}{a_1 \cdot (a_2 \times a_3)} \\ b_3 &= 2\pi \frac{a_1 \times a_2}{a_1 \cdot (a_2 \times a_3)} \end{aligned} \quad (4.23)$$

Zorlama ve Gerilme

Zorlama terimi bir kristalin örgü sabitinin genişmesini veya daralmasını ifade eder. Bu deformasyon gerilme olarak adlandırılan bir basınçtan kaynaklanır. Grup III nitrür tabakaları çoğunlukla örgü uyumsuzluğu olan farklı alttaşlar üzerinde ve çok tabakalı hetero yapı halinde büyütülür. Bu nedenle zorlama (ϵ) ve gerilme (σ) neredeyse her zaman mevcuttur. Zorlama ϵ_{ij} , gerilme σ_{ij} ve elastik sabitler C_{ij} tensörleri ile ifade edilir. Hekzagonal kristal yapısında aşağıdaki şekilde ifade edilirler:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{zz} \\ \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{13} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{C_{11} - C_{12}}{2} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \epsilon_{xx} \\ \epsilon_{yy} \\ \epsilon_{zz} \\ \epsilon_{yz} \\ \epsilon_{xz} \\ \epsilon_{xy} \end{pmatrix} \quad (4.24)$$

Zorlama karşılık gelen örgü parametresi a_i 'nin denge değerinden j yönünde uygulanan bir gerilme sonucunun değişimi ile hesaplanır. Bir alttaş üzerinde ince bir filmin büyümesi Eş. (4.25) düzlem içi zorlama ϵ_{ii} bileşenleri hesaplanırken kullanılır. Burada a_L ve a_S sırasıyla alttaş üzerine büyütülen filmin ve alttaşın düzlem içi örgü sabitlerini belirtmektedir. Genel bir durumda düzlem içi örgü sabitleri iki dik kristal eksenini için farklı olabilir. Böylece hesaplanan düzlem içi zorlama anizotropik hale gelebilir.

$$\varepsilon_{\parallel} = \frac{a_S - a_L}{a_L} \quad (4.25)$$

Bileşenler sırasıyla düzlem içi ve düzlem dışı gerilmeyi belirten $\sigma_{\parallel} = \sigma_{xx} = \sigma_{yy}$ ve $\sigma_{\perp} = \sigma_{zz}$ ile değiştirilebilir. Böylece Eş. (4.24) aşağıdaki şekilde yeniden yazılabilir:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{\parallel} \\ \sigma_{\perp} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11} + C_{12} & C_{13} \\ 2C_{13} & C_{33} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{\parallel} \\ \varepsilon_{\perp} \end{pmatrix} \quad (4.26)$$

Düzlem dışı gerilme ($\sigma_{\perp}$) sıfırdır çünkü herhangi bir ince film büyüme yönünde serbestçe deforme olur. Sonuç olarak Eş. (4.25) ve Eş. (4.26)'da verilen zorlama bileşenleri için Eş. (4.27)'deki gibi yazılabilir.

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{\parallel} \\ \varepsilon_{\perp} \end{pmatrix} = -2 \frac{C_{13}}{C_{33}} \quad (4.27)$$

Eğer büyüme y eksenine dik olan ($\bar{1}\bar{1}00$) m düzlemi gibi kutupsuz bir düzlem üzerinde gerçekleşirse, düzlem içi zorlama anizotropik hale gelir. Düzlem içi zorlama değerleri ε_{xx} , ε_{zz} ve düzlem dışı zorlama ε_{yy} arasında bir ilişki türetilir:

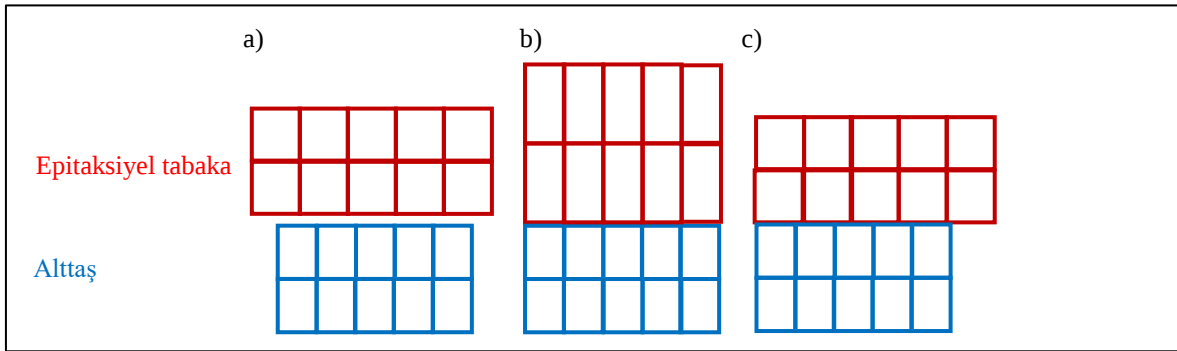
$$\varepsilon_{yy} = -\frac{C_{12}\varepsilon_{xx} + C_{13}\varepsilon_{zz}}{C_{11}} \quad (4.28)$$

Zorlama değerlerinin hesaplanması için gereken elastik sabitlerin değerleri Çizelge 4.1'de verilmiştir.

Çizelge 4.1. GaN ve AlN için elastik sabitleri

		GaN	AlN
Elastik Sabitler (GPa)	C_{11}	390	396
	C_{12}	145	137
	C_{13}	106	108
	C_{33}	398	373

Gevşeme, kristalin deformasyonu ile ilgili bir başka olgudur. Bir epitaksiyel tabaka örgü uyumsuz bir alttaş üzerine büyütüldüğünde alttaşın Şekil 4.7(b)'de verildiği gibi örgü yapısına uyacak şekilde deforme olma eğilimindedir. Ancak bir epitaksiyel tabakasının kalınlığı belirli bir değerin (kritik kalınlık) üzerine çıktığında epitaksiyel tabaka kuvveti dengeleyemez ve orjinal örgü sabitine geri dönme eğilimi gösterir ve Şekil 4.7(c)'de gösterildiği gibi bu işleme gevşeme denir.



Şekil 4.7. a)Epitaksiyel tabaka ile alttaş karşılaştırıldığında farklı örgü sabitine sahiptir
b)Epitaksiyel tabaka alttaş ile eşleşerek tamamen zorlamalı hale gelmiştir
c)Epitaksiyel tabaka alttaşın örgü sabiti ile aynı bir örgü sabitine sahip olduğunda gevşemiştir

Gevşeme meydana geldiğinde, epitaksiyel tabakanın örgü sabiti her zaman eski değerine dönmez. Gevşeme, R olarak tanımlanır:

$$R = \frac{a_L - a_S}{a_{L0} - a_S} \quad (4.29)$$

burada a_{L0} herhangi bir gerilme olmaksızın epitaksiyel tabakanın serbest duran örgü sabitidir.

$a_L = a_{L0}$ durumunda ($R = \%100$), epitaksiyel tabaka orijinal örgü sabitine gelir. Eğer $a_L = a_S$ ise ($R = 0$), epitaksiyel tabaka alttaşın örgü sabitine tamamen gergin kaldığı anlamına gelir.

Williamson-Hall Metodu (W-H)

Kristal kusurları ve zorlama ile tepe genişlemesinin bozulması $\varepsilon \approx \beta_s / \tan \theta$ ile ilişkilidir.

Kırınım açısı θ 'ya bağımlılık gösteren Eş. (4.22)'nin bir özelliği vardır. Scherrer eşitliği $1/\cos \theta$ bağımlılığını göstermektedir, ancak W-H yöntemi $\tan \theta$ ile göstermemektedir. Bu

temel fark hem mikro yapısal küçük kristal boyutu ve mikro zorlama genişleme ile birlikte meydana gelmektedir. Farklı θ açılarına bağlı olarak boyut ayrımı ve zorlama analizi W-H kullanılarak yapılabilir.

$$\beta_{hkl} = \beta_s + \beta_D \quad (4.30)$$

$$\beta_{hkl} = \left(\frac{k\lambda}{D \cos \theta} \right) + 4\epsilon \tan \theta \quad (4.31)$$

Eş. (4.31) yeniden düzenlenirse aşağıdaki şekilde yazılabilir.

$$\beta_{hkl} = \left(\frac{k\lambda}{D} \right) + 4\epsilon \sin \theta \quad (4.32)$$

Dislokasyon

Dislokasyon, bir kristalin iki nicel tarafından belirlendiği çizgi kusurudur: yönlendirilmiş bir çizgi yönü l ve kütlesi boyunca kristalin içine giren yer değiştirmeye karşılık gelen bir Burger vektörü b 'dir. Bir dislokasyon, Burger vektörü örgü parametresine karşılık geldiğinde mükemmel bir yapıya sahiptir.

Kenar, vida ve karışık tipli dislokasyonlar Kurtz tarafından bulunmuş bir hesaplama yöntemiyle bulunabilir. Bu yöntemde dislokasyonlar FWHM ve Burger vektörünün değerine bağlıdır. Kenar ve vida tipli dislokasyonlar aşağıdaki eşitlikten hesaplanabilir.

$$D_{vida} = \frac{\beta^2}{9b_{vida}^2} \quad (4.33)$$

$$D_{kenar} = \frac{\beta^2}{9b_{kenar}^2} \quad (4.34)$$

burada, β FWHM değeri ve b ise Burger vektörünün uzunluğudur. $\vec{b}_{\text{vida}} = 0,5185 \text{ nm}$ ve $\vec{b}_{\text{kenar}} = 0,3189 \text{ nm}$ Burger vektörleridir [70].

Ters Örgü Uzayı (RSM)

RSM, bir numunedeki zorlama ve eğimi ayırt etmek için kullanılır. Farklı ω açılarında ω -2 θ taramaları gerçekleştirilir ve ardından ters uzayda kırınım yoğunluğu haritasına dönüştürülür. RSM hem simetrik hem de asimetrik düzlemler üzerinde uygulanabilir. Alttaşı ve bir üst tabakanın simetrik düzlemleri üzerinde bir RSM gerçekleştirildiğinde üst tabakanın alttaşıya göre eğim açısı gözlemlenebilir. Ayrıca görelî düzlem dışı örgü parametresi de hesaplanabilir. Asimetrik düzlemlerin RSM'i elde edildiğinde alttaşı ve epitaksiyel tabakanın hem düzlemsel hem de düzlem dışı örgü parametresi hesaplanabilir.

Eş düzlemlî yapılandırmalarda, saçılma vektörü z ve x yönlerinde değişebilir. z yönü yüzeyin normal yönünü, x yönü ise numunenin düzlemini göstermektedir. Simetrik tarama durumunda, sadece düzlem dışı bileşen Q_z değiştirilir. Ancak asimetrik tarama esnasında saçılma vektörü, olay ve çıkış açısına eşit olduğunda yani $a_i = 2\theta/2$ olan durum hariç olmak üzere, düzlem içi bileşen Q_x 'e sahiptir. Saçılma vektörünün z ve x bileşenlerini kullanarak farklı tarama teknikleri ve saçılma koşulları saçılma vektörünün düzleminde görselleştirilebilir [71]. Bu amaçla doğrudan ölçüm kurulumunun açısâl koordinatları Eş. (4.35) ve (4.36) kullanılarak saçılma vektörü Q 'nun koordinatlarına dönüştürülür [72].

