

BURSA TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ❖ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**MOCVD YÖNTEMİ İLE SAFİR ALTTAŞ ÜZERİNE BÜYÜTÜLEN GaN
HETEROYAPILARININ ELEKTRİKSEL VE YAPISAL KARAKTERİZASYONU**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mustafa Cüneyt MEMİŞ

İleri Teknolojiler Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

EYLÜL 2018

BURSA TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ❖ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**MOCVD YÖNTEMİ İLE SAFİR ALTTAŞ ÜZERİNE BÜYÜTÜLEN GaN
HETEROYAPILARININ ELEKTRİKSEL VE YAPISAL
KARAKTERİZASYONU**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Mustafa Cüneyt MEMİŞ
(141080306)**

İleri Teknolojiler Anabilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Dr. Öğr. Üyesi NAZLI AKÇAMLI

EYLÜL 2018

BTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 141080306 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi Mustafa Cüneyt MEMİŞ, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı "MOCVD YÖNTEMİ İLE SAFİR ALTTAŞ ÜZERİNE BÜYÜTÜLEN GaN HETEROYAPILARININ ELEKTRİKSEL VE YAPISAL KARAKTERİZASYONU" başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Dr. Öğr. Üy. Nazlı AKÇAMLI**
Bursa Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Adı SOYADI**
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Adı SOYADI
Boğaziçi Üniversitesi

Prof. Dr. Adı SOYADI
Orta Doğu Teknik Üniversitesi

Savunma Tarihi : 03 Eylül 2018

FBE Müdürü : **Doç. Dr. Murat ERTAŞ**
Bursa Teknik Üniversitesi/...../.....

İNTİHAL BEYANI

Bu tezde görsel, işitsel ve yazılı biçimde sunulan tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uyularak tarafımdan elde edildiğini, tez içinde yer alan ancak bu çalışmaya özgü olmayan tüm sonuç ve bilgileri tezde kaynak göstererek belgelediğimi, aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim.

Öğrencinin Adı Soyadı: Mustafa Cüneyt MEMİŞ

İmzası :

X X X X



Eşime ve çocuğuma,

ÖNSÖZ

Bu çalışmada tez danışmanlığımı üstlenerek konu seçiminde isteklerimi göz önünde bulunduran ve yürütme sürecinde bilimsel uyarı ve önerilerinden yararlandığım değerli danışman hocam Dr. Öğretim Görevlisi Nazlı AKÇAMLI'ya teşekkürü bir borç bilirim.

Tez konusunun belirlenmesinde ve çalışmanın ilerleyişinde değerli bilgi ve tecrübelerinden faydalandığım saygıdeğer hocam Prof. Dr. Sezai ELAGÖZ'e çok teşekkür ederim.

Deneysel çalışmalar için temiz oda imkanlarını kullanmama olanak sağlayan ERMAKSAN Optoelektronik Ar-Ge Merkezi yönetimine saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Bilgi ve deneyimleriyle tez çalışmama yardımlarını hiçbir zaman esirgemeyen kıymetli ekip arkadaşlarım Alev KIZILBULUT, Ali Osman ÇETİNKAYA, Barış BULUT ve Mehmet ERKUŞ'a çok teşekkür ederim..

Tüm hayatım boyunca benden maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen kıymetli annem Meryem MEMİŞ ve kıymetli babam Ali MEMİŞ'e çok teşekkür eder, minnetlerimi sunarım.

Sadece bu çalışma süresince değil hayatıma girdiği o andan beri her anlamda varlığı bana güç veren, hayatımı kolaylaştıran ve yakın zamanda bana baba olacağım haberini veren bu hayattaki en büyük şansım sevgili eşim Ayşe KAYA MEMİŞ'e sonsuz sevgimi ve teşekkürlerimi sunarım.

Eylül 2018

Mustafa Cüneyt MEMİŞ

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	v
İÇİNDEKİLER	vi
KISALTMALAR	viii
SEMBOLLER	ix
ÇİZELGE LİSTESİ.....	x
ŞEKİL LİSTESİ.....	xi
ÖZET.....	xiv
SUMMARY	xv
1. GİRİŞ	16
2. LİTERATÜR ÖZETİ	20
2.1 III-Nitrür Yarıiletkenlerin Özellikleri	20
2.1.1 Kristal yapısı	20
2.1.2 III-nitrürlerde polarizasyon	21
2.1.3 Enerji bant yapısı	22
2.1.4 Safsızlıklar	25
2.2 III-Nitrürler İle İlgili Daha Önce Yapılmış Çalışmalar.....	26
2.2.1 Safir alttaş üzerine GaN büyütme çalışmaları.....	26
2.2.2 GaN üretimine uygun MOCVD reaktörün geliştirilme süreci.....	27
2.2.3 Düşük sıcaklıkta AlN tampon tabaka büyütme çalışmaları	29
2.2.4 Desenlendirilmiş safir alttaş üzerine GaN büyütme çalışmaları.....	30
2.2.5 p-Tipi GaN büyütme çalışmaları.....	31
3. MATERYAL VE YÖNTEM.....	35
3.1 GaN'nın Epitaksiyel Olarak Büyütülmesi.....	35
3.1.1 Kullanılan alttaşlar ve özellikleri	35
3.1.2 Metal organik kimyasal buhar biriktirme (MOCVD)	37
3.2 Karakterizasyon Yöntemleri	42
3.2.1 Yerinde (in-situ) yansıma ve sıcaklık ölçümü	42
3.2.2 Yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı (HR-XRD)	46
3.2.3 Fotoluminesans haritalama (PL)	51
3.2.4 Hall etkisi prensibi	53
3.2.4.1 Numune geometrileri	55
3.2.4.2 Hall etkisi ölçüm sistemi (HEMS).....	56
3.3 Desenli Safir Alttaş Üzerine Katkısız GaN Tabakası Büyütme Çalışması.....	57
3.4 Template GaN Büyütme Çalışması.....	66
3.5 p-Tipi GaN Büyütme Çalışması	68
3.6 n-Tipi GaN Büyütme Çalışması	70
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	73
4.1 Katkısız GaN Karakterizasyon Çalışması	73
4.2 Template GaN Karakterizasyon Çalışması	77
4.3 p-Tipi GaN Karakterizasyon Çalışması	79

4.4 n-Tipi GaN Karakterizasyon Çalışması	92
5. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	94
KAYNAKLAR	97
ÖZGEÇMİŞ.....	103



KISALTMALAR

CMOS	: Complementary Metal-Oxide Semi Conductor (Bütünleyici Metal Oksit Yarı İletken)
LEEBI	: Düşük Enerjili Elektron Demeti Işması
EBL	: Elektron Kaçışını Engelleyen Tabaka
FWHM	: Tam Genişlik Yarı Yükseklik
HBL	: Hol Kaçışını Engelleyen Tabaka
HCP	: Hekzagonal Sıkı Paket
HEMS	: Hall Etkisi Ölçüm Sistemi
HEMT	: Yüksek Elektron Mobiliteli Transistörler
HFET	: Heteroyapılı Alan Etkili Transistörler
HVPE	: Hidrür Buhar Faz Epitaksi
HR-XRD	: High Resolution X-Ray Diffraction (Yüksek Çözünürlüklü X-Işını Kırınımı)
JFET	: Eklem Alan Etkili Transistörler
MESFET	: Alan Etkili Transistörler
MIS	: Metal-Yalıtkan-Yarıiletken
MOCVD	: Metal Organik Kimyasal Buhar Biriktirme
MBE	: Moleküler Demet Epitaksi
MOVPE	: Metal Organik Buhar Faz Epitaksi
MQW	: Çoklu Kuantum Kuyu
PL	: Foto-Lüminesans
PSS	: Patterned Sapphire Substrate (Desenlendirilmiş safir alttaş)
RTP	: Rapid Thermal Processor (Hızlı ısı işlem fırını)
SCCM	: Standard Cubic Centimeters per Minute (Dakikada Standart Kübik Santimetre)
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
SSP	: Single Side Polished (Tek Tarafı Parlatılmış)
TD	: İplik Tipi Dislokasyon
UV	: Ultraviolet

SEMBOLLER

AlGaAs	: Alüminyum Galyum Arsanik
AlInGaP	: Alüminyum İndiyum Galyum Fosfat
AlGaN	: Alüminyum Galyum Nitrür
B	: Manyetik alan
Cd	: Kandela
Cp₂Mg	: Bis (siklopentadienil) Magnezyum
ZnSe	: Çinko Selenit
R	: Direnç
P	: Özdirenç
E_g	: Yasak Enerji Aralığı
eV	: Elektron Volt
GaAs	: Galyum Arsenat
GaInN	: Galyum İndiyum Nitrür
GaN	: Galyum Nitrür
H	: Hidrojen
h	: Plank Sabiti
R_H	: Hall katsayısı
V_H	: Hall voltajı
I	: Akım
I_{GaN}	: Galyum Nitrür Lüminesans Şiddeti
InN	: İndiyum Nitrür
I_{YL}	: Sarı Lüminesans Şiddeti
σ	: İletkenlik
kGa	: Kilo Gauss
n	: Taşıyıcı K-onsantrasyonu
LD	: Laser Diode (Lazer Diyot)
LED	: Light Emitting Diode (Işık Yayan Diyot)
R_B	: Magnetodirenç
μ	: Mobilite
NH₃	: Amonyak
Si₂H₆	: Disilane
SiH₄	: Silan
TMAI	: Trimetilalüminyum
TMGa	: Trimetilgalyum
V_x	: Taşıyıcı hızı
ν	: Frekans
λ	: Dalga boyu

ÇİZELGE LİSTESİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1: İkili nitrürler için örgü parametreleri.....	21
Çizelge 3.1: GaN büyütmede kullanılan alttaşlar ve özellikleri	35
Çizelge 3.2: Çalışmada kullanılan safir alttaşların özellikleri	36
Çizelge 3.3: U-1 nolu numune için MOCVD büyütme parametreleri.....	59
Çizelge 3.4: U-1, U-2, U-3, U-4, U-5 ve U-6 nolu numunelere ait MOCVD büyütme parametreleri	62
Çizelge 3.5: Template üzerine yapılan P-1 nolu büyütme parametreleri	68
Çizelge 3.6: Template üzerine yapılan P-2 nolu büyütme parametreleri	69
Çizelge 3.7: Cp2Mg akışının taşıyıcı sayısına etkisi çalışmasında yapılan büyütme parametreleri	70
Çizelge 3.8: N-1 ve N-2 nolu numunelerin büyütme parametreleri	71
Çizelge 4.1: U-1, U-3, U-4, U-5, U-6 nolu numunelere ait XRD taramaları için FWHM değerleri	75
Çizelge 4.2: U-1, U-3, U-4, U-5 ve U-6 nolu numuneler için (00.2) ve (00.3) taramalarından elde edilen FWHM değerleri ile PL ölçümünden elde edilen I _{YL} /I _{GaN} oranları	77
Çizelge 4.3: P-3 nolu numunedeki bazı parçalar için yapılan Hall olayı ölçümü sonuçları	85
Çizelge 4.4: P-4 nolu numunedeki parçalarda HEMS sistemini kullanarak elde edilen sonuçlar	86
Çizelge 4.5: P-5 nolu numunedeki bazı parçaların tavlama sonrası yapılan Hall olayı ölçüm sonuçları	88
Çizelge 4.6: P-6 nolu numunedeki parçaların tavlanmasından sonra yapılan Hall olayı ölçüm sonuçları	90
Çizelge 4.7: P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu numunelerin 5 nolu parçaları 20 dk ve 800°C 'de tavlandıktan sonra yapılan Hall olayı ölçüm sonuçları	91
Çizelge 4.8: N-1 ve N-2 nolu numunelerin Hall ölçüm sonuçları	93

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1: (a) GaN'nın hekzagonal wurtzite kristal yapısı ve (b) birim hücre yapısı	20
Şekil 2.2: İletken, yarıiletken ve yalıtkan malzemelerin bant aralıkları	22
Şekil 2.3: Enerji bant yapılarından (a) direkt bant ve (b) indirekt bant aralıkları. E_F , Fermi dalga vektöründeki (k_F) Fermi enerji seviyesidir	23
Şekil 2.4: Serbest elektron ve holün ışımali rekombinasyon sürecinin direkt (a) ve indirekt (b) bant yapısında şematik görünümü. Yayılım indirekt bant yapısında gerçekleşmiyor	23
Şekil 2.5: III-V yarıiletkenlerin örgü sabitine göre bant aralığı enerjileri	24
Şekil 2.6: Alıcı ve verici seviyelerinin enerji bant aralığı içindeki gösterimi (N_V , N_A , konsantrasyon; E_V , E_A , E_i , E_D , enerji seviyeleri; E_g enerji bant aralığı)	26
Şekil 2.7: Çift-akış MOCVD reaktörünün şematik görünümü (solda) ve alt akışın taşıyıcı gazlar üzerine etkisini gösteren şematik görünüm (sağda).....	29
Şekil 2.8: Safir (0001) alttaş üzerine büyütülen (a) AlN tampon tabakasız (b) AlN tampon tabakalı GaN'nın SEM yüzey görüntüsü	30
Şekil 2.9: (a) Desenlendirilmiş ve (b) düz safir alttaş yüzeylerinin fotonların çıkışına etkisi	31
Şekil 2.10: (a) Cp_2Mg akış oranına bağlı taşıyıcı ve Mg konsantrasyonlarının değişimi ve (b) büyütme sıcaklığına bağlı X-ışını sallantı eğrisi FWHM değeri ve taşıyıcı yoğunluğu değişimi grafikleri.....	33
Şekil 2.11: (a) $Cp_2Mg/TMGa$ oranına karşılık direncin ve (b) $[Mg]/([Mg]+[Ga])$ oranına karşılık özdirencin değişimi	34
Şekil 2.12: SiH_4 akış ile doğru orantılı olarak artan Si katkılı GaN filminin taşıyıcı konsantrasyonları	34
Şekil 3.1: Desenlendirilmiş safir alttaşın (a) yan kesit ve (b) üstten SEM görüntüsü	36
Şekil 3.2: Tipik bir MOVPE sisteminin şematik gösterimi	40
Şekil 3.3: MOVPE reaksiyon adımları	41
Şekil 3.4: Alttaş üzerine epitaksiyel olarak büyütülen tabakaların şematik görünümü	41
Şekil 3.5: AIXTRON CCS 6x2" MOVPE sistemi	41
Şekil 3.6: Büyütme esnasında AIXACT programında anlık olarak görüntülenen yerinde (in-situ) yansıma-sıcaklık eğrilerinin ve gaz akışlarının durumunu gösteren grafiğin ekran görüntüsü.....	44
Şekil 3.7: Katman üzerine gelen ve yansıyan ışığın şematik gösterimi	42
Şekil 3.8: (a) Aynı yapıda büyütme oranı büyük olanın periyodik olarak tekrar etme süresi daha kısadır, (b) Farklı kompozisyondaki yapıların periyodik tekrar süresinde çok az bir değişme olurken, yansıma eğrisinin salınım genliği tamamen değişir	45
Şekil 3.9: Yansıma eğrileri (a) ideal büyütme, (b) artan optiksel dalgalanma, (c) artan yüzey pürüzlülüğü	46

Şekil 3.10: Bragg yasasına göre yansıtıcı düzlem olarak kabul edilen kristal örgü düzlemlerine gelen X-ışını demetinin kırılma geometrisinin gösterimi	47
Şekil 3.11: Temel bir difraktometrenin bileşenlerinin şematik gösterimi	47
Şekil 3.12: (a) Dik (out-plane) tarama, (b) Paralel (in-plane) tarama geometrik gösterimleri	48
Şekil 3.13: XRD taraması sonuç örneği	48
Şekil 3.14: (a) Rigaku Smartlab XRD ölçüm sistemi: 1) Sistem Aç/Kapa paneli, 2) İç aydınlatma ve acil durum düğmeleri paneli, 3) Sürgülü kapı, 4) X-ışını Açık/Kapalı uyarı lambası, 5) Kapı kilitleme düğmesi ve (b) HR-XRD ölçüm mekanizması bileşenleri: 1) gelen X-ışını demetinin açısını kontrol eden kol, 2) X-ışını kaynağı, 3) gelen X-ışını demetini istenen koşullara getiren optikler, 4) X-ışını detektörü açısını kontrol eden kol, 5) alınan X-ışını demetini istenen koşullara getiren optikler, 6) X-ışını detektörü, 7) ölçülecek örneği istenen pozisyon ve yönelime ayarlayabilen örnek tutucu, 8) paralel (in-plane) taramalar için kullanılan kol	49
Şekil 3.15: Ermaksan Optoelektronik AR-GE Merkezi temiz odasında kurulu olan Rigaku Smartlab XRD ölçüm sistemi	49
Şekil 3.16: HR-XRD veri analizi algoritması	50
Şekil 3.17: GaN örneğinin tek noktadan ölçülen PL şiddetine karşılık dalgaboyu grafiği	52
Şekil 3.18: Nanometrics RPM Blue fotoluminesans haritalama sistemi	52
Şekil 3.19: PL spektrum haritalama ölçüm verileri: Sol üstte (3 boyutlu) ve sol altta PL dalgaboyu haritalama grafiği, sağ üstte (histogram) ve sağ altta PL şiddeti haritalama grafiği	53
Şekil 3.20: Hall etkisi prensibi	54
Şekil 3.21: Düzgün olmayan şekle sahip malzeme üzerinde dört nokta kontakları ..	55
Şekil 3.22: Van der Pauw numune geometrileri (üst sıra) ve Hall çubuk numune geometrileri (alt sıra).....	56
Şekil 3.23: Nanometrics HL5500PC Hall Etkisi ölçüm sistemi.....	57
Şekil 3.24: Dört noktadan kontak alma örnek tablası.....	57
Şekil 3.25: U-1 nolu büyütmeye ait in-situ yansıma ve sıcaklık eğrisi	60
Şekil 3.26: U-2 nolu büyütmeye ait yerinde yansıma ve sıcaklık eğrisi.....	63
Şekil 3.27: U-3 nolu büyütmeye ait yerinde (in-situ) yansıma ve sıcaklık eğrisi.....	64
Şekil 3.28: U-4 nolu numuneye ait in-situ yansıma ve sıcaklık eğrisi	64
Şekil 3.29: U-5 nolu büyütmeye ait in-situ yansıma ve sıcaklık eğrisi	65
Şekil 3.30: U-6 nolu büyütmeye ait in-situ yansıma ve sıcaklık eğrisi	65
Şekil 3.31: Template GaN yapısı ve üzerine büyütülen n ve p katkılı GaN yapıları	66
Şekil 3.32: T-1 numaralı template yapısının büyütülmesi esnasında elde edilen yansıma ve sıcaklık eğrileri verilmiştir	67
Şekil 3.33: Safir alttaş üzerine büyütülen 4 µm kalınlığa sahip T-2 numunesine ait yansıma ve sıcaklık eğrisi	67
Şekil 3.34: (a) N-1 ve (b) N-2 nolu büyütmelemin yansıma-sıcaklık grafikleri	72
Şekil 4.1: U-1, U-3, U-4, U-5, U-6 nolu büyütmelemlere ait 2-Theta/Omega (00.2) taramalarının kıyaslanması	73
Şekil 4.2: U-1, U-3, U-4, U-5, U-6 nolu büyütmelemlere ait Omega (0.02) taramalarının kıyaslanması	74
Şekil 4.3: U-1, U-3, U-4, U-5, U-6 nolu büyütmelemlere ait asimetrik omega (10.2) taramalarının kıyaslanması	74
Şekil 4.4: HT-GaN1 büyütme süresinin kristal kalitesine etkisi	75

Şekil 4.5: U-1, U-3, U-4, U-5 ve U-6 nolu büyütmelemin fotolüminesans ölçüm sonuçları	76
Şekil 4.6: (a) (00.2) ve (b) (10.2) taramalarından elde edilen FWHM değerlerine karşı IYL/IGaN oranının değişimi	78
Şekil 4.7: T-1 numaralı büyütme için farklı pozisyonlardaki örneklerin fotolüminesans ölçüm sonuçları.....	79
Şekil 4.8: P-1 nolu numuneye ait fotolüminesans ölçümü	80
Şekil 4.9: P-1 nolu numune için Hall ölçümü sonuçları ekran görüntüsü	80
Şekil 4.10: P-1 nolu numunenin 5x büyütme oranı ile elde edilen optik mikroskop görüntüleri: (a) kenar, (b) kenar orta arası ve (c) orta bölgeleri	81
Şekil 4.11: P-2 nolu numuneye ait fotolüminesans ölçümü	81
Şekil 4.12: P-2 nolu numuneye ait Hall olayı ölçümü.....	82
Şekil 4.13: P-2 nolu numunenin 5x büyütme oranı ile elde edilen optik mikroskop görüntüleri: (a) kenar, (b) kenar orta arası ve (c) orta bölgeleri	82
Şekil 4.14: In-situ aktivasyonun yapılmadığı ve Cp2Mg akışının taşıyıcı sayısına etkisi görmek için yapılan büyütmelemin 5x büyütme oranı ile elde edilen yüzey görüntüleri.....	83
Şekil 4.15: 2” boyutundaki numunede bulunan 9 parçanın numune üzerindeki yerleri	84
Şekil 4.16: P-3 nolu numunedeki bazı parçalarda yapılan tavlama sıcaklığının PL şiddetine etkisi.....	84
Şekil 4.17: P-3 nolu numune için tavlama sıcaklığının değişimi ile taşıyıcı yoğunluğu, mobilite ve özdirenç değişimi.....	85
Şekil 4.18: P-4 nolu numunedeki 1, 2, 4, 7 ve 9 nolu parçalardan elde edilen PL ölçüm sonuçları	86
Şekil 4.19: Cp2Mg akışı 400 sccm olan P-4 nolu numunedeki bazı parçaların tavlama sıcaklığının değişiminin taşıyıcı sayısı, mobilite ve özdirenç değerlerine etkisi	87
Şekil 4.20: P-5 nolu numunedeki 2, 3, 4, 6 ve 7 nolu parçaların tavlama sonrası elde edilen PL ölçümleri	88
Şekil 4.21: P-5 nolu numune için tavlama sıcaklığının taşıyıcı yoğunluğu, mobilite ve özdirenç üzerindeki etkisi.....	89
Şekil 4.22: P-6 nolu numunedeki 1, 2, 3, 4 ve 6 nolu parçaların tavlama sonrası yapılan PL ölçüm sonuçları.....	89
Şekil 4.23: P-6 nolu numune için tavlama sıcaklığının taşıyıcı sayısı, mobilite ve özdirenç üzerindeki etkisi	90
Şekil 4.24: P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu numunelerin 5 nolu parçaları 20 dk ve 800°C ‘de tavlandıktan sonra yapılan PL ölçüm sonuçları	91
Şekil 4.25: P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu numunelerdeki Dopant/III oranının taşıyıcı yoğunluğu, mobilite ve özdirenç etkisi	92

MOCVD YÖNTEMİ İLE SAFİR ALTTAŞ ÜZERİNE BÜYÜTÜLEN GaN HETEROYAPILARININ ELEKTRİKSEL VE YAPISAL KARAKTERİZASYONU

ÖZET

Bu tez çalışmasında, III-Nitrür temelli aygıtlarda kritik rol oynayan n-tipi, p-tipi ve katkısız GaN yapıları, Metal-Organik Kimyasal Buhar Biriktirme (MOCVD) yöntemi ile c-düzlemlili (0001) safir alttaş üzerine büyütülmüştür. Büyütmeler sonrasında elde edilen örnekler Yüksek Çözünürlüklü X-Işını Kırınımı (HR-XRD), Foto-Lüminesans (PL), Optik Mikroskop ve Hall Etkisi Ölçüm Sistemi (HEMS) ile karakterize edilmiştir. GaN'ın safir alttaş ile arasındaki %16'lık örgü uyumsuzluğu dikkate alınarak filmin tamamında tekdüze, yüksek kristal kalitesine ve pürüzsüz yüzey morfolojisine sahip yapı elde edebilmek amaçlanmıştır. Bu doğrultuda kusur yoğunluğunu azaltabilmek için öncelikle desenlendirilmiş safir alttaş (PSS) kullanılmış ve büyüme parametrelerinde yer alan düşük V/III oranlı GaN büyüme adımı farklı sürelerde gerçekleştirilerek kristal kalitesine etkileri incelenmiştir. Bu etkilerin değerlendirilmesi için HR-XRD sistemi ile vida (screw) tipi ve karışım (mixed) tipi dislokasyon FWHM değerleri ve PL sistemi ile sarı lüminesans şiddetinin GaN şiddetine oranı (I_{YL}/I_{GaN}) belirlenmiştir. Kristal kalitesi en iyi olan örnek için bu değerler sırasıyla 248 arcsec, 236 arcsec ve 0,23 olarak bulunmuştur. GaN'ın doğası gereği n-tipi gibi davranmasından dolayı yüksek hol konsantrasyonuna sahip p-tipi GaN elde etmek zor olduğu için bir diğer çalışma olan p-GaN parametrik büyüme çalışması farklı Cp2Mg akışı oranları ile yapılarak en yüksek katkı seviyesini veren akış oranı belirlenmeye çalışılmıştır. Mg katkılama sonrası yapıda oluşan Mg-H bağlarını kırıp Mg atomlarını aktif hale getirmek için önce N₂ ortamında reaktör içinde sonra da hızlı ısıl işlem fırını (RTP) ile farklı sıcaklıklarda harici olarak tavlama yapılmıştır. Elde edilen örneklerin HEMS sistemi ile hol konsantrasyonu, PL sistemi ile kusur yoğunluğu ve Optik Mikroskop ile yüzey morfolojisi incelenip; Cp₂Mg akışı, tavlama türü ve sıcaklığına göre kıyaslaması yapılmıştır. Bu kıyaslamaya göre katkı (dopant)/III oranı 0,65 ve tavlama sıcaklığı 800°C olan numune, hem yüzey kalitesi bakımından hem de 5,86E+17 cm⁻³ olan taşıyıcı yoğunluğu değeriyle en iyi numune olarak belirlenmiştir. Yüksek elektron konsantrasyonuna sahip n-tipi GaN elde etmek için, katkı kaynağı olarak SiH₄ kullanılmıştır. Büyütmeden sonra HEMS sistemi ile elektron konsantrasyonu belirlenmiştir ve farklı SiH₄ akışlarının doping seviyeleri üzerine etkileri gözlenmiştir. Sonuç olarak 80 sccm SiH₄ akışı ile 1,078E+19 cm⁻³ seviyesinde taşıyıcı konsantrasyonu elde edilmiştir.

Anahtar kelimeler: GaN, MOCVD, Foto-lüminesans, HR-XRD, HEMS.

ELECTRICAL AND STRUCTURAL CHARACTERISATION OF GaN HETEROSTRUCTURE GROWN ON SAPPHIRE SUBSTRATE BY MOCVD METHOD

SUMMARY

In this thesis, n-type, p-type and undoped GaN structures, which play a critical role in III-Nitride based devices, are grown on c-plane (0001) sapphire substrate by Metal Organic Chemical Vapor Deposition (MOCVD) method. The samples obtained after the growth were characterized by High Resolution X-Ray Diffraction (HR-XRD), Photo-Luminescence (PL), Optical Microscope and Hall Effect Measurement System (HEMS). Considering the 16% lattice mismatch between GaN and sapphire substrate, it was aimed to obtain a structure with uniform, high crystal quality and smooth surface morphology. In order to reduce the defect density, the patterned sapphire substrate (PSS) was used instead of the sapphire substrate and effect of the low V/III ratio which is one of the growth step, on crystal quality was investigated. After the growth, to understand these effects, screw type and mixed type dislocation FWHM values and ratio of yellow luminescence intensity to GaN intensity (I_{YL}/I_{GaN}) were determined by HR-XRD system and PL system. For the best crystal quality, these values were found to be 248 arcsec, 236 arcsec and 0.23, respectively. Since it is difficult to obtain p-type GaN with high hole concentration because GaN behaves like n-type due to the nature of GaN, p-GaN parametric amplification study, one of the other studies, has been tried to determine the flow rate giving the highest doping level by using different Cp_2Mg flow rates. After Mg doping, the Mg-H bonds formed in the structure are broken and the Mg atoms are activated by external annealing in a reactor in N_2 medium and then with a rapid thermal processor furnace (RTP) at different temperatures. Hole concentration with HEMS system, defect density with PL system and surface morphology with Optical Microscope were investigated for all samples. The Cp_2Mg flow was compared with the type of annealing and temperature. The sample with the dopant/III ratio of 0,65 and the annealing temperature of $800^\circ C$ according to this comparison was determined to be the best sample with both surface quality and carrier density of $5,86E+17\text{ cm}^{-3}$. In order to obtain n-type GaN at high electron concentration, SiH_4 was used as a doping source. After the growths, the electron concentration was determined by HEMS system and effects on the doping levels of different SiH_4 flows were observed. As a result, a carrier concentration of $1,078E+19\text{ cm}^{-3}$ was obtained with 80 sccm SiH_4 flow.

Keywords: GaN, MOCVD, Photo-luminescence, HR-XRD, HEMS.

1. GİRİŞ

Yarıiletkenlik, teknoloji dünyasındaki en yaygın fakat en az anlaşılan terimlerden biridir. G. Bussch'e göre "yarıiletken" terimi ilk kez Alessandro Volta tarafından 1782'de kullanılmıştır (Busch, 1989). Yarı iletkenlik etkisinin ilk belgelenmiş gözlemi ise Michael Faraday'ın gümüş sülfürün sıcaklığa karşı azalan direncini tarif ettiği 1833 yılındaki çalışmasında yapılmıştır (Laeri ve diğ., 2003). İlk ışık yayan diyot (LED) ise Oleg Losev tarafından 1927 yılında keşfedilmiştir (Losev, 1927). 1955'de R. Braunstein galyum arsenatve indiyum fosfat gibi yarıiletken malzemelerden kızıl ötesi ışınım gözlemlemiştir (Braunstein, 1955). İlk kullanılabilir kırmızı LED, 1962 yılında modern LED'in babası olarak tarif edilen N. Holonyak tarafından geliştirilmiştir (Holonyak ve Bevacqua, 1962). İlk yüksek verimli mavi LED ise S. Nakamura tarafından indiyum galyum nitür kullanılarak 1993 yılında yapılmıştır (Nakamura ve diğ., 1993).

Yarı iletkenler basitçe tanımlanırsa, bakır gibi iyi iletkenler ile cam gibi zayıf iletkenler arasında bir yerlerde bulunan, genellikle elektriğin akışına izin veren, ancak aynı zamanda elektriğin akışına mukavemet eden belirli elementler (germanyum, silisyum gibi) ve kimyasal bileşiklerdir (galyum nitür, galyum arsenat gibi) (Semiconductors , 2015). Yarı iletkenlerin vasat bir iletken olmasına rağmen bu kadar önemli olmalarının nedeni, farklı yarıiletkenlerin farklı elektiksel ve optiksel özelliklere sahip olmasıdır (Paskov, 1997).

Elektronik alanında yarıiletkenlerin işlevselliği yarı iletken kristalleri oluşturan atomların yapısından kaynaklanmaktadır. Örneğin, bir silisyum atomunun dış yörüngesinde (yörüngedeki elektronların üstteki "kabuğu") dört elektron vardır. Erime noktasına kadar ısıtıldığında ve yeniden soğutulduğunda, silisyum atomları organize kristal yapılar veya kafesler oluşturmaya meyillidir. Bu silisyumun yapısını bozarak kristalin fazladan elektron sahip olmasına sebep olur. Elektronlar negatif yük taşıdıklarından, ekstra elektronlara sahip olan bu tür kristaller n-tipi veya n-katkılı yarı iletken olarak bilinirler.

Kristali bor ya da galyumla katkılamak kristali iletken haline getirir, ancak bu kristalde meydana gelen elektron eksikliği ile olur. Fizikçiler, bu elektron eksikliğine bağlı olarak meydana gelen deşiklerin, kristali pozitif veya p-tipi yaptığını söyler. n-tipi ve p-tipi kristaller bir araya geldiğinde, bir yöndeki elektriğin akışına engel oluşur, ancak diğer yönde neredeyse hiç direnç gerçekleşmez. Elektronikte tek yönlü valf gibi kullanılan bu aygıtın adı diyottur. Bir diyot sadece bir yöne geçiş sağlayan bir kapı olarak düşünülebilir. Bu kapıdan dışarı çıkılabilir, ancak içeri geri dönülemez.