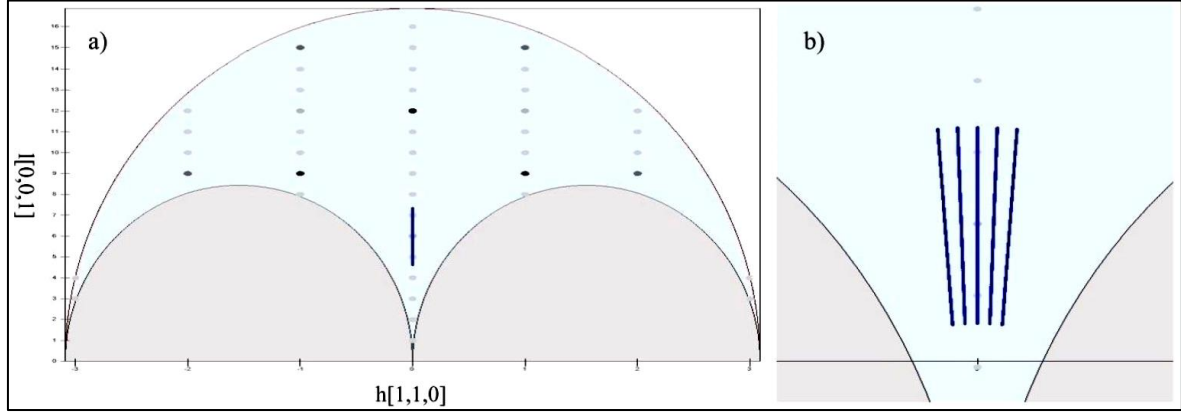
$$Q_x = k(\cos(a_f) - \cos(a_i)) = k(\cos(2\theta - a_i) - \cos(a_i)) \quad (4.35)$$

$$Q_z = k(\sin(a_i) + \sin(a_f)) = k(\sin(a_i) + \sin(2\theta - a_i)) \quad (4.36)$$

burada k X-ışını dalga vektörünün büyüklüğü a_i olay açısı ve a_f çıkış açısıdır [72]. Difraktometreye bağlı olarak numunenin $\Delta\omega$ ile dönüşü fiziksel olarak veya X-ışını kaynağını ve dedektörü sırasıyla hareket ettirerek gerçekleştirilir.

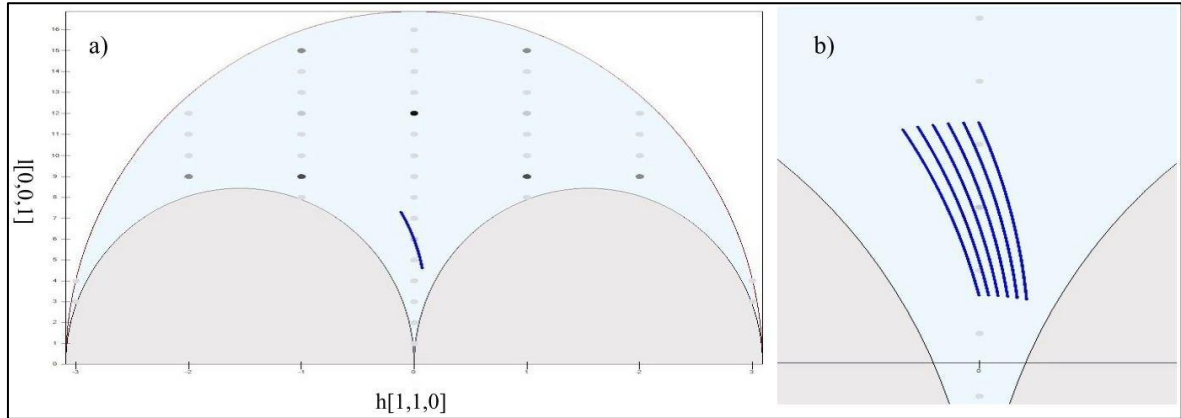
Resim 4.8 ve 4.9'da ters örgü uzayda iki farklı tarama tekniğinin resimleri gösterilmiştir. Noktalar Bragg yansımalarının konumlarını ve yansımaları gösterir. $Q_x=0$ ise (0001)

düzlemlerden gelen yansımalarıdır. Mavi çizgiler (0006) yansımasının yakınındaki ölçüm sırasında taranan karşılıklı alanı temsil eder.



Resim 4.8. Simetrik RSM taraması

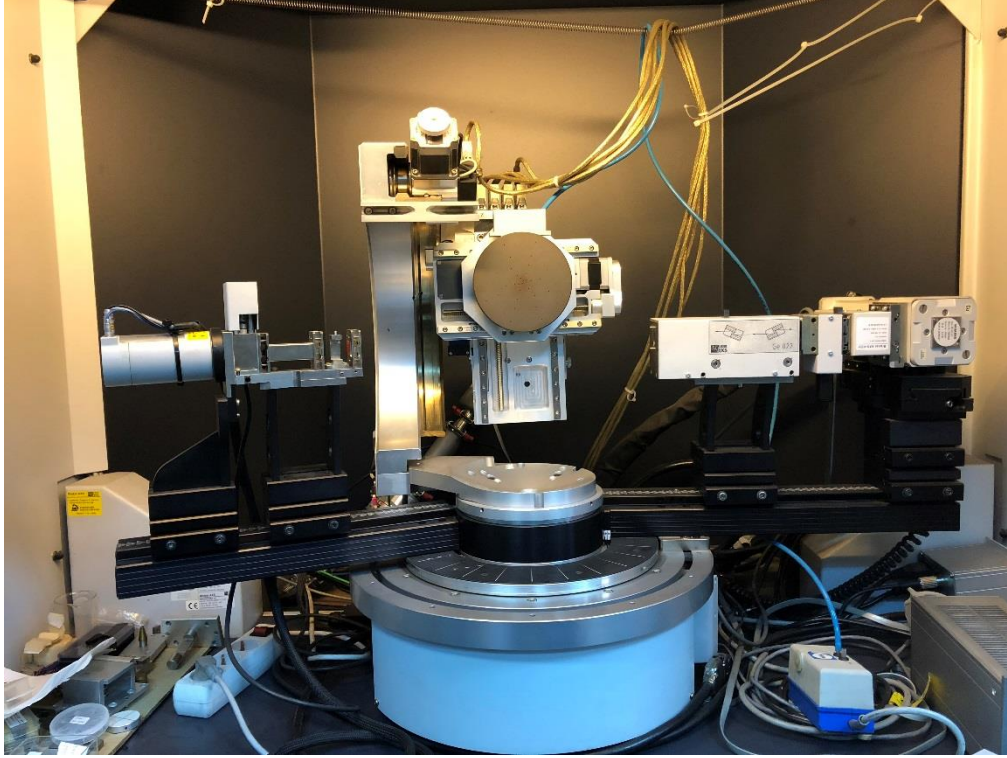
Resim 4.8'deki mavi çizgi, simetrik ω - 2θ taraması sırasında saçılma vektörünün davranışını göstermektedir. Bu yöntem spesifik veya Q_z taraması olarak bilinir çünkü ölçüm olay ve çıkış açısının eşit tutulduğu yüzey normaline paralel olarak Q_z yönünde paralel ilerlemektedir.



Resim 4.9. Asimetrik RSM taraması

Resim 4.9 a)'da gösterilen yöntem ω , dedektör veya 2θ tarama olarak bilinir. b)'de ise sonraki 2θ taramaları ile daha kapsamlı bir alan kaydedilmektedir. Numuneyi taramalar arasında $\Delta\omega$ döndürerek, Q alanında farklı orjin çevresi bilgileri toplanır.

Bu tez çalışmasında yapılan XRD ölçümleri Resim 4.10'da verilen cihaz ile yapıldı.



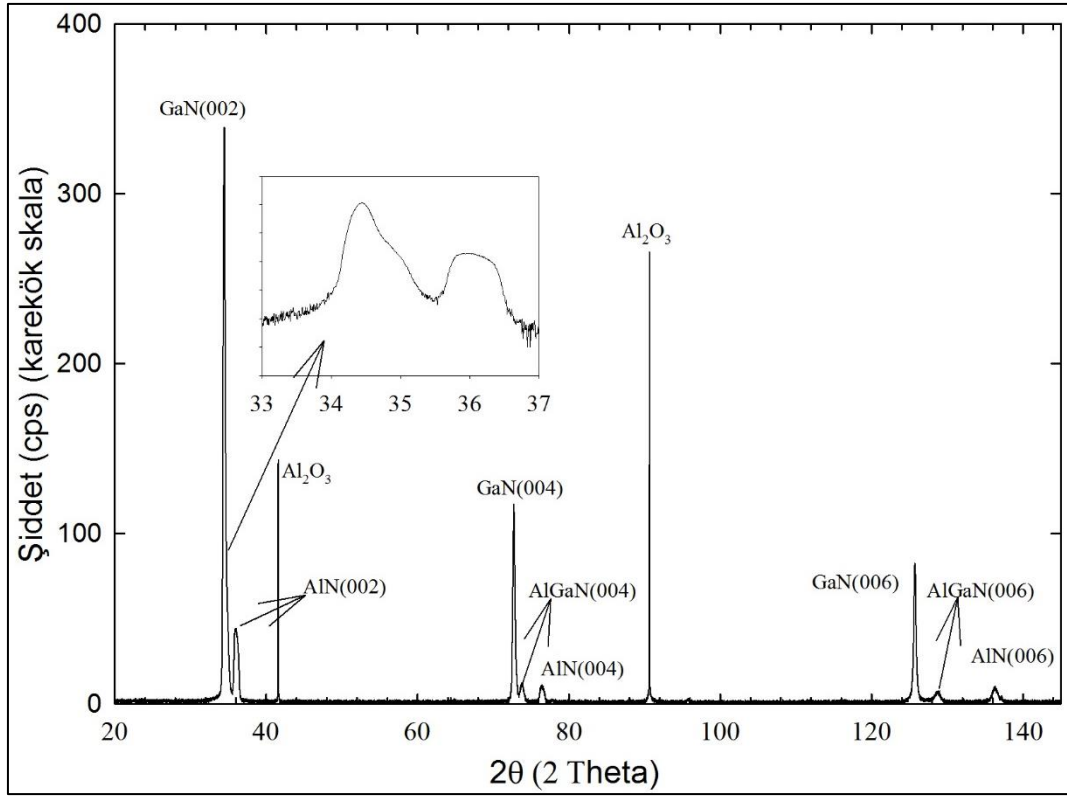
Resim 4.10. Bruker axs D8 Discover marka difraktometre XRD ölçüm sistemi

5. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

MOCVD yöntemi ile büyütülen $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapı numunesinin elektriksel, optiksel, yapısal ve yüzey morfolojik özellikleri incelendi. Tüm elektriksel, optiksel, yapısal ve yüzey morfolojik ölçümleri Gazi Üniversitesi Fotonik Uygulama ve Araştırma Merkezi bünyesinde bulunan Hall Etkisi, PL, UV-Vis, XRD ve AFM ölçüm sistemlerinde yapıldı.

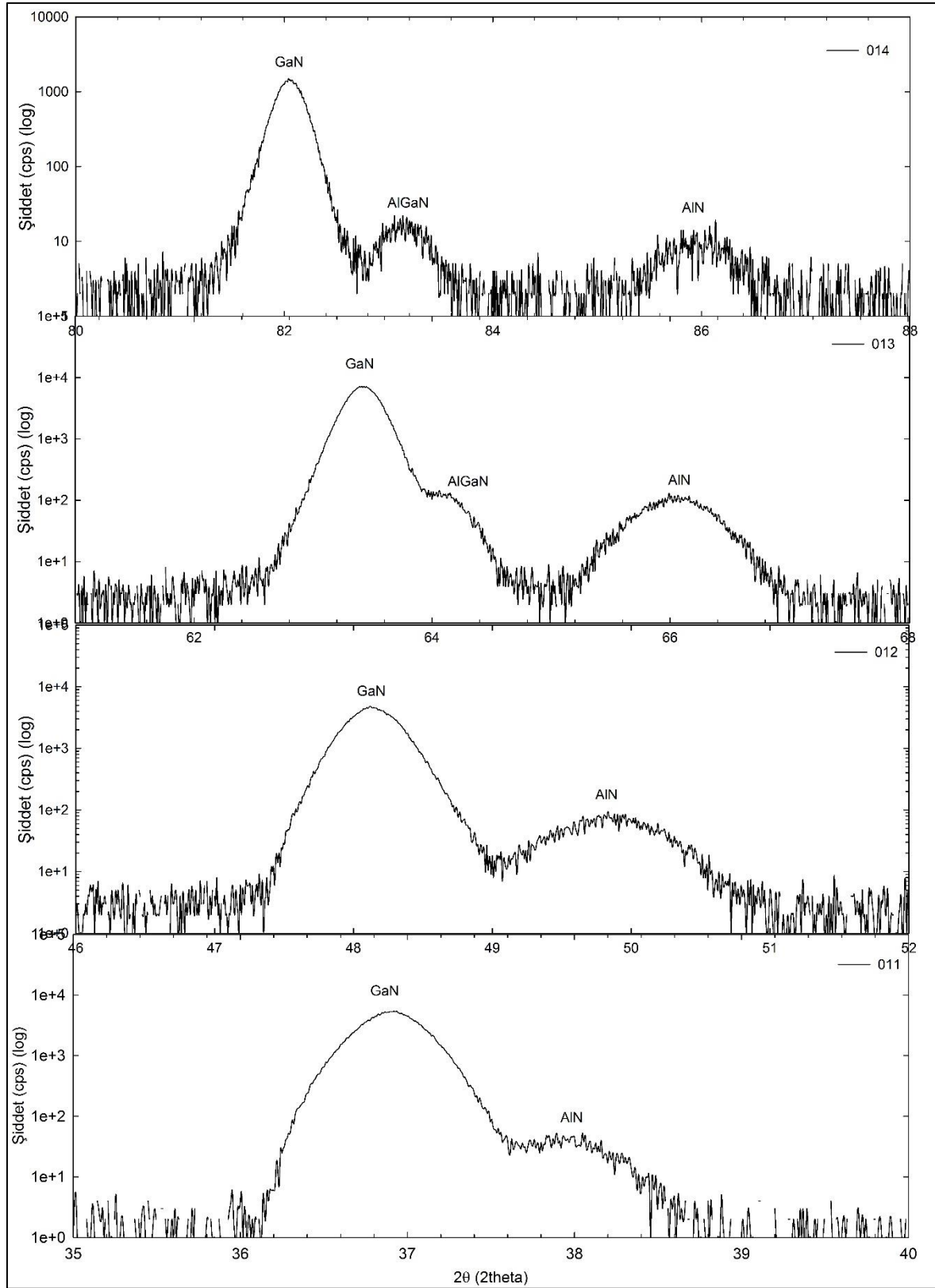
5.1. XRD

Şekil 5.1’de simetrik düzlemlerde 2θ ’ya karşı şiddet grafiği verilmiştir. (002) düzleminde yapıdaki GaN, AlGa_N ve AlN tam olarak ayrışmazken (004) ve (006) düzlemlerinde birbirinden ayrışmış olarak görölmektedir. Şekil 5.1 içindeki şekil (002) düzlemine ait genişletilmiş görüntüdür. GaN tabakasının kırınım pikleri (002), (004) ve (006) için sırasıyla 34,739 , 73,018 ve 126,016’dır. AlGa_N tabakasının kırınım pikleri sırasıyla 35,202 , 74,195 ve 129,088’dır. AlN tabakası için ise sırasıyla 36,221 , 76,494 ve 136,448’dır. Pik pozisyonlarından anlaşıldığı üzere GaN, AlGa_N ve AlN ile uyumlu olup kristalografik olarak tüm yapılar hekzagonal kristal sistemine uygundur.

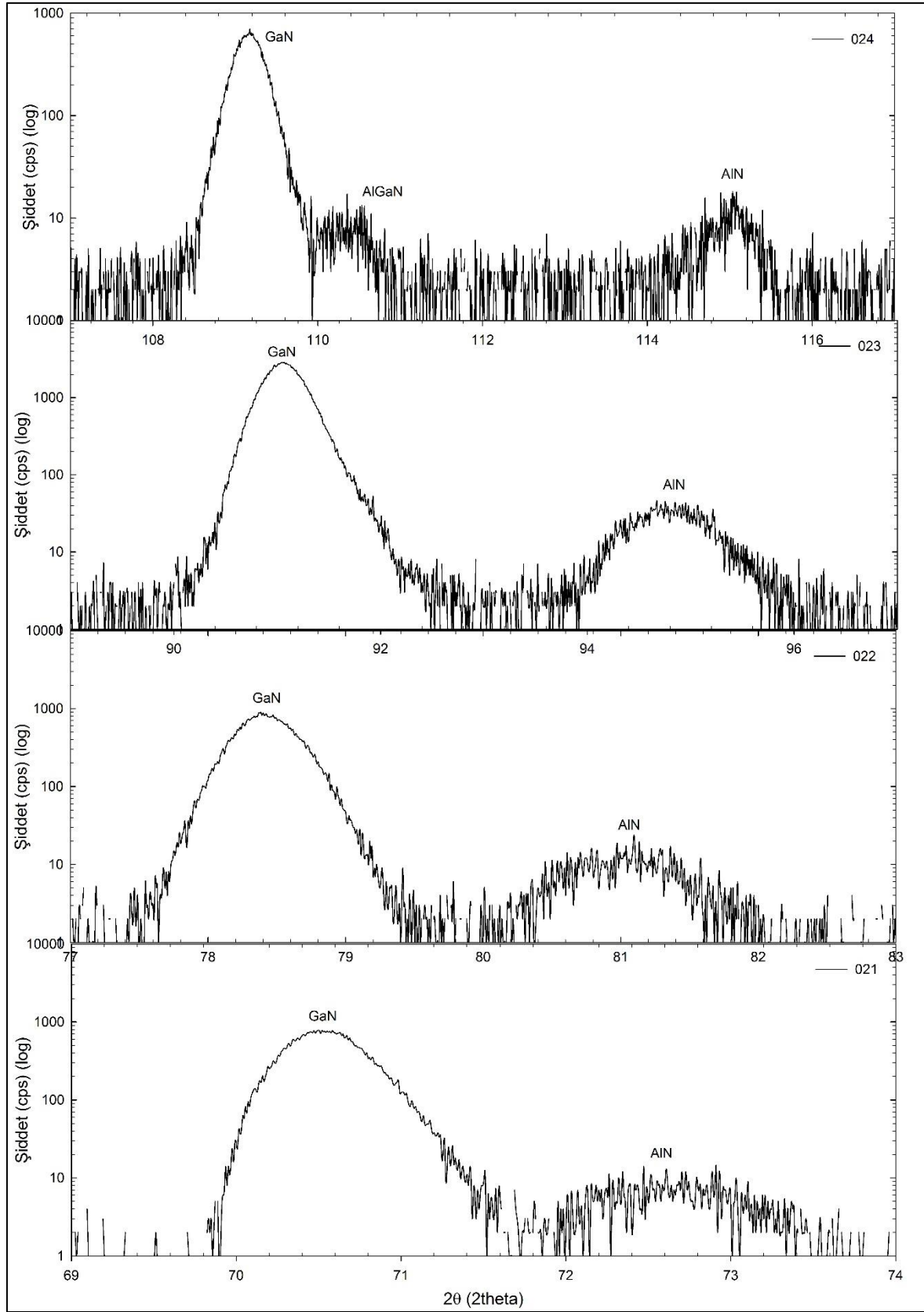


Şekil 5.1. $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait simetrik düzlemlerde 2θ - şiddet grafiği

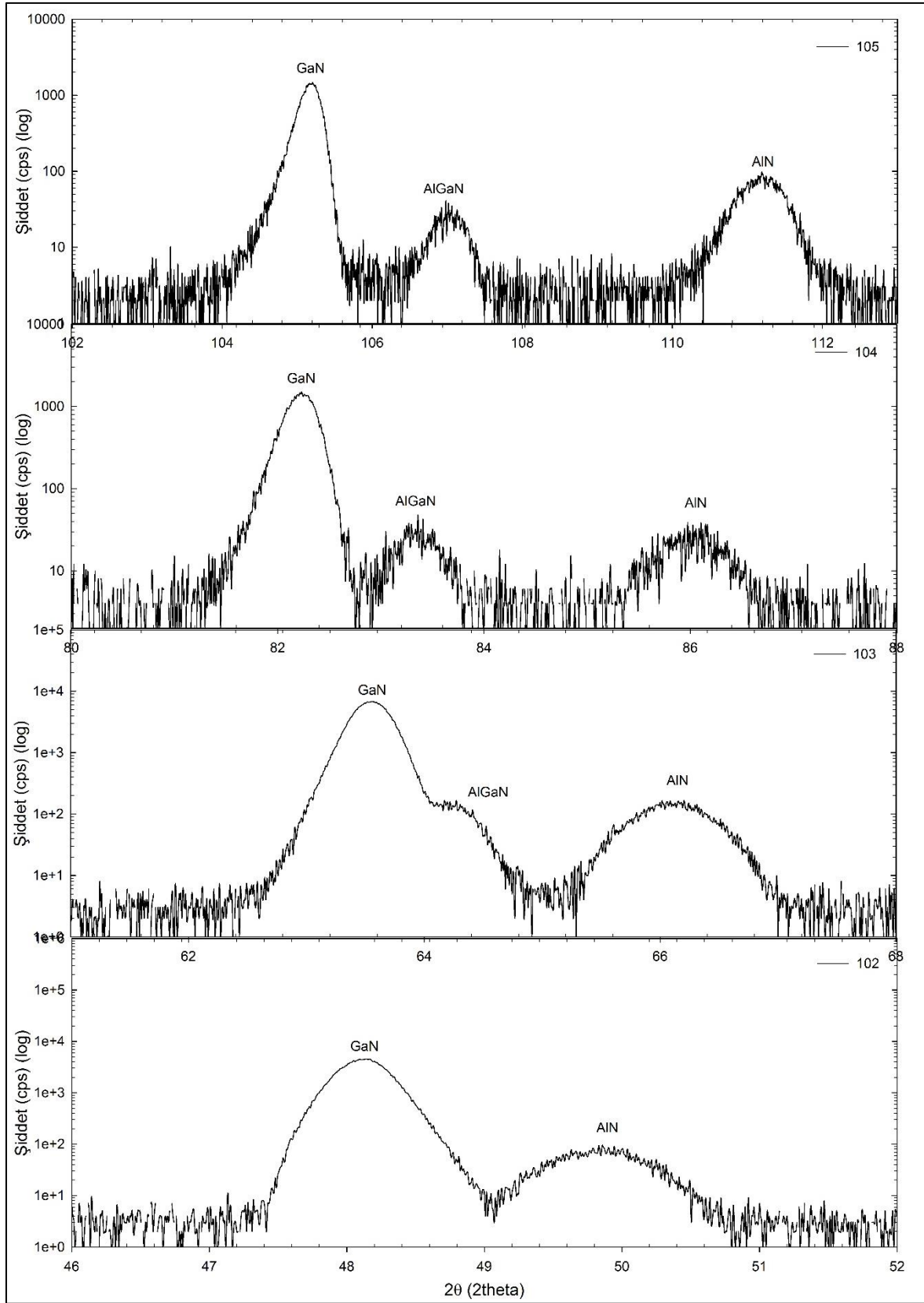
Şekil 5.2’de asimetrik (011), (012), (013) ve (014) düzlemlerine ait 2θ ’ya karşı şiddet grafiği verilmiştir. Burada (hkl) yönelimden hk sabit bırakılarak “l” yönünde düzlemler seçilmiştir. Bazı tabakalardaki pik genişlemesini AlGaIn tabakasından dolayı olması ve “l” arttıkça GaN’daki pik yarı genişliği azalarak AlGaIn yapı net görülmektedir. AlGaIn yapının kristalografik olarak hekzagonal yapıda ve Vegard yasasına uygun Al alaşım oranında üçlü yapı gözlemlenmiştir. (011) ve (012) düzlemlerinde AlN, GaN ve AlGaIn ile ayırt edilemeyecek pozisyondayken “l” arttıkça AlGaIn ayrılmadan AlN’in pik genişliği daha yüksek değere çıkmaktadır. Fakat (014) düzleminde AlGaIn tamamen GaN’dan ayrıldığında AlN pik genişliğinin azaldığı görülmektedir. Daha detaylı olarak kristal kalitesi bu tabakaların düzlem piklerini FWHM değerlerinin analizi ile anlaşılır. Şekil 5.3’da asimetrik (021), (022), (023) ve (024) düzlemlerine ait XRD grafiği verilmiştir. hk değerleri sabit tutularak “l” değerleri değiştirildiğinde (021) düzleminde yapı tam olarak ayrılmazken düzlem değerleri arttığında yapı tamamen ayrılmıştır. Yapının ayrışması ile GaN ve AlN tabakalarının pik genişliklerinin azaldığı görülmektedir. Bu bulguların hepsi Şekil 5.4 ve Şekil 5.5’deki pik pozisyonları içinde aynı şekilde geçerlidir. Düzlem değerleri değiştirilerek yapı tam olarak incelenebilir.