1960'lardan beri silisyum teknolojisi, CMOS (Complementary metal-oxide semi conductor) yani "Bütünleyici Metal Oksit Yarı İletken" üretim süreci ve bununla elde edilen geniş kapsamlı malzeme bilgisi ile yarı iletken cihaz endüstrisine hâkim olmuştur. Yapıtaşı silisyum (Si) olan bu yarıiletkenler bazı alanlarda yerini yavaş yavaş GaAs/AlGaAs tabanlı heteroyapılara bırakırken, yeni malzeme arayışları büyük hızla devam etmektedir. Bu arayışın sebebi geleneksel silisyum tabanlı aygıtların elektron mobilitesinin sınırlı, bant aralığının dar, düşük çalışma sıcaklığında sınırlı akım taşıma kapasiteli ve düşük çıkış güçlü olmasından dolayı; sağlık, kablosuz iletişim uygulamaları (uydu iletişimi, TV yayıncılığı, geniş bant kablosuz internet iletişimi, baz istasyonu vb.) ve yüksek güç, yüksek sıcaklık, yüksek frekanslarda çalışma ihtiyacı gerektiren askeri (radar, güdümlü füze vb.) ve uzay alanlarındaki optoelektronik uygulamalarda yetersiz kalmasıdır. Ancak son yıllarda III-Nitrür bileşikler üzerinde yapılan çalışmalarla bu açık kapatılmaya başlamıştır. Periyodik cetvelde VA grubu elementi olan azotun (N) IIIA grubu elementlerle yapmış olduğu bileşikler III-N (III-azot) ya da III-Nitrürler şeklinde adlandırılmaktadır. III-N bileşikleri, bant aralığının 0.69-6.2 eV arasında değiştirilebilmesinden dolayı, mavi ve ultraviyole (UV)'den kızılötesine kadar geniş bir spektrumu kapsayan yarıiletken cihaz uygulamalarına yatkın malzeme grubu olarak görülmektedirler (Jain ve diğ., 2000; Wu ve diğ., 2002). Örneğin, LED'lerde ışımanın gerçekleştiği aktif bölgede yer alan İndiyum Galyum Nitrür (InGaN) tabakasındaki In konsantrasyonunun değiştirilmesiyle bant aralığı değiştirilerek aydınlatma şiddeti 10 cd'nin üzerinde olan yüksek parlaklıktaki mavi ve yeşil renkli LED'ler elde edilmiştir. Bir diğer yarı iletken alaşımı türü olan AlInGaP ile yüksek güçte ve parlaklıktaki kırmızı LED'lerinde elde edilmesiyle bütün ana renkler elde edilmiştir. Böylelikle bu üç ana renge sahip LED'ler bir araya getirilerek beyaz ışık

elde edilebildiği gibi sadece mavi ışığa yapan LED uygun fosfor-polimer kompozitler ile paketlenerek, verimi düşük olan ampul ve floresan lambalar yerine kullanılmak üzere yüksek dayanıklılıkta ve düşük enerjili LED lambalar üretilip aydınlatma alanında kullanılmıştır. Böylelikle bu alanda çok önemli güç tasarrufları sağlanmıştır. LED'ler bu özellikleri ile “*Back Plane Lighting*” yani arka plan aydınlatması olarak kullanılmak üzere cep telefonları, tabletler, diz üstü bilgisayarlar ve LED TV ekranları gibi günlük hayatımızdan önemli yer teşkil eden teknolojik ürünlerde kullanılmaktadır (Nakamura ve diğ., 2000).

III-N'lerin geliştirilmesiyle elde edilen bir diğer ürün ise yüksek boyutlarda ve hızlarda bilgi depolamaya yarayan mavi lazer diyotlardır. Ticari adıyla “*Blu-ray*” olarak bilinen bu diyotlar bilgisayarlarda ve video oynatıcılarda yaygın olarak kullanılmaktadır (Ikeda ve Uchida, 2002). Stratejik bir alan olan detektör yapımında da kullanılan III-N'ler, yüksek sıcaklığa karşı dayanıklı olmasından dolayı askeri ve uzay uygulamalarında da kullanım alanı bulmuştur (Muraro ve diğ., 2010).

Yüksek dayanım gerilimine (birkaç bin volt) ve piezoelektrik etkilerine sahip olan GaN tabanlı yarıiletkenlerin geliştirilmesiyle Yüksek Elektron Mobiliteli Transistörler (HEMT'ler), yüksek verimlilikle çeşitli kablosuz altyapı uygulamalarında da doğrudan kullanılmışlardır. Ayrıca, Alan Etkili Transistörler (MESFET'ler) ve MOSFET'ler, Heteroyapılı Alan Etkili Transistörler (HFETs), Eklem Alan Etkili Transistörler (JFETs) gibi önemli elektronik devre elemanları geliştirilerek askeri, uzay-havacılık, otomotiv ve yüksek güç elektroniği uygulamalarında ciddi gelişmeler sağlanmıştır (Sze, 1981; Ando ve diğ., 2001). Geniş kullanım alanıyla birçok alanda önem arz eden GaN yarıiletken aygıt pazarının, 2023 yılına kadar 16,5 milyar dolardan 22,5 milyar dolara çıkması beklenmektedir. Böylesine artan pazar büyüklüğü ile ticari anlamda da büyük önem arz etmektedir (MarketsandMarkets Research Private Ltd., 2018).

Bu tez çalışması kapsamında; LED yapısında kullanılmak üzere metalorganik kimyasal buhar biriktirme (MOCVD) sistemi ile safir alttaş üzerine katkısız ve katkılı (n-tipi ve p-tipi katkı) olarak büyütülen GaN kristal filmleri elde edilmiştir. 2 inç çapındaki desenli (PSS) ve desensiz (SSP) safir alttaş üzerine epitaksiyel olarak büyütülen GaN örnekler yine bu tesiste yer alan tahribatsız muayene sistemlerinden önce fotoluminesans (PL) ölçüm sistemi kullanılarak örneklerin karakteristik bant aralığı değerleri ve malzeme kalitesi belirlenmiştir. Daha sonra yüksek çözünürlüklü

X-ışını kırınımı ölçüm sistemi (HR-XRD) kullanılarak yapıların kalınlığı ve kusur yoğunluğu gibi yapısal özellikleri belirlenmiştir. Son olarak yüzey kalitesini görsel olarak görebilmek için optik mikroskop yardımı ile yüzey pürüzlülükleri ve kusurlar incelenmiştir. Tahribatsız ölçümleri takiben Hall Etkisi Ölçüm Sistemi (HEMS) kullanılarak 2 inçlik örnekler, 1x1 cm'lik kare boyutlarında kesilip köşelerine katkı tipine uygun metallere kontak alınarak HEMS'de ölçüme hazır hale getirilmiştir. HEMS ölçümleri ile örneklerin taşıyıcı mobilitesi (μ) ve konsantrasyonu (n), Hall voltajı (V_H), Hall katsayısı (R_H), direnç (R ya da ρ), iletkenlik (σ), magnetodirenç (R_B), iletkenlik tipi (n ve p), I-V eğrileri gibi numune için önemli olan elektriksel parametreler ölçülmüştür. Bu örneklerden p-tipi olanlar farklı sıcaklık ve sürelerde tavlandıktan sonra HEMS ölçümleri yapılmıştır. Böylelikle doğal olarak n-tipi gibi davranan GaN yapısını p-tipi katkılama için kullanılan magnezyumun atomları aktive edilip, 2 inçlik örneğin farklı bölgelerinden alınan numunelerin hol konsantrasyonu ölçümü yapılmıştır.

Katkısız GaN örneklerinin HR-XRD ve PL ölçüm sonuçlarına göre kristal kalitesi en iyi olan örneğin vida (screw) tipi, karışım (mixed) tipi ve sarı lüminesans şiddetinin GaN şiddetine oranı (I_{YL}/I_{GaN}) sırasıyla 248 arcsec, 236 arcsec ve 0,23 olarak bulunmuştur. Mg katkılı yani p-tipi GaN büyütme örneklerinin HEMS sistemi ile hol konsantrasyonunu, PL ölçüm sistemi ile kusur yoğunluğunu ve Optik Mikroskop ile yüzey morfolojisini belirleme çalışmalarına göre katkı (dopant)/III oranı 0,65 ve tavlama sıcaklığı 800°C olan numune, hem yüzey kalitesi bakımından hem de $5,86E+17 \text{ cm}^{-3}$ olan taşıyıcı yoğunluğu değeriyle en iyi numune olarak belirlenmiştir. Son olarak n-tipi GaN büyütmelerinden elde edilen örneklerin HEMS sistemi ile elektron konsantrasyonu belirlenmiştir ve 80 sccm SiH_4 akışı ile $1,078E+19 \text{ cm}^{-3}$ seviyesinde taşıyıcı konsantrasyonuna ulaşılmıştır.

Bütün bu ölçümler neticesinde, büyütme parametrelerinin (sıcaklık, basınç, gaz akış oranları vb.) GaN yapıları için kritik öneme sahip katkılama seviyesi, katman kalınlığı ve yüzey kalitesi gibi özelliklere etkisi incelenmiştir. Elde edilen verilere göre katkılı ve katkısız GaN yapılarına ait en iyi büyütme parametreleri belirlenerek, LED büyütmelerinin alt yapısı hazırlanmıştır.

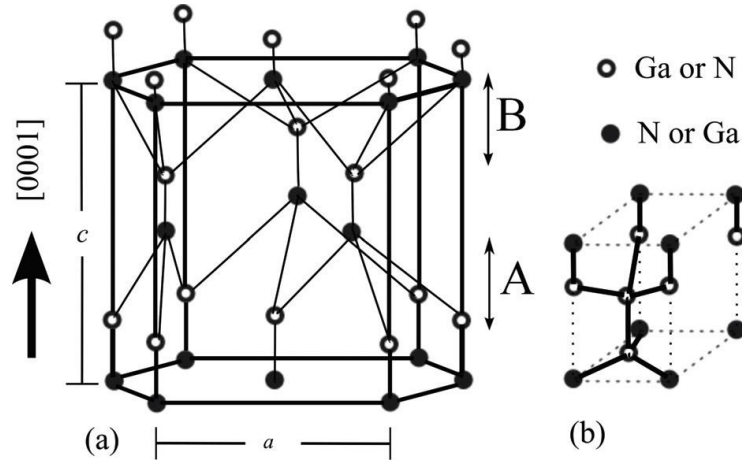
2. LİTERATÜR ÖZETİ

2.1 III-Nitrür Yarıiletkenlerin Özellikleri

Bu bölümde III-nitrür grubunun kristal yapısı ve diğer önemli özellikleri hakkında temel bilgiler verilmiştir.

2.1.1 Kristal yapısı

Katı maddelerin sınıflandırılması, iç atom düzenine dayanır. Çok düzenli ve periyodik atom düzenine sahip malzemeler kristal olarak sınıflandırılırken, rastgele atom düzenine sahip malzemeler amorf malzemeler olarak gruplandırılır. Yarıiletkenlerin karakteristik özellikleri, kafes yapısı olarak da bilinen periyodik atom düzenine bağlıdır. III-Nitrürler wurtzite, çinko sülfür (Zinc Blende, ZnS) ve kaya tuzu (NaCl) olmak üzere üç geometride kristal olarak büyütülebilirler (Rawat ve diğ., 2009). Oda sıcaklığı ve normal basınç altında, termodinamik olarak kararlı olması nedeniyle, wurtzite yapısı kapsamlı olarak incelenmiş ve birçok optoelektronik uygulamada kullanılmıştır. Bu yapı, hekzagonal birim hücreye ve iki örgü sabitine sahiptir. GaN için hekzagonal birim hücre Şekil 2.1'de gösterilmektedir. Her biri III grubu 6 adet ya da azot atomlarından oluşan, iç içe



Şekil 2.1: (a) GaN'nin hekzagonal wurtzite kristal yapısı ve (b) birim hücre yapısı (Ali, 2012)

geçmiş iki tane hekzagonal sıkı paket (hcp) alt-örgüden oluşur. Örgü atomları tetrahedral desende en yakın komşusuna bağlanır ve birim hücre a , c örgü parametreleriyle ve boyutsuz u parametresi ile tanımlanır (Rawat ve diğ., 2009). Örgü parametresi a , altıgen baz düzleminin kenar uzunluğunu ve c örgüsü parametresi, iki özdeş altıgen kafes düzlemi arasındaki boşluğu tanımlar. Boyutsuz parametre u , c yönündeki bağ uzunluğunu karakterize eder. İdeal bir altıgen kafes için, $u = 3 / 8$ 'dir ve bu değerden sapma, birim hücrenin bozulması hakkında bilgi sağlar. Wurtzit GaN'deki altıgen çift katmanlar, Şekil 2.1'de işaretlendiği üzere "ABABAB" dizisini takip etmektedir. İkili nitrürler için a , c ve boyutsuz parametre u örgü parametreleri Çizelge 2.1'de verilmiştir (Morkoç, 2009). Bu çalışmada büyütülen ve analiz edilen numuneler, wurtzite tipi kristal yapıya sahiptir. Tez çalışmasının tamamında yalnızca bu tür kristal yapı üzerine odaklanılmıştır.

Çizelge 2.1: İkili nitrürler için örgü parametreleri (Nakamura ve diğ., 2000)

Örgü parametreleri	GaN	InN	AlN
a (Å)	3.189	3.534	3.111
c (Å)	5.185	5.718	4.978
u	0.377	0.382	0.379

2.1.2 III-nitrürlerde polarizasyon

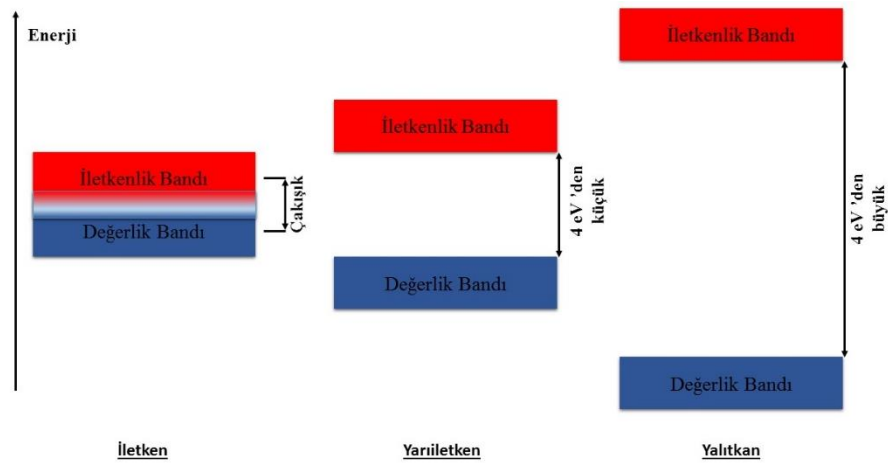
III-N malzemeler *kendiliğinden oluşan polarizasyon* ve *piezoelektrik polarizasyon* olmak üzere iki farklı polarizasyon türüne sahiptir. Kristalde dış polarizasyon alanı yokluğunda toplam polarizasyon, kendiliğinden oluşan ve piezoelektrik polarizasyonun toplamıdır. Kendiliğinden oluşan polarizasyon, birim hücrenin ideal hekzagonal yapısından sapmasıyla oluşur. Kristal simetrisinden ötürü polarizasyon [0001] yönünde hizalanır ve pozitif yönü [0001] eksenine paralel olarak gösterir (Bernardini ve diğ., 1997).

Örgü uyumsuzluğundan dolayı malzemede oluşan polarizasyona ise *piezoelektrik polarizasyon* denir. Epitaksiyel film büyütme esnasında, iki katmanın örgü sabitleri arasında (örneğin, GaN üzerine InGaN büyütürken) fark olması durumunda katmanlar arasında stres oluşur. Katmanlar boyunca oluşan gerginlik, piezoelektrik polarizasyon alanını indükler (Bernardini ve diğ., 1997). Bu polarizasyonların varlığı sonucu malzemede iç elektrik alan oluşur. Buna bağlı olarak III-N aygıtların optik özelliklerinde (dalga boyunun kırmızıya kayması gibi) istenmeyen değişimler

meydana gelir. Buna karşın, malzemenin polar olmayan veya yarı polar kristal yönleri boyunca büyütülmesi ile iç elektrik alanının etkisi azaltılabilir. Uygulamada bu, polar olmayan veya yarı polar alttaşlar kullanılarak yapılır. Polar olmayan durumda (a-düzlemi), piezoelektrik alan büyüme yönüne diktir. İç elektrik alanının bu yönü, aktif cihaz katmanlarındaki (GaN/InGaN/GaN) elektron-hol dalga fonksiyonunun konumunu etkilemez (Zhou ve diğ., 2007). Böylelikle yapının dalga boyunda kayma meydana gelmez. Bu çalışmadaki tüm numuneler c-düzlem yüzeyinde büyütülmüş ve büyüme yönünde iç elektrik alanı elde edilerek büyütülmek istenen yapı korunmuştur.

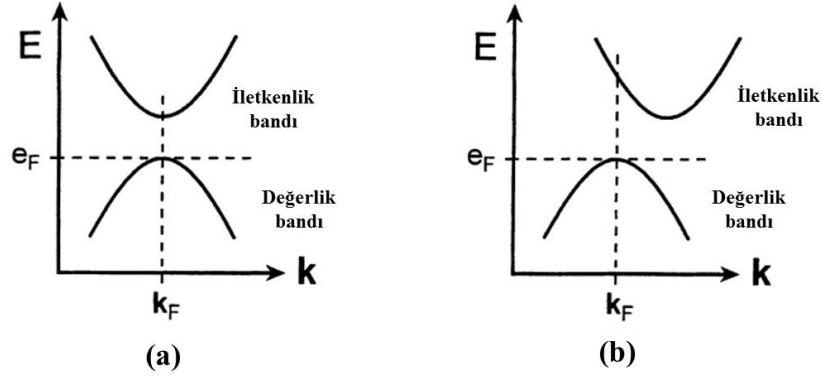
2.1.3 Enerji bant yapısı

Malzemelerin iletkenlik, yalıtkanlık ve yarı iletkenlik özellikleri değerlik ve iletkenlik bantları arasındaki bant aralığı ile belirlenmektedir. Buna göre, iletken malzemede bu iki bant birbiriyle iç içe geçmiş halde iken, yalıtkan malzemede bant aralığı enerjisi 4 eV'den büyük, yarı iletken malzemede ise 4 eV'den küçüktür (Şekil 2.2).



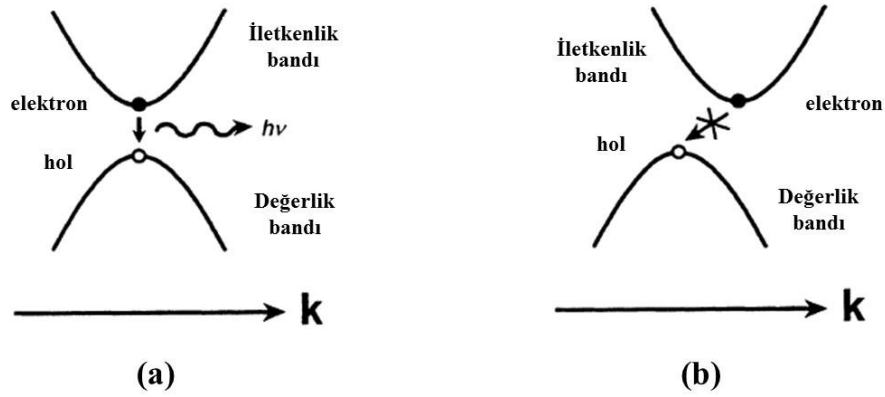
Şekil 2.2: İletken, yarıiletken ve yalıtkan malzemelerin bant aralıkları (Kittel ,2005)

Yarıiletken malzemelerin bant yapısı direkt (doğrudan) ve indirekt (dolaylı) bant olmak üzere ikiye ayrılır. İletkenlik bandının enerji minimumunun, değerlik bandının enerji maksimumunun aynı k dalga vektörü üzerinde olduğu duruma *direkt bant aralığı* (Şekil 2.3(a)), aksi olduğu duruma ise *indirekt bant aralığı* denir. Buradaki dalga vektörü taşıyıcıların momentumunu temsil eder (Şekil 2.3(b)) (Ashcroft, 1976; Kittel, 1986).



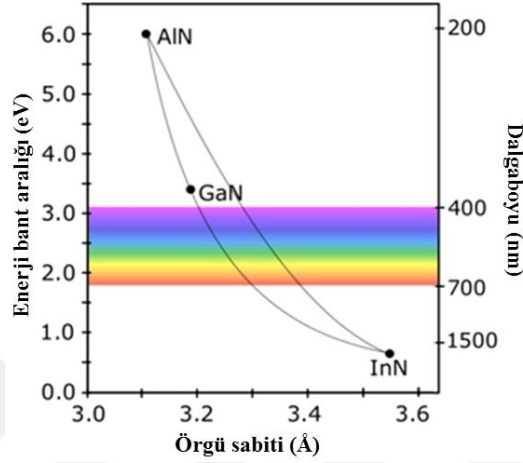
Şekil 2.3: Enerji bant yapılarından (a) direkt bant ve (b) indirekt bant aralıkları. E_F , Fermi dalgı vektöründeki (k_F) Fermi enerji seviyesidir (Seo ve Hoffmann, 1998)

Aralığın direkt ya da indirekt oluşu yarıiletken uygulamalarında oldukça önemlidir. Direkt bant yapısında iletkenlik bandındaki elektron değerlik bandındaki hol ile yeniden birleşime (rekombinasyon) uğradığında momentum korunur. Momentumun korunumu elektron hol çiftlerinin yeniden birleşme olasılığının artması anlamına gelir. Enerjinin korunumu yasasına göre, yeniden birleşme gerçekleştiğinde bir enerji kuantumu foton olarak yayımlanır (Şekil 2.4(a)). Bu fotonun enerjisi (E_g) $h\nu$ kadardır. Burada E_g yasak enerji aralığı, h plank sabiti ve ν fotonun frekansdır (Pankove, 1971). GaN ve GaAs gibi malzemeler direkt yasak enerji aralığına sahiptirler. Böylece, bu yarıiletkenler foton yayabilme özelliği olan yarıiletken malzeme gurubuna dahildirler. Silisyum ve germanyum gibi malzemeler ise indirekt bant aralıklı malzeme grubundadır. İndirekt bant yapısında, elektronların momentum vektörünün hollerin momentum vektöründen farklı olduğu için yeniden birleşme (recombination) olasılığı çok düşüktür (Şekil 2.4(b)) ve bu nedenle malzemeler foton yayamazlar (Bassani ve diğ, 1975; Lax., 1974)



Şekil 2.4: Serbest elektron ve holün ışımalı rekombinasyon sürecinin direkt (a) ve indirekt (b) bant yapısında şematik görünümü. Yayımlım indirekt bant yapısında gerçekleşmiyor (Seo ve Hoffmann, 1998)

Şekil 2.5’de, III-N yarıiletkenlerin bant aralık enerjilerini göstermektedir. Tüm III-nitrürler doğrudan bant aralığına sahiptir (Razeghi M., 2009). III-nitrürlerin bant aralığı enerjileri, kızıl ötesi ve ultraviyole spektral aralıklarının yanı sıra görünür aralığı da kapsayan 3,4 eV (GaN)’dan 0,69 eV (InN) ila 6,2 eV (AlN) arasında geniş bir yelpazeye yayılmıştır. Düzlem içi (in-plane) örgü sabiti a , AlN ve InN için sırasıyla 0,31 ve InN 0,36 nm’dir (Kuritzky ve Speck, 2015).



Şekil 2.5: III-V yarıiletkenlerin örgü sabitine göre bant aralığı enerjileri (Kuritzky ve Speck, 2015)

Ga ve N atomları arasındaki bağ kuvveti çok yüksektir. GaN’in bağ uzunluğu 2,94 eV bağ enerjisi ile 300 K’de 1,94 Å’dur. InN’nin bağ uzunluğu ise bağ enerjisi 1,93 eV iken 2,15 Å’dur (Harrison, 1989). Atomlar arasındaki elektronegatiflik azot için 3.04, alüminyum için 1,61, galyum için 1,81 ve indiyum için 1,78’dir. Elektronegatiflik ile bağ kuvveti arasındaki bu yüksek fark, GaN’nin kimyasal bağlarını çok güçlü ve kararlı hale getirir. Bu nedenle, GaN yüksek termal kararlılık ve yüksek sertliğe sahiptir (Morkoç, 2008).

Bağlar güçlü olduğu için, III nitrürlerin erime noktaları da yüksektir. GaN erime sıcaklığı 2500°C civarında olup InN erime noktası 1300 °C civarındadır. Bununla birlikte, GaN’nin ayrışma sıcaklığı çok daha düşüktür (Lide D. , 1992).

GaN’nin c yönü boyunca termal iletkenliği, oda sıcaklığında 1,3 W/cm.K’dır (Pankove, Optical processes in semiconductors, 1971). Termal iletkenlik sıcaklık düştükçe dramatik olarak 0,4 W/cm.K’ye düşer.

2.1.4 Safsızlıklar

Safsızlıklar, ince filmlere dâhil olan yabancı maddelerdir. İstemediğimiz bu kirliliklerin bir kısmı, kaynaklardan ve çevreden yayılır ve asgari düzeye indirilmelidir. Bilinçli eklenen safsızlıklardan gelen yabancı maddeler ise ince filmin optik ve elektriksel özelliklerini kontrol etmek amacıyla filmin içine yerleştirilir (Kittel, 2005)

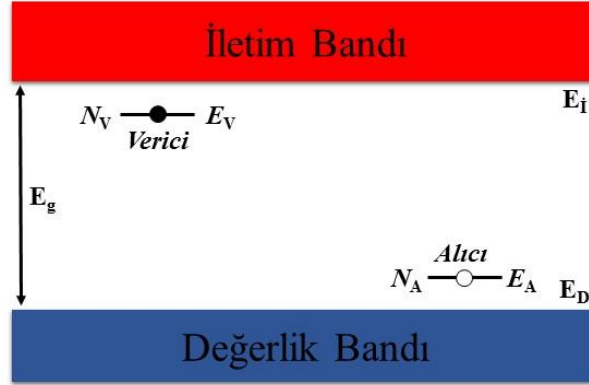
Büyütülmüş GaN ince filminde karşılaşılan istenmeyen katkıları arasında en yaygın olanları karbon ve oksijendir. Karbon çoğunlukla metal organik kaynaklardan, MOCVD reaktör içi çeperinden ve örnek tutucudan gelmektedir. Kaynak materyalin kimyası, kaynakların ayrışma mekanizmaları birbirinden farklı olduğu için karbon kirliliği seviyesi açısından her biri kendine özgüdür. Yüksek miktarda karbon birleşmesi, n-tipi malzemenin yerini doldurur (Razeghi, 2010).

Oksijen, istenmeden film içine yayılan bir başka safsızlıktır. GaN'nın N bölgesini kaplar ve bir verici olarak görev yapar. Oksijen kirliliği, reaktör veya kaynak gazlarındaki kirleticilere dayalıdır. Katkılı GaN'da istenmeyen şekilde yüksek seviyeli elektron konsantrasyonunun görülmesinin ana nedeni budur. GaN'ı p ve n tipi yapmak için gerekli olan ana katkılayıcıları sırasıyla Mg ve Si'dir (Morkoç, 2009).

Elektronların veya deşiklerin konsantrasyonunu artırmak için, saf olmayan atomlar yarı iletken kristal içine katılır. Şekil 2.6'da gösterildiği gibi, bu katkı maddelerinin enerjisi değerlik (valance) bandının biraz üstünde (alıcılar) veya iletim (conduction) bandının biraz altında (vericiler) yer almaktadır. Alıcılar (acceptors), değerlik bandından ekstra bir elektron alırlar ve negatif yüklü iyonlar haline gelirler, böylece bir deşik (hole) oluştururlar (p-ekleme). Vericiler (donors) iletim bandında bir elektron bırakırlar ve pozitif yüklü iyonlar haline gelirler (n-ekleme). GaN için n tipi ekleme SiH₄ (silan) ya da Si₂H₆ (disilan) ile yapılırken, p tipi ekleme Cp₂Mg (bis(cyclopentadienyl) magnesium) öncül (precursors) kaynakları kullanılarak yapılır (Piprek, 2003).

Ekleme, optoelektronik yarı iletken cihazlar için oldukça önemlidir çünkü malzemelerin optik ve elektriksel özellikleri, farklı ekleme türleri ve seviyeleri ile büyük oranda değişim gösterir. Katkısız GaN filmi genellikle n-tipi katkı gibi davranır. Bu kendiliğinden n-tipi katkı davranma durumunun sebebi olarak N

boşlukları (Tietjen, 1969) ve/veya Si ve O atomlarının sırasıyla Ga ve N ile yer değiştirmesinden kaynaklı safsızlıklar gösterilmektedir (Chung & Gershenzon, 1992).



Şekil 2.6: Alıcı ve verici seviyelerinin enerji bant aralığı içindeki gösterimi (N_v , N_A , konsantrasyon; E_v , E_A , E_i , E_D , enerji seviyeleri; E_g enerji bant aralığı) (Piprek, 2003)

2.2 III-Nitrürler İle İlgili Daha Önce Yapılmış Çalışmalar

Bu bölümde III-nitrürlerin geliştirilme sürecinde daha önce yapılmış olan çalışmalardan bahsedilmiştir.

2.2.1 Safir alttaş üzerine GaN büyütme çalışmaları

MOCVD yöntemi ile GaN büyütme, ilk defa 1971 yılında H. M. Manasevit ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilmiştir (Manasevit ve diğ., 1971). Akasaki ve grubu, GaN temelli LED ve LD'leri geliştirmek amacıyla 1973'te moleküler demet epitaksi (MBE) ve 1975'te hidrür buhar faz epitaksi (HVPE) yöntemleri ile çalışmalar yürütmüşlerdir. 1978'de HVPE yardımıyla daha önce yapılmamış bir metal-yalıtkan-yarıiletken (MIS) tipi GaN mavi LED geliştirilmiştir (Ohki ve diğ., 1981). Ancak, HVPE yönteminde büyütme oranının çok yüksek olmasından dolayı MIS-tipi yapılarda yalıtkan tabakanın nanometre ölçeklerde kalınlığını kontrol etmek zor olduğundan daha sonra geliştirilen LED'lere göre çalışma voltajı yüksek ve parlaklığı düşük çıkmıştır (Amano ve diğ., 1989). 1980'lerde verimli mavi LED'lerin üretimi için olası iki malzeme vardı: çinko selenit (ZnSe) ve GaN. ZnSe ve GaAs arasındaki %3'lük düşük örgü uyumsuzluğundan dolayı GaAs alttaş üzerine yüksek yapısal kalitede ZnSe büyütülebilmştir (Ohkawa, 2014). Ancak, GaN için uygun alttaş bulunamamış ve araştırmacılar GaN ile örgü uyumsuzluğu %16 olan safir alttaş üzerine büyütme yapmak durumunda kalmıştır. Bu büyütmelerin sonucunda yüksek

dislokasyon yoğunluğu olan kusurlu yapılar elde edilebilmiştir. Bu durum ZnSe'yi araştırmacıların gözünde daha popüler kıldığı gibi GaN'ını da geleceği olmayan bir malzeme türü olarak göstermiştir (Nakamura, 2014).

Akasaki (1974) daha önceki büyütme deneyimlerine dayanarak diğer bir yöntem olan MBE'de GaN büyütmenin zor olduğunu bildirmiştir. Çünkü o dönemde MBE'de yapılan büyütme oranlarının düştüğü ve azot yetersizliği eğilimi olduğu gözlenmiştir. Ayrıca, alüminyum galyum nitrür (AlGaN) ve galyum indiyum nitrür (GaInN) gibi alaşımların bileşimi ve safsızlık atomu katkılama seviyesi, MOCVD'de kaynak gazlarının akış oranlarının değiştirilmesiyle kolaylıkla kontrol edilebilmiştir. Bu sebeplerden dolayı, Akasaki ve grubu sonraki çalışmalarında GaN büyütme için MOCVD yöntemini kullanmayı tercih etmiştir (Amano, 2014).

2.2.2 GaN üretimine uygun MOCVD reaktörün geliştirilme süreci

1982 yılında Akasaki ve Amano, GaN yapısının geliştirilmesi için dikey tip MOCVD reaktörü tasarlamışlardır (Amano, 1986). Fakat gaz akışı çok düşük olduğundan, taşıyıcı gazın hidrojen olduğu GaN büyütmesi yapılamamıştır (Hashimoto ve diğ., 1984). 1984'te reaktöre giden gaz hatlarının tamamını tek hatta toplayarak gaz akışını biraz daha arttırmayı başaran Amano, taşıyıcı gazın hidrojen olduğu safir üzerine GaN büyütme, yüzeyi morfolojisi ve kristal kalitesi çok kötü olmasına rağmen ilk defa başarmıştır. Amano, yaklaşık iki yıl boyunca farklı büyütme sıcaklıklarında, farklı kaynak ve taşıyıcı gaz akışlarında, farklı şekillerde örnek tutucularla kullanarak birçok parametrik GaN büyütmesi yapmıştır ama %16 'lık örgü uyumsuzluğunun üstesinden gelinemediği için pürüzsüz yüzeyli yüksek kalitede GaN büyütülemediği için (Amano ve diğ., 1986).