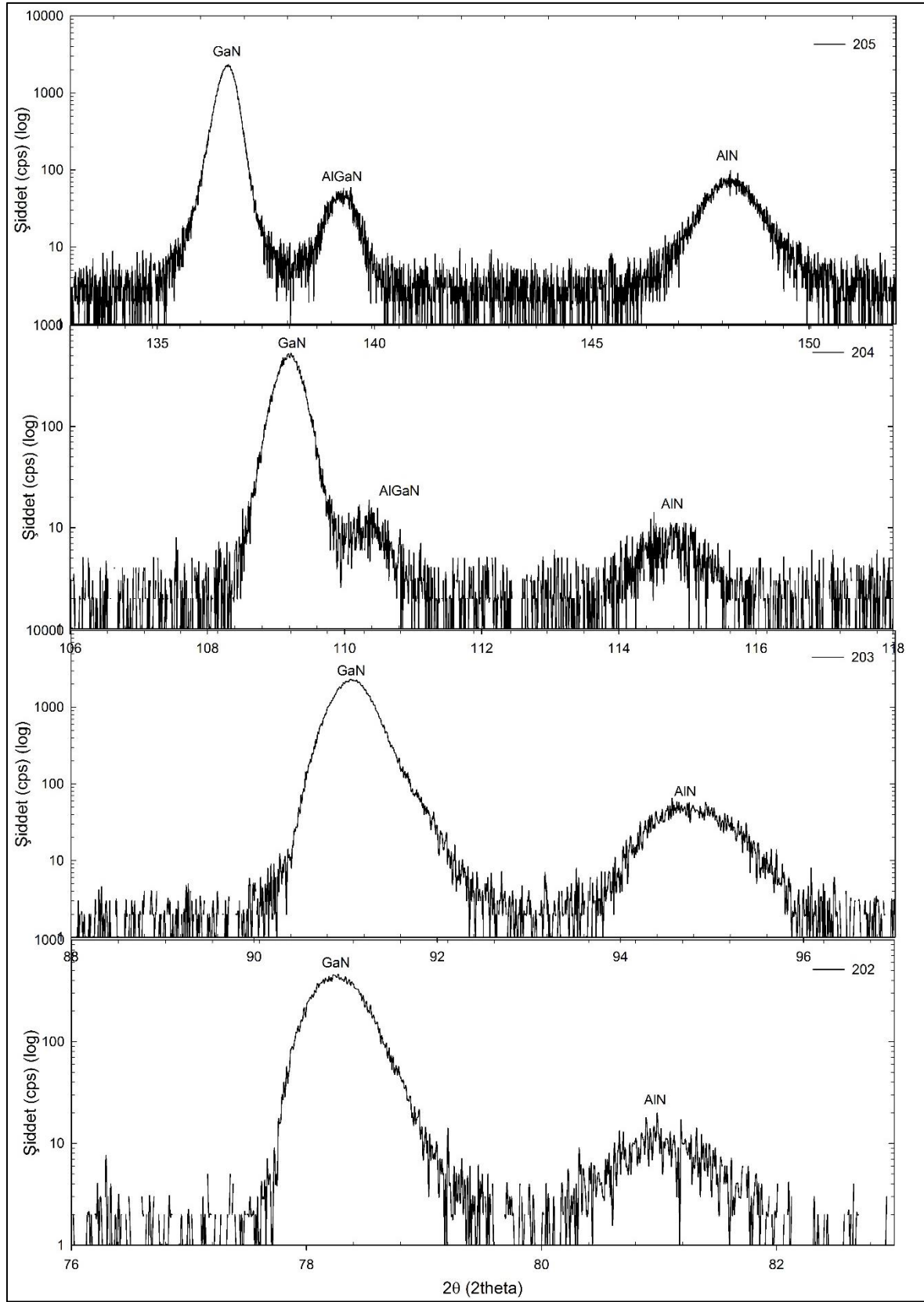
Şekil 5.2. $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait asimetrik (011), (012), (013) ve (014) düzlemlerine ait XRD grafikleri



Şekil 5.3. $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait asimetrik (021), (022), (023) ve (024) düzlemlerine ait XRD grafikleri



Şekil 5.4. $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait asimetrik (102), (103), (104) ve (105) düzlemlerine ait XRD grafikleri



Şekil 5.5. $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait asimetrik (202), (203), (204) ve (205) düzlemlerine ait XRD grafikleri

Çizelge 5.1. GaN, AlGaN ve AlN tabakalarına ait (hkl) düzlemlerinde 2θ ve FWHM değerleri

Düzlem (hkl)	GaN		AlGaN		AlN	
	2θ	FWHM(deg)	2θ	FWHM(deg)	2θ	FWHM(deg)
002	34,739	0,250	35,202	0,338	36,221	0,744
004	73,018	0,248	74,195	0,414	76,494	0,462
006	126,016	0,258	129,088	0,166	136,448	0,320
011	36,905	0,422	-	-	38,058	0,248
012	48,127	0,390	-	-	49,831	0,303
013	63,418	0,321	64,056	0,453	65,995	0,507
014	82,051	0,288	83,112	0,386	86,076	0,159
021	70,526	0,524	-	-	72,608	0,063
022	78,400	0,445	-	-	81,094	0,064
023	91,054	0,429	-	-	94,755	0,037
024	109,178	0,420	110,356	0,035	115,045	0,043
202	78,250	0,507	-	-	80,983	0,078
203	91,068	0,471	-	-	94,793	0,067
204	109,200	0,436	110,395	0,214	114,758	0,092
205	136,619	0,450	139,453	0,229	148,228	0,088
102	48,123	0,434	-	-	49,864	0,304
103	63,550	0,377	64,183	0,078	66,076	0,088
104	82,236	0,361	83,256	0,125	86,040	0,112
105	105,187	0,326	107,017	0,051	111,195	0,502

FWHM epitaksiyel tabakaların kristal kalitesi ile ilgilidir. GaN, AlGaN ve AlN tabakalarına ait simetrik ve asimetrik (hkl) düzlemlerinde 2θ ve FWHM değerleri Çizelge 5.1’de verilmiştir. (002), (004) ve (006) simetrik düzlemlerindeki açı değeri arttıkça FWHM değerlerindeki değişim kristal kalitesini ortaya koymaktadır. Asimetrik düzlemlerde ise açı

değerlerinin artmasıyla birlikte FWHM değerlerinin azaldığı görülmüştür. Bu durumun sebebi pik genişliğidir. FWHM değerlerinin küçük olması yüksek kristalize, daha düşük dislokasyon yoğunluğu ve düzgün bir yapıya sahip olduğu anlamına gelmektedir.

Çizelge 5.2. GaN, AlGaIn ve AlN tabakalarına ait örgü parametreleri (a ve c) ve parçacık boyutu (D) değerleri

Düzlem (hkl)	GaN			AlGaIn			AlN		
	a(nm)	c(nm)	D(nm)	a(nm)	c(nm)	D(nm)	a(nm)	c(nm)	D(nm)
002	-	5,158	34,68	-	5,092	25,76	-	4,954	11,73
004	-	5,176	41,52	-	5,106	25,11	-	4,975	22,85
006	-	5,184	70,75	-	5,116	116,24	-	4,975	69,95
011	3,182	5,174	20,72	-	-	-	3,089	5,023	35,30
012	3,185	5,180	23,29	-	-	-	3,083	5,013	30,16
013	3,188	5,184	30,41	3,160	5,138	21,62	3,077	5,003	19,50
014	3,187	5,183	38,11	3,154	5,129	28,72	3,066	4,985	71,10
021	3,187	5,182	19,40	-	-	-	3,108	5,053	161,25
022	3,187	5,183	24,04	-	-	-	3,099	5,039	169,16
023	3,189	5,186	27,62	-	-	-	3,093	5,029	323,55
024	3,187	5,183	34,06	3,164	5,146	409,63	3,079	5,007	353,87
102	3,186	5,180	20,95	-	-	-	3,081	5,010	30,03
103	3,182	5,174	25,91	3,154	5,129	124,24	3,074	4,998	111,92
104	3,182	5,173	30,47	3,150	5,121	88,80	3,067	4,987	101,41
105	3,184	5,177	41,92	3,146	5,115	273,78	3,065	4,984	29,24
202	3,192	5,191	21,10	-	-	-	3,102	5,044	139,45
203	3,189	5,185	25,13	-	-	-	3,092	5,027	181,73
204	3,187	5,182	32,86	3,164	5,144	67,95	3,084	5,015	167,25
205	3,186	5,181	49,87	3,156	5,132	104,24	3,078	5,006	341,63

Çizelge 5.2’de verilen örgü parametre değerleri teorik değerler ile uyumludur. Parçacık boyutu ise GaN, AlGaIn ve AlN tabakaları için verilen simetrik ve asimetrik düzlemler için düzlemlerdeki kırınım açılarına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Açı değeri arttıkça parçacık boyutunda arttığı görünmektedir.

Çizelge 5.3. GaN, AlGaIn ve AlN tabakalarına ait eğim, yanal uzunluk ve dikey uzunluk değerleri

	Eğim($^{\circ}$)($\times 10^{-3}$)	Yanal Uz.(nm)	Dikey Uz.(nm)($\times 10^{-4}$)
GaN	4,2	539,26	3,08
AlGaIn	1,4	33,27	5,59
AlN	1,9	19,29	11,2

GaN, AlGaIn ve AlN tabakalarına ait eğim, yanal uzunluk ve dikey uzunluk değerleri Çizelge 5.3’de verilmiştir. GaN, AlGaIn ve AlN için eğim sırasıyla $4,2 \times 10^{-3}$, $1,4 \times 10^{-3}$ ve $1,9 \times 10^{-3}$ nm olarak hesaplanmıştır. Aynı yapılar için yanal uzunlukları sırasıyla 539,26 , 33,27 ve 19,29 nm’dir. Dikey uzunlukları ise $3,08 \times 10^{-4}$, $5,59 \times 10^{-4}$ ve $11,2 \times 10^{-4}$ nm’dir. GaN, AlGaIn ve AlN yapıları için yanal uzunluğu arttıkça buna ters olarak dikey uzunluklarının azaldığı görülmektedir. Bu değerler literatür ile uyumludur.

Çizelge 5.4. GaN, AlGaIn ve AlN tabakalarına ait dislokasyon değerleri

	Kenar Dislokasyon (cm^{-2})($\times 10^9$)	Vida Dislokasyon (cm^{-2})($\times 10^9$)
GaN	5,26	1,98
AlGaIn	1,40	0,52
AlN	3,02	1,14

Çizelge 5.4’de GaN, AlGaIn ve AlN tabakalarına ait kenar ve vida dislokasyonları verilmiştir. GaN, AlGaIn ve AlN yapıları için kenar dislokasyonu sırasıyla $5,26 \times 10^9$, $1,40 \times 10^9$ ve $3,02 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ ’dir. Aynı şekilde vida dislokasyonları sırasıyla $1,98 \times 10^9$, $0,52 \times 10^9$ ve $1,14 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ ’dir. Kenar dislokasyonu en fazla GaN tabakasında varken en az