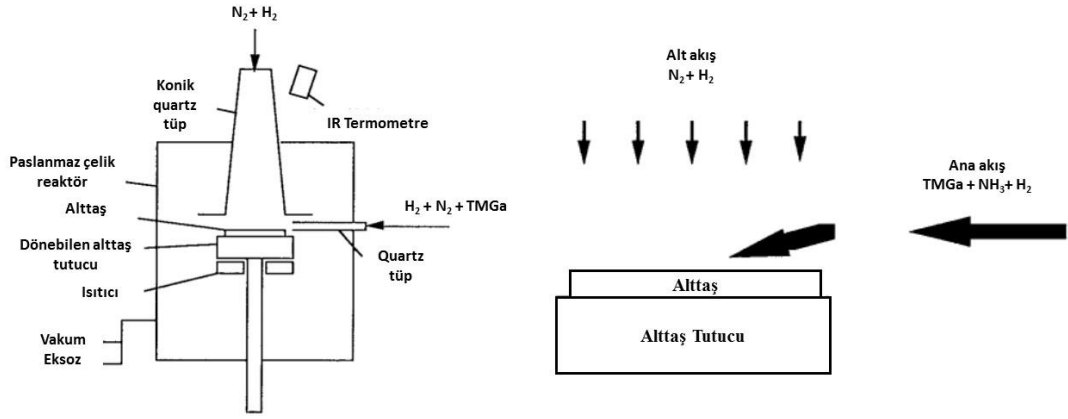
Akasaki ve Amano'nun araştırma ölçeğinde geliştirdiği MOCVD sistemindeki reaktör tasarımından dolayı, yüksek taşıyıcı gaz hızları (yaklaşık 4,25 m/s) ile GaN büyütme yaparken yapının tekdüzeliğini, ölçeklenebilirliğini ve tekrarlanabilirliğini sağlama ile ilgili zorluklar ortaya çıkmıştır. Ayrıca, bu reaktör tasarımına göre, yalnızca küçük boyutlarda alttaş üzerinde büyütme yapılabilmektedir. Bu nedenle, ticari üretime elverişli değildir (Amano ve diğ., 1986).

Yüksek kalitede GaN üretiminin bir diğer zorluğu ise MOCVD reaktöründe yüksek konsantrasyonda alüminyum kullanılıyor olmasıdır. Akasaki ve Amano (1986)'nın yüksek kalitede pürüzsüz yüzeyli GaN filmi üretimini sağlayan buluşu olan

alüminyum nitrat (AIN) kullanımı, MOCVD reaktörü iç çeperlerine tutunarak bir sonraki GaN büyütme sürecinde yapıya nüfuz eden safsızlığa sebep olmuştur. Bu durum aynı büyütme parametrelerine sahip yapıların farklı özelliklerde olmasına sebep olarak büyütme sürecinin tekrarlanabilirliğini olumsuz etkilemiştir. Bu sebeple büyütme sürecinde yüksek konsantrasyonlu alüminyum kullanımını ortadan kaldırmak gerekmiştir (Nakamura ve diğ., 1991). Bunun üzerine 1989 yılında, Shuji Nakamura çalıştığı Nichia Kimya şirketinde GaAs büyütme için kullanılan MOCVD sisteminin reaktörünü, Akasaki ve Amano'nun geliştirdiği reaktörden farklı olarak geliştirmeye çalışmıştır. Yaklaşık 1,5 yıl süren bu çalışmalar neticesinde Şekil 2.7'de şematik olarak gösterilen düşük taşıyıcı gaz akışlı TF-MOCVD “çift-akış MOCVD reaktörü” icat edilmiştir. Bu reaktörü kullanarak, çok düzgün ve yüksek kaliteli 2 inç GaN büyütmesi elde edilebilmiştir. Bu reaktörün en önemli yeniliği, taşıyıcı gazları alt tabakaya hafifçe itmek ve böylece termal sınır tabakasını geliştiren bir alt akış sağlamak olmuştur. Bu buluşun günümüze kadar yapılan GaN çalışmalarına ve CCS MOCVD reaktör tipinin geliştirilmesinde önemli katkıları olmuştur (Nakamura ve diğ., 1991).

TF-MOCVD reaktörünün geliştirilmesi ve AIN tampon tabakasının keşfi ile yüksek kalitede GaN tabakalarını büyütme mümkün hale gelmiştir. Kristalin kalitesini gösteren ölçülebilir parametrelerden birisi elektron hareketliliği (mobilité)'dir. Daha az kusur, daha az saçılma olayıyla sonuçlanır ve bu da elektronların genel hareketliliğini artırır. TF-MOCVD ile doğrudan safir alttaş üzerine büyütülen (tampon tabakasız) GaN'nın mobilitesi $200 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ iken Nakamura ve diğ. (1991), Akasaki ve Amano'nun çalışmalarının sonuçlarına göre mobilité $50 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 'dir (Amano ve diğ., 1986). Safir üzerine AIN tampon tabaka büyütülüp ardından GaN tabakası büyütülerek elde edilen yapıda mobilité $450 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 'ye kadar artarken, aynı çalışma çift-akış MOCVD ile yapıldığında, oda sıcaklığında elde edilen HEMS ölçüm sonuçlarına göre $600 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ olmuştur (Nakamura ve diğ., 1991).

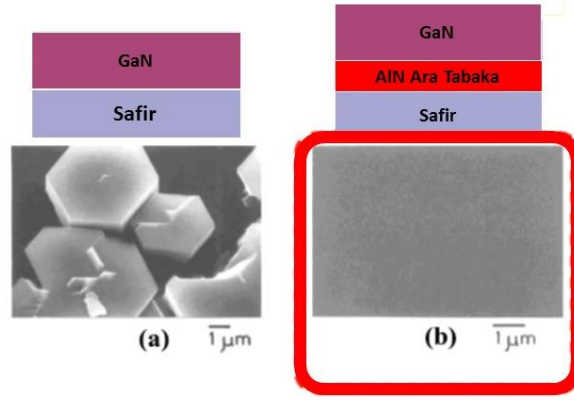
Nitrür tabanlı yarıiletken üretimi için günümüzde yaygın olarak kullanılan MOCVD reaktörlerinden biri de “Close Coupled Showerhead” yani dikey akışlı tasarıma sahip reaktör tipidir (Dauelsberg ve diğ., 2007; Tao ve diğ., 2011; Tuna ve diğ., 2013).



Şekil 2.7: Çift-akış MOCVD reaktörünün şematik görünümü (solda) ve alt akışın taşıyıcı gazlar üzerine etkisini gösteren şematik görünüm (sağda) (Nakamura ve diğ., 1991)

2.2.3 Düşük sıcaklıkta AlN tampon tabaka büyütme çalışmaları

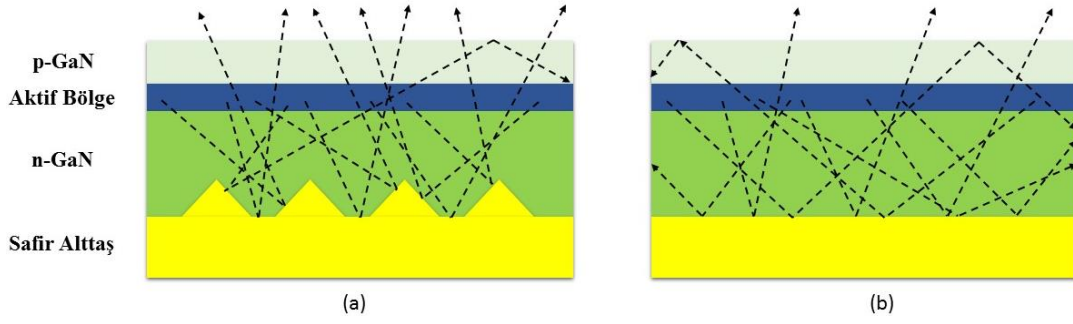
1967 yılında, Isamu Akasaki Tokyo 'da bulunan Matsushita araştırma merkezinde toz halindeki alüminyum nitür (AlN) araştırması ile nitür çalışmalarına başlamıştır (Akasaki ve diğ., 1967). GaN büyütme çalışmaları yapan Amano, kendisiyle aynı zamanda AlN ve AlGaN büyütme çalışmaları yapan Koide'nin örnekleriyle kendi GaN yapısını karşılaştırdığında Al içerikli nitürlerin yüzeyinin GaN'a göre daha pürüzsüz olduğunu fark etmişti. Buradan yola çıkarak safir üzerine GaN büyütmeden hemen önce ince AlN tabakası büyütme çalışmaları yapmıştır (Akasaki ve diğ., 1967). Ayrıca, Nishinaga ve diğerlerinin örgü uyumsuzluğu %16 olan silisyum üzerine bor fosfat (BP) büyütükleri çalışmalarında, BP büyütülmeden hemen önce kaynak gazı olarak fosfor ön akışı sağlanması ile fosfor atomlarının silisyum yüzeyinde çekirdeklenme (nucleation) merkezleri oluşturma eğiliminde olduğunu gözlemlemişlerdir (Nishinaga ve diğ., 1975). Buradan yola çıkan Amano, TMAI ve NH_3 kullanarak safir altta taş yüzeyinde düşük sıcaklıkta AlN çekirdeklenme merkezleri oluşturmuştur. Bu ince AlN tabakası üzerine de GaN tabakasını büyütmüş ve örnek incelendiğinde yüzey kalitesi çok yüksek, çok saydam bir yapı elde edildiği rapor edilmiştir (Şekil 2.8). Bu yöntem dünya genelindeki araştırmacıların kullandığı "düşük sıcaklıkta büyütülen tampon tabaka teknolojisi" olarak bilinmektedir. (Amano ve diğ., 1988; Ito ve diğ., 1999).



Şekil 2.8: Safir (0001) alttaş üzerine büyütülen (a) AlN tampon tabakasız (b) AlN tampon tabakalı GaN'nın SEM yüzey görüntüsü (H. Amano ve diğ., 1986)

2.2.4 Desenlendirilmiş safir alttaş üzerine GaN büyütme çalışmaları

Günümüzde düz safir alttaş üzerine yapılan büyütme olgunluğa ulaşmış; fakat safir ile GaN arasındaki yüksek örgü uyumsuzluğu yüksek kusur yoğunluğu olan yapılar elde edilmesine sebep olmuştur. Bu nedenle yüksek verimli LED'ler için istenilen kristal kaliteleri elde edilememiştir (Zhou ve diğ., 2006). Bu durum araştırmacıları başka arayışlara yöneltmiştir. Bunlardan en önemlisi desenlendirilmiş safir alttaş (PSS, patterned sapphire substrate) üzerine büyütme yapılarak üç boyutlu adaların daha geç birleşmesini sağlayıp, kalınlık arttıkça kusur yoğunluğu düşen adaların birleşmesiyle daha iyi kristal kalitesi elde etmek olmuştur (Sakai ve diğ., 1997). PSS üzerine yapılan ilk deneme büyütme, 2001 yılında Tadatoma ve arkadaşları tarafından GaN ve safir arasındaki ara yüzeydeki toplam ışık saçılmasını yok ederek LED yapılarında çıkan ışık verimini artırmak amacıyla yapılmıştır (Tadatomo ve diğ., 2001). PSS alttaş ve düz safir alttaş üzerine büyütülen LED yapılarının şematik olarak gösterildiği Şekil 2.9'da, aktif bölgeden PSS alttaş yüzeyine farklı açılar ile saçılan fotonlar geri yansırken p-GaN yüzeyi normaline daha küçük açı ile geldiği için toplam çıkan foton sayısı düz safir alttaşa göre daha fazladır. Bu durum çıkan ışığın verimini arttıran bir etkidir (Yamada, ve diğ., 2002). Shin ve diğ. (2009), konik desenli safir alttaş üzerine yapılan büyütme örneklerinin TEM görüntüleri incelendiğinde literatürde iplik dislokasyonları (TD, threading dislocations) denilen kusurların azaldığını belirtmiştir.



Şekil 2.9: (a) Desenlendirilmiş ve (b) düz safir altaş yüzeylerinin fotonların çıkışına etkisi (Oji Holdings Corporation, 2014)

Bir diğer çalışmada ise Song ve diğ. (2007), PSS ve SSP altaşların üzerine yatay reaktör tipli MOCVD kullanarak ayrı ayrı yaptıkları büyütme ile desenli ve desensiz altaşların GaN filmlerine etkisini incelemişlerdir. Örneklerin, SEM ve TEM ile alınan görüntüleri, Çift Krsital X-Işını Kırınımı (DCXRD)'ndan elde edilen FWHM değerleri ve PL ölçümlerinden elde edilen kusurla ilişkili sarı lüminesans pik gözlemlerine göre desenli altaş üzerine büyütlen GaN filminin kusur yoğunluğunun desensiz altaşa göre daha az olduğu rapor edilmiştir.

Bu tez çalışmasında da daha önce yapılmış çalışmalar göz önünde bulundurularak, üretici firma tarafından yüzeyi düzgün adacıklı şekilde desenlendirilmiş safir altaş üzerine GaN tabakası büyütülerek arayüzeyde meydana gelen kusur yoğunluğunun azaltılması hedeflenmiştir.

2.2.5 p-Tipi GaN büyütme çalışmaları

Verimliliği yüksek GaN temelli aygıtların yapılabilmesi için bir sonraki aşama p-tipi GaN tabakasının geliştirilmesi olmuştur. 1988'de Amano, Zn katkılı GaN tabakasına oda sıcaklığında düşük enerjili elektron demeti ışınması (LEEBI) uygulayarak Zn katkılı GaN'ın p-tipi gibi davrandığını keşfetmiştir (Amano ve diğ., 1989). Bu davranışın örneğin fermi düzeyinin p-tipine doğru kaymasına bağlı olarak gözlemlendiği düşünülmüş ancak örneklerin p-tipi iletim göstermediği anlaşılmıştır. Daha sonra magnezyumun galyuma karşı potansiyel olarak daha sığ bir alıcı olduğu fark edilmiştir. Bunun nedeni Mg ile Ga arasındaki elektronegatiflik farkının Zn ve Ga arasındaki farktan daha küçük olmasıdır (Phillips, 1973). Takiben, 1989 yılı başlarında, Masahiri Kito düşük sıcaklıkta tampon tabaka üzerine yüksek kalitede Mg katkılı GaN büyütmüş ve Mg katkısı için bis-siklopentadienil Mg (Cp_2Mg) ve metil- Cp_2Mg (MCp_2Mg) öncüllerini kullanılmıştır (Akasaki ve diğ., 1989; Amano ve

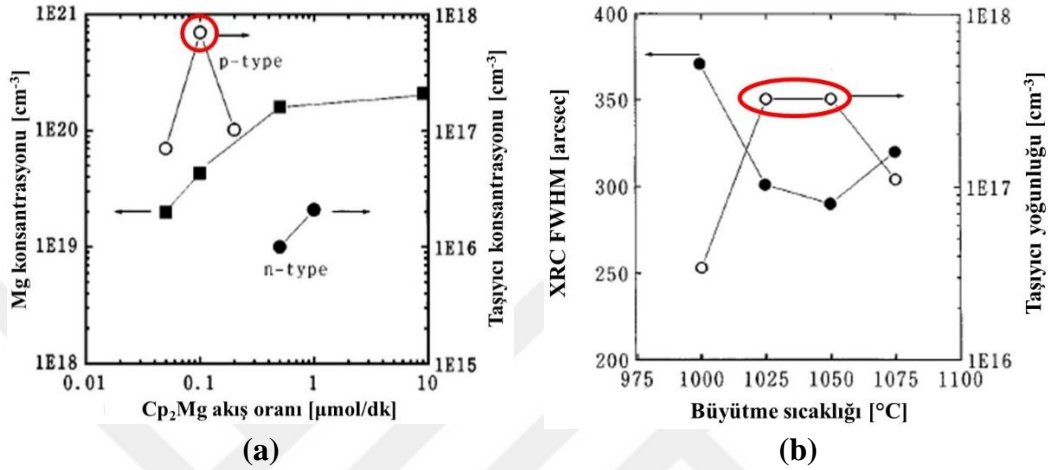
diğ.,1990). Daha sonra, Mg katkılı GaN örneğine LEEBI uygulanmış ve yapının ışımaya karşı verdiği spektroskopik cevap değişmeden mavi lüminesans yoğunluğunun belirgin şekilde arttığı ve Hall etkisi ölçümü sonucunda öncekine göre daha düşük dirençli p-tipi katkılı davranış gözlemlenmiştir (Amano ve diğ., 1989). 1992’de Nakamura ve grubu, Mg ile katkılanan GaN’nın p-tipi olması gerekirken n-tipi gibi davranmasının nedeninin Mg atomlarını pasifleştiren H atomları olduğunu keşfetmiştir (Nakamura ve diğ., 1992). Bu keşiften birkaç yıl sonrasında Jörg Neugebauer ve Chris Van de Walle yaptıkları teorik hesaplamalar ile Mg katkılı GaN’da hidrojen pasivasyonunu teyit etmişlerdir (Neugebauer ve Walle, 1995).

MOCVD yöntemi ile GaN büyütülürken azot kaynağı olarak amonyak (NH_3), Galyum kaynağı olarak da TMGa ($\text{Ga}(\text{CH}_3)_3$) kullanılır. Amonyak, büyütme sırasında ısıl ayrışma (pyrolize) uğrayarak parçalanır ve atomik hidrojen GaN kristaline katılır. Kristalde Mg varsa, hidrojen atomu magnezyum hidrojen kompleksi (Mg-H) oluşturur ve böylece magnezyumun bir alıcı olarak davranmasını önler (Nakamura ve diğ., 1992). GaN:Mg örneğinin yaklaşık 400°C üzerinde hidrojen içermeyen ortamda termal tavlama, hidrojenin kristalin dışına dağılmasına ve böylece Mg-H kompleksinin parçalanmasına sebep olur (Nakamura ve diğ., 1992). Nakamura’nın geliştirdiği termal tavlama yöntemi ile, birden fazla GaN’ın p-tipi aktivasyonu hızla ve eşzamanlı olarak sağlanabilmiştir. Bu yöntem endüstriyel bir standart haline gelmiş ve günümüzde birçok firma tarafından kullanılmaktadır (Nakamura, 1997).

Sonuç olarak, p-GaN’ın büyütme sürecinde başlıca üç zorluk: (1) ideal dopant(Mg)/III(Ga) oranını bulmak, (2) en uygun büyütme sıcaklığını belirlemek ve (3) büyütme sonrası Mg aktivasyonu için ideal ısıl tavlama koşullarını belirlemektir (Tokunaga ve diğ., 1998; Huang ve diğ., 1996). Bu zorlukların ana sebebi Şekil 2.4’te gösterildiği gibi p-GaN’ın dar bir Cp_2Mg akışı aralığında elde edilebiliyor olmasıdır (Tokunaga ve diğ., 1998). Örneğin, Şekil 2.10(b) incelendiğinde ideal büyütme sıcaklığı aralığının yalnızca 25°C olduğu görülmektedir.

Svensk ve diğ. (2007) MOCVD büyütme parametrelerinin Mg katkılı p-GaN yapısına etkilerini araştırmak için 9000 sccm akışa sahip iki farklı taşıyıcı gaz ile (H_2 ve N_2) ayrı ayrı büyütme yapılmıştır. Mg akışı H_2 taşıyıcı gazı ile 275-400 sccm arasında, N_2 taşıyıcı gazı ile 100-300 sccm arasında olacak şekilde ayarlanmıştır. Büyütme sonrası elde edilen örnekler ısıl tavlama fırınları ile O_2 ve N_2 ortamında

450-800°C arasında ayrı ayrı tavlamaıştır. Sonuç olarak, N₂ taşıyıcı gazı ile Mg akışının 195 sccm olduğu büyütme örneği 60°C’de 30 dk boyunca tavlandıktan sonra yapılan Hall ölçümüne göre, en yüksek hol konsantrasyonu seviyesini 2,8E+17 cm⁻³ ve en düşük direnç değerini 2 ohm.cm olarak bulmuşlardır (Svensk ve diğ., 2007).

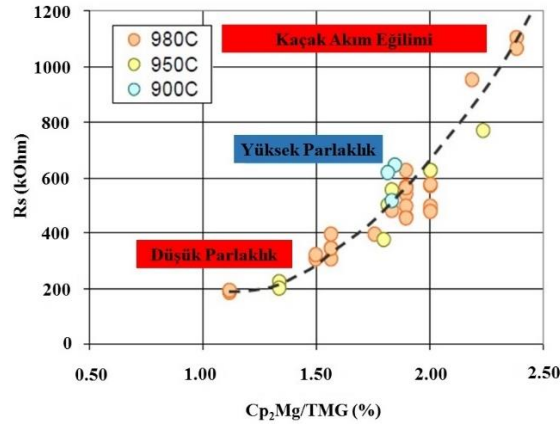


Şekil 2.10: (a) Cp₂Mg akış oranına bağlı taşıyıcı ve Mg konsantrasyonlarının değişimi ve (b) büyütme sıcaklığına bağlı X-ışını sallantı eğrisi FWHM değeri ve taşıyıcı yoğunluğu değişimi grafikleri

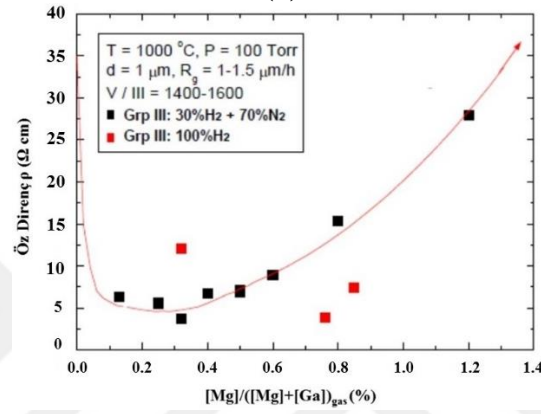
Bu tez çalışmasında en ideal hol konsantrasyonuna, dirence ve yüzey morfolojisine sahip p-GaN yapısını elde edebilmek için ilgili literatür çalışmaları ve Şekil 2.11’de gösterilen (a) Cp₂Mg/TMGa oranına karşılık direnç değişimini ve (b) [Mg]/([Mg]+[Ga]) oranına karşılık özdirencin değişimini gösteren grafikler referans alınarak parametrik büyütme yapılmıştır (Aixtron, 2014).

2.2.6 n-Tipi GaN büyütme çalışmaları

Yapılan çalışmalara göre, taşıyıcı konsantrasyonu 5x10¹⁸ cm⁻³ seviyelerinde olan Si katkı GaN filmi AlN ara tabaka kullanılarak elde edilebilmektedir (Murakami diğ., 1991). Ancak AlN ara tabaka ile büyütülen Si katkı GaN filmi taşıyıcı konsantrasyonu 1x10¹⁸ cm⁻³ üzerine çıkarken, yüzeyde V-şekilli oluklar ve çatlaklar gözlemlenmiştir. Diğer yandan Nakamura ve arkadaşları, geleneksel MOCVD yerine yeni geliştirdikleri TF-MOCVD ile 2” safir alttaş üzerine Amano ve diğ. (1986) ve Akasaki ve diğ. (1989)’nin aksine ara tabaka olarak AlN kullanmayıp GaN kullanarak Si katkı GaN film büyütmüş ve yüzeyinde çatlak olmayan, pürüzsüz görümlü ve aynı zamanda Şekil 2.12’de gösterildiği gibi SiH₄ akış ile doğru orantılı olarak artan taşıyıcı konsantrasyonuna sahip n-tipi GaN elde etmişlerdir.



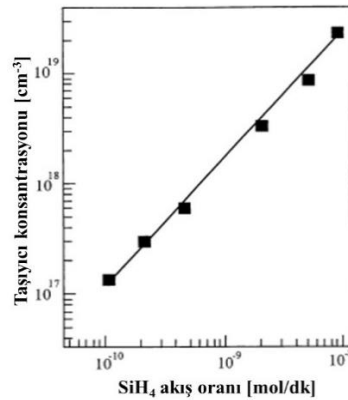
(a)



(b)

Şekil 2.11: (a) $Cp_2Mg/TMGa$ oranına karşılık direncin ve (b) $[Mg]/([Mg]+[Ga])$ oranına karşılık öz direncin değişimi (Aixtron, 2014)

Yüzeydeki ve katkı seviyelerindeki bu farklılığın sebebi farklı ara tabaka kullanımı olabileceği gibi farklı büyütme metotları da olabilir. Nakamura bu sonuçlarla $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ile $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ arasında değişen taşıyıcı konsantrasyonu seviyelerini elde etmiştir. En yüksek taşıyıcı konsantrasyonu $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, 10 nmol/dk'lık SiH_4 akışı ile elde edilmiştir (Nakamura ve diğ., 1992).



Şekil 2.12: SiH_4 akışı ile doğru orantılı olarak artan Si katkılı GaN filminin taşıyıcı konsantrasyonları

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1 GaN'nın Epitaksiyel Olarak Büyütülmesi

3.1.1 Kullanılan alttaşlar ve özellikleri

Mevcut GaN kristaller yeterli büyüklükte ve makul maliyetlerde üretilemediği için GaN büyütmelerinde heteroepitaksiyel metotlar tercih edilmektedir. Bu yöntemle hekzagonal wurtzite GaN büyütebilmek için uygun alttaşlar (Çizelge 3.1) silisyum, silisyum karbür (SiC) ve safir (Al₂O₃)'dir (Jain ve diğ., 2000). Silisyum (111) üzerinde büyütülen katmanlar çoğunlukla kalitesizdir ve kübik yapılı kalıntılar içerir (Strittmatter ve diğ., 1999). Yüksek kalitede GaN büyütme için ise 6H-SiC alttaş kullanılabilir (Weeks ve diğ., 1995). SiC'nin GaN ile örgü uyumsuzluğu sadece %3,5'dir ve SiC alttaşlar iyi bir elektriksel iletkenliğine sahiptir. Ancak SiC'nin en büyük dezavantajı, GaN ile arasında yüksek termal genleşme katsayısına bağlı olarak

Çizelge 3.1: GaN büyütmede kullanılan alttaşlar ve özellikleri

Malzeme	Kristal Yapı	GaN ile örgü uyumsuzluğu oranı	300 K'de termal iletkenlik (W/cm K)	Termal Genleşme Sabiti Uyumsuzluğu	Alttaş Boyutu ve Maliyeti
GaN	Wurtzite	%0	1,3	0%	2'' Çok Yüksek Maliyetli
Safir	Hegzagonal	%16	0,3	%34	2''- 8'' Orta Seviye Maliyetli
6H-SiC	Wurtzite	%3,5	4,9	%25	2''- 6'' Yüksek Maliyetli
Si	Kübik	% -17	1,3	%56	2''- 12'' Düşük maliyetli

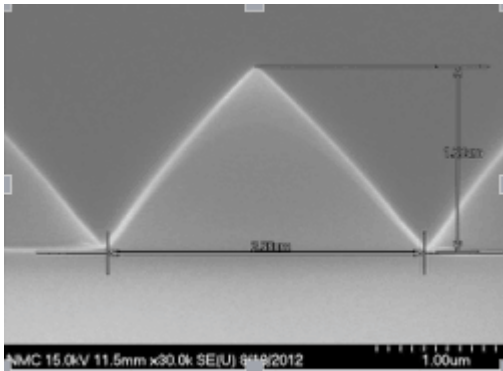
gerilme stresine neden olmaktadır. Ayrıca, 4H ve 6H gibi politip alttaşların maliyeti de yüksektir.

Optoelektronik uygulamalar için bugüne kadar kullanılan en popüler alttaş c-düzlem (0001) safirdir. Safir yüzeyler iyi termal kararlılığa ve düşük maliyetlere sahiptir. GaN ile büyük örgü uyumsuzluğu (%16) ve genleşme katsayılarının farklı olmasına rağmen farklı büyütme teknikleri ile bu dezavantajın üstesinden gelinir. C-düzlem safir üzerine büyütülen GaN filmleri kutupsaldır ve Bölüm 2.2.2’de açıklandığı gibi numuneye paralel (0001) düzlemedir.

Bu çalışmada, biri düz safir (SSP) alttaş diğeri desenlendirilmiş safir (PSS) alttaş olmak üzere iki tip safir alttaş kullanılmıştır. Alttaşların özellikleri Çizelge 3.2’de gösterilmiştir. Çizelge 3.2’de belirtilen fiziksel özelliklerden farklı olarak desenlendirilmiş safir alttaşın yüzeyi üzerinde Şekil 3.1’de gösterildiği gibi konik yapılar bulunmaktadır.

Çizelge 3.2: Çalışmada kullanılan safir alttaşların özellikleri (Jiaozuo TreTrt Materials Co., Ltd., 2017)

Malzeme	Monokristal Safir Al ₂ O ₃
Saflık	Yüksek %99,996
Yönelim	C-plane(0001) off M-plane (1-100) $0.2^\circ \pm 0.1^\circ$ and C-plane (0001) to A(11-20) $0^\circ \pm 0.1^\circ$
Çap	50,8 mm $\pm 0,1$ mm
Kalınlık	430 um ± 15 um



(a)



(b)

Şekil 3.1: Desenlendirilmiş safir alttaşın (a) yan kesit ve (b) üstten SEM görüntüsü (Jiaozuo TreTrt Materials Co.Ltd., 2017)

Bu konik yapıların taban yarıçapı 2,6 µm, yüksekliği 1,6 µm ve iki konik yapı arasındaki boşluk 0,4 µm'dir.

3.1.2 Metal organik kimyasal buhar biriktirme (MOCVD)

Yarı iletken büyütme için kullanılan metal organik kimyasal buhar biriktirme (MOCVD) tekniği, III-N büyütmelerinde en çok tercih edilen tekniktir. Ayrıca, MOCVD metal organik buhar faz epitaksi (MOVPE) tekniği olarak da bilinmektedir. MOVPE, geniş alan büyütme kabiliyeti, epitaksiyel büyütmenin hassas kontrolü, öncü gaz moleküllerinin yüksek yüzey hareketliliği ve katman homojenliği ile öne çıkan bir tekniktir. Bu nedenle yüksek büyütme oranı ile birlikte MOVPE, endüstriyel çalışmalar için en çok tercih edilen yöntemdir (Thompson, 1997).

Epitaksi, kristal formda büyütülmüş uygun alttaşların üzerine ince tek tabakaların üst üste biriktirilmesi anlamına gelir. Sözcüğün kökeni, "yığılanmış" veya "katmanlar halinde düzenlenmiş" anlamında olan Yunanca bir terimden gelmektedir. Epitaksiyel büyütmede, büyütülecek film alttaşın kristal yapısını ve yönelimini kopyalamaya çalışır. Eğer epitaksiyel film, alttaşın veya kendisinden hemen önceki katmandan önemli ölçüde farklıysa, çatlaklar, kusurlar ve dizilim hataları ile dolu bir polikristalin film olarak büyüyebilir. Ancak, uygun büyütme teknikleri kullanılarak, örneğin safir ve GaN gibi yüksek örgü uyumsuzluğu olan yapıları belirli seviyelere kadar uyumlu olarak büyütme mümkündür (Melton ve Pankove, 1997). MOVPE tekniğinde bahsi geçen "metal organik" kelimeleri, büyütme sürecinde kullanılan kaynak malzemelerin özelliğinden gelmektedir. III-VA büyütmelerinde, öncül kaynağı olarak kullanılan grup IIIA metal atomlarının hidrokarbonlarla kompleks molekülleri metal organik bileşikler oluşturur.

Bu tez çalışmasında GaN yapısı büyütülürken, galyum atomu kaynağı olarak trimetilgalyum (TMGa) metalorganik (MO) kaynağı, azot atomu kaynağı olarak amonyak (NH₃) hidrür kaynağı kullanılmıştır. GaN 'ı n-tipi ve p-tipi katkılamak için ise sırasıyla silan (SiH₄, Si katkılama), hidrür kaynağı ve bis-siklopentadienil magnezyum (Cp₂Mg, Mg katkılama) MO kaynağı olarak kullanılmıştır.

Grup III-Nitrürleri'nin sentezlenmesi için genel kimyasal reaksiyon eşitliği denklem 1.2'de verilmiştir.



Bu reaksiyon denkleminde R , örneğin metil (CH_3) veya etil (C_2H_5) gibi bir alkil grubudur. M , galyum (Ga), alüminyum (Al) veya indiyum (In) gibi grup III metallerini temsil eder. N , P, As, N veya Sb gibi grup V elemanlarını temsil eder ve H ise hidrojendir. GaN elde edilmesi için, trimetilgalyum (TMGa) ve amonyak (NH_3) denklem 3.2’de verildiği gibi reaksiyona girer.