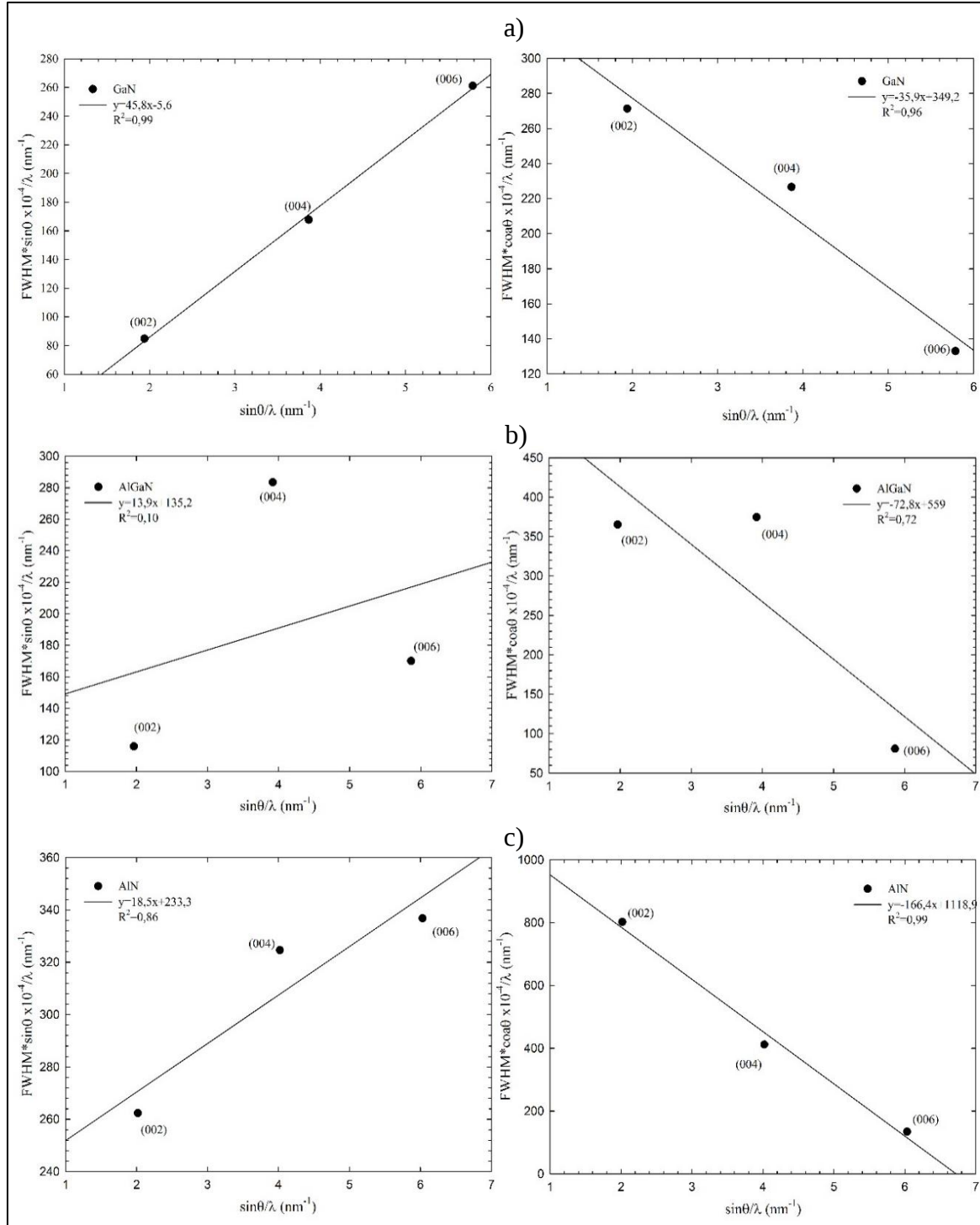
ise AlGa_N tabakasında yer almaktadır. Aynı şekilde vida dislokasyonda da geçerlidir. Çizelge 5.4’de verilen kenar ve vida dislokasyon değerleri ortalama değerlerdir. Bu değerler literatür ile uyumludur.

Çizelge 5.5. GaN, AlGa_N ve AlN tabaka ait (hkl) düzlemlerinde zorlama ve gerilme değerleri

Düzlem (hkl)	GaN		AlGa _N		AlN	
	Zorlama	Gerilme (GPa)	Zorlama	Gerilme (GPa)	Zorlama	Gerilme (GPa)
002	0,000186	-0.03301	-0,00050	0,02793	-0,00077	-0,19772
004	0,000132	-0,06602	-0,00036	-0,00699	-0,00040	0,15811
006	0,000004	0,06932	-0,00076	0,03145	-0,00109	0,35609
011	-0,00306	-0,28110	-	-	-0,17618	-0,87048
012	-0,00023	-0,53326	-	-	-0,00039	-1,39730
013	-0,02853	-0,52570	-0,00010	-0,24628	-0,000095	-1,11332
014	-0,00021	-0,36455	-0,00053	-0,38495	-0,00052	-0,60942
021	-0,00018	-0,57710	-	-	0,00053	-1,43454
022	-0,00066	-0,70251	-	-	0,00027	-0,66325
023	-0,00057	-0,71420	-	-	0,00012	-2,53785
024	-0,00044	-0,54345	-0,00123	-1,04975	-0,00127	-0,86065
102	-0,00032	-0,58829	-	-	-0,00160	-1,55925
103	-0,00021	-0,52551	-0,00033	-0,03693	-0,00001	-1,32242
104	-0,00025	-0,36463	-0,00024	-0,15405	0,00050	-1,39239
105	-0,00035	-0,17627	-0,00032	-0,02795	-0,00128	-2,00402
202	-0,00088	-0,84285	-	-	-0,00230	-2,40542
203	-0,00084	-0,87332	-	-	-0,00126	-1,97586
204	-0,00066	-0,54374	-0,00280	-0,95460	0,00013	-1,50650
205	-0,00020	-0,30957	0,00799	7,30265	-0,00068	-0,35902

Çizelge 5.5’de GaN, AlGa_N ve AlN tabakalarına ait 3 adet simetrik ve 16 adet asimetrik düzleme ait zorlama ve gerilme değerleri verilmiştir. Zorlama değerleri tabakalar arasında sıkıştırıcı davranışlarını ortaya çıkarmaktadır. GaN’daki zorlama AlGa_N ve AlN’a göre ters bir davranış göstermektedir. Yani negatif yönde bir zorlama olmaktadır. AlN tabakasındaki zorlama büyüklükleri GaN ve AlGa_N tabakalarından daha yüksektir. Bunun nedeni GaN için Ga ve N, AlGa_N için ise Ga, Al ve N atomlarının kovalent yarıçaplarındaki farktır. Tüm yapılarda gözlemlenen zıt zorlamalar yapılarda birbirine göre farklılık göstermektedir. Bunlara ek olarak simetrik düzlemler ve asimetrik düzlemleri dörderli gruplar halinde incelediğimizde 2θ arttıkça zorlama değerlerinde de bir artış olduğu görülmektedir. Gerilme değerlerine baktığımızda her üç tabaka içinde farklılık göstermektedir. Zorlama değerinin artmasıyla gerilmenin GPa mertebesinde arttığı görülmektedir. Bu da tabakalar arasındaki düzensizliğin bir göstergesi olabilir.

Şekil 5.6’de yanal ve dikey W-H grafikleri verilmiştir. $\sin\theta$ olarak ifade edilen grafik yanal W-H ve $\cos\theta$ olarak ifade edilen grafik ise dikey W-H grafiğidir. GaN, AlGa_N ve AlN tabakaları için W-H grafikleri gösterilmektedir. Yapı üzerindeki uyumsuzluklar $y=ax+y_0$ çizgi eşitliğiyle açıklanmaktadır. Buradaki y eksenini kesişimi yanal ve dikey blok uzunluğu y_0 ’ı verir. GaN için yanal ve dikey W-H grafiklerinden elde edilen denklemler sırasıyla $y=45,8x-5,6$ ve $y=-35,9x-349,2$ ’dir. R^2 değerleri ise sırasıyla 0,99 ve 0,96’dır. R^2 değeri yapının yüksek kristalliğe sahip olduğunu, yani bu değerin 1’e ne kadar yakınsa o kadar yüksek kalitede kristal olduğu anlamına gelmektedir. AlGa_N için yanal ve dikey W-H grafiklerinden elde edilen denklemlerler sırasıyla $y=13,9x+135,2$ ve $y=72,8x+559$ ’dur. R^2 değerleri ise sırasıyla 0,10 ve 0,72’dir. Bu kristal kalitesinin iyi olmadığı anlamına gelmektedir. AlN için yanal ve dikey W-H grafiklerinden elde edilen denklemler sırasıyla $y=18,5x+233,3$ ve $y=-166,4x+1118,9$ ’dur. R^2 değerleri ise sırasıyla 0,86 ve 0,99’dur. Bu yapıların kristal kalitesinin yüksek olması, önceki kısımda anlatılan FWHM değerleri ile desteklenmektedir.

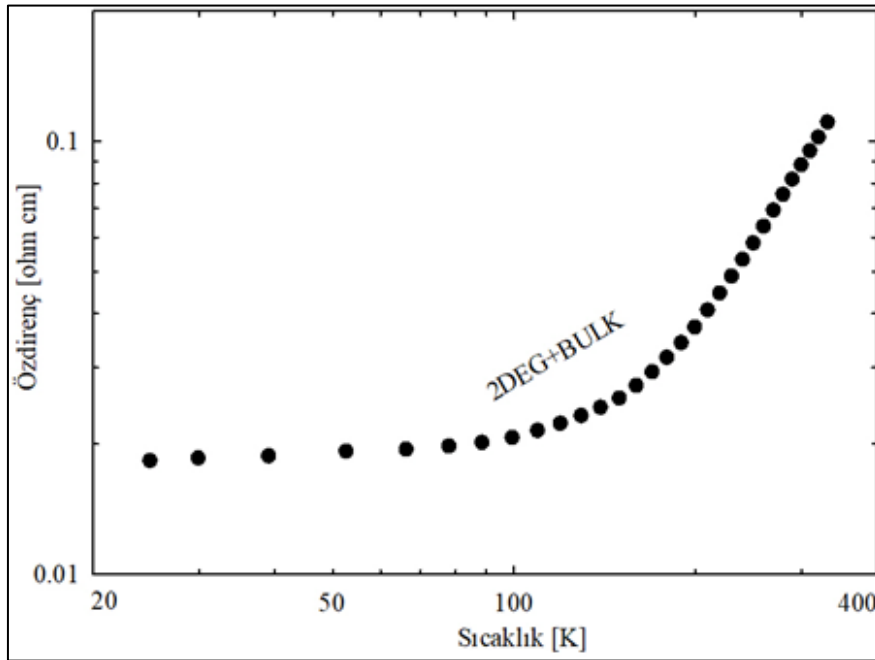


Şekil 5.6. GaN, AlGaIn ve AlN tabakalarına ait simetrik ve asimetrik düzlemlerde yanal (soldaki grafik) ve dikey (sağdaki grafik) W-H grafikleri

5.2. Hall Etkisi

5.2.1. Özdirencin sıcaklığa bağlı değişimi

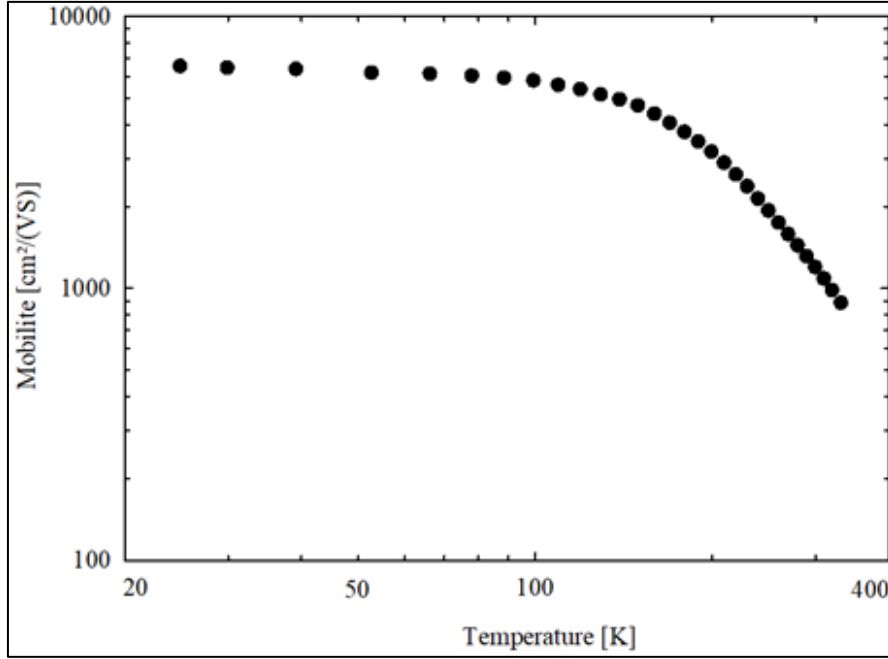
$\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ yapısında özdirenç ölçümleri Van der Pauw yöntemi kullanılarak 25 – 330 K arasında 31 farklı sıcaklık değeri arasında sabit manyetik alanda (0,4T) yapıldı. Manyetik alan olmadan özdirencin sıcaklığa bağlı değişimi Şekil 5.7’de verildi. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısında sıcaklığa bağlı ölçümlerde metalik davranış ve daha düşük sıcaklıklarda özdirenç sergilemektedir.