Şekil 3.2’de tipik bir MOVPE sistemi şematik olarak gösterilmektedir. Sistemi dört ana bölümden oluşur: gaz taşıma sistemi, reaktör, ısıtma sistemi, eksoz ve güvenlik sistemleri. Gaz taşıma sistemi alkil ve hidrür kaynaklar, valfler, pompalar ve gaz akışı ve gaz karıştırma için gerekli olan diğer teçhizatları içerir. Hidrojen (H_2), Azot (N_2), Argon (Ar) ve Helyum (He) gazları MOCVD büyütme esnasında en yaygın kullanılan asal (inert) gazlardır. Kirliliği en aza indirmek için, gaz kontrol sistemi temiz ve sızdırmaz olmak zorundadır. Ayrıca, kullanılan malzemeler korozif kaynaklara karşı dayanıklı olmalıdır.

Kullanılan kaynakların saflığı modern yarıiletken teknolojilerinde en önemli konulardan biridir. Her türlü kirlilikten kaçınmak için kullanılan kaynakların saflaştırıcılardan geçirildikten sonra büyütmede kullanılması gerekmektedir. Gaz saflaştırıcılar genellikle hidrür kaynaklar ve taşıyıcı gazları daha fazla saflaştırmak için kullanılır.

Alkil kaynakları metalorganik veya organometalik bileşiklerdir ve genellikle bubbler adı verilen paslanmaz çelik bir silindirde bulunan sıvı veya ince kırılmış katı maddelerdir. Kaynağın kısmi basıncı, gaz verici (bubbler) içindeki sıcaklığı ve toplam basıncı hassas bir şekilde kontrol ederek düzenlenir. Elektronik kütle akış kontrolörleri, gaz taşıma sistemi boyunca hidrit ve taşıyıcı gazların kütle akış hızını doğru ve güvenilir bir şekilde ölçmek ve/veya kontrol etmek için kullanılır. Böylece, bubbler boyunca kontrollü bir taşıyıcı gaz akışı göndererek, metalorganik bileşiklerin seyreltik buharları formunda kontrollü bir kütle akışı elde edilebilir.

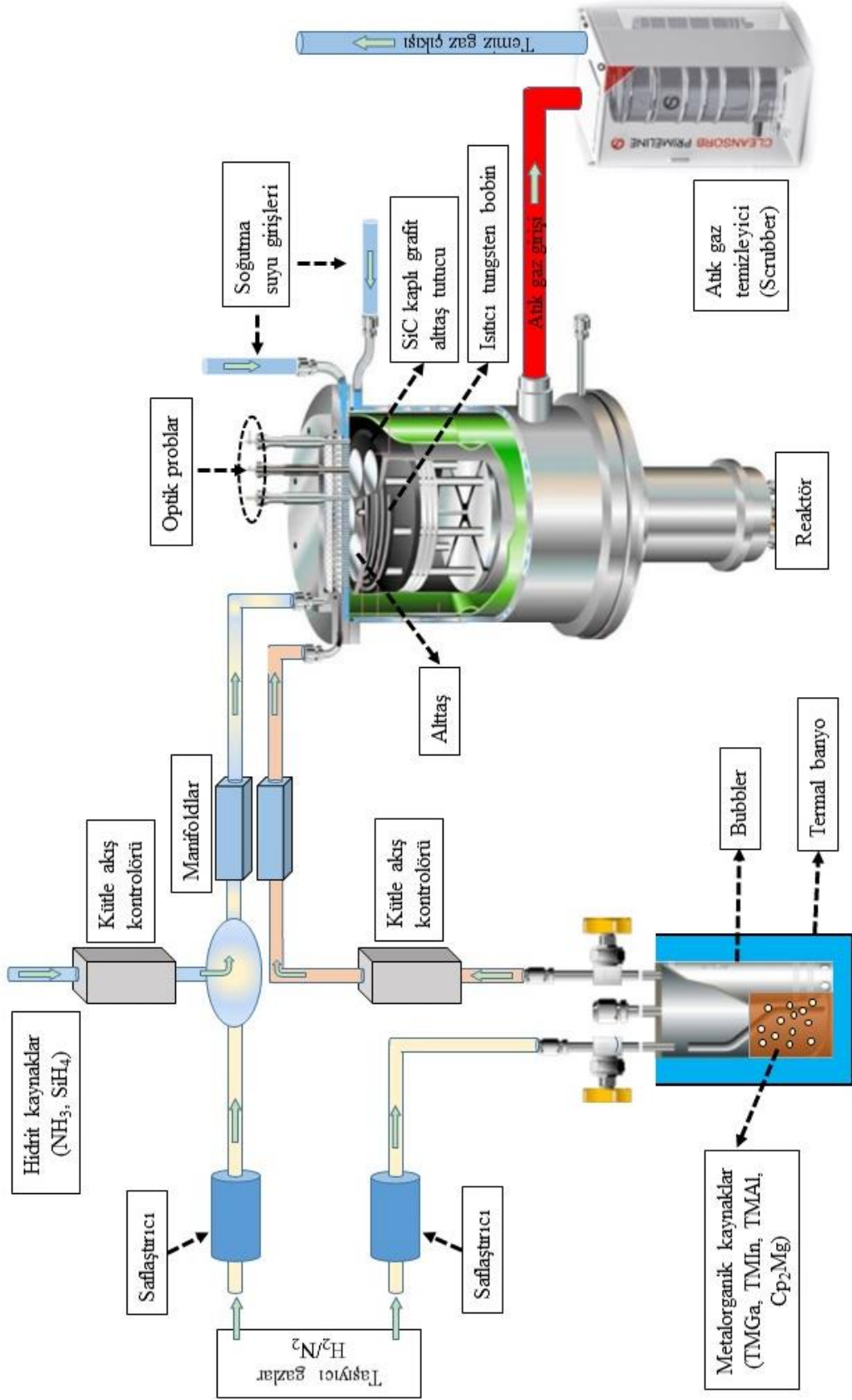
Gaz taşıma sistemindeki uçucu bileşiklerin karıştırılması, önce akışları dengede tutan, daha sonra bunları karıştıran ve bunları reaktöre ya da havalandırmaya (atık) yönlendiren bir manifoldda yapılır. Bu manifold, büyütme bölgesine ulaşmadan önce metalorganik ve hidrit kaynağı materyallerini homojen bir şekilde karıştırmak üzere tasarlanmıştır.

Reaktör içerisinde yer alan örnek alttaş tutucu şu üç farklı yöntemden biriyle ısıtılabilir: radyo frekans (RF) indüksiyonlu ısıtma, ışınımsal (lambda) ısıtma ve rezistans ısıtma (bu çalışmada ki alttaş ısıtma yöntemi). Alttaşın sıcaklığı ısıçift (thermocouple) ve/veya pirometre kullanılarak ölçülür.

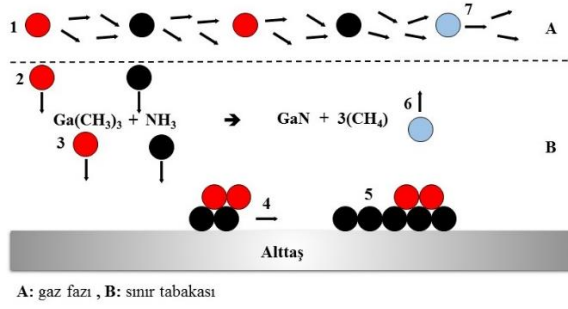
Eksoz sistemi atık gaz temizleyici (scrubber) sistemleri, parçacık filtreleri, yakma kutuları ve reaktörden çıkan reaksiyona girmemiş toksik, parlayıcı veya yanıcı olabilen gazları ve yan ürünleri fiziksel veya kimyasal olarak işleyip zararsız hale getirmeyi amaçlar. Yarıiletken büyütme sistemlerinde genellikle arsin, fosfin ve amonyak gibi toksik gazların veya hidrojen gibi yanıcı gazların varlığını nicel olarak milyonda bir parçacık hassasiyetiyle tespit edebilen zehirli gaz algılayıcılar yer almaktadır (Razeghi, 2009).

Şekil 3.3'de gösterildiği gibi, reaktörün tipine bağlı olarak dikey veya yatay olacak şekilde çok sayıda küçük gaz kanalı vasıtasıyla reaktör içine giriş yapan öncül gaz molekülleri, tungsten renyum bobininden (rezistans) oluşan ısıtıcı ile ısıtılan (yaklaşık 1200 °C'ye kadar) alttaşın yüzeyine gönderilir (1). Difüzyon ile gaz fazı/sınır tabakası ara yüzünden geçen bu moleküller (2), alttaş yüzeyine tutunurlar (3). Ardından kristalleşme bölgesine doğru hareket ederek birikmeye başlarlar (4). Epitaksiyel olarak büyüme burada başlar. Kristalleşme esnasında kimyasal ayrışmalar gerçekleşir (5). Daha sonra ayrışma ile yüzeyden kopan yan ürünler ve reaksiyona girmeyen atomlar ısınmanın etkisiyle yükselip sınır tabakası dışına çıkar (6). Ardından parçacık tutucu filtrelere ve atık temizleyiciye (scrubber) gönderilmek üzere reaktör dışına pompalanır (7) (Razeghi, 2009).

Gazların nasıl iletildiği, yüzeye nasıl ulaştıkları ve kristalin üzerine birikme yöntemi, yatay ve dikey reaktör tiplerinde farklılık göstermektedir. Ancak, her iki yöntemde benzer sonuçlar verir. Ermaksan Optoelektronik Ar-Ge Merkezi bünyesinde yer alan ve bu çalışmada kullanılan AIXTRON CCS (close coupled showerhead) 6x2" MOVPE sisteminde gazlar, reaktörün tavanından giriş yapıp alttaş tutucu (susceptor) üzerine dik olarak aktığı için bu sistem dikey akışlı reaktör tipine sahiptir (Şekil 3.5). Bu sistemde gazların reaktöre girişini sağlayan küçük gaz kanalları duş başlığına benzer yapıdadır ve alttaşın yüzeyine oldukça yakın olacak şekilde tasarlanmıştır. "Close coupled showerhead" ismi bu tasarım tipinden gelmektedir (Aixtron, 2014).

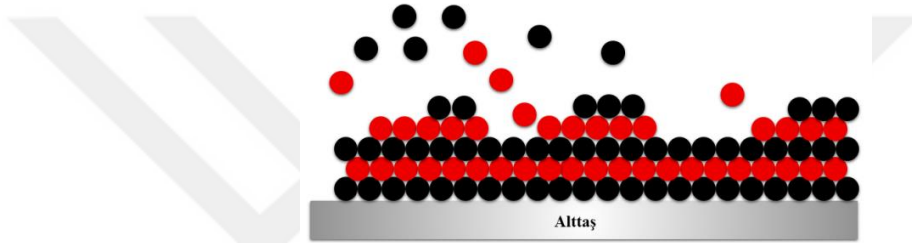


Şekil 3.2: Tipik bir MOVPE sisteminin şematik gösterimi



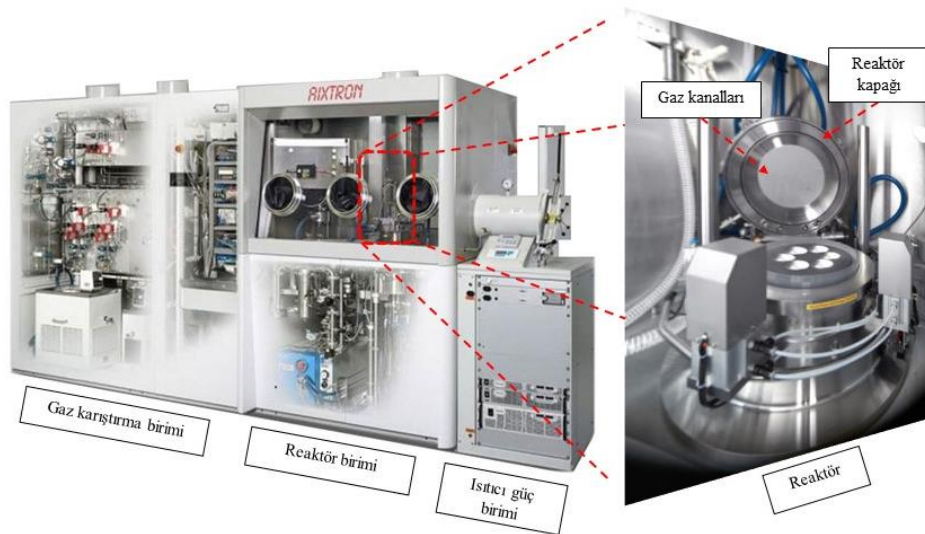
Şekil 3.3: MOVPE reaksiyon adımları (Razeghi, 2009)

Bu süreç, istenilen yapı istenilen kalınlıkta elde edilene kadar Şekil 3.4’de gösterildiği gibi devam eder.



Şekil 3.4: Alttaş üzerine epitaksiyel olarak büyütülen tabakaların şematik görünümü (Aixtron, 2014)

Şekil 3.6’da MOCVD sisteminin kontrol yazılımı olan AIXACT programında büyütme esnasında gözlemlenen grafiğin ekran görüntüsü yer almaktadır. Grafikte, sıcaklık-yansıma eğrileri ve gaz akışlarının anlık durumu gözlemlenebilmektedir.



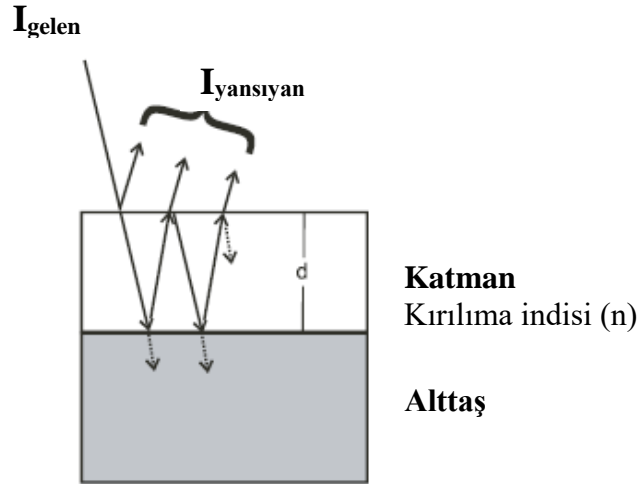
Şekil 3.5: AIXTRON CCS 6x2” MOVPE sistemi

3.2 Karakterizasyon Yöntemleri

3.2.1 Yerinde (in-situ) yansıma ve sıcaklık ölçümü

Birçok ince film büyütmelerinde olduğu gibi epitaksiyel büyütmelerde de gerçek zamanlı büyüme oranı bilgisini elde edebilmek hayati önem taşımaktadır. Büyüyen tabakalardan doğrudan bilgi alabilmek için kullanılan en yaygın yöntem, bir ışık kaynağından örnek yüzeyine gönderilen ışığın geri yansıyor dedektör tarafından algılanmasıyla yapı hakkında bilgi edinilen yöntemdir. Bu yöntemle yapı hakkında elde edilen bilgi büyüme oranı ile sınırlı değildir. Üçlü bileşiğe sahip tabakaların kompozisyonu, tabaka kalınlığı ve yüzey pürüzlülüğü gibi özellikleri de büyütme esnasında anlık olarak takip edilebilir. Böylelikle MOCVD sisteminin üretkenliğini en üst seviyede tutma olanağı sağlar (LayTec GmbH, 2008).

Yansıma ölçümü Şekil 3.7’de gösterildiği gibi belirli dalga boyundaki ışığın katmanlar üzerine gönderilmesiyle başlar. Bu ışın demetinin bir kısmı kırılarak geçer, bir kısmı ise geri yansır. Yüzeyle gelen ve yansıyan ışın şiddetleri oranı yansıma (R) olarak adlandırılır. Denklem 3.1’de yansıma ölçümünün formülü verilmiştir (LayTec GmbH, 2008).



Şekil 3.6: Katman üzerine gelen ve yansıyan ışığın şematik gösterimi (LayTec GmbH, 2008)

$$R = \frac{I_{yansıyan}}{I_{gelen}} = (n - 1)^2 + \frac{k^2}{(n + 1)^2} + k^2 \quad (3.1)$$

Burada gelen ışın dalga boyuna bağlı olan n ve k değerleri sırasıyla kırılma ve sönme indisleridir. Ayrıca katmanların kompozisyonu ve alttaşın gerçek sıcaklığına göre

değişir (Bennet ve Porteus, 1961). Alttaş-katman yapısından yansıyan ışığın şiddeti zamana bağlı olarak tek dalgaboyunda ölçülür. Zamanla kalınlığı artan tabaka gelen ışığın dalga boyuna göre geçirgense, bu geçiş esnasında girişim etkisiyle ilişkili olarak ışık şiddetinde değişimler olur. Bu değişimin periyodu katmanın kalınlığı ve büyüme oranının ölçümünde kullanılır (Suihkonen, 2008).

Gelen ışının bir kısmı yüzeyden yansır, diğer kısımları tabaka içine giriş yapar. Giriş yapanlardan bir kısmı da tabaka alttaş arasında ki ara yüzeyden yansır. Bu yansıyan ışın demeti yüzeye tekrar döner, bir kısmı yüzeye geçerek ve bir kısmı tekrar yansıyarak bu süreç böyle devam eder. Daha sonra yansıyan ışın demetlerinin üst üste binmesi yansıyan ışının toplam şiddetini verir. İki sinyal demeti arasında faz farkı olacağından yapıcı ve yıkıcı girişim oluşur. Buda Fabry-Perot salınımı olarak adlandırılan, yansıyan ışığın şiddet değişimine neden olur. Faz Farkı nedeniyle yansıyan ışığın şiddeti malzemenin optik sabitlerine ve ışığın dalga boyuna bağlı olduğu gibi büyüyen tabakanın kalınlığına da bağlıdır (Fabry ve Perot, 1899).

Yapıcı girişim ve maksimum yansıma için denklem 3.2’de “m” değerinin çift sayı olduğu durumlarda,

$$2nd = m \lambda \quad (3.2)$$

Yıkıcı girişim ve minimum yansıma için denklem 3.3’de “m+1/2” değerinin tek sayı olduğu durumlarda,

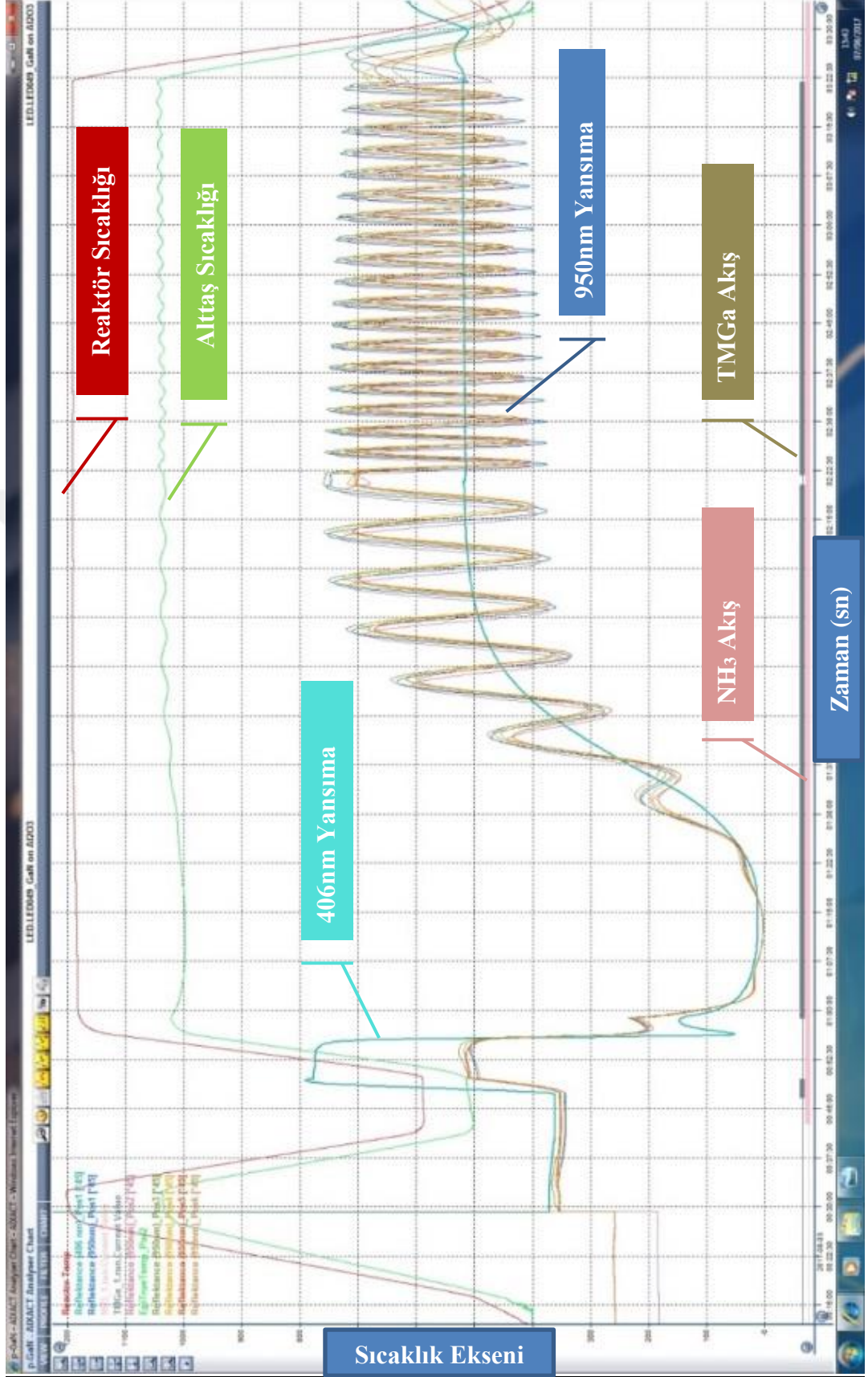
$$2nd = (m + \frac{1}{2}) \lambda \quad (3.3)$$

yansıyan ışığın şiddetindeki değişikliklerden tabaka kalınlığı elde edilir. Bundan dolayı tabaka kalınlığı t zamanda sürekli olarak artarken, büyüme oranı r’de aşağıdaki denklemlere göre hesaplanabilir.

$$r = d/t \quad (3.4)$$

$$t = m \frac{\lambda}{2n} \text{ (maksimum yansıma)} \quad (3.5)$$

$$rt = (m + \frac{1}{2}) \frac{\lambda}{2n} \text{ (minimum yansıma)} \quad (3.6)$$

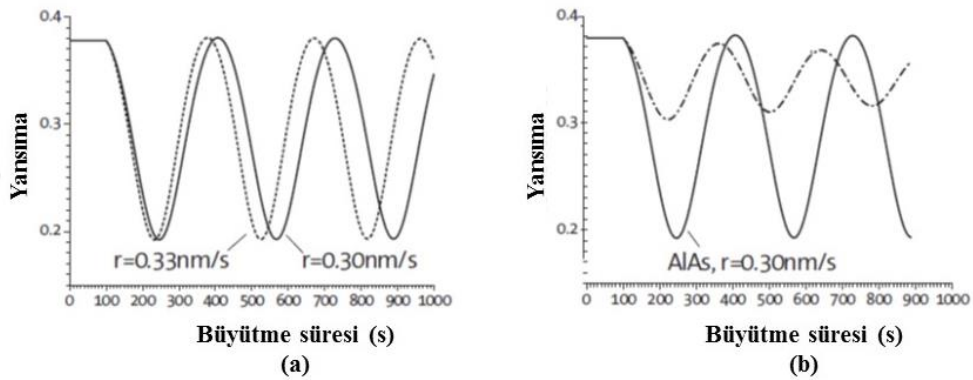


Şekil 3.7: Büyütme esnasında AIXACT programında anlık olarak görüntülenen yerinde (in-situ) yansımaya-sıcaklık eğrilerinin ve gaz akışlarının durumunu gösteren grafiğin ekran görüntüsü

Bu hesaplamalara göre yalnızca maksimum ve minimum yansımaya değerlerini ele alırsak farklı büyütme parametrelerinin yansımaya ve geçişlere etkisi aşağıdaki gibi olacaktır:

- Yüksek büyüme oranı şiddet değişiminde kısa periyotlar verirken, düşük büyüme oranı uzun periyotlara sebep olur.
- Optik olarak daha ince olan malzemeler (daha düşük enerjili bant aralığı) daha kısa periyotlarda tekrarlanır.
- Optik olarak daha kalın olan malzemeler (daha yüksek enerjili bant aralığı) daha uzun periyotlarda tekrarlanır.
- Büyütme sırasında katman kompozisyonları değişirse n ve k değerleri de değişir. Bu durumda R_{\max} ve R_{\min} değerleri de değişir.

Farklı büyütme oranı ve kompozisyonlardaki malzemelerin yansımaya eğrileri Şekil 3.8'de gösterilmiştir (LayTec GmbH, 2008).

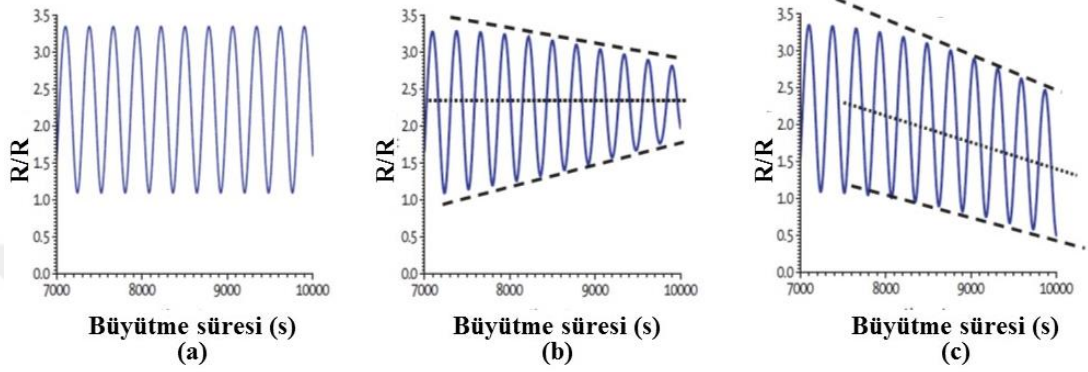


Şekil 3.8: (a) Aynı yapıda büyütme oranı büyük olanın periyodik olarak tekrar etme süresi daha kısadır, (b) Farklı kompozisyondaki yapıların periyodik tekrar süresinde çok az bir değişim olurken, yansımaya eğrisinin salınım genliği tamamen değişir (LayTec GmbH, 2008)

Yansıyan ışığın şiddetindeki değişikliklerin sebebi farklı etkilerden kaynaklanabilmektedir. Büyüyen katman, gelen ışığın dalga boyunda soğuruyorsa, girişimin genliğinde azalma olacaktır ve takiben şiddet azalır. Artan katman kalınlığı ile beraber yansımaya şiddeti maksimum ve minimumu değerleri sabit değerlere yaklaşacaktır.

Bunun yanında, yüzey pürüzlülüğü ve optik dalgalanmalarda yansımaya geçişlerine etki eden önemli parametrelerdir. Yüzey pürüzlülüğü, nano ölçeklerde kalınlık

dalgalanmalarıdır. Optiksel dalgalanmalar ise mikron ölçeğindedir ve tabaka kalınlığında ya da kırılma indisinde ki bölgesel dalgalanmaların sonucunda oluşur. Bunların dışında malzemedeki bölgesel kompozisyon değişikliğinden ya da gerilme (strain) etkisinden de kaynaklanabilir. Yüzey pürüzlülüğü ve optiksel dalgalanmaların yansımaya eğrilerine etkisi Şekil 3.9’da gösterildiği gibi değerlendirilir.



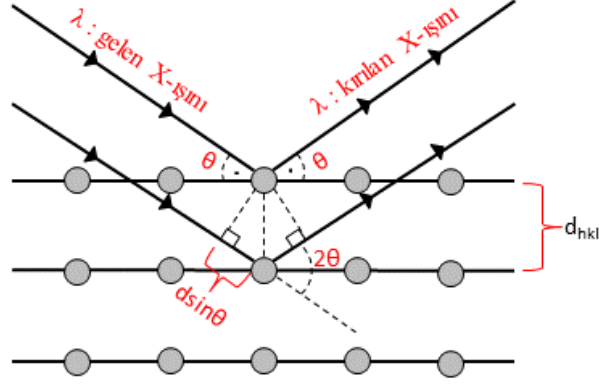
Şekil 3.9: Yansımaya eğrileri (a) ideal büyütme, (b) artan optiksel dalgalanma, (c) artan yüzey pürüzlülüğü (LayTec GmbH, 2008)

3.2.2 Yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı (HR-XRD)

Yarı iletken malzemelerin yapısal özellikleri, optiksel ve elektriksel özelliklerini doğrudan etkilemektedir. Dolayısıyla yapının kompozisyonu, kalınlığı ve kusur yoğunluğu gibi yapısal özelliklerinin hassas olarak belirlenmesi gerekmektedir. HR-XRD, bu yapısal özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan hassas, hızlı ve tahribatsız ölçüm metodlarından birisidir (Reentilä, 2007). Genel olarak XRD ile malzeme karakterizasyonu, kristal örgü düzlemlerine gelen koherent monokromatik X-ışınları demetinin kırınımına dayanmaktadır. Şekil 3.10’da gösterildiği gibi, kırınımına uğrayan X-ışını demeti ile malzemenin örgü düzlemleri arasında oluşan θ açısı, yani X-ışını ile malzeme arasındaki etkileşimi Bragg yasası formülü ile açıklamaktadır.

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (3.7)$$

Denklem 3.7’de “d” ardışık iki örgü düzlemi arasında ki mesafe (Å cinsinden), “n” tam sayı (kırınım mertebesi, genelde n=1 alınır), “ λ ” x-ışını dalga boyu (Å cinsinden) ve “ θ ” kırınım açısıdır. Bragg yasası, $\lambda \leq 2d$ olması şartı ile geçerlidir. X-ışını dalga boyu (λ) = 0,01-10 nm olduğu için bu şart sağlanabilmektedir.

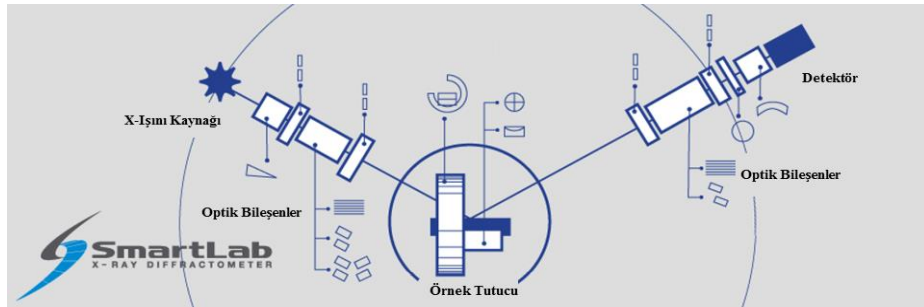


Şekil 3.10: Bragg yasasına göre yansıtıcı düzlem olarak kabul edilen kristal örgü düzlemlerine gelen X-ışını demetinin kırılma geometrisinin gösterimi

Kübik bir kristalin örgü düzlemleri arasındaki mesafe (d) ise; denklem 3.8 ile hesaplanır. Burada a_0 örgü sabiti, h , k ve l ise kırılmanın olduğu örgü düzleminin Miller indisleridir. İdeale yakın bir kristal yapı için, bu kristalin örgü sabiti katman kompozisyonunun fonksiyonudur ve bu nedenle kırılma desenlerinden örneğin kompozisyonu belirlenebilir. Kırılma desenleri saçaklarından (fringe) da tabaka kalınlığı hesaplanabilir.

$$d = a_0(h^2 + k^2 + l^2)^{-1/2} \quad (3.8)$$

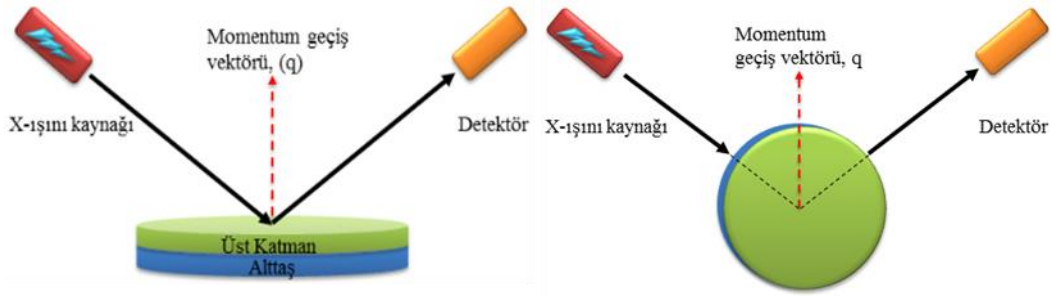
Temel bir difraktometre Şekil 3.11’de gösterildiği gibi dört bileşenden oluşmaktadır: X-ray kaynağı, optik bileşenler, örnek tutucu ve detektör.