Şekil 5.7. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait özdirencin sıcaklığa bağlı olarak değişimi

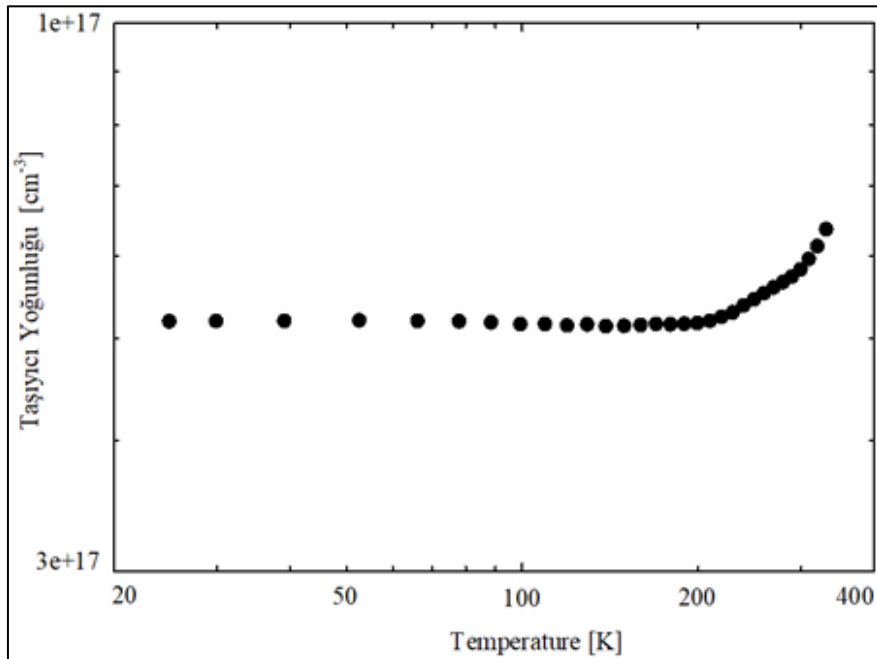
5.2.2. Hall sonuçları

$\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısında Hall etkisi ölçümleri 25 – 330 K arasında 31 farklı sıcaklık değeri arasında sabit manyetik alanda (0,4T) yapıldı. Numunede uygulanan 25–330 K sıcaklık aralığında R_H 'ın negatif bir değer vermesi, serbest taşıyıcılarının elektronlar olduğunu göstermektedir. $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT numunesinin sabit manyetik alanda ölçülmüş sıcaklık-mobilite ve sıcaklık-taşıyıcı yoğunluğu grafikleri sırasıyla Şekil 5.8 ve 5.9'de verildi.



Şekil 5.8. $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait mobilitenin sıcaklığa bağlı olarak değişimi

Şekil 5.8’de görüldüğü gibi mobilitenin yaklaşık 100K’den düşük sıcaklıklarda sıcaklıktan bağımsız olduğu görülmüştür. Sıcaklığın 100 K’den fazla olduğu durumlarda ise azaldığı görülmektedir. Bu optik fonon saçılmasından kaynaklanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda optiksel fonon saçılması baskındır.



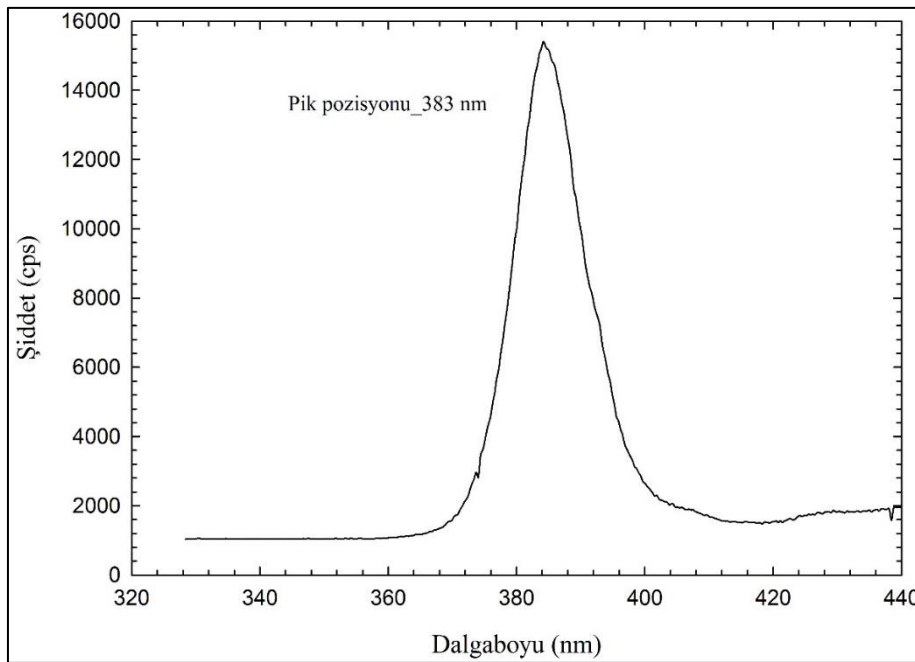
Şekil 5.9. $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}/\text{GaN}$ HEMT yapısına ait taşıyıcı yoğunluğunun sıcaklığa bağlı olarak değişimi

Şekil 5.9’de verildiği gibi taşıyıcı yoğunluğu ise neredeyse 25 - 200K aralığında sıcaklıktan bağımsız davranış sergilemektedir. Yaklaşık 200 K’dan yüksek sıcaklıklardaki tavlama uyarımından kaynaklanan taşıyıcılar küçük bir artışa sebep olabilirler. Taşıyıcı yoğunluğunun sıcaklıkla hafifçe artması muhtemelen GaN tabakasındaki oksijen kirliliğine bağlı olarak meydana gelebilir.

Oda sıcaklığında (300K) ölçülen mobilite $1198 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ iken taşıyıcı yoğunluğu $5,82 \times 10^{15} \text{ 1/cm}^3$ olarak ölçüldü. 25 K sıcaklığında ise mobilite ve taşıyıcı yoğunluğu sırasıyla $6579 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ve $5,19 \times 10^{15} \text{ 1/cm}^3$ olarak ölçüldü.

5.3. Fotoluminesans (PL)

Optik cihaz tasarlamak ve performansını arttırmak için kompozisyonların doğru belirlenmesi önemlidir. Malzeme kalitesi PL pikinin şiddeti ve FWHM’den hesaplanabilir. Şekil 5.10’de verildiği gibi pik pozisyonu 383 nm’de FWHM ise 4,27nm’dir.

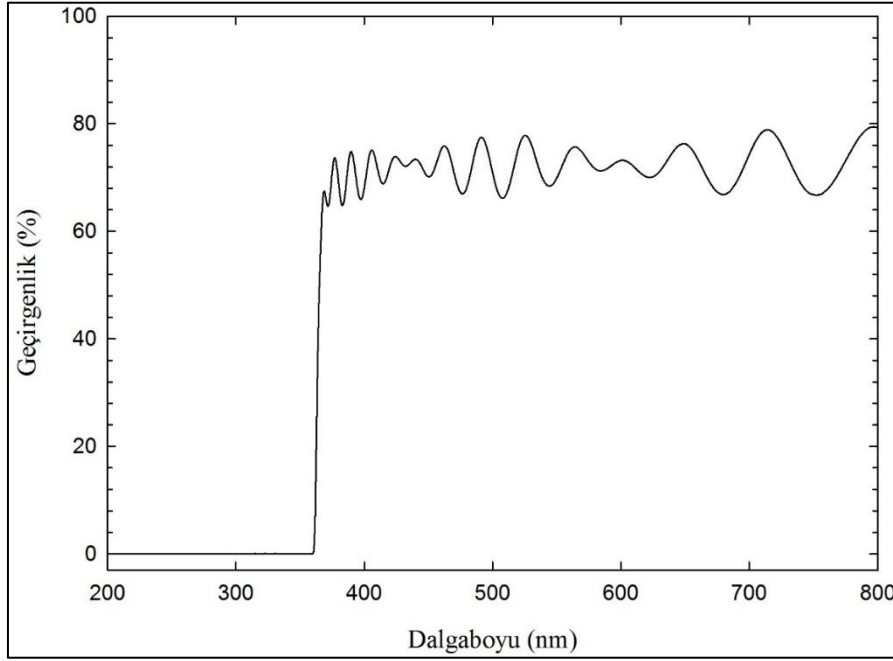


Şekil 5.10. GaN tabakasının PL ölçüm grafiği

383 nm dalgaboyu 3,24 eV GaN’ın doğrudan bant aralığına denk gelir. Şiddetli ve dar FWHM’a sahip olan şekildeki pik bize, ölçümü yapılan GaN’ın yüksek kristal kalitesine sahip olduğunu göstermektedir.

5.4. UV-Vis Spektrometre

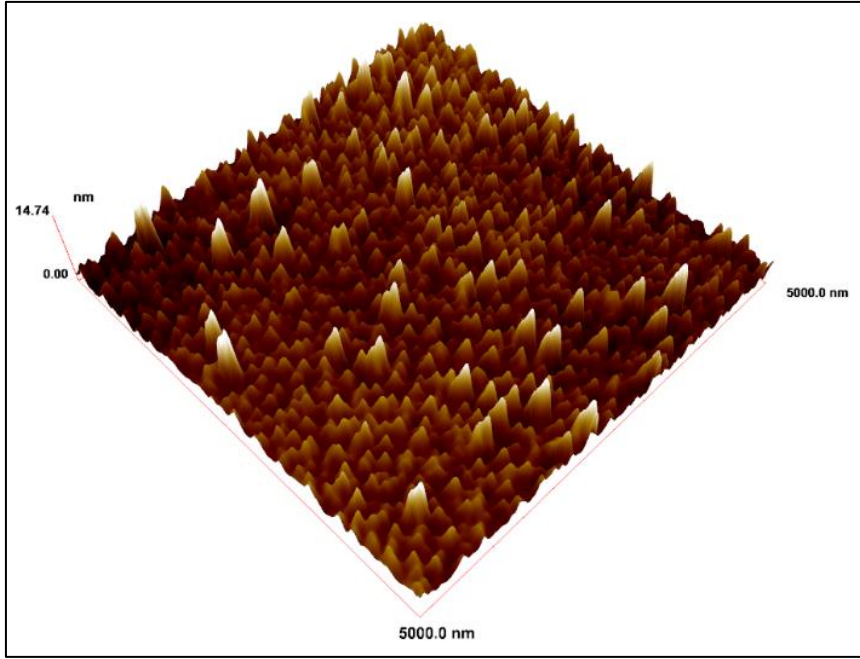
Optik iletim ölçüm sonuçları Şekil 5.11’de verilmiştir. İletim yaklaşık olarak 3,48 eV’ye karşılık gelen 360 nm dalga boyunda başlıyor. Eş. (2.1)’den yararlanılarak Al alaşım oranı %30 olarak hesaplanmıştır.



Şekil 5.11. AlGaN tabakasının optik iletim ölçümü

5.5. Atomik Kuvvet Mikroskopi (AFM)

AFM tarama sonuçları $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ ’lik tarama alanında Şekil 5.12’de verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi yapı basamak-teras yapısına sahiptir. Yapıdaki tepeler hem vida hem de karışık tip dislokasyonlardan kaynaklanabilir. 1,61 nm’lik ortalama karekök (RMS) değerine sahiptir. Bu düşük RMS değeri yüzey kalitesinin iyi olduğu anlamına gelmektedir.



Şekil 5.12. $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ 'lik tarama alanındaki AFM görüntüsü

6. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, MOCVD yöntemi ile AlGaIn/GaN HEMT yapısı büyütüldü. Büyütülen numune 5mm x 5mm boyutunda hazırlandı. Hazırlanan numunenin yapısal, optiksel, morfolojik ve elektriksel karakterizasyonları sırasıyla XRD, PL, UV-Vis, AFM ve Hall - öz direnç ölçümleri ile belirlendi. Yapısal karakterizasyonunda simetrik ve asimetrik toplamda 19 farklı düzlemde 2 θ , FWHM, örgü parametreleri, parçacık boyutu, zorlama, gerilme ve dislokasyon hesaplamaları yapıldı. Optiksel karakterizasyonda malzeme kalitesi ve iletim özellikleri belirlendi. Morfolojik karakterizasyonda ise yüzey pürüzlülüğü incelendi. Van der Pauw yöntemi ile kontakları alınan numunenin Hall-öz direnç ölçümü, 25-330 K aralığında 31 farklı sıcaklık noktasında 0,4 T sabit manyetik alan altında gerçekleştirildi.