Şekil 3.11: Temel bir difraktometrenin bileşenlerinin şematik gösterimi (Rigaku Corp., 2014)

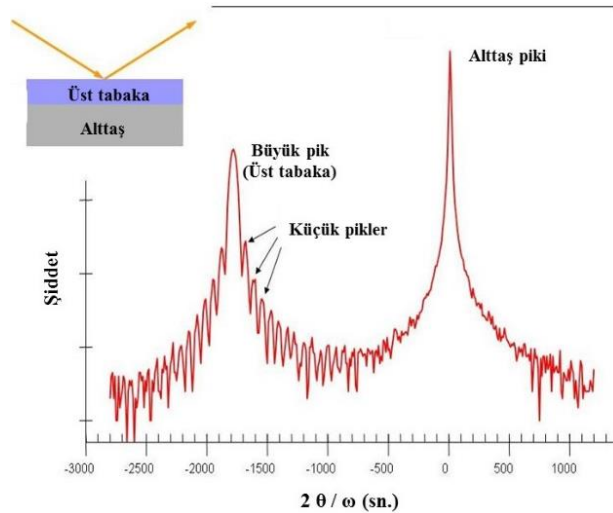
X-ışını kaynağından çıkan gelen ışın demeti, optik bileşenler aracılığıyla paralel hale getirildikten sonra örnek yüzeyine gönderilir. Örnek yüzeyinden saçılan ışınlar kolimatör yardımı ile toplanır ve çıkan ışın demeti detektör tarafından algılanarak şiddeti ölçülür (Rigaku Corp., 2014). Şekil 3.12’de gösterilen X-ışını kaynağı kolunun, detektör kolunun ve numune tutucunun açısal pozisyonlarına ve buna bağlı

olarak momentum geçiş vektörünün (q) konumuna göre aşağıdaki veriler elde edilmektedir. (Razeghi M. , 2009)



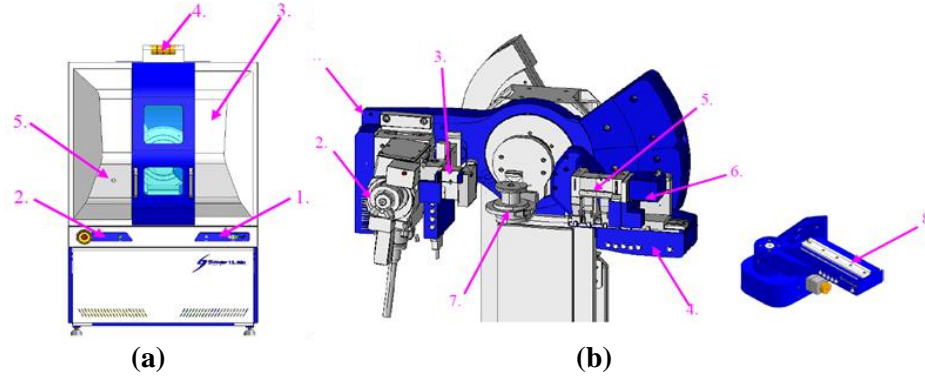
Şekil 3.12: (a) Dik (out-plane) tarama, (b) Paralel (in-plane) tarama geometrik gösterimleri (Kızılbulut, 2014)

- *Örgü sabitleri:* Büyütme yüzeyine dik olan üst tabaka ve alttaş arasında ki stres ve zorlamanın da göstergesi olan örgü uyumsuzluğu belirlenir.
- *Sallantı eğrileri (Rocking curve):* Sallantı eğrilerinin “arcsec” ya da “arcmin” cinsinden yarı yükseklik tam genişlik (FWHM) değeri, üst tabakanın dislokasyon sayısı ile ters orantılıdır. Bu nedenle bu ölçüm film kalitesini ölçmede kullanılmaktadır.
- *Süperörgülerin (Superlattices) kalınlığı ve kalitesi:* Süperörgüler, her bir tabakasının kalınlığı nanometre mertebesinde olan ikiden fazla malzemenin oluşturduğu periyodik yapılardır. Farklı kalınlıkları olan süperörgü gibi çok katmanlı yapıların kalınlıkları, Şekil 3.13’de gösterildiği gibi büyük pik kenarlarında görülen küçük pikler arasındaki mesafeler ile belirlenebilir. Ayrıca küçük piklerin sayı ve şiddeti film kalitesi hakkında bilgi verir (Razeghi M. , 2009).



Şekil 3.13: XRD taraması sonuç örneği

Bu tez çalışmasında yapısal karakterizasyon için Şekil 3.14 ve 3.15’de gösterilen Ermaksan Optoelektronik AR-GE Merkezi temiz odasında kurulu olan Rigaku Smartlab XRD ölçüm sistemi kullanılmıştır.

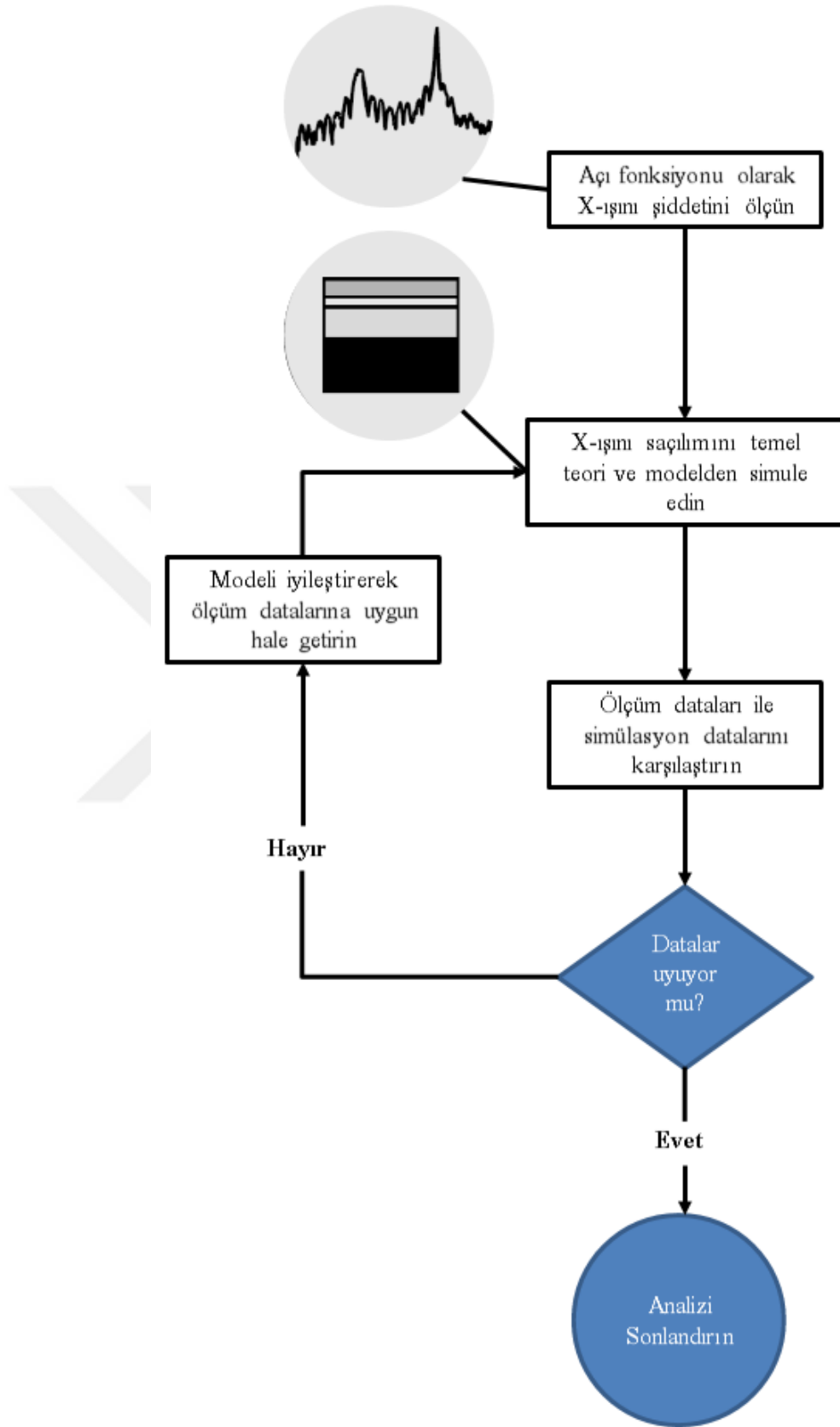


Şekil 3.14: (a) Rigaku Smartlab XRD ölçüm sistemi: 1) Sistem Aç/Kapa paneli, 2) İç aydınlatma ve acil durum düğmeleri paneli, 3) Sürgülü kapı, 4) X-ışını Açık/Kapalı uyarı lambası, 5) Kapı kilitleme düğmesi ve (b) HR-XRD ölçüm mekanizması bileşenleri: 1) gelen X-ışını demetinin açısını kontrol eden kol, 2) X-ışını kaynağı, 3) gelen X-ışını demetini istenen koşullara getiren optikler, 4) X-ışını detektörü açısını kontrol eden kol, 5) alınan X-ışını demetini istenen koşullara getiren optikler, 6) X-ışını detektörü, 7) ölçülecek örneği istenen pozisyon ve yönelime ayarlayabilen örnek tutucu, 8) paralel (in-plane) taramalar için kullanılan kol (Rigaku Corp., 2014)



Şekil 3.15: Ermaksan Optoelektronik AR-GE Merkezi temiz odasında kurulu olan Rigaku Smartlab XRD ölçüm sistemi

Ölçüm sonunda toplanan veriler Şekil 3.16’da yer alan algorithmada açıklandığı gibi analiz edilir.



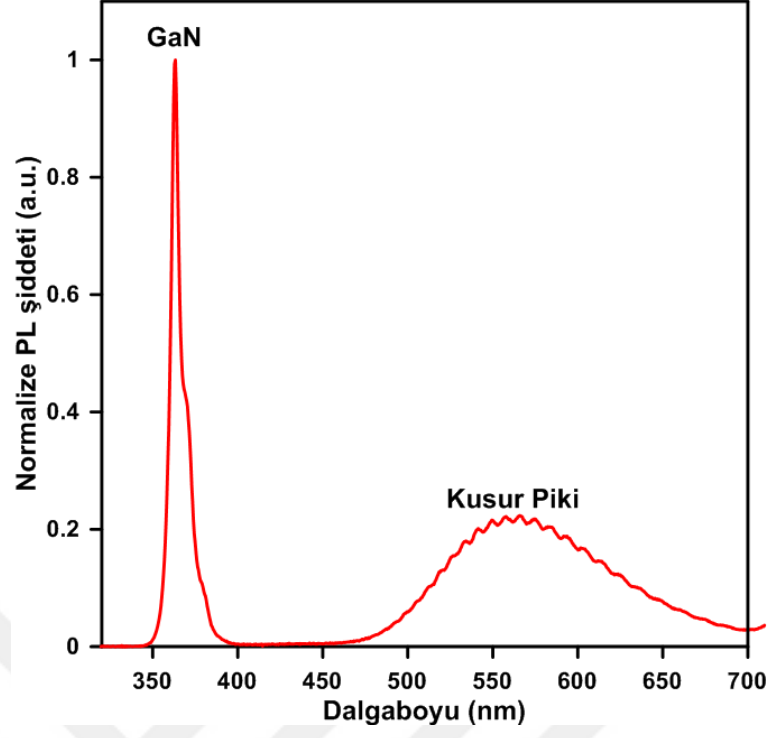
Şekil 3.16: HR-XRD veri analizi algoritması (Bowen ve Tanner, 2006)

3.2.3 Fotolüminesans haritalama (PL)

Fotolüminesans (PL) spektroskopisi, malzemelerin optiksel ve yapısal özelliklerini saptamak için kullanılan tahribatsız optik karakterizasyon tekniklerinden biridir. Işık, "foto-uyarılma" adı verilen bir yöntem ile yarıiletken numuneye odaklanır. Foto-uyarılmanın neden olduğu fazla enerjinin bir sonucu olarak, elektronlar izinli uyarılma durumlarına (üst seviye) atlar. Bu elektronlar denge durumlarına döndüklerinde fazla enerji, denge ve uyarılan durumlar arasındaki enerji farkına eşit enerjiyle ışık salınımı yapar. Bu yayılan ışık daha sonra odaklanır ve bir spektrometre vasıtasıyla bir foton detektörü tarafından toplanır. GaN örneği için bir PL spektrumu Şekil 3.17'de gösterilmiştir. PL spektrumlarından birçok yararlı bilgi çıkarılabilir:

- *Bant aralığı belirleme:* Yarıiletkenlerde en yaygın ışınımsal geçişi, iletim (conduction) ve değerlik (valance) bantlarındaki durumlar arasındaki yarı iletken enerji aralığına eşittir.
- *Safsızlık seviyesi ve kusur belirleme:* Yarıiletkenlerde radyasyon geçişleri lokalize kusur seviyeleri içerir. Bu seviyelerle ilişkili foto-lüminesans enerjisi belirli kusurları (sarı, kırmızı lüminesans gibi) tanımlamak için kullanılabilir.
- *Yeniden birleşme mekanizmaları:* Elektronlar denge durumlarına döndüğünde (recombination), hem radyasyonlu hem de radyasyonsuz süreçler ortaya çıkabilir. PL pikinin şiddeti ve bunun foto-uyarma ve sıcaklık seviyesine bağımlılığı doğrudan baskın yeniden birleşme ile ilgilidir.
- *Malzeme kalitesi:* PL spektrumunun şiddeti ve yarı yükseklik tam genişlik (FWHM) değeri malzemenin kalitesini temsil eder. Ayrıca, kusurla ilişkili piklerin varlığı, epitaksiyel tabakadaki kusurların bir göstergesidir (Razeghi, 2009).

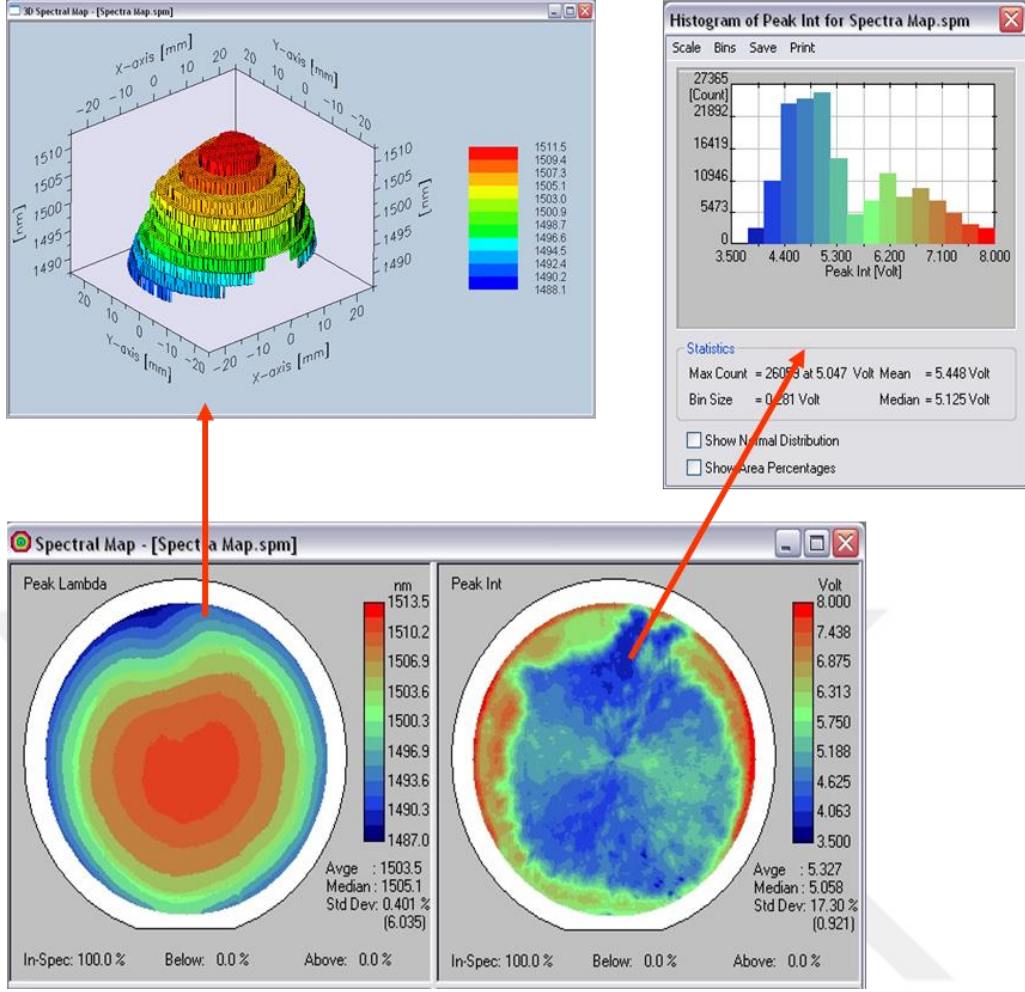
Bu çalışmada Şekil 3.18'de gösterilen Ermaksan Optoelektronik Ar-Ge Merkezi'nde kurulu olan Nanometrics RPM Blue fotolüminesans haritalama sistemi kullanılmıştır. Şekil 3.19'da ise PL ölçümlerinden elde edilen bazı örnek haritalama verileri gösterilmiştir.



Şekil 3.17: GaN 6rneğinin tek noktadan 6l6ulen PL Şiddetine karşılık dalgaboyu grafiği



Şekil 3.18: Nanometrics RPM Blue fotol6minesans haritalama sistemi

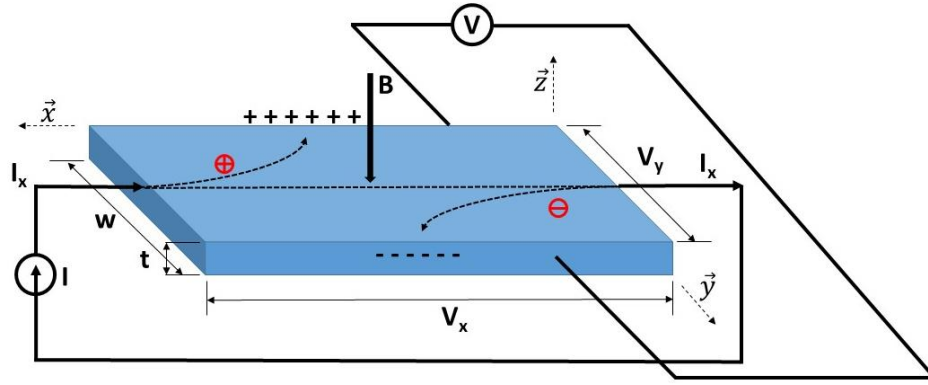


Şekil 3.19: PL spektrum haritalama ölçüm verileri: Sol üstte (3 boyutlu) ve sol altta PL dalgaboyu haritalama grafiği, sağ üstte (histogram) ve sağ altta PL şiddeti haritalama grafiği

3.2.4 Hall etkisi prensibi

Edwin Hall 1879 yılında, manyetik alan içerisinde bulunan ve üzerinden akım geçen bir iletken veya yarıiletken boyunca oluşan gerilimi (Hall Voltajı) keşfetmesiyle, günümüzde “Hall Etkisi” olarak bilinen ve elektrik ve manyetik alan altında kalan yarı iletkenlerin yük taşıyıcılarının hareketlerini incelenmesine yardımcı olmuştur (Hall, 1879). Hall etkisi prensibinde Şekil 3.20’de görülen, manyetik alan (B) etkisi altında olan yarı iletken malzemeye voltaj uygulanarak akım (I_x) verilir. Akım, saniyede geçen yük (q) miktarıdır ve denklem 3.9’a göre yük taşıyıcılarının hızı ile ilişkilidir (Razeghi, 2009).

$$I = neV_x wt \quad (3.9)$$



Şekil 3.20: Hall etkisi prensibi (Razeghi, 2009)

Burada n malzemedeki taşıyıcı yoğunluğu, V_x taşıyıcı hızı, w ve t ise sırasıyla genişlik ve kalınlıktır. Eğer yarı iletkene z yönünde bir manyetik alan uygulanırsa, hareketli yükler denklem 3.10'da gösterildiği gibi;

$$F = -eV_x B \quad (3.10)$$

kadar Lorentz Kuvvet'i denilen bir kuvvetin etkisi altında kalır. Yük taşıyıcısının cinsine bağlı olarak bu yükler Şekil 3.20 'de gösterildiği gibi yarı iletken malzemenin kenarlarında toplanırlar (Hong, 2011).

Bu yük dağılımı sonucunda oluşan kutuplaşmaya bağlı olarak bir elektrik alan (B) oluşur. Yük dağılımı devam ettikçe elektrik alan çoğalır ve manyetik kuvvetin tersine bir kuvvet uygular. Bu durumda elektrik alan manyetik kuvveti dengelediğinde yük dağılımı durur ($F_{\text{Lorentz}} = F_{\text{Hall}}$). Bu denge pozisyonunda yarı iletken maddedeki yük farkından dolayı malzemenin genişliği (w) boyunca oluşan voltaja, Hall Voltajı (V_H) denir. Hall Voltajı'ndan kaynaklanan kuvvet,

$$F_{\text{Hall}} = eV_H / w \quad (3.11)$$

ile ifade edilir. Denge durumunda $F_{\text{Lorentz}} = F_{\text{Hall}}$ olacağından, denklem 3.10 ve 3.11 eşitlenip denklem 3.9'da ki w bu eşitlikteki yerine koyulursa, Lorentz kuvveti,

$$V_{\text{Hall}} = \frac{IB}{tne} \quad (3.12)$$

olarak elde edilir (Lake Shore Cryotronics, Inc., 2014). N-tipi yarı iletkenlerde yük taşıyıcıları negatif yüklüdür ve uygulanan akıma ters yönde hareket ederler. P-tipi yarı iletkenlerde ise yük taşıyıcıları pozitif yüklüdür ve uygulanan akımla aynı yönde

hareket ederler. Bu durumda eğer Hall Voltajı pozitifse, malzemedeki taşıyıcılar holdür. Negatifse, taşıyıcılar elektrondur. Yük taşıyıcıların ve yarı iletkenin tipi bu şekilde anlaşılır. Ayrıca taşıyıcı yoğunluğu belirlenen yarı iletkenin mobilitesi (μ) aşağıdaki denklem 3.13 yardımı ile elde edilir (Cumming, 2007).

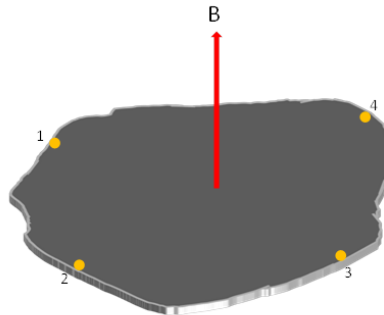
$$\mu = \frac{1}{nep} \quad (3.13)$$

3.2.4.1 Numune geometrileri

Hall etkisi ölçümlerinde genellikle iki tip numune geometrisi kullanılır. Bunlar Van der Pauw ve Hall çubuk geometrileridir. İkisinin de birbirine göre avantaj ve dezavantajları vardır. Bu tez çalışmasında kullanılan ölçüm sistemi dört kontak uçlu tasarlandığı için bu ölçüm yöntemlerinden Van der Pauw numune geometrisi kullanılmıştır.

3.2.4.1.1 Van der Pauw geometrisi

1958'de Van der Pauw, Şekil 3.21'de gösterildiği gibi düzgün olmayan şekle sahip ince bir iletken tabakanın öz direncinin ölçülebilmesi için bir çözüm üretmiştir (Pauw, 1958). Van der Pauw'ın bulduğu çözüm, numunenin homojen kalınlığa ve yüzeye sahip olması, içinde herhangi bir fiziksel delik olmaması koşuluyla geçerliydi. Tabaka direncini ve taşıyıcı yoğunluğunu hesaplayabilmek için gereken tek şey, yüzey kenarından yapılan dört nokta kontaklarıdır. Buna ek olarak eğer numune kalınlığı biliniyorsa, hacim direnci de hesaplanabilmektedir (Lake Shore Cryotronics, Inc., 2014). Yüzey şekli bakımından rahat çalışma imkânı sunan Van der Pauw ölçüm tekniği, Hall çubuk tekniğine kıyasla numunenin hazırlanmasını ve ölçüm işlemlerinin yapılmasını daha basit hale getirir.



Şekil 3.21: Düzgün olmayan şekle sahip malzeme üzerinde dört nokta kontakları (Lake Shore Cryotronics, Inc., 2014)

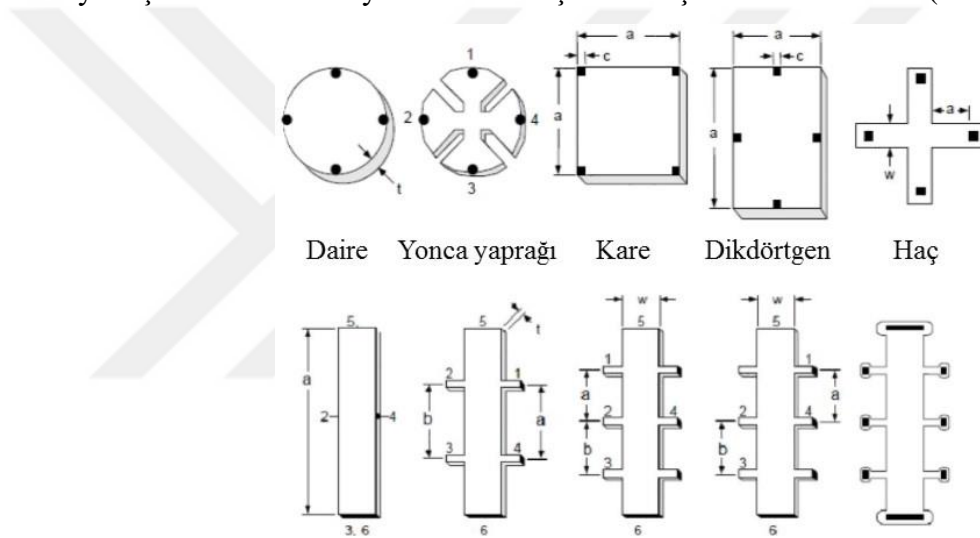
3.2.4.1.2 Van der Pauw geometrisi avantaj ve dezavantajları

Van der Pauw numune geometrilerinin (Şekil 3.22) avantajları:

- Yalnızca dört kontak yeterlidir.
- Örnek genişliğini ya da kontaklar arasındaki mesafeleri ölçmeye gerek yoktur.
- Şekil 3.22’de gösterildiği gibi Hall çubuk geometrisine göre basit geometriler kullanılır.

Dezavantajları ise:

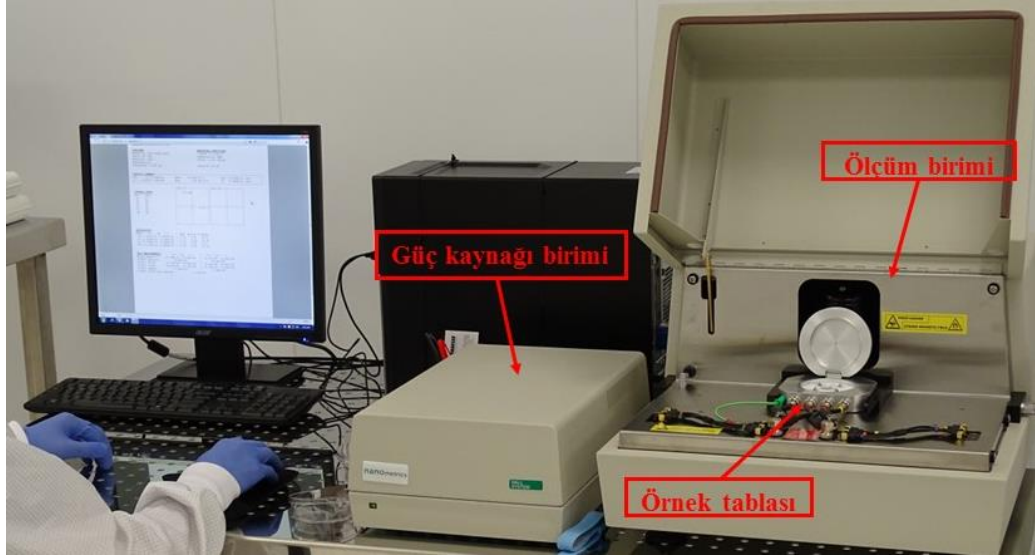
- Ölçümler, Hall çubuğunun yaklaşık iki katı sürede tamamlanabilir.
- Basit geometri kullanılmasına bağlı olarak, kontakların büyüklüğü ve yerleştirilmesinden kaynaklı hatalı ölçüm sonuçları elde edilebilir (Hong, 2011).



Şekil 3.22: Van der Pauw numune geometrileri (üst sıra) ve Hall çubuk numune geometrileri (alt sıra)

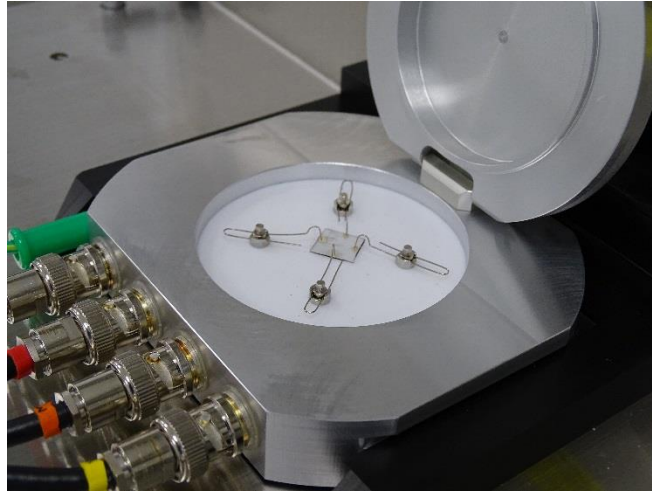
3.2.4.2 Hall etkisi ölçüm sistemi (HEMS)

Ermaksan Optoelektronik Ar-Ge Merkezi ‘nde kurulu bulunan Hall Etkisi Ölçüm Sistemi (Nanometrics HL5500PC), oda sıcaklığında 1 kG’lık sabit manyetik alan altında yarı iletken ve iletken malzemelerin mobilite, geniş aralıkta yüzey direnci ve taşıyıcı yoğunluklarını ölçmek için kullanılan elektriksel ölçüm sistemidir (Şekil 3.23). Bu sistemde, empedans uyumlaştırıcı (Buffer Amplifier) modu ile MOhm/cm² mertebesindeki yüksek yüzey direncine sahip malzemelerin elektriksel ölçümüne imkan tanınır.



Şekil 3.23: Nanometrics HL5500PC Hall Etkisi ölçüm sistemi

Ölçüm yapılabilmesi için ölçülecek malzemenin ohmik özellikte olması gereklidir. Malzeme yüzeyine metal kontak yapıp, malzeme özelliğine bağlı olarak çalışacak akım aralığında ölçüm yapılmaktadır. Şekil 3.24’de gösterildiği gibi, bu sistemde numuneye akım dört noktadan verildiği için ölçüm geometrilerinden sadece Van der Pauw (numunenin karşılıklı dört bölgesinden kontak alınarak yapılan ölçüm) geometrisiyle ölçüm alınabilir.



Şekil 3.24: Dört noktadan kontak alma örnek tablası

3.3 Desenli Safir Alttaş Üzerine Katkısız GaN Tabakası Büyütme Çalışması

Bu çalışmada desenli safir alttaş (PSS) üzerine GaN tabakası büyütülerek elektriksel, optik ve yapısal karakterizasyonu yapılmıştır. Bu çalışmada, PSS alttaş kullanmanın yapısal ve optik özelliklere etkisini incelenmesi amaçlanmıştır. Ermaksan grubunda

yapılan daha önce ki çalışmalarımızda SSP üzerine yüksek kalitede GaN büyütmek için öncelikle yüzey üzerinde çekirdeklenme (nucleation) çalışması yapılmıştır. PSS üzerine ise SSP üzerine yapılan büyütmeleere benzer olarak örgü uyumsuzluğunu gidermek için düşük sıcaklıkta GaN tabakası büyüterek GaN adacıkları oluşturulmuştur. Daha sonra bu adacıkların numune yüzeyinde mümkün olduğunca düzgün ve benzer büyüklüklerde olması için sıcaklık yükseltilerek yüzey üzerinde çekirdeklenme gerçekleştirilmiştir. Bu aşamayı yüksek sıcaklıkta, tabaka tabaka GaN büyütme takip etmiştir. Ancak, daha önceki çalışmalarımızda adacık büyüklüklerinin ve numune yüzeylerinde yayılımın yeterince düzgün (uniform) olmamasından dolayı örgü uyumsuzluğundan kaynaklanan kristal kusurlarının azalmış da olsa devam ettiği ve kalınlık arttıkça kötüye gittiği gözlemlenmiştir. Bunu engellemek için yüzeyi düzgün bir şekilde desenlendirilmiş safir alttaş üzerine GaN tabakası büyütülerek, alttaş ile örgü uyumsuzluğundan ve ısıl genleşme katsayısı farklılığından oluşan kusurlar minimize edilmeye çalışılmıştır. İlk büyütme genel olarak normal safir alttaş üzerine büyütülen GaN tabakalarının büyütülmesi sırasında kazanılan bilgi-birikim ve tecrübe kullanılarak gerçekleştirilmiştir. PSS üzerine yapılan epitaksiyel büyütmeleerde sadece GaN adacıklarının kullanılması yerine desenden gelen ve daha büyük ölçekli olan yapılar kullanarak safir alttaş-GaN tabakası arasında oluşan kusur yoğunluğunun azaltılması için desen yapılarının üzerinde hem dikey hem de yanal büyütme (3D, lateral growth) gerçekleştirilmiştir. PSS üzerine yapılan bu büyütmenin süresi SSP üzerine büyütülen (yani GaN adacıkları üzerine büyütülen) GaN tabakası ile kıyaslandığında genellikle daha uzundur. Bu sebeple yanal büyütme süresini arttırıcı parametreler göz önünde bulundurularak PSS üzerine GaN tabakasını büyütülmesi için SSP üzerine GaN büyütme parametrelerinde yeni duruma göre değişiklikler (süreler ayarlanarak) yapılmıştır. Literatürdeki yanal büyütme için yaygın olarak kullanılan yüksek sıcaklık, V/III oranı ve büyütme basıncı gibi parametreler de göz önüne alınıp, yeni büyütme parametreleri oluşturulmuştur (Gibart, 2004).

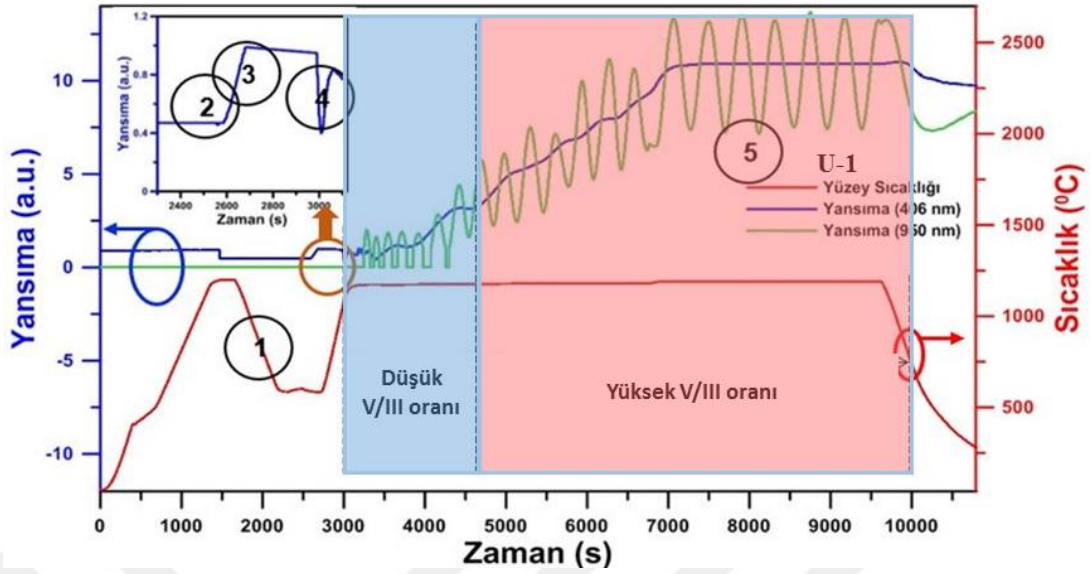
Daha önce yapılmış olan çeşitli büyütme referans alınarak bu çalışmanın ilk katkısız GaN yapısı olan U-1 nolu numune, Çizelge 3.2'de verilen büyütme parametreleri kullanılarak elde edilmiştir. Bundan sonra ki U-2, U-3, U-4, U-5 ve U-6 nolu örnekler, U-1 nolu örneğin büyütme parametreleri referans alınarak sadece

HT-GaN1 (düşük V/III oranı) ve HT-GaN2 (yüksek V/III oranı) adımlarının farklı sürelerde büyütülmesiyle elde edilmiştir.

Çizelge 3.3: U-1 nolu numune için MOCVD büyütme parametreleri

Tabaka	Geçiş zamanı (sn)	Büyütme Süresi (sn)	Reaktör Basıncı (mbar)	Reaktör Sıcaklığı (°C)	Alttaş Sıcaklığı (°C)	NH ₃ Akışı (sccm)	TMGa Akışı (sccm)	V/III oranı
Kusturma	-	300	150	1177	1080	-	-	-
Nitrasyon süreci için hazırlık	15	-	150	1165	-	-	-	-
	180	-	150	900	-	-	-	-
	300	-	150	585	-	-	-	-
	15	-	150	590	-	-	-	-
Stabilizasyon	-	120	150	590	530	-	-	-
Nitrasyon	60	-	150	590	530	500-3000	-	-
	-	180	150	590	530	3000	-	-
LT-GaN	-	200	150	590	530	3000	34,5	1359
Yeniden kristallenme sürecine hazırlık	310	-	150	1150	-	3000	-	-
	90	-	150	1170	-	3000-7250	-	-
Yeniden kristallenme	-	30	150	1170	-	7250	-	-
HT-GaN1 (Düşük V/III oranı)	-	3600	150	1170	1050	7250	93	1219
HT-GaN2 (Yüksek V/III oranı)	-	1800	150	1180	1055	8600	65	2068

Bu parametrelere göre büyütülen U-1 nolu büyütmenin in-situ yansıma ve sıcaklık eğrilerinin yer aldığı Şekil 3.25’de verilen grafikte, kırmızı eğri büyütme sırasında yüzeyden ölçülen sıcaklığı, mavi ve yeşil eğri ise farklı iki dalgaboyu için yüzeyden alınan yansımayı göstermektedir. Büyütme esnasında anlık olarak gözlemlenen yansıma-sıcaklık grafikleri yardımı ile büyütülen örneklerin yapısal özellikleri ve kalınlığı hakkında ön bilgi alınmaktadır. Ancak, örnekler hakkında en doğru bilgi diğer karakterizasyon cihazlarından alınan verilerin kıyaslanması ile elde edilmektedir.



Şekil 3.25: U-1 nolu büyütme için in-situ yansıma ve sıcaklık eğrisi

Şekil 3.25’de rakamlarla belirtilen bölgelerde gerçekleşen büyütme mekanizmasını sırayla inceleyecek olursak, birinci adımda kullanılacak safir (Al_2O_3) alttaş, yüzeyini su buharı ve oksijen benzeri safsızlıklardan temizlemek amacıyla yüksek sıcaklıklarda ($\sim 1100\text{-}1200^\circ\text{C}$) sadece hidrojen akışı altında belirli süre bekletilmiştir. Bu işlem literatürde kusturma (desorption) olarak adlandırılmaktadır (Bulut, 2015). İkinci adımda safir yüzeyine NH_3 akışı sağlanarak yüzeyin yakınındaki oksijen atomları azot atomları ile yer değiştirip amorf AlN yüzey oluşturur. Yapılan bu işlemle safir yüzeyine nitrasyon (nitridation) uygulanmıştır (Uchida ve diğ., 1996). Safir yüzeyinin nitrasyonu ile Hall mobilitesinin, arka plan katkılmasının ve çekirdeklenme tabakasında büyütülecek olan GaN adacıklarının yanlış yönelimini (misoriented) engelleyerek bu tabakanın ve üzerine büyütülen kalın GaN tabakası kristal kalitesinin iyileştirilmesi amaçlanmıştır (Kim ve diğ., 1999). Nitrasyon süresi ve sıcaklığı, büyütülen GaN yüzeyi ve kristal kalitesi üzerinde oldukça etkilidir (Yamamoto ve diğ., 1994). Kısa süreli nitrasyon ile ince ve düzgün (uniform) bir yüzey oluşturarak iki boyutlu büyüme, ardından uzun süreli nitrasyon ile pürüzlü bir yüzey oluşturarak üç boyutlu büyüme hedeflenmiştir (Nakamura ve diğ., 2000). GaN ile safir arasındaki örgü uyumsuzluğu ($\sim 16\%$) büyük olduğundan alttaş üzerine direkt olarak yüksek kaliteli GaN büyütülmesi mümkün değildir. Bu sebeple geleneksel olarak iki aşamalı büyütme yapılır. Bu süreçte, önce kısmen düşük sıcaklıkta (Low Temperature, LT-GaN, LT-AlN) ($450\text{-}650^\circ\text{C}$) ince GaN (veya AlN) tabakası daha sonra yüksek sıcaklığa ($1000\text{-}1200^\circ\text{C}$) çıkılarak yüksek sıcaklıkta daha

kalın bir GaN tabakası büyütülmüştür. Düşük sıcaklıkta büyütülen ince GaN tabakasına çekirdeklenme (nucleation) tabakası da denir (Şekil 3.25, adım 3). Çekirdeklenme tabakasının iki önemli rolü, yüksek yoğunluklu çekirdeklenme merkezleri üretmesi (safir yüzeyinin çok yüksek yüzey enerjisine sahip olmasından dolayı düşük yoğunluklu çekirdeklenme merkezleri oluşur) ve alttaş-epitaksiyel film arasındaki yüksek ara yüz serbest enerjisini azaltarak yanıl büyümeyi desteklemesidir. Çekirdeklenme tabakası büyütüldükten sonra reaktör sıcaklığı arttırılarak düşük sıcaklıkta büyütülen GaN tabakasının yeniden kristalleşmesi (re-crystallization) sağlanmıştır (Şekil 3.25, adım 4). GaN büyütmelelerinde yeniden kristalleşme süresi oldukça önemli bir parametredir. Yeniden kristalleşme süresi çok kısa tutulursa yüksek sıcaklıkta büyütülen GaN tabakasından sonra çekirdeklenme olacağından dislokasyon yoğunluğu artar ve kristal kalitesi bozulur. Eğer bu süre çok uzun tutulursa tek kristal GaN çekirdekleri yeniden buharlaşmaya (re-evaporation) başlar ve yüzeyde birçok azot boşlukları (nitrogen vacancies) oluşur. Bu zamanlama uygun olarak ayarlandıktan sonra yüksek sıcaklık GaN büyütme sıcaklığına ulaşıldığında TMGa kaynağı açılarak yüksek kaliteli GaN büyütmesine başlanmıştır (Şekil 3.25, adım 5). Yukarıda bahsedilen adımların hepsi GaN büyütmesinde ayrı bir öneme sahip iken dikkat edilmesi gereken önemli noktalardan biri de adım 4'den adım 5'e geçiştir. Bu kısımda amaç, GaN 'nın 3 boyutlu büyütmeden önce 2 boyutlu tabaka tabaka büyütmeğe geçişini sağlamaktır. Bu geçiş etkileyen reaktör basıncı, V/III oranı, taşıyıcı gaz miktarı gibi birbirinden bağımsız veya kısmen bağımlı birçok parametre bulunmaktadır. Bu sürenin çok kısa olması yanlış yerleşim (misfit dislocation) dislokasyonlarını arttıracığından kristal kalitesini olumsuz yönde etkilerken çok uzun olması da büyüme modları arasındaki geçiş zorlaştırabilir ve aynı şekilde kristal kalitesini olumsuz etkiler. Bu sebeple, bu geçiş için reaktörden reaktöre değişen ideal süre, parametrik çalışmalar sonucunda belirlenmelidir. Bu bağlamda 4'ten 5'e geçiş sırasında kullanılan V/III oranı 2 aşamalı (yüksek ve düşük V/III olarak) olarak belirlenmiştir.

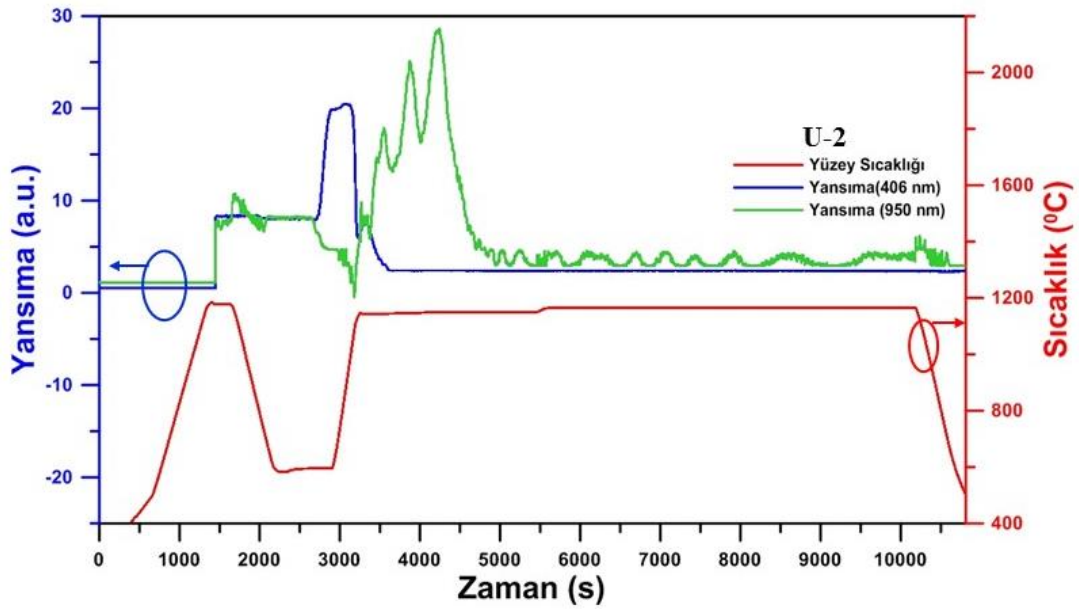
U-1 nolu büyütme parametreleri referans alınarak yapılan diğer büyütmeleler arasındaki fark, düşük V/III oranına sahip HT-GaN1'in büyütme süreleridir. Büyütme sonrasında elde edilen ölçüm sonuçlarının kıyaslanması bu süre göz önüne alınarak yapılmıştır. Ancak, U-6 nolu büyütmede yalnızca yüksek V/III oranlı HT-

GaN₂ tabakası büyütülmüştür (HT-GaN₁ yani düşük V/III oranlı adımı büyütülmemiştir). Çizelge 3.4'te U-1, U-2, U-3, U-4, U-5 ve U-6 nolu numunelere ait MOCVD büyütme parametreleri verilmiştir.

Çizelge 3.4: U-1, U-2, U-3, U-4, U-5 ve U-6 nolu numunelere ait MOCVD büyütme parametreleri

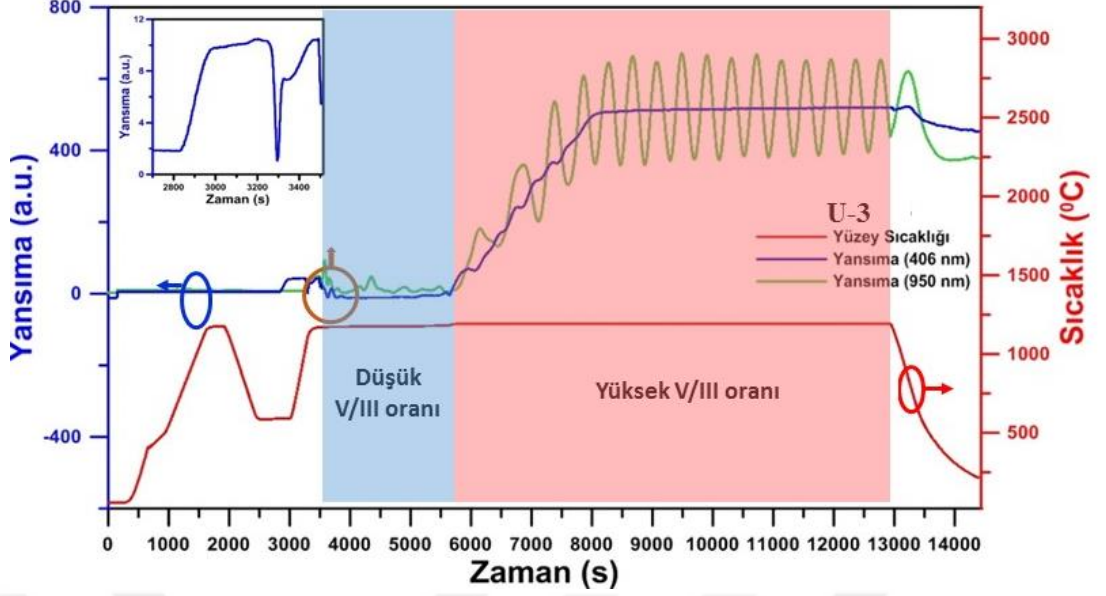
Numune	Tabaka	Büyütme Süresi (sn)	Reaktör Basıncı (mbar)	Reaktör Sıcaklığı (°C)	Alttaş Sıcaklığı (°C)	V/III oranı
U-1	HT-GaN ₁ (Düşük V/III oranı)	3600	150	1170	1050	1219
	HT-GaN ₂ (Yüksek V/III oranı)	1800	150	1180	1055	2068
U-2	HT-GaN ₁ (Düşük V/III oranı)	2100	150	1146	1050	1219
	HT-GaN ₂ (Yüksek V/III oranı)	4650	150	1165	1055	2068
U-3	HT-GaN ₁ (Düşük V/III oranı)	2700	150	1170	1050	1219
	HT-GaN ₂ (Yüksek V/III oranı)	7250	150	1180	1060	2068
U-4	HT-GaN ₁ (Düşük V/III oranı)	4050	150	1170	1050	1219
	HT-GaN ₂ (Yüksek V/III oranı)	6900	150	1180	1060	2068
U-5	HT-GaN ₁ (Düşük V/III oranı)	5480	150	1164	1050	1219
	HT-GaN ₂ (Yüksek V/III oranı)	4730	150	1180	1060	2068
U-6	HT-GaN ₂ (Yüksek V/III oranı)	8005	150	1180	1060	2068

Şekil 3.26'da yerinde yansıma (406 nm ve 950 nm) ve sıcaklık eğrisi verilen U-2 nolu büyütme, U-1 nolu büyütme reçetesi referans alınarak gerçekleştirilmiştir. Bu büyütmede U-1 nolu büyütme parametrelerinden farklı olarak HT-GaN1 (düşük V/III oranına sahip) tabakası büyütme süresi 3600 sn yerine 2100 sn'de tutulmuştur. Fakat büyütme öncesinde reaktörün temizlenmesi için fırınlama (bake) işlemi (yüksek sıcaklık altında reaktör içinin temizlenmesi) yapıldığından, reaktör iç yüzeyinin U-1 nolu büyütmedekine göre temiz olması U-2 nolu büyütmede yansıma (406 nm) eğrisinin 2500 ile 3500 saniyeleri arasında yer alan GaN'ın yeniden kristalleşmesi sürecinin uzun sürmesine sebep olmuştur. Buna bağlı olarak büyütmenin devamında Şekil 3.25'in 5. adımında anlatıldığı gibi azot boşluklarının kristal kalitesini bozmasından dolayı yansıma (950 nm) eğrisindeki salınımların düzensiz ilerlediği gözlemlenmiş ve büyütme sonlandırılmış ve bu numune karakterizasyon çalışmalarında kullanılmamıştır



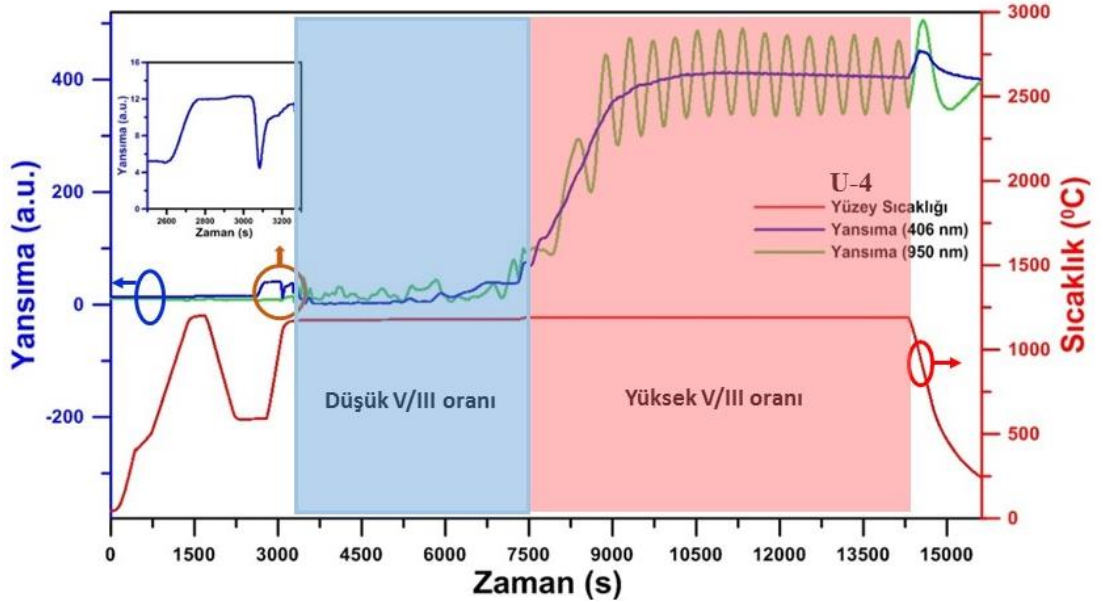
Şekil 3.26: U-2 nolu büyütme için yerinde yansıma ve sıcaklık eğrisi

U-3 nolu büyütme U-1 nolu büyütme reçetesi referans alınarak sadece düşük V/III oranına sahip HT-GaN1 büyütme süresi 3600 sn'den 2700 sn'ye düşürülerek yapılmıştır. Toplam kalınlığın aynı kalması için HT-GaN2 süresi uzatılmıştır. Bu büyütme için in-situ yansıma ve sıcaklık eğrisinin yer aldığı Şekil 3.27'de görüldüğü üzere, yeniden kristalleşme ve yüksek V/III oranlı GaN büyütme süreçlerinde ki eğriler Şekil 3.9(b)'de verilene benzer olarak büyütmenin ideal bir şekilde ilerlediğini göstermektedir.



Şekil 3.27: U-3 nolu büyütme için yerinde (in-situ) yansıtma ve sıcaklık eğrisi

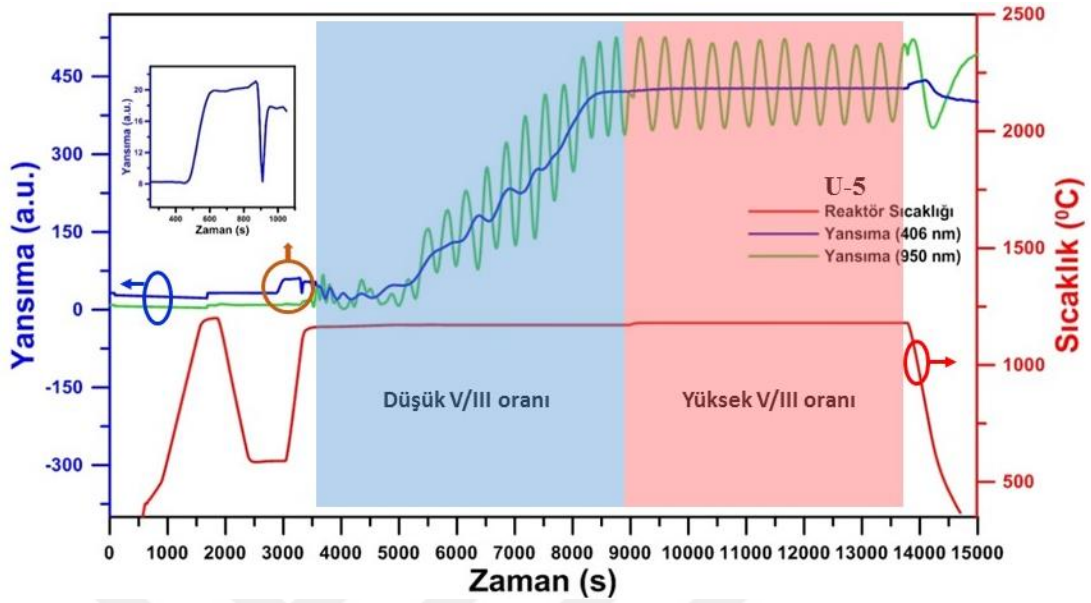
Şekil 3.28’de U-1 nolu numune referans alınıp, V/III oranı düşük olan HT-GaN1 büyütme süresi 3600 sn’den 4050 sn’ye çıkartılarak elde edilen U-4 nolu büyütme için yerinde (in-situ) yansıtma (406 nm ve 950 nm) ve sıcaklık eğrisi yer almaktadır. Bu eğri üzerindeki yansıtma salınımları da Şekil 3.9’da verilen ideal bir büyütme yansıtma salınımlarıyla örtüşmektedir.



Şekil 3. 28: U-4 nolu numuneye için yerinde (in-situ) yansıtma ve sıcaklık eğrisi

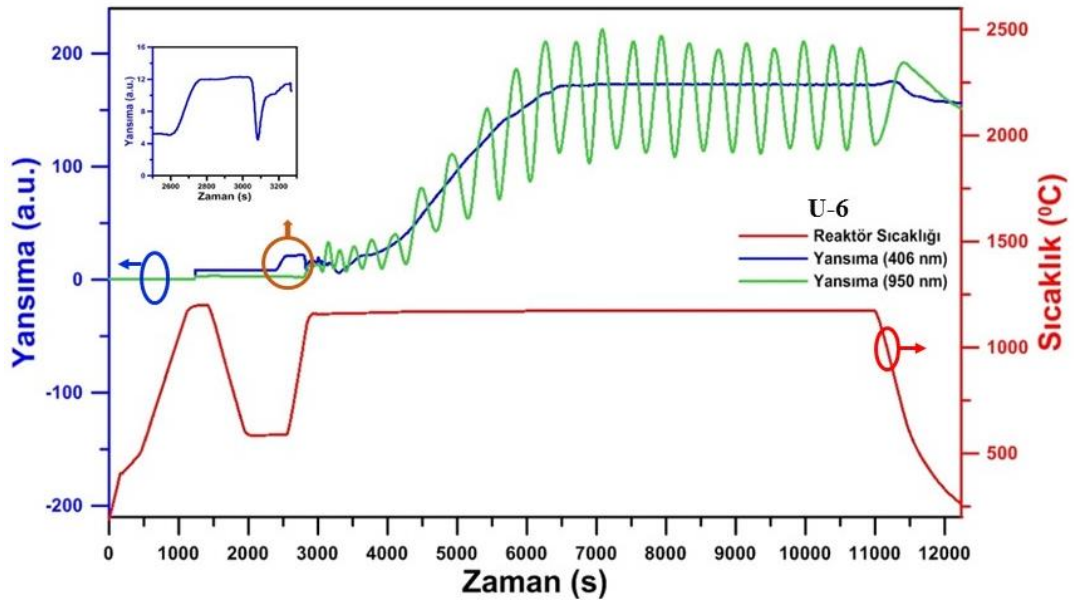
U-1 nolu büyütme referans alınarak gerçekleştirilen U-5 nolu büyütme için yerinde (in-situ) yansıtma (406 nm ve 950 nm) ve sıcaklık eğrisi Şekil 3.29 ‘da verilmiştir. Bu büyütmede ise HT-GaN1 büyütme süresi 5480 sn’ye olarak ayarlanmıştır. Yansıtma

eğrisini incelediğimizde önceki büyütmelerde olduğu gibi ideal büyütmeye ait salınım tipi gözlemlenmiştir.



Şekil 3.29: U-5 nolu büyütme için in-situ yansımalar ve sıcaklık eğrisi

U-6 nolu büyütmede ise yapısal özelliklere etkisini incelemek için düşük V/III oranına sahip HT-GaN1 aşaması tamamen çıkarılarak sadece HT-GaN2 aşaması büyütülmüştür. Toplam kalınlığın aynı olması için toplam büyütme süresi 8005 sn olarak değiştirilmiştir. Şekil 3.30'da verilen yansımalar (406 nm ve 950 nm) salınımlarına göre büyütme ideal bir şekilde sonlanmıştır.



Şekil 3.30: U-6 nolu büyütme için in-situ yansımalar ve sıcaklık eğrisi

3.4 Template GaN Büyütme Çalışması

p-GaN ve n-GaN tabakalarının optimizasyonu gibi çalışmalarını yapmak için katkısız GaN çalışmasında elde edilen U-5 numaralı büyütme parametreleri referans alınarak “template” olarak adlandırılan PSS üzerine ortalama 4,7 µm kalınlığa sahip katkısız GaN (u-GaN) tabakaları büyütülmüştür. Şekil 4.31’de “Template GaN” yapısı şematik olarak gösterilmiştir.

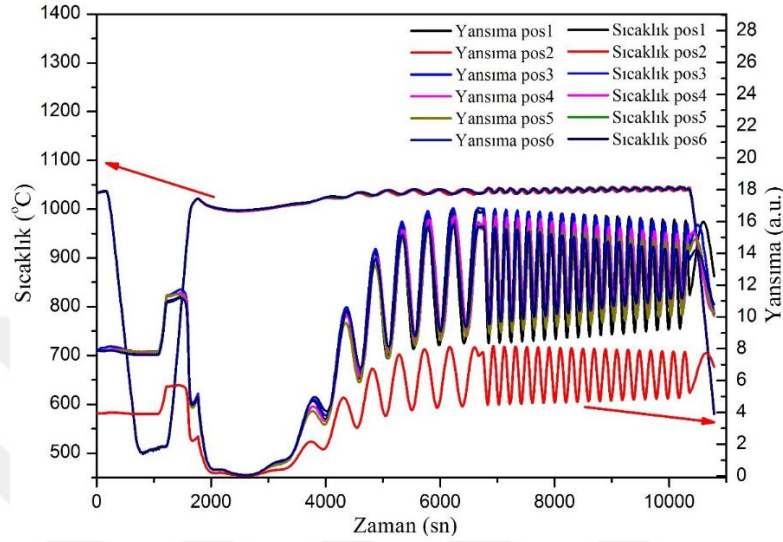


Şekil 3.31: Template GaN yapısı ve üzerine büyütülen n ve p katkılı GaN yapıları

Tek seferde altı adet büyütülen “Template GaN” örneklerinin üzerine daha sonra ayrı ayrı p-GaN ve n-GaN büyütme yapıları yaparak hem zaman kaybının önüne geçmek hem de kaynak tüketimini azaltarak çalışmalarda maliyeti düşürmek hedeflenmiştir. Bu amaçla her birinde altı adet alttaş yerleştirilerek T-1 ve T-2 nolu olmak üzere iki büyütme yapılmıştır.

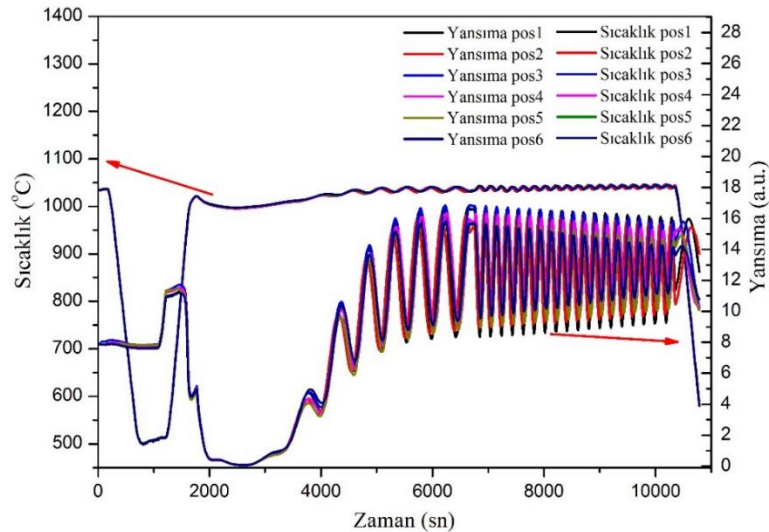
Şekil 3.32’de T-1 numaralı template yapısının büyütülmesi esnasında elde edilen yansıma ve sıcaklık eğrileri verilmiştir. Büyütme esnasında PSS alttaşlar pos1, pos2, pos3, pos4, pos5 ve pos6 olarak adlandırılan tutucu üzerindeki haznelere yerleştirilmiştir. PSS üzerine büyütülen GaN yapılarında adacıkların birleşmesi sürecinde in-situ doğrultulmuş alttaş sıcaklığı ölçümünün doğru sıcaklık değerini vermesi mümkün değildir. In-situ ölçümünün doğru yapılarak alttaş sıcaklığının ölçülebilmesi için reaktör haznesindeki örnek tutuculardan birine düz safir alttaş, diğerlerine de PSS yerleştirilmiştir. Şekil 3.32 ‘deki in-situ ölçümünden görüldüğü gibi yansıma şiddeti diğerlerine oranla daha düşük olan mavi renkli yansıma eğrisi pos2 haznesine yerleştirilen düz safir alttaş üzerine büyütülen GaN örneğine aitken diğer eğriler PSS üzerine büyütülen GaN yapısına aittir. Bu büyütmede U-5 nolu örneğin büyütme parametreleri referans alındığı için Şekil 3.32 ile Şekil 3.29’da yer alan yansıma-sıcaklık eğrileri benzerlik göstermektedir.