Yapısal karakterizasyonda 19 farklı düzlemde yapılan 2 θ ölçümlerinde yapıda yer alan GaN, AlGaIn ve AlN tabakalarına ait her bir düzleme ait FWHM, örgü parametresi, parçacık boyutu, zorlama ve gerilme değerleri hesaplandı. Hesaplanan bu değerlerin GaN, AlGaIn ve AlN tabakalar için beklenen değerlerde olduğu görüldü. Optiksel karakterizasyonda PL ölçüm sonucundan 383 nm dalga boyu 3,24 eV GaN'ın doğrudan bant aralığına sahip olduğu belirlendi. Ölçüm, GaN'ın yüksek kristal kalitesinin belirtileri olan yüksek pik yoğunluğu ve dar FWHM'yi gösterdi. UV-Vis ölçümünde ise AlGaIn tabakasının iletiminin 3,48 eV'ye karşılık gelen 360 nm dalga boyunda başladı. Morfolojik karakterizasyonda ise düşük RMS değeri iyi yüzey karakteristiğine sahip olduğunu gösterdi. Ölçüm sonuçlarına göre incelenen HEMT yapısının taşıyıcı yoğunluğu davranışının beklenildiği gibi sıcaklıktan etkilenmediği ve mobilite değerinin de yüksek olduğu tespit edildi. Yüksek sıcaklıklarda (T>200 K) taşıyıcı yoğunluğunda meydana gelen hafif artışın ise tavlama uyarımından kaynaklı taşıyıcılar sebebiyle olduğu düşünülmektedir. Ayrıca yüksek sıcaklıklardan düşük sıcaklıklara doğru gidildikçe incelenen HEMT yapısının mobilitesinin artması da literatür ile uyumlu bir sonuç olarak göze çarpmaktadır. HEMT yapısının oda sıcaklığında elde edilen taşıyıcı yoğunluğu ve mobilite değeri sırasıyla $5,82 \times 10^{15} \text{ 1/cm}^3$ ve $1198 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ olarak elde edilirken, en düşük sıcaklık noktasında (25 K) elde edilen değerler $5,19 \times 10^{15} \text{ 1/cm}^3$ ve $6579 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 'dir. Elde edilen bu değerlerin literatür ile uyumlu olduğu görüldü.

KAYNAKLAR

1. Vurgaftman, I., and Meyer, J. R. (2003). Band parameters for nitrogen-containing semiconductors. *Journal of Applied Physics*, 94(6), 3675-3696.
2. Aleksan, R., Bolognese, T., Equer, B., Karar, A., and Reymond, J. M. (1991). Observation of Single Minimum Ionizing Particles with Amorphous-Silicon Diodes. *Nuclear Instruments & Methods in Physics Research Section a-Accelerators Spectrometers Detectors and Associated Equipment*, 305(3), 512-516.
3. Li, Y., Xiang, J., Qian, F., Gradecak, S., Wu, Y., Yan, H., Blom, D. A., and Lieber, C. M. (2006). Dopant-free GaN/AlN/AlGaIn radial nanowire heterostructures as high electron mobility transistors. *Nano Letters*, 6(7), 1468-1473.
4. Nakamura, S. (1991). GaN Growth Using GaN Buffer Layer. *Japanese Journal of Applied Physics Part 2-Letters*, 30(10a), L1705-L1707.
5. 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. (2001). Gallium nitride based transistors. *Journal of Physics-Condensed Matter*, 13(32), 7139-7157.
6. Ambacher, O., Foutz, B., Smart, J., Shealy, J. R., Weimann, N. G., Chu, K., Murphy, M., Sierakowski, A. J., Schaff, W. J., Eastman, L. F., Dimitrov, R., Mitchell, A., and Stutzmann, M. (2000). Two dimensional electron gases induced by spontaneous and piezoelectric polarization in undoped and doped AlGaIn/GaN heterostructures. *Journal of Applied Physics*, 87(1), 334-344.
7. Moon, J.S., Micovic, M., Janke, P., Hashimoto, P., Wong, W. S., Widman, R. D., McCray, L., Kurdoghlian, A., and Nguyen, C. (2001). GaN/AlGaIn HEMTs operating at 20GHz with continuous-wave power density > 6W/mm. *Electronics Letters*, 37(8), 528-530.
8. Zhang, N.Q., Moran, B., DenBaars, S. P., Mishra, U. K., Wang, X. W., and Ma, T. P. (2001). Kilovolt AlGaIn/GaN HEMTs as switching devices. *Physica Status Solidi a-Applied Research*, 188(1), 213-217.
9. Shealy, J.R., Kaper, V., Tilak, V., Prunty, T., Smart, J. A., Green, B., and Eastman, L. F. (2002). An AlGaIn/GaN high-electron-mobility transistor with an AlN sub-buffer layer. *Journal of Physics-Condensed Matter*, 14(13), 3499-3509.
10. Eastman, L.F., Tilak, V. Kaper, V., Smart, J., Thompson, R., Green, B., Shealy, J. R., and Prunty, T. (2002). Progress in high-power, high frequency AlGaIn/GaN HEMTs. *Physica Status Solidi a-Applied Research*, 194(2), 433-438.
11. Tasi, C.T., Wang, W. K., Tsai, T. Y., Huang, S. Y., Horng, R. H., and Wu, D. S. (2017). Reduction of Defects in AlGaIn Grown on Nanoscale-Patterned Sapphire Substrates by Hydride Vapor Phase Epitaxy. *Materials*, 10(6).

12. Losego, M. D., Craft, H. S., Mita, S., Rice, T., Collazo, R., Sitar, Z., and Maria, J. P. (2008). TF004-Interfacing Complex Oxides to Gallium Nitride. *2008 17th IEEE International Symposium on the Applications of Ferroelectrics*, 442-443.
13. Selvaraj, S. L., Suzue, T., and Egawa, T. (2009). Breakdown Enhancement of AlGa_N/Ga_N HEMTs on 4-in Silicon by Improving the Ga_N Quality on Thick Buffer Layers. *IEEE Electron Device Letters*, 30(6), 587-589.
14. Liou, B. T., Yen, S. H., and Kuo, Y. K. (2005). Vegard's law deviation in band gap and bowing parameter of Al_xIn_{1-x}N. *Applied Physics a-Materials Science & Processing*, 81(3), 651-655.
15. Mishra, U. K., Parikh, P., and Wu, Y. F. (2002). AlGa_N/Ga_N HEMTs - An overview of device operation and applications. *Proceedings of the IEEE*, 90(6), 1022-1031.
16. Uemoto, Y., Hikita, M., Uneo, H., Matsuo, H., Ishida, H., Yanagihara, M., Ueda, T., Tanaka, T., and Ueda, D. (2006). A normally-off AlGa_N/Ga_N transistor with R_{(on)A}=2.6m Ω cm² and BV_{ds}=640V using conductivity modulation. *2006 International Electron Devices Meeting*, 1,2, 654-+.
17. Daumiller, I., Kirchner, C., Kamp, M., Ebeling, K. J., and Kohn, E. (1999). Evaluation of the temperature stability of AlGa_N/Ga_N heterostructure FET's. *IEEE Electron Device Letters*, 20(9), 448-450.
18. Egawa, T., Zhao, G. Y., Ishikawa, H., Umeno, M., and Jimbo, T. (2001). Characterizations of recessed gate AlGa_N/Ga_N HEMTs on sapphire. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 48(3), 603-608.
19. Ibbetson, J.P., Fini, P. T., Ness, K. D., DenBaars, S. P., Speck, J. S., and Mishra, U. K. (2000). Polarization effects, surface states, and the source of electrons in AlGa_N/Ga_N heterostructure field effect transistors. *Applied Physics Letters*, 77(2), 250-252.
20. 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. (1999). Two-dimensional electron gases induced by spontaneous and piezoelectric polarization charges in N- and Ga-face AlGa_N/Ga_N heterostructures. *Journal of Applied Physics*, 85(6), 3222-3233.
21. Bernardini, F., Fiorentini, V., and Vanderbilt, D. (1997). Spontaneous polarization and piezoelectric constants of III-V nitrides. *Physical Review B*, 56(16), 10024-10027.
22. Selvaraj, S.L., Watanabe, A., Wakejima, A., and Egawa, T. (2012). 1.4-kV Breakdown Voltage for AlGa_N/Ga_N High-Electron-Mobility Transistors on Silicon Substrate. *IEEE Electron Device Letters*, 33(10), 1375-1377.
23. Yu, H., Ozturk, M. K., Ozelik, S., and Ozbay, E. (2006). A study of semi-insulating Ga_N grown on AlN buffer/sapphire substrate by metalorganic chemical vapor deposition. *Journal of Crystal Growth*, 293(2), 273-277.
24. Sheppard, S.T., Doverspike, K., Pribble, W. L., Allen, S. T., Palmour, J. W., Kehias, L. T., and Jenkins, T. J. (1999). High-power microwave Ga_N/AlGa_N HEMT's on semi-insulating silicon carbide substrates. *IEEE Electron Device Letters*, 20(4), 161-163.

25. Kruszewski, P., Prystawko, P., Kasalynas, I., Nowakowska-Siwinska, A., Krysko, M., Plesiewicz, J., Smalc-Koziorowska, J., Dwilinski, R., Zajac, M., Kucharski, R., and Leszczynski, M. (2014). AlGa_N/Ga_N HEMT structures on ammono bulk Ga_N substrate. *Semiconductor Science and Technology*, 29(7).
26. Egawa, T. (2012). Development of Next generation Devices Amidst Global Competition Due to Their Huge Market Potential. *Ultimate in Vacuum*, 63, 18-21.
27. Nathan, M. I. (1986). Persistent Photoconductivity in AlGaAs/GaAs Modulation Doped Layers and Field-Effect Transistors - a Review. *Solid-State Electronics*, 29(2), 167-172.
28. 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. (2001). AlGa_N/Al_N/Ga_N high-power microwave HEMT. *Ieee Electron Device Letters*, 22(10), 457-459.
29. Asgari, A. and Kalafi, M. (2006). The control of two-dimensional-electron-gas density and mobility in AlGa_N/Ga_N heterostructures with Schottky gate. *Materials Science & Engineering C-Biomimetic and Supramolecular Systems*, 26(5-7), 898-901.
30. Asgari, A., Kalafi, M., and Faraone, L. (2004). Effects of partially occupied sub-bands on two-dimensional electron mobility in Al_xGa_{1-x}N/Ga_N heterostructures. *Journal of Applied Physics*, 95(3), 1185-1190.
31. Hamady, S. (2014). *New concepts for normally-off power Gallium Nitride (Ga_N) High Electron Mobility Transistor (HEMT)*, Ph.D. dissertation, Dept. Micro Nanotechnol./Microelectr., Univ. Toulouse, Toulouse, France.
32. Khan, M. A., Chen, Q., Sun, C. J., Shur, M., and Gelmont, B. (1995). 2-Dimensional Electron-Gas in Gan-Algan Heterostructures Deposited Using Trimethylamine-Alane as the Aluminum Source in Low-Pressure Metalorganic Chemical-Vapor-Deposition. *Applied Physics Letters*, 67(10), 1429-1431.
33. Liu, L. and Edgar, J. H. (2002). Substrates for gallium nitride epitaxy. *Materials Science & Engineering R-Reports*, 37(3), 61-127.
34. Waltereit, P., Brandt, O., Ramsteiner, M., Trampert, A., Grahn, H. T., Menniger, J., Reiche, M., Uecker, R., Reiche, P., and Ploog, K. H. (2000). Growth of M-plane Ga_N(11 $\bar{0}$ 0): A way to evade electrical polarization in nitrides. *Physica Status Solidi a-Applications and Materials Science*, 180(1), 133-138.
35. Edgar, J.H., Strite, S., Akasaki, I., Amano, H., and Wetzel, C. (1999). *Properties, Processing and Applications of Gallium Nitride and Related Semiconductors*. London: Inst of Engineering & Technology.
36. Suski, T., Jun, J., Leszczynski, H., Teisseyre, H., Strite, S., Rockett, A., Pelzmann, A., Kamp, M., and Ebeling, K. J. (1998). Optical activation and diffusivity of ion-implanted Zn acceptors in Ga_N under high-pressure, high-temperature annealing. *Journal of Applied Physics*, 84(2), 1155-1157.
37. Rosner, S.J., Carr, E. C., Ludowise, M. J., Girolami, G., and Erikson, H. I. (1997). Correlation of cathodoluminescence inhomogeneity with microstructural defects in