T-1 nolu büyütmeden elde edilen örneklerin optik karakterizasyonu için Foto-Lüminesans ölçümleri yapılmış ve sonuçlar Şekil 4.7’de verilmiştir. Ölçüm sonuçları tüm altaşlarda istenilen sonuçları verdiği için p ve n tipi GaN büyütme çalışmalarında kullanılmak üzere aynı koşullar kullanılarak T-2 nolu büyütme yapılmıştır.



Şekil 3.32: T-1 numaralı template yapısının büyütülmesi esnasında elde edilen yansıma ve sıcaklık eğrileri verilmiştir

T-2 nolu büyütmede T-1 nolu büyütme ile aynı büyütme parametreleri kullanıldığı için altaş sıcaklığını belirlemede düz safir altaş kullanılmasına gerek duyulmamıştır. Bu nedenle, Şekil 3.33’da verilen grafiğin yansıma-sıcaklık eğrileri, pos2 yansıma-sıcaklık eğrisi hariç Şekil 3.32’deki grafikte hemen hemen aynı olduğu gözlenmiştir.



Şekil 3.33: Safir altaş üzerine büyütülen 4 µm kalınlığa sahip T-2 numunesine ait yansıma ve sıcaklık eğrisi

T-1 ve T-2 büyütme çalışmalarının sıcaklık-yansıma grafiklerinin benzer sonuçlar vermesi, p- ve n-tipi GaN büyütme çalışmalarından elde edilen örneklerin karakterizasyon sonuçlarının daha tutarlı kıyaslanmasını sağlamıştır.

3.5 p-Tipi GaN Büyütme Çalışması

Bu çalışmada Svensk ve diğ. (2007) çalışmalarından ve AIXTRON (2014) firmasından elde edilen veriler dikkate alınarak p-GaN tabakasının geliştirilmesi için parametrik büyütme yapılmıştır. Bu büyütme çalışmalarından ilki olan P-1 nolu büyütmenin büyütme parametreleri Çizelge 3.5’de verilmiştir.

P-1 nolu numunenin yüzey görüntülerinde (Şekil 4.10) tespit edilen kusurları giderip yüzey morfolojisini iyileştirmek için yapılan P-2 nolu büyütmede, reaktör haznesine giren toplam gaz akışı (hidrit+MO) sabit tutularak hidrit ve MO hattından gelen gaz akışları dengesiz hale getirilmiştir. P-1 nolu büyütmede 12000 sccm hidrür ($H_2 + NH_3$) ve 12000 sccm MO ($H_2 + Cp_2Mg$) hattından gaz gelmekte iken P-2 nolu numunede ise 17500 sccm hidrür ve 6500 sccm MO hattından gaz gönderilmiştir. Gaz akışı değişikliği sadece taşıyıcı olan H_2 gazında yapılmıştır. P-2 nolu numuneye ait büyütme parametreleri Çizelge 3.5’de verilmiştir.

Çizelge 3.5: Template üzerine yapılan P-1 nolu büyütme parametreleri

Tabaka	Geçiş zamanı (sn)	Büyütme Süresi (sn)	Reaktör Basıncı (mbar)	Reaktör Sıcaklığı ($^{\circ}C$)	Alttaş Sıcaklığı ($^{\circ}C$)	Cp2Mg Akışı (sccm)	Dopant/III	V/III oranı	Kalınlık (nm)
Kusturma	-	240	150	1080	936	-	-	-	-
u-GaN (hafif Mg katkı)	-	900	150	1180	1014	200	0,22	2068	500
p-GaN Geçişi	30	-	150	1141	970	250-500	-	-	-
p-GaN	-	1300	150	1141	970	500	0,806	1563	500
p++GaN Geçişi	40	-	150	1141	970	500-1250	-	-	-
p++GaN	-	1700	150	1141	970	1250	1,99	3197	90
Mg Aktivasyonu için Soğutma Süreci	520	-	150-300	-	-	-	-	-	-
Mg Aktivasyonu	-	1200	300	960	847	-	-	-	-

Çizelge 3.6: Template üzerine yapılan P-2 nolu büyütme parametreleri

Tabaka	Geçiş zamanı (sn)	Büyütme Süresi (sn)	Reaktör Basıncı (mbar)	Reaktör Sıcaklığı (°C)	Altaş Sıcaklığı (°C)	Dopant/III	V/III oranı	Kalınlık (nm)
Kusturma	-	240	150	1080	958	-	-	-
u-GaN (hafif Mg katkılama)	-	900	150	1180	1014	0,22	2068	500
p-GaN Geçışı	30	-	150	1132	970	-	-	-
p-GaN	-	1300	150	1132	970	-	1563	500
p++GaN Geçışı	40	-	150	1132	970	-	-	-
p++GaN	-	1700	150	1132	970	-	3197	75
Mg Aktivasyonu için Soğutma	520	-	150-300	-	-	-	-	-
Mg Aktivasyonu	-	1200	300	900	805	-	-	-

P-2 nolu büyütmeden elde edilen örneğin yüzey görüntüleri (Şekil 4.13) incelendiğinde kusurların giderilemediği gözlemlenmiştir. Daha sonra yapılan dört büyütmede, büyütme sonunda MOCVD içinde N₂ ortamında yapılan in-situ aktivasyonu adımı, yüzey kalitesine etkisini anlamak için büyütme parametrelerinden çıkartılmıştır ve diğer tüm gaz akışları sabit tutularak yalnızca Cp₂Mg kaynağı akışının 300 sccm, 400 sccm, 500 sccm ve 600 sccm olduğu dört farklı büyütmenin katkı seviyesindeki değişiklikler incelenmiştir. Büyütmelerden çıkan numuneler harici (ex-situ) olarak RTP ile N₂ ortamında farklı sıcaklıklarda tavlansmıştır. Böylelikle p-GaN aktivasyonunun tavlama sıcaklığına bağlı olarak davranışı incelenmiştir. Bu kapsamda yapılan P-3 (Cp₂Mg source 500 sccm), P-4 (Cp₂Mg source 400 sccm), P-5 (Cp₂Mg source 600 sccm) ve P-6 (Cp₂Mg source 300 sccm) örneklerinin büyütme parametreleri Çizelge 3.7’de verilmiştir.

Çizelge 3.7: Cp2Mg akışının taşıyıcı sayısına etkisi çalışmasında yapılan büyütme parametreleri

Tabaka	Geçiş zamanı (sn)	Büyütme Süresi (sn)	Reaktör Basıncı (mbar)	Reaktör Sıcaklığı (°C)	Altaş Sıcaklığı (°C)	Cp2Mg Akışı (sccm)	Dopant/III	V/III oranı	Kalınlık (nm)
Kusturma	-	240	150	1080	958	-	-	-	-
u-GaN (hafif Mg katkılama)	-	900	150	1180	1014	200	0,22	2068	500
P-3 Nolu Örnek									
p-GaN Geçışı	30	-	150	1132	970	250-500	-	-	-
p-GaN		1300	150	1132	973	500	0,81	1563	500
p++GaN Geçışı	40	-	150	1132	970	500-1250	-	-	-
p++GaN		1700	150	1132	970	1250	3,99	3197	75
P-4 Nolu Örnek									
p-GaN Geçışı	30	-	150	1132	970	250-400	-	-	-
p-GaN		1300	150	1132	973	400	0,65	1563	500
p++GaN Geçışı	40	-	150	1132	973	400-1250	-	-	-
p++GaN		1700	150	1132	973	1250	3,99	3197	75
P-5 Nolu Örnek									
p-GaN Geçışı	30	-	150	1132	976	250-600	-	-	-
p-GaN		1300	150	1132	976	600	-	1563	500
p++GaN Geçışı	40	-	150	1132	976	600-1250	-	-	-
p++GaN		1700	150	1132	976	1250	3,99	3197	75
P-6 Nolu Örnek									
p-GaN Geçışı	30	-	150	1132	976	250-300	-	-	-
p-GaN		1300	150	1132	976	300	0,49	1563	500
p++GaN Geçışı	50	-	150	1132	976	300-1250	-	-	-
p++GaN		1700	150	1132	976	1250	3,99	3197	75

3.6 n-Tipi GaN Büyütme Çalışması

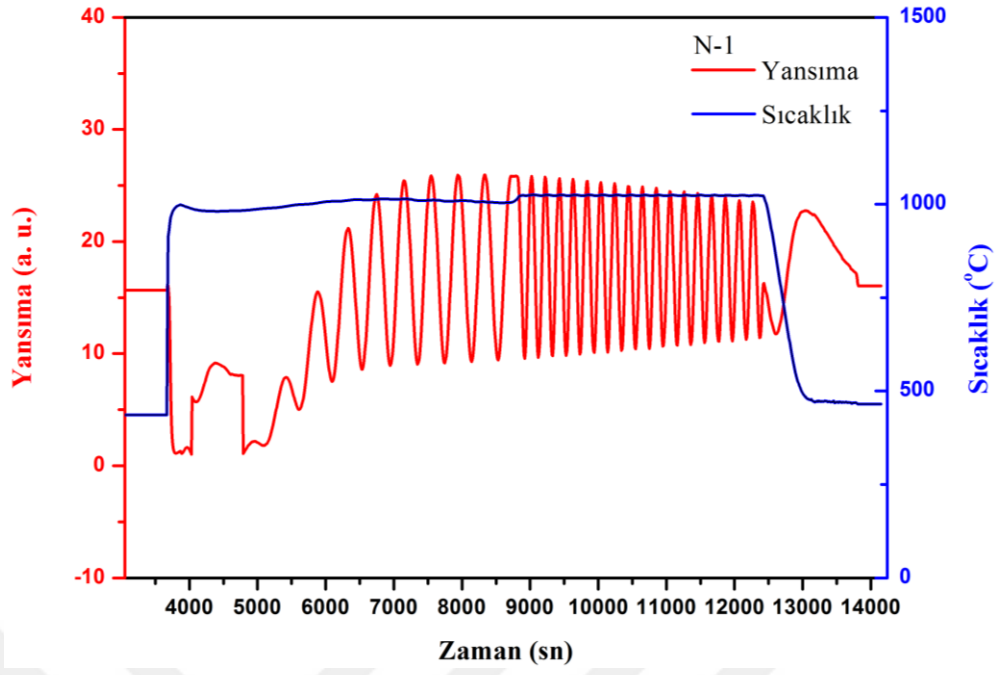
n-Tipi GaN büyütme çalışmasında template GaN üzerine N-1 ve N-2 olmak üzere iki adet örnek büyütülmüştür. N-1 nolu örneğin büyütmesinde amaç, taşıyıcı yoğunluğu seviyesi $1,4E+18 \text{ cm}^{-3}$ ve mobilitesi $300 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 'den büyük olan n-tipi GaN elde edebilmektir. N-2 nolu büyütmede ise N-1 nolu örneğin büyütme parametreleri referans alınarak taşıyıcı yoğunluğu $6E+18 \text{ cm}^{-3}$ 'den büyük katkı seviyesine ulaşmaktır. İstenen değere ulaşabilmek için N-1 nolu büyütmede ki silan akışı 30 sccm iken daha önce yapılmış olan çalışmalar göz önünde bulundurularak N-2 nolu

büyütmede bu değer 80 sccm'ye çıkartılmıştır (Nakamura ve diğ., 1992). N-1 ve N-2 nolu örneklerin büyüme parametreleri Çizelge 3.7'de gösterilmiştir.

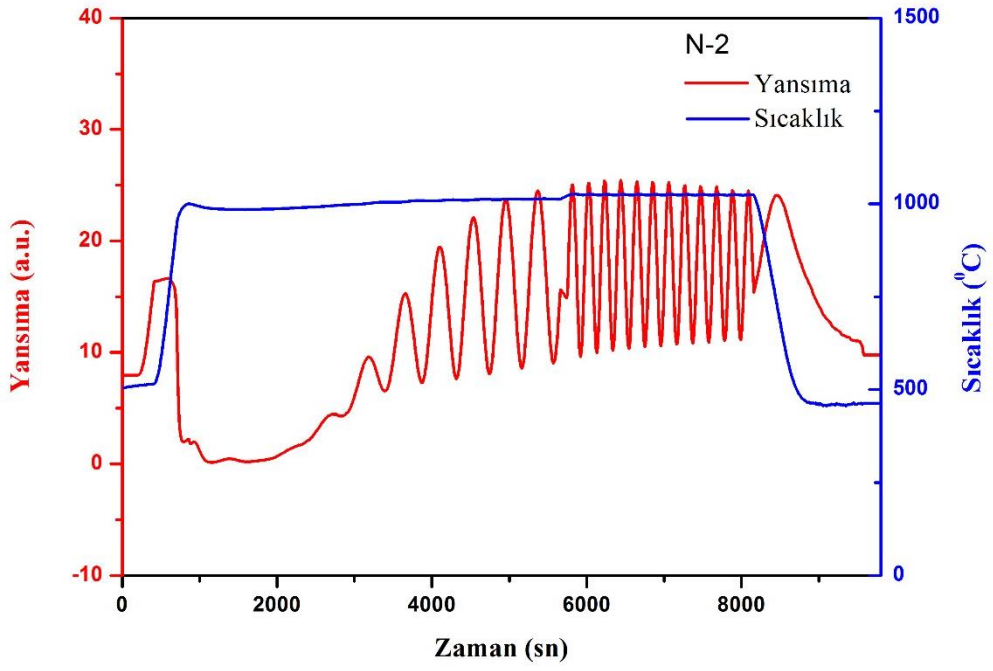
Çizelge 3.8: N-1 ve N-2 nolu numunelerin büyüme parametreleri

Tabaka	Geçiş zamanı (sn)	Büyütme Süresi (sn)	Reaktör Basıncı (mbar)	Reaktör Sıcaklığı (°C)	Altaş Sıcaklığı (°C)	SiH ₄ Akışı (sccm)	Dopant/III (%)	V/III oranı
Kusturma	-	300	150	1177	1080	-	-	-
	15	-	150	1165	-	-	-	-
Nitridasyon süreci için hazırlık	180	-	150	900	-	-	-	-
	300	-	150	585	-	-	-	-
	15	-	150	590	-	-	-	-
Stabilizasyon	-	120	150	590	530	-	-	-
Nitridasyon	60	-	150	590	530	-	-	-
	-	180	150	590	530	-	-	-
LT-GaN	-	200	150	590	530	-	-	1359
Yeniden kristallenme sürecine hazırlık	310	-	150	1150	-	-	-	-
	90	-	150	1170	-	-	-	-
Yeniden kristallenme	-	30	150	1170	-	-	-	-
HT-GaN1 (Düşük V/III oranı)	-	3600	150	1170	1040	-	-	1219
HT-GaN2 (Yüksek V/III oranı)	-	1800	150	1180	1045	-	-	2068
N-1 Nolu Örnek								
n+GaN		2400	150	1179	1049	30	2,43E-05	1507
N-2 Nolu Örnek								
n+GaN		3600	150	1180	1050	80	1,43E-04	1507

Şekil 3.44'de N-1 ve N-2 nolu örneklerinin büyütmelerinde elde edilen yansıma-sıcaklık grafikleri verilmiştir. Her iki örneğe ait in-situ yansıma-sıcaklık grafikleri Şekil 3.9 referans alınarak incelendiğinde yansıma eğrilerin salınımlarının ideal büyümeye yakın bir şekilde ilerlediği gözlemlenmiştir.



(a)



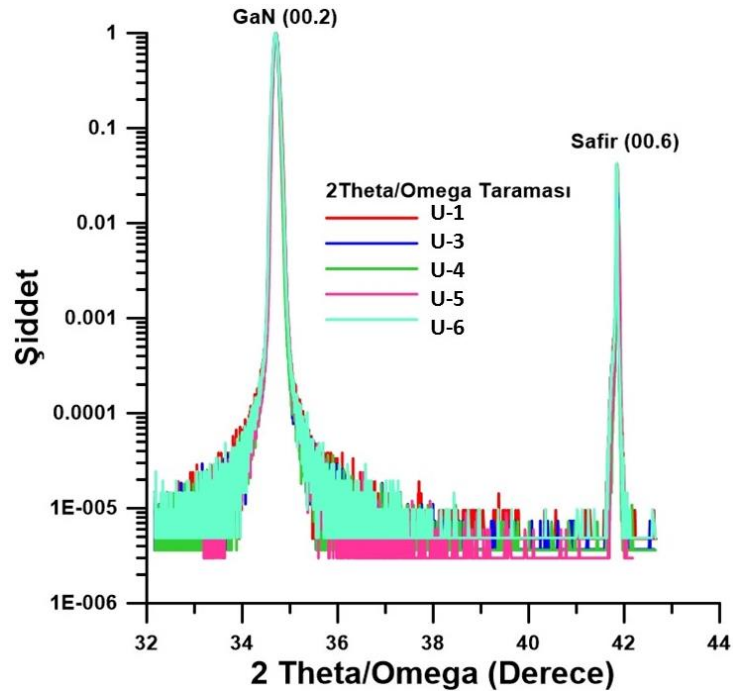
(b)

Şekil 3.34: (a) N-1 ve (b) N-2 nolu büyütmelemin yansıma-sıcaklık grafikleri

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

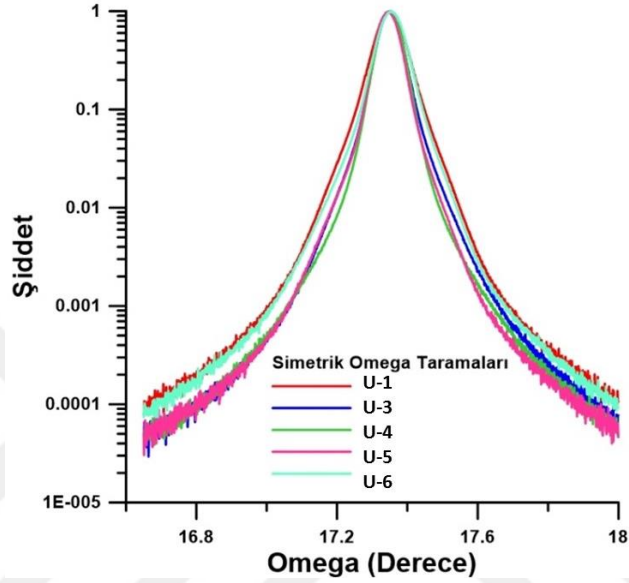
4.1 Katkısız GaN Karakterizasyon Çalışması

Desenli safir alttaş (PSS) üzerine büyütülen katkısız GaN tabakasının kristal kalitesini araştırmak için simetrik ve asimetrik yüksek çözünürlüklü XRD ölçümleri yapılmıştır. GaN filmlerin (00.2) simetrik yansıma düzlemi vida (screw) ve karışım (mixed) tipi dislokasyonlarla ilişkili iken (10.2) düzlemi kenar (edge) tipi dislokasyonlarla ilişkilidir (Heying ve diğ., 1996). Simetrik taramalar için GaN'ın (00.2) düzleminde 2-Theta/Omega (GaN pikinin yerini belirlemek için) ve omega (kristal kalitesini belirlemek için) taraması, asimetrik tarama için GaN'ın (10.2) düzleminde omega taramaları yapılmıştır. Kristal kalitesinin bir ölçütü olan FWHM değerleri (Çizelge 4.1), (00.2) ve (10.2) düzlemlerinin omega taramalarının Global Fit programı yardımıyla hesaplanmasıyla elde edilmiştir. Şekil 4.1'de gösterilen grafik, safir alttaş referans alınarak (00.2) düzleminde yapılan 2Theta/Omega HR-XRD taramasına göre her bir örneğin GaN pikinin yerini göstermektedir.

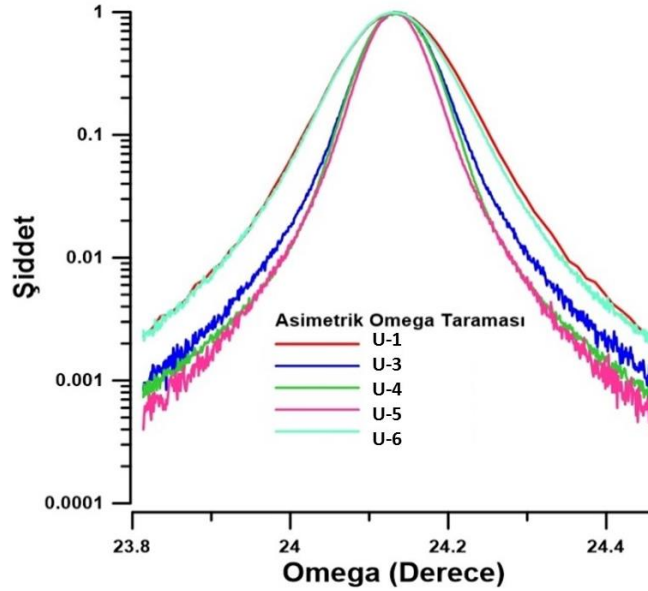


Şekil 4.1: U-1, U-3, U-4, U-5, U-6 nolu büyütmelemlere ait 2-Theta/Omega (00.2) taramalarının kıyaslanması

2Theta/Omega(Derece) grafiği incelendiğinde rnklerin GaN piklerinin ve FWHM değerlerinin hemen hemen aynı olduğu görülmüştür. Ancak, yerleri belirlenen GaN piklerinin FWHM değerlerini daha detaylı gözlemlemek için bu piklere hiza olunarak (00.2) ve (10.2) düzlemlerine göre yapılan Omega (Derece) taramaları sonuçlarından FWHM değerlerinin farklı olduğu gözlemlenmiştir (şekil 4.2 ve şekil 4.3).



şekil 4.2: U-1, U-3, U-4, U-5, U-6 nolu bytmelere ait Omega (0.02) taramalarının kıyaslanması



şekil 4.3: U-1, U-3, U-4, U-5, U-6 nolu bytmelere ait asimetrik omega (10.2) taramalarının kıyaslanması

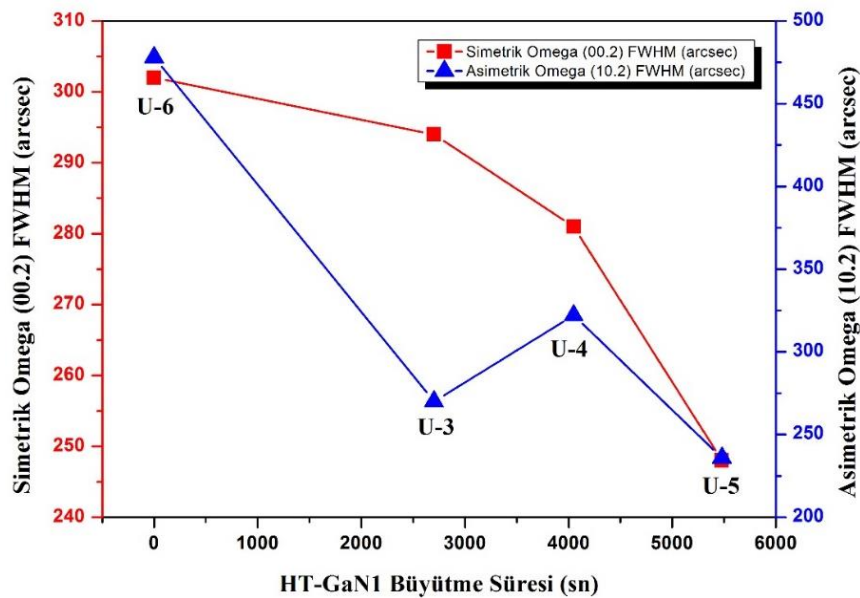
şekil 4.2 ve şekil 4.3'te verilen U-1, U-3, U-4, U-5, U-6 nolu büyütmelerin simetrik omega (00.2) ve asimetrik omega (10.2) taramalarının FWHM değerleri

Çizelge 4.1’de verilmiştir. FWHM değeri ne kadar düşükse yani ilgili katmanın pik şiddeti ne kadar yüksek ve genişliği ne kadar darsa kristal kalitesi o kadar iyi olarak değerlendirilir. Bu koşulu sağlayan en iyi örnek diğer örneklerle göre U-5 olduğu gibi daha önce yapılmış çalışmalarla uyumlu olarak kristal kalitesinin iyi olduğu gözlemlenmiştir (El-Naggar, 2011; Gao ve diğ., 2009).

Çizelge 4.1: U-1, U-3, U-4, U-5, U-6 nolu numunelere ait XRD taramaları için FWHM değerleri

Örnek Adı	Simetrik Omega (00.2) FWHM (arcsec)	Asimetrik Omega (10.2) FWHM (arcsec)
U-1	422	491
U-3	294	270
U-4	281	322
U-5	248	236
U-6	302	478

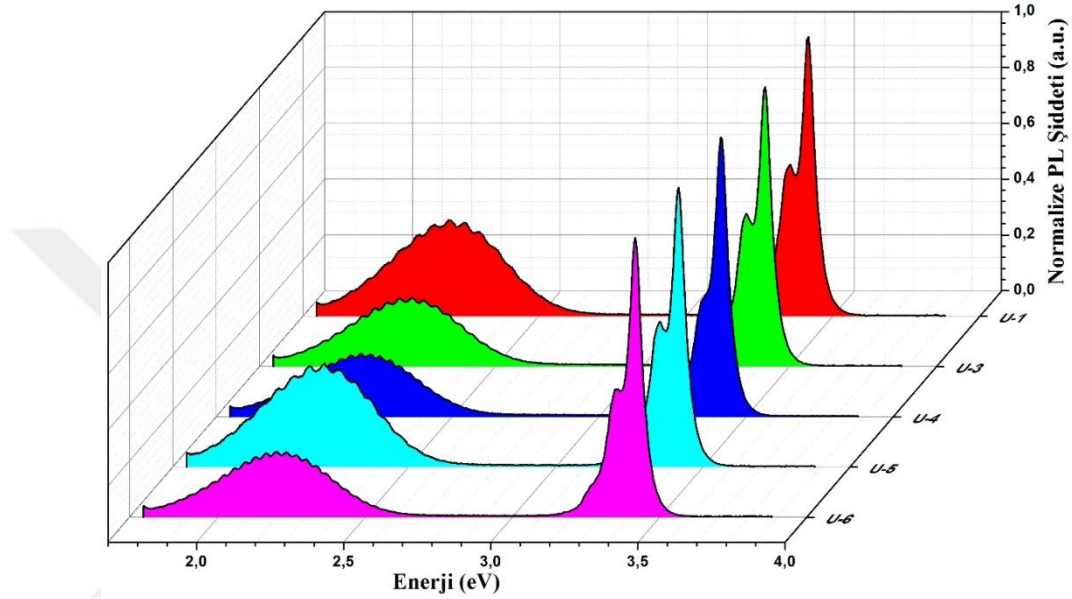
Şekil 4.4’de verilen kıyaslama grafiğinde U-3, U-4, U-5 ve U-6 nolu numunelerin HT-GaN1 büyütme süresine bağlı olarak (00.2) ve (10.2) düzlemleri için hesaplanan FWHM değerleri göz önünde alınmıştır. Daha önce belirtildiği üzere, U-1 nolu büyütme referans büyütmesi olup büyütmede kullanılan GaN tabakası kalınlığı grafikte yer alan numunelerden incedir (Bu numuneye ait FWHM değerleri (00.2) yönelimi için 422 ve (10.2) yönelimi için 491 arcsec’dir). Bu nedenle grafiğe dâhil edilmemiştir.



Şekil 4.4: HT-GaN1 büyütme süresinin kristal kalitesine etkisi

Bu karşılaştırma grafiğine göre düşük V/III oranlı HT-GaN1 adımı 5480 sn'de büyütüldüğünde en yüksek kristal kalitesi elde edilmişken (U-5), HT-GaN1 adımı olmadan yapılan büyütmede (U-6) en düşük kristal kalitesi elde edilmiştir.

Daha sonra desenli safir alttaş üzerine büyütülen GaN yapılarının fotoluminesans ölçümleri her bir numune için yapılmış olup, normalize edilmiş PL şiddetine karşılık enerji (eV) grafikleri Şekil 4.5'de gösterilmiştir.



Şekil 4.5: U-1, U-3, U-4, U-5 ve U-6 nolu büyütmelerin fotoluminesans ölçüm sonuçları

Ölçüm sırasında GaN filmler 266 nm dalga boylu 0,776 mW güçte, 2,472mw/cm² güç yoğunluğunda UV lazer ile uyarılmıştır. Numuneden çıkan ışık (foton) CCD512-BT-TE detektör kullanılarak oda sıcaklığında ölçülmüştür. GaN malzemelerde şu ana kadar giderilememiş olan mavi luminesans (BL), sarı luminesans (YL) ve kırmızı luminesans (RL) olarak adlandırılan çeşitli kusur pikleri gözlenmektedir. Bu kusur pikleri arasında en yaygın olarak gözlemlenen 2.2-2.3 eV arasında geniş luminesans bant merkezi olan sarı luminesans (YL) kusur pikidir ki bu pik hem büyütme sırasında katkılanmış GaN yapılarında hem de kendiliğinden katkılı GaN yapılarında gözlenir (Grieshaber ve diğ., 1996). Şekil 4.5'de görüldüğü gibi desenli safir üzerine büyütülen GaN örneklerinin sarı luminesans pik pozisyonu 2,2 eV civarındadır. 3,42eV civarında GaN filmin yakın bant kenarı luminesans piki görülür. Sarı luminesans pik şiddeti en yüksek örnek U-5 numaralı örnek iken sarı luminesans pik şiddeti en düşük örnek ise U-4 numaralı örnektir.

Çizelge 4.2’de sarı lüminesans kusur piki şiddetinin GaN yakın bant kenarı yayılım pik şiddetine oranı (I_{YL}/I_{GaN}) ile birlikte (10.2) ve (00.2) düzlemlerine göre yapılan XRD sallantı eğrisi (Rocking Curve) ölçümünden elde edilen FWHM değerleri verilmiştir. (00.2) düzlemi FWHM ve I_{YL}/I_{GaN} değerlerinin doğru orantılı olarak azaldığı yani kristal kalitesinin arttığı ve bu sonuçların Zhao ve Jiang (2011)’in çalışmasıyla uyumlu olduğu gözlenmiştir.