- epitaxial GaN grown by metalorganic chemical-vapor deposition. *Applied Physics Letters*, 70(4), 420-422.
38. Amano, H., Iwaya, M., Kashima, T., Katsuragawa, M., Akasaki, I., Han, J., Hearne, S., Floro, J. A., Chason, E., and Figiel, J. (1998). Stress and defect control in GaN using low temperature interlayers. *Japanese Journal of Applied Physics Part 2-Letters*, 37(12b), L1540-L1542.
 39. Beaumont, B., Vennegues, P., and Gibart, P. (2001). Epitaxial lateral overgrowth of GaN. *Physica Status Solidi B-Basic Solid State Physics*, 227(1), 1-43.
 40. Lahreche, H., Vennegues, P., Beaumont, B., and Gibart, P. (1999). Growth of high-quality GaN by low-pressure metal-organic vapour phase epitaxy (LP-MOVPE) from 3D islands and lateral overgrowth. *Journal of Crystal Growth*, 205(3), 245-252.
 41. Detchprohm, T., Yano, M., Sano, S., Nakamura, R., Mochiduki, S., Nakamura, T., Amano, H., and Akasaki, I. (2001). Heteroepitaxial lateral overgrowth of GaN on periodically grooved substrates: A new approach for growing low-dislocation-density GaN single crystals. *Japanese Journal of Applied Physics Part 2-Letters & Express Letters*, 40(1ab), L16-L19.
 42. Krost, A. and Dadgar, A. (2002). GaN-based devices on Si. *Physica Status Solidi a-Applied Research*, 194(2), 361-375.
 43. Lee, W.E. and Lagerlof, K. P. D. (1985). Structural and Electron-Diffraction Data for Sapphire (Alpha-Al₂O₃). *Journal of Electron Microscopy Technique*, 2(3), 247-258.
 44. Maruska, H. P. and Tietjen, J. J. (1969). The Preparation and Properties of Vapor-Deposited Singlecrystal-Line GaN. *Applied Physics Letters*, 15(10), 327.
 45. Ponce, F. A. (1998). *Group III Nitride Semiconductor compounds*. Britain: Oxford University Press, 123-157.
 46. Etzkorn, E. V. and Clarke, D. R. (2001). Cracking of GaN films. *Journal of Applied Physics*, 89(2), 1025-1034.
 47. Van Nostrand, J.E., Solomon, J., Saxler, A., Xie, Q. H., Reynolds, D. C., and Look, D. C. (2000). 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. *Journal of Applied Physics*, 87(12), 8766-8772.
 48. Stutzmann, M., Ambacher, O., Eickhoff, M., Karrer, U., Pimenta, A. L., Neuberger, R., Schalwig, J., Dimitrov, R., Schuck, P. J., and Grober, R. D. (2001). Playing with polarity. *Physica Status Solidi B-Basic Research*, 228(2), 505-512.
 49. SeelmannEggebert, M., Weyher, J. L., Obloh, H., Zimmermann, H., Rar, A., and Porowski, S. (1997). Polarity of (00.1) GaN epilayers grown on a (00.1) sapphire. *Applied Physics Letters*, 71(18), 2635-2637.
 50. Sumiya, M., Yoshimura, K., Ito, T., Ohtsuka, K., Fuke, S., Mizuno, K., Yoshimoto, M., Koinuma, H., Ohtomo, A., and Kawasaki, M. (2000). Growth mode and surface

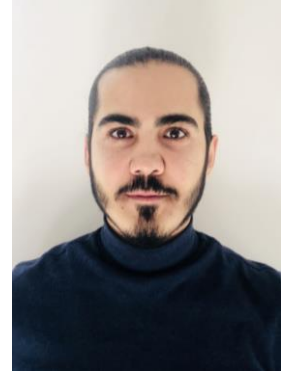
- morphology of a GaN film deposited along the N-face polar direction on c-plane sapphire substrate. *Journal of Applied Physics*, 88(2), 1158-1165.
51. Huang, D., Visconti, P., Jones, K. M., Reshchikov, M. A., Yun, F., Baski, A. A., King, T., and Morkoc, H. (2001). Dependence of GaN polarity on the parameters of the buffer layer grown by molecular beam epitaxy. *Applied Physics Letters*, 78(26), 4145-4147.
 52. Lahreche, H., Leroux, M., Laught, M., Vaille, M., Beaumont, B., and Gibart, P (2000). Buffer free direct growth of GaN on 6H-SiC by metalorganic vapor phase epitaxy. *Journal of Applied Physics*, 87(1), 577-583.
 53. Wahab, Q., Ellison, A., Henry, A., Janzen, E., Hallin, C., Di Persio, J., and Martinez, R. (2000). Influence of epitaxial growth and substrate-induced defects on the breakdown of 4H-SiC Schottky diodes. *Applied Physics Letters*, 76(19), 2725-2727.
 54. Yang, B., Trampert, A., Brandt, O., Jenichen, B., and Ploog, K. H. (1998). Structural properties of GaN layers on Si(001) grown by plasma-assisted molecular beam epitaxy. *Journal of Applied Physics*, 83(7), 3800-3806.
 55. Zhang, X., Chua, S. J., Feng, Z. C., Chen, J., and Lin, J. (1999). MOCVD growth and characterization of GaN films with composite intermediate layer buffer on Si substrate. *Physica Status Solidi a-Applied Research*, 176(1), 605-609.
 56. Kim, S.T., Lee, Y. J., Chung, S. H., and Moon, D. C. (1999). Relationship between crystallographic orientation and 3.42 eV emission bands in GaN grown by HVPE on Si substrate. *Semiconductor Science and Technology*, 14(2), 156-160.
 57. Lebedev, V., Jinschek, J., Kaiser, U., Schroter, B., Richter, W., and Krausslich, J. (2000). Epitaxial relationship in the AlN/Si(001) heterosystem. *Applied Physics Letters*, 76(15), 2029-2031.
 58. Stevens, K.S., Kinniburgh, M., Schwartzman, A. F., Ohtani, A., and Beresford, R. (1995). Demonstration of a Silicon Field-Effect Transistor Using AlN as the Gate Dielectric. *Applied Physics Letters*, 66(23), 3179-3181.
 59. Osinsky, A., Gangopadhyay, S., Yang, J. W., Gaska, R., Kuksenkov, D., Temkin, H., Shmagin, I. K., Chang, Y. C., Muth, J. F., and Kolbas, R. M. (1998). Visible-blind GaN Schottky barrier detectors grown on Si(111). *Applied Physics Letters*, 72(5), 551-553.
 60. Guha, S. and Bojarczuk, N. A. (1998). Ultraviolet and violet GaN light emitting diodes on silicon. *Applied Physics Letters*, 72(4), 415-417.
 61. Krost, A. and Dadgar, A. (2002). GaN-based optoelectronics on silicon substrates. *Materials Science and Engineering B-Solid State Materials for Advanced Technology*, 93(1-3), 77-84.
 62. Strittmatter, A., Krost, A., Strassburg, M., Turck, V., Bimberg, D., Blasing, J., and Christen, J. (1999). Low-pressure metal organic chemical vapor deposition of GaN on silicon(111) substrates using an AlAs nucleation layer. *Applied Physics Letters*, 74(9), 1242-1244.

63. Nikishin, S.A., Antipov, V. G., Francoeur, S., Faleev, N. N., Seryogin, G. A., Elyukhin, V. A., Temkin, H., Prokofyeva, T. I., Holtz, M., Konkar, A., and Zollner, S. (1999). High-quality AlN grown on Si(111) by gas-source molecular-beam epitaxy with ammonia. *Applied Physics Letters*, 75(4), 484-486.
64. Nikishin, S.A., Faleev, N. N., Antipov, V. G., Francoeur, S., Grave de Peralta, L., Seryogin, G. A., Temkin, H., Prokofyeva, T. I., Holtz, M., and Chu, S. N. G. (1999). High quality GaN grown on Si(111) by gas source molecular beam epitaxy with ammonia. *Applied Physics Letters*, 75(14), 2073-2075.
65. Ozturk, M.K., Arslan, E., Kars, I., Ozcelik, S., and Ozbay, E. (2013). Strain analysis of the GaN epitaxial layers grown on nitridated Si(111) substrate by metal organic chemical vapor deposition. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 16(1), 83-88.
66. Hall, E. H. (1879). On a New Action of the Magnet on Electric Currents. *American Journal of Mathematics*, 2, 287-292.
67. Baca, A.G., Ren, F., Zolper, J. C., Briggs, R. D., and Pearnton, S. J. (1997). A survey of ohmic contacts to III-V compound semiconductors. *Thin Solid Films*, 308, 599-606.
68. Swaminathan, V. A. M. (1991). Materials Aspects of Gaas and Inp Based Structures. *Prentice Hall Advanced Reference Series*, Prentice Hall.
69. Owen, T. (1996). Fundamentals of Modern UV-Visible Spectroscopy: A Primer. *Hewlett-Packard*.
70. Gay, P., Hirsch, P. B., and Kelly, A. (1953). The estimation of dislocation densities in metals from X-ray data. *Acta Metallurgica*, 1(3), 315-319.
71. Birkholz, M. (2005). *Thin film analysis by X-ray scattering*. USA: Wiley-VCH
72. Pietsch, U., Holy, V., and Baumbach, T. (2004). *High-Resolution X-Ray Scattering*. USA: Springer-Verlag

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : AKPINAR, Ömer
 Uyuğu : T.C.
 Doğum tarihi ve yeri : 26.07.1992, Ankara
 Medeni hali : Bekâr
 Telefon : 0 (553) 642 01 13
 e-mail : omerakpinar9@gmail.com



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Yüksek Lisans	Gazi Üniversitesi/ Fizik	Devam ediyor
Lisans	Hacettepe Ü./ Fizik Öğr.(Alm)	2016
Lise	Mehmet Akif Ersoy Lisesi	2010

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2018-Halen	Gazi Üniversitesi	Ar-Ge Personeli

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

Tez Dışı Yayınlar

1. Kars Durukan, I., Akpınar, O., Avar, C., Gultekin, A., Ozturk, M. K., Ozcelik, S. and Ozbay, E. (2018). Analyzing the AlGaIn/AlN/GaN Heterostructures for HEMT Applications. *Journal of Nanoelectronics and Optoelectronics*, 13(3), 331-334(4).
2. Bilgili A. K., Akpınar O., Kurtulus G., Ozturk M. K., Ozcelik S. and Ozbay E., Lattice parameters a-, c-, strain- stress analysis and thermal expansion coefficient of InGaIn/GaN solar cell structures grown by MOCVD, *Journal of Polytechnic*, *(*) : *, (*).

3. Bilgili A. K., Akpınar O., Kurtulus G., Ozturk M. K., Ozcelik S. and Ozbay E. (2018). Structural Properties of InGaN/GaN/Al₂O₃ Structure From Reciprocal Space Mapping, *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 29(14), 12373-12380.

Bildiri ve Sunular

1. Durukan, İ. K., Karaoğlu, E., Akpınar, Ö., Öztürk, M. K., Özçelik, S. and Özbay, E. (2017). On the variation of the AlN Buffer Thickness of AlGaIn/AlN/GaN heterostructures, *INOTES*.
2. Gültekin, A., Öztürk, M. K., Durmaz, Y., Man, H., Çolak, N., Akpınar, O. and Sıddık, T. (2016). Investigation the structural, electronical, elastic, thermodynamical, Dynamical and optical properties of Al_xGa_{1-x}N alloys, *Turkish Physical Society 33rd International congress*.
3. Akpınar, O., Özen, Y., Gültekin, A., Durmaz, Y., Baran, V., Öztürk, M. K. and Özçelik, S. (2016). Testing Au, Ti and ZnMnO Metal and Alloys on Ge as a buffer layer for optoelectronic devices, *Turkish Physical Society 33rd International congress*.
4. Akpınar, O., Öztürk, M. K., Özen, Y., Gültekin, A., Durmaz, Y., Özçelik, S. and Özbay, E. (2016). Stress induced reciprocal space mapping of the InGaIn LED Structure, *Turkish Physical Society 33rd International congress*.
5. Gültekin, A., Öztürk, M. K., Durmaz, Y., Man, H., Akpınar, O., Sıddık, T. (2016). Investigating the structural, electronical elastic and optical properties of NPxB_{1-x} Alloys, *Turkish Physical Society 33rd International congress septemper*.
6. Bilgili A. K., Akpınar O., Kurtulus G., Ozturk M. K., Ozcelik S. and Ozbay E. (2018). A Study on InGaIn-GaN Structure, *1st Light and Light-Based Technologies Workshop*.

Hobiler

Bilgisayar, Yürüyüş, Balık tutmak



GAZİ GELECEKTİR..