Çizelge 4.2: U-1, U-3, U-4, U-5 ve U-6 nolu numuneler için (00.2) ve (10.2) taramalarından elde edilen FWHM değerleri ile PL ölçümünden elde edilen I_{YL}/I_{GaN} oranları

Örnek Adı	(00.2) düzlemine göre FWHM (arcsec)	(10.2) düzlemine göre FWHM (arcsec)	I_{YL}/I_{GaN}
U-1	422	491	0,342311697
U-3	294	270	0,244271918
U-4	281	322	0,223540315
U-5	248	236	0,232475599
U-6	302	478	0,370084162

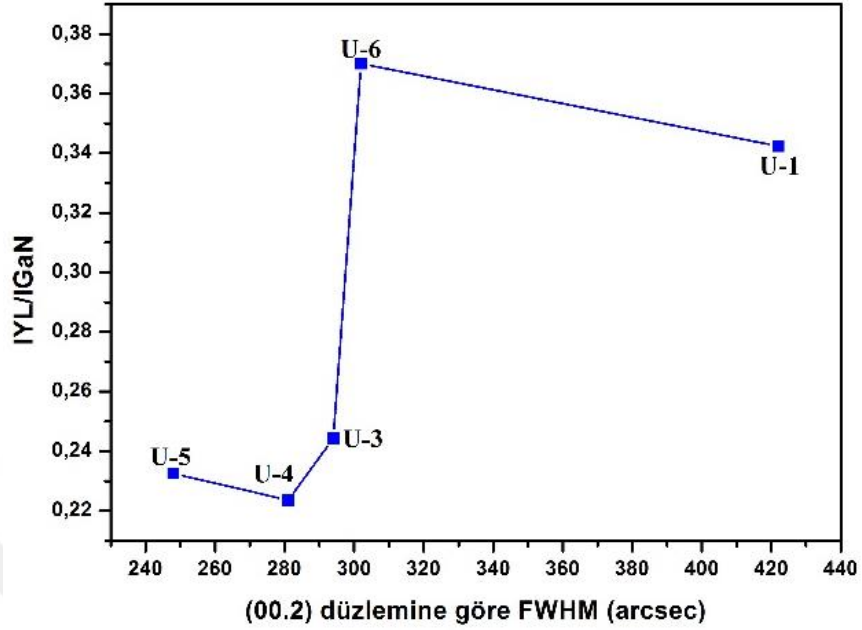
Çizelge 4.2’de yer alan veriler kullanılarak (00.2) ve (10.2) düzlemlerine göre FWHM değerlerinin I_{YL}/I_{GaN} oranı ile karşılaştırıldığı Şekil 4.6(a) ve (b)’de ki grafikler incelendiğinde; HR-XRD ölçüm sonuçlarından elde edilen (00.2) düzlemine göre FWHM (vida tipi dislokasyon oranı) ve (10.2) düzlemine göre FWHM (kenar tipi dislokasyon oranı) en düşük olan örneğin U-5 olduğu görülmüştür.

Diğer bir kusur yoğunluğu göstergesi olarak U-5 ve U-4 numaralı örneklerin sarı lüminesans kusur piki şiddetlerinin, GaN yakın bant kenarı yayılım pik şiddetlerine oranına (I_{YL}/I_{GaN}) bakıldığında sırasıyla 0,23 ve 0,22 olduğu görülmüştür. Bu iki değer birbirine çok yakın olduğu için sadece HR-XRD ölçümlerine göre FWHM değeri en düşük olan yani kristal kalitesi en iyi olan U-5 numaralı örneğin akış parametreleri, desenli safir üzerine büyütülecek olan katkısız GaN tabaka büyütmelerinde referans alınmıştır.

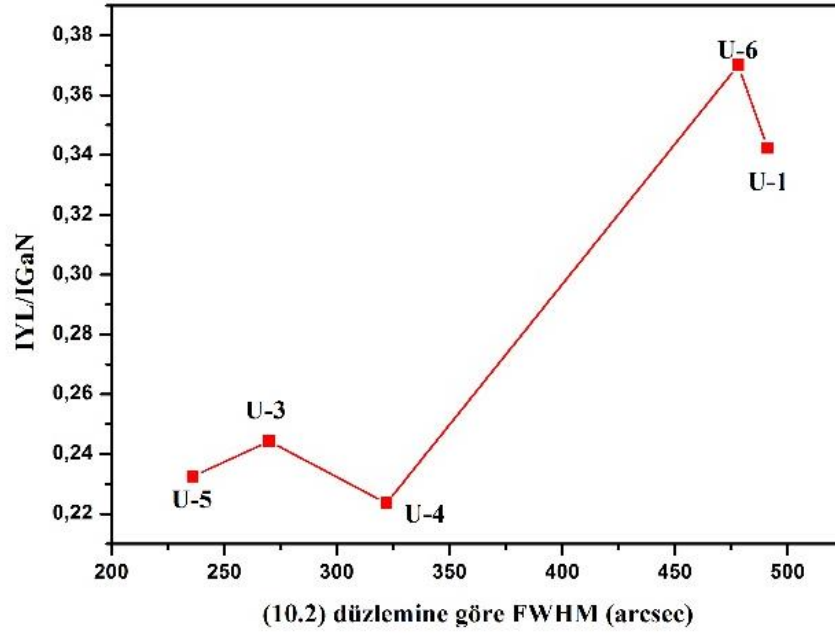
4.2 Template GaN Karakterizasyon Çalışması

T-1 numaralı GaN büyütmesi sonucunda elde edilen altı farklı template GaN (Şekil 3.32), fotolüminesans ölçüm sisteminde yer alan 266 nm dalga boylu 0,776 mW

güçlü, 2,472 mw/cm² güç yoğunluklu UV lazer ile uyarılmıştır ve numuneden çıkan ışığın (foton) oda sıcaklığında şiddeti CCD512-BT-TE detektör kullanılarak



(a)

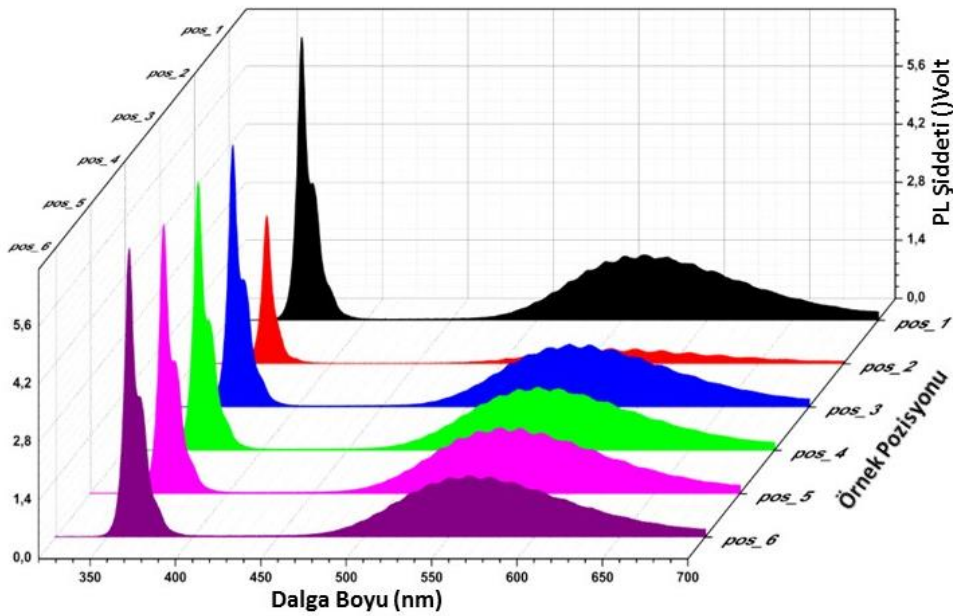


(b)

Şekil 4.6: (a) (00.2) ve (b) (10.2) taramalarından elde edilen FWHM değerlerine karşı IYL/IGaN oranının değişimi

ölçülmüştür. Şekil 4.7’de T-1 numaralı GaN büyütülmesi sonucunda elde edilen altı farklı numunenin bu koşullarda yapılan fotoluminesans ölçüm sonuçlarını göstermektedir. Şekilde görüldüğü gibi pos2’ye yerleştirilen düz safir üzerine büyütülen GaN örneğinin PL şiddeti düşüktür. PSS üzerine büyütülen GaN

örneklerinin PL şiddetinin düz safir üzerine büyütülene göre yüksek olmasının nedeni, daha önce Şekil 2.3’de gösterildiği gibi PSS alttaş yüzeyine farklı açılar ile saçılan fotonların geri yansırken GaN yüzeyi normaline daha yakın geldiği için ara yüzeyden geri yansımanın daha az, dolayısıyla toplam çıkan foton sayısının düz safir alttaşa göre daha fazla olmasıdır. Dalgaboyu aralığının yaklaşık olarak 570-590 nm arasında görüldüğü pikler ise katkısız GaN çalışmasında yapılan PL ölçümünde gözlemlenen ve 2.2-2.3 eV bant aralığına denk gelen sarı lüminesans pikleridir. T-2 nolu büyütmede (Şekil 3.33) T-1 nolu büyütme ile aynı koşullarda büyütüldüğü için PL ölçümü yapılmamıştır.

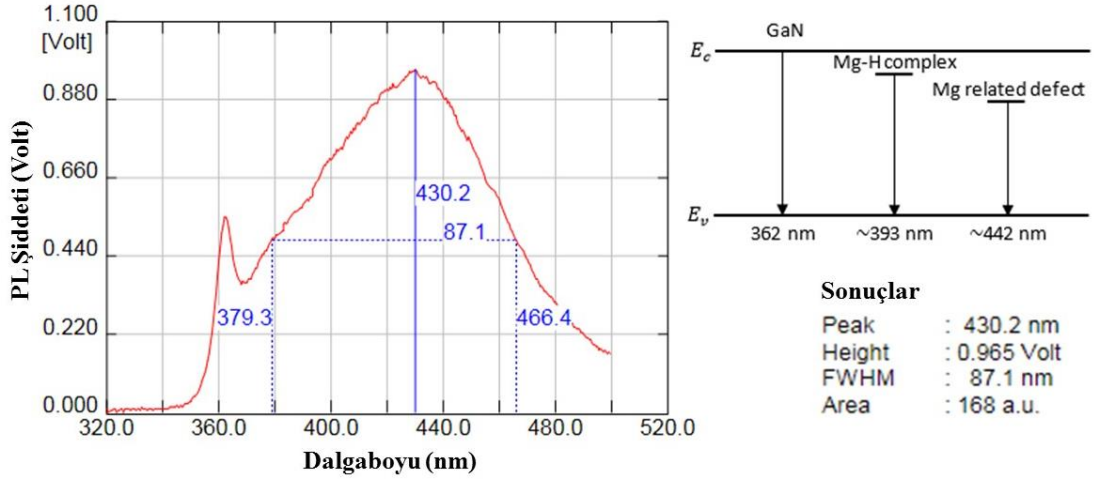


Şekil 4.7: T-1 numaralı büyütme için farklı pozisyonlardaki örneklerin fotoluminesans ölçüm sonuçları

4.3 p-Tipi GaN Karakterizasyon Çalışması

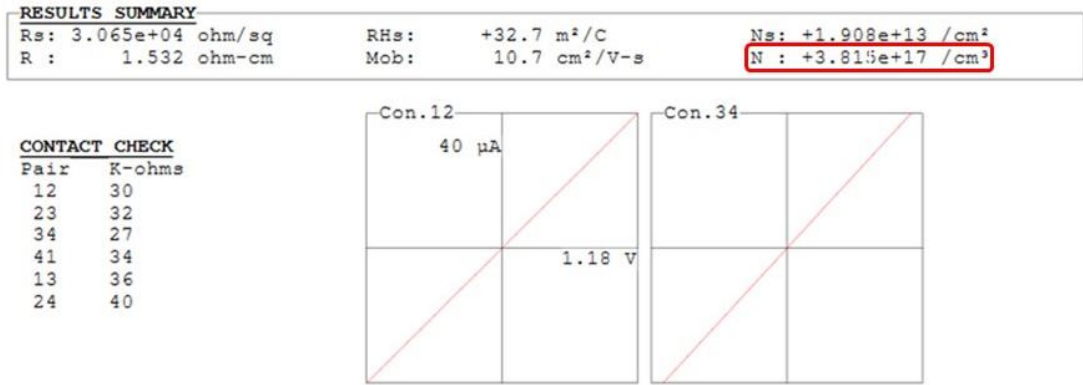
Mg katkılı p-tipi GaN büyütme çalışmalarında elde edilen P-1, P-2, P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu örneklerin optik mikroskop ile yüzey morfolojisi, PL ve Hall ölçümleri ile yapısal ve elektriksel özellikleri incelenmiştir. Çizelge 3.4’te yer alan büyütme parametrelerine göre büyütülen P-1 nolu numunenin optik ölçümleri için fotoluminesans (PL) ölçümünden elde edilen PL şiddet(volt)-dalga boyu (nm) grafiği Şekil 4.8’de verilmiştir.

Bu ölçümlerde uyarma gücü 5 Wcm^2 olan 266 nm Q-switch laser kullanılmıştır. Numune 900°C ’de in-situ olarak tavlandıktan sonra ölçüme alınmıştır. Bu nedenle



Şekil 4.8: P-1 nolu numuneye ait fotoluminesans ölçümü

aktive olmuş olan Mg katkı atomlarından dolayı oluşan ışıma, yaklaşık 430 nm’de görülmüştür. Genel olarak Mg katkı atomlarından dolayı görülen bu pik, 393 nm’de Mg-H bileşiminden ve 440 nm’de ise Mg atomlarından kaynaklı kusur geçişlerinden dolayı görülür (Ko, ve diğerleri, 2017). Fakat litaretürde farklı Cp₂Mg akışlarında pik pozisyonlarının değiştiği görülmektedir (Svensk, ve diğerleri, 2007). Ayrıca 362 nm’de GaN kenar bant geçişlerinden dolayı bir ışıma görülmüştür.

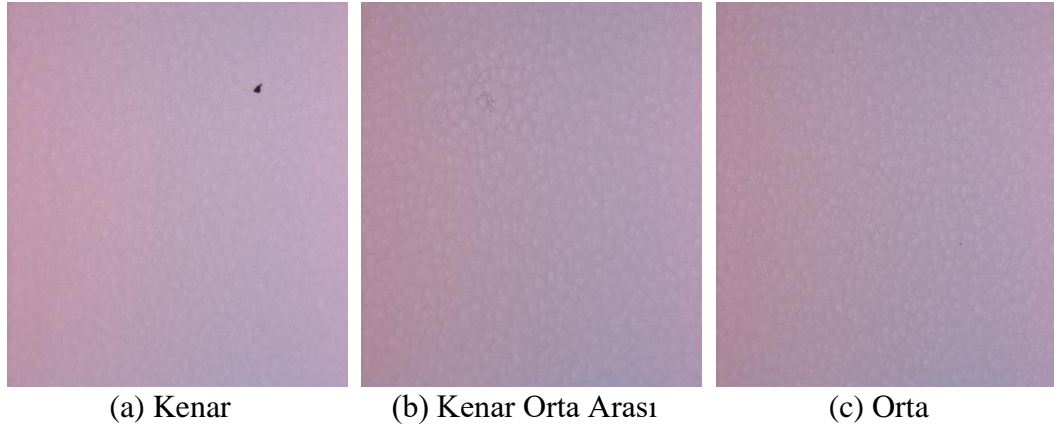


Şekil 4.9: P-1 nolu numune için Hall ölçümü sonuçları ekran görüntüsü

1 kGa manyetik alan ve 40 µA akım uygulanarak yapılan ve sonuçları Şekil 4.9’da gösterilen Hall ölçümüne göre, kontak çiftlerinin direnç seviyeleri birbirine yakın çıkmış olup aktive olmuş p-tipi taşıyıcı yoğunluğu 3,8E+17 cm⁻³ olarak belirlenmiştir.

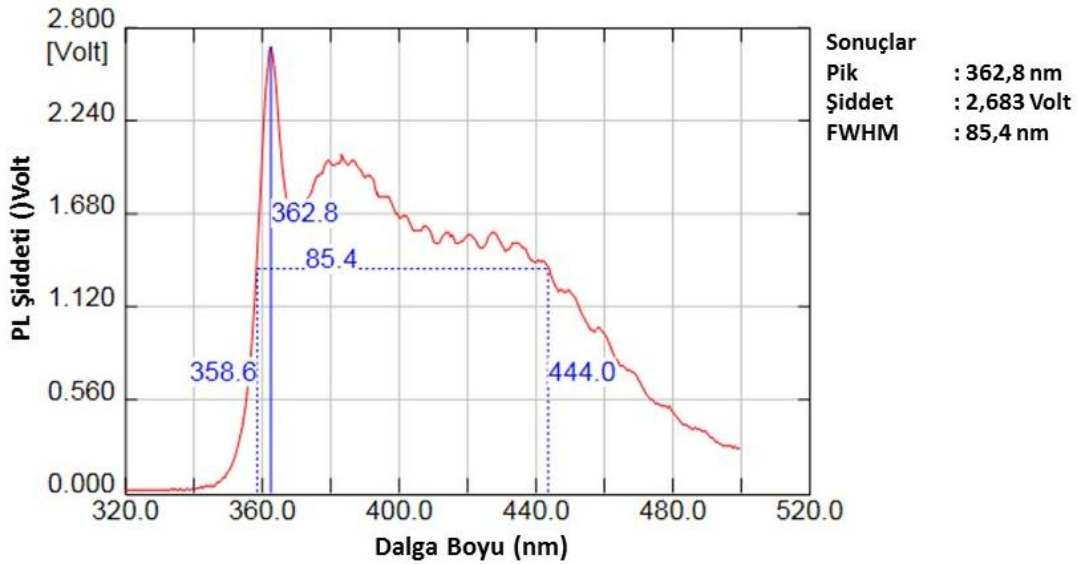
P-1 nolu numunenin yüzeyini incelemek için optik mikroskop kullanılarak, numunenin kenarı, kenar orta arası ve orta bölgelerinden alınan görüntüler Şekil 4.10’da verilmiştir. Görüntüler incelendiğinde P-1 nolu numunenin yüzeyinde hem

reaktör kapağından düşen (siyah leke) hem de büyütme parametrelerine bağlı olduğu düşünülen kusurlar (düzensiz tepecikler) tespit edilmiştir.



Şekil 4.10: P-1 nolu numunenin 5x büyütme oranı ile elde edilen optik mikroskop görüntüleri: (a) kenar, (b) kenar orta arası ve (c) orta bölgeleri

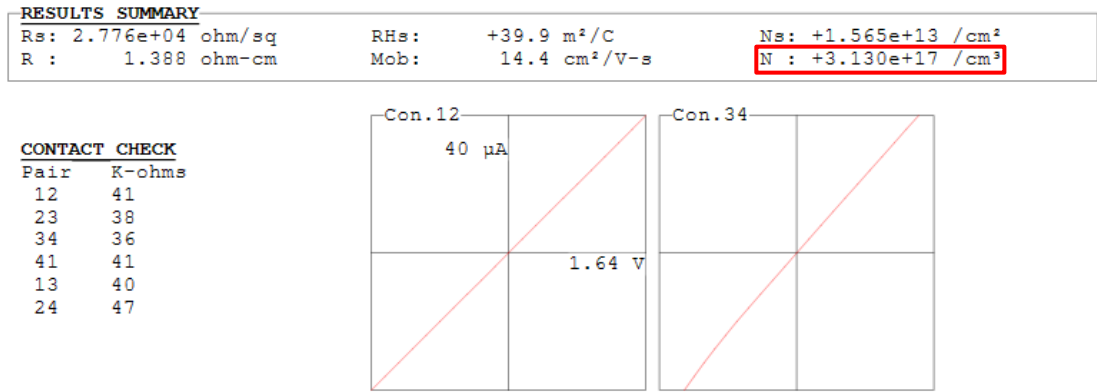
Çizelge 3.5’de yer alan büyütme parametreleri kullanılarak yapılan P-2 nolu numunenin optik ölçümler için fotolüminesans (PL) ve elektriksel ölçümler için Hall sistemi kullanılmıştır. Şekil 4.11’de yer alan PL grafiğinde 362,8 nm’de GaN kenar bant geçişi piki görülmüştür. P-1 örneğinde olduğu gibi, Mg katkı atomlarına bağlı olarak oluşan Mg-H kompleksinden 383 nm’de ve kusur geçişlerinden dolayı 444 nm’de pikler görülmüştür (Ko, ve diğerleri, 2017).



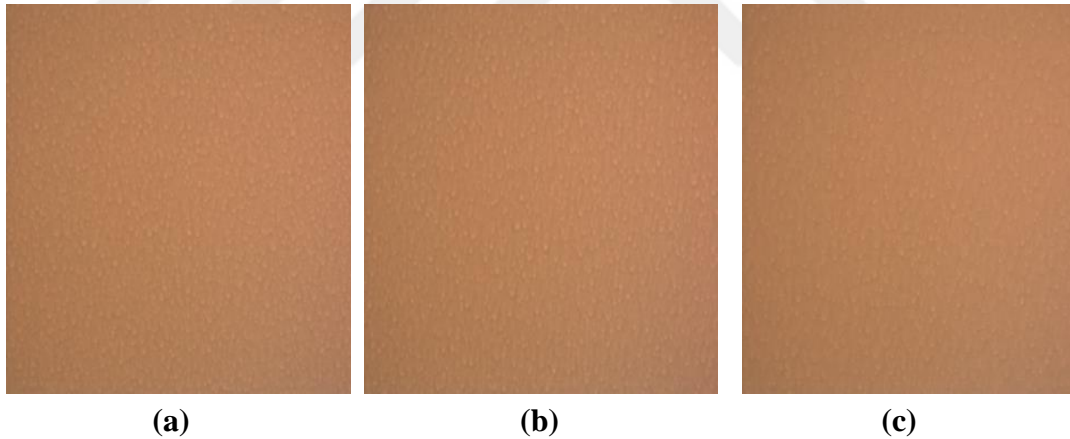
Şekil 4.11: P-2 nolu numuneye ait fotolüminesans ölçümü

Şekil 4.12’de verilen Hall ölçümü sonucuna göre, 40 μ A akım uygulandığında kontak çiftlerinin direnç seviyeleri birbirine yakın çıkmıştır ve 1 kGa manyetik alan altında aktive olmuş p-tipi taşıyıcı yoğunluğu $3,1E+17 \text{ cm}^{-3}$ olarak belirlenmiştir.

Şekil 4.13’de P-2 nolu numuneye ait optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.10’da verilen görüntülere benzer şekilde büyütme parametrelerine bağlı olan kusurların devam ettiği gözlenmiştir. Bu parametrenin, Mg aktivasyonu için raktör içerisinde (in-situ) yapılan tavlama işleminin olduğu düşünüldüğünden Çizelge 3.6’da yer alan P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu büyütme adımlarından in-situ aktivasyon işlemi çıkartılmış, büyütme sonunda elde edilen örneklerin aktivasyon işlemi harici (ex-situ) olarak RTP ile yapılmıştır.

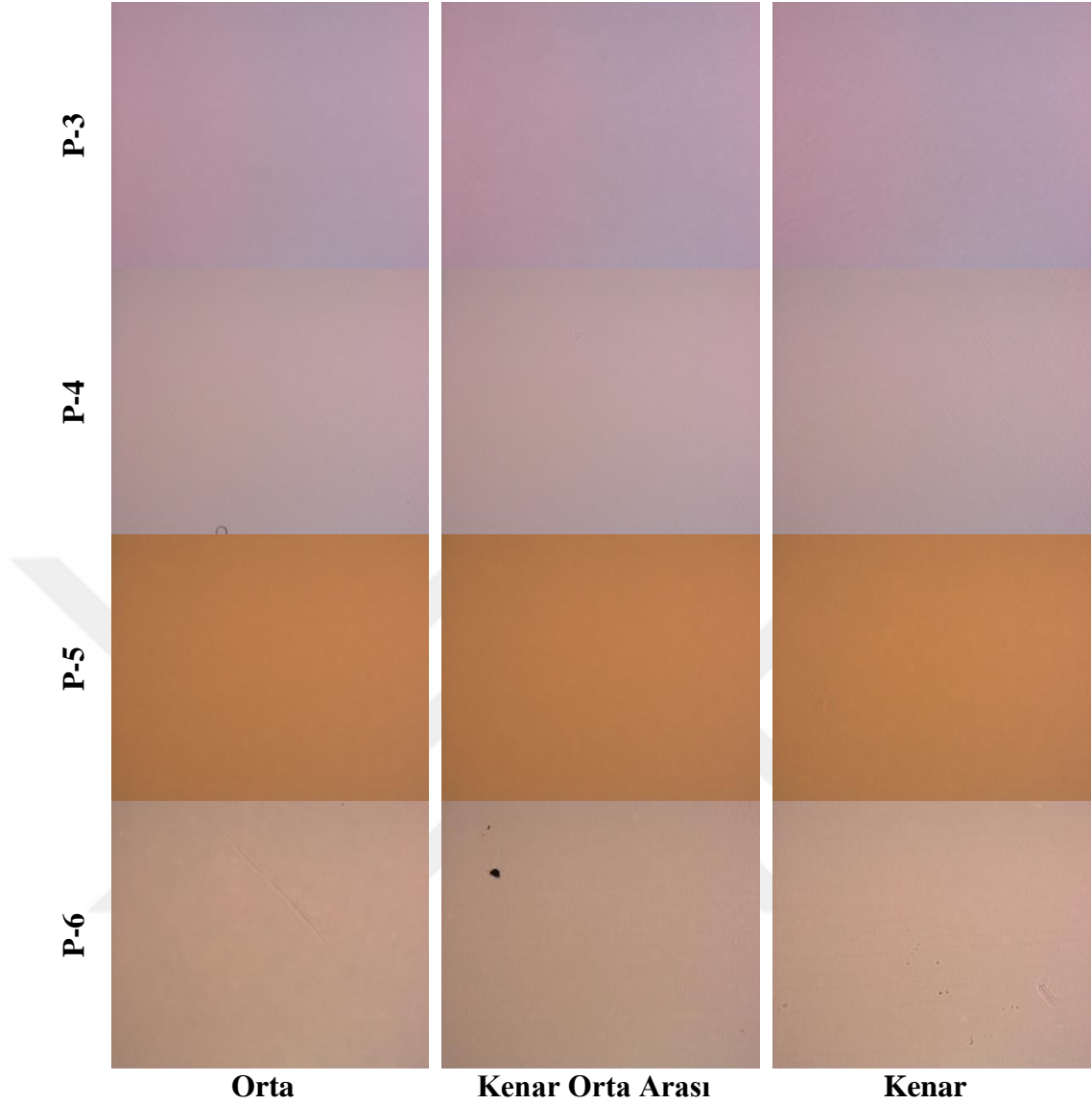


Şekil 4.12: P-2 nolu numuneye ait Hall olayı ölçümü



Şekil 4.13: P-2 nolu numunenin 5x büyütme oranı ile elde edilen optik mikroskop görüntüleri: (a) kenar, (b) kenar orta arası ve (c) orta bölgeleri

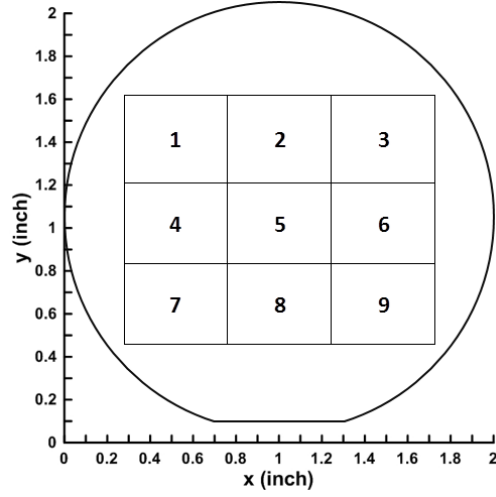
Büyütme sonrası optik mikroskop yardımıyla numunelerin kenarı, kenar orta arası ve orta bölgelerinden alınan görüntüler Şekil 4.14’de verilmiştir. Görüldüğü üzere yüzeyde var olan kusurlar Şekil 4.10 ve Şekil 4.13 ile kıyaslandığında neredeyse kaybolmuştur. Buradan elde edilen sonuçlar kusurların ana sebebinin P-1 ve P-2 nolu büyütme esnasında in-situ aktivasyon yapılması olduğu anlaşılmıştır.



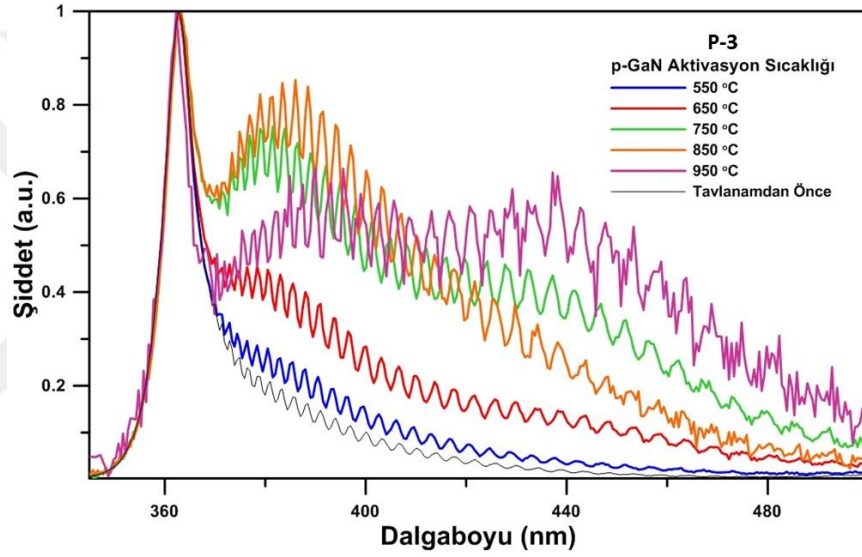
Şekil 4.14: In-situ aktivasyonun yapılmadığı ve Cp2Mg akışının taşıyıcı sayısına etkisi görmek için yapılan büyütmelerin 5x büyütme oranı ile elde edilen yüzey görüntüleri

Örnekler optik mikroskopta incelendikten sonra Şekil 4.15’de verilen grafikte görüldüğü gibi 9 eşit parçaya bölünüp her bir parça farklı aktivasyon sıcaklıklarında tavlandıktan sonra PL ve Hall ölçümleri yapılmıştır.

P-3 nolu numunenin 2, 3, 4, 6 ve 7 nolu parçaları için RTP sistemi ile harici aktivasyon yapılmıştır. Aktivasyon işleminde tavlama süresi sabit tutularak sadece aktivasyon sıcaklıkları her parça için değiştirilmiştir. Tavlama, 550°C ile 950°C arasında 20 dk’lık sürelerle yapılmıştır. Tavlama öncesi ve tavlamadan sonra bu parçalar için yapılan PL ölçümleri Şekil 4.16’da verilmiştir.



Şekil 4.15: 2'' boyutundaki numunedeki 9 parçanın numune üzerindeki yerleri



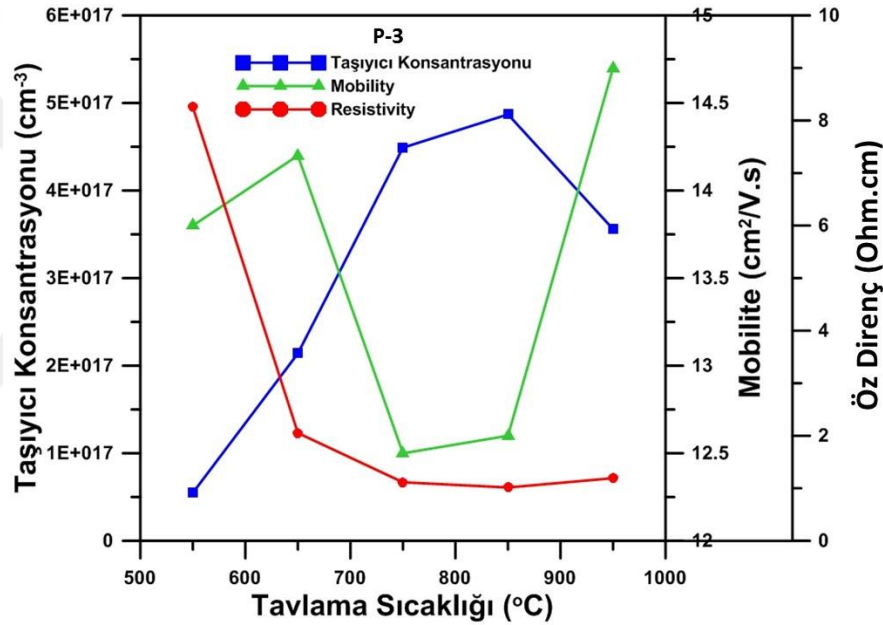
Şekil 4.16: P-3 nolu numunedeki bazı parçalarda yapılan tavlama sıcaklığının PL şiddetine etkisi

Grafiğe baktığımızda Mg-H bağının kırılıp, Mg atomlarının en iyi aktive olduğu sıcaklık PL şiddetinden (~385 nm) anlaşıldığı üzere 850°C olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca Mg atomlarına bağlı kusur piki seviyesinin (~440 nm) en az olduğu aktivasyon sıcaklığının 850°C olduğu tespit edilmiştir. 750°C ve 950°C sıcaklıklarında da aktivasyon gerçekleşmiştir ancak Mg atomları ile ilgili kusur piklerinde de artış olmuştur.

PL ölçümleri yapılan P-3 nolu numunenin parçaları kullanarak tavlama sıcaklığının taşıyıcı sayısı, mobilite ve özdirence etkisini araştırmak için Hall olayı ölçümü yapılmıştır. Yapılan Hall olayı ölçümü sonucunda elde edilen sonuçlar Çizelge 4.3'de ve tavlama sıcaklığına bağlı değişim grafiği Şekil 4.17'de verilmiştir.

Çizelge 4.3: P-3 nolu numunedeki bazı parçalar için yapılan Hall olayı ölçümü sonuçları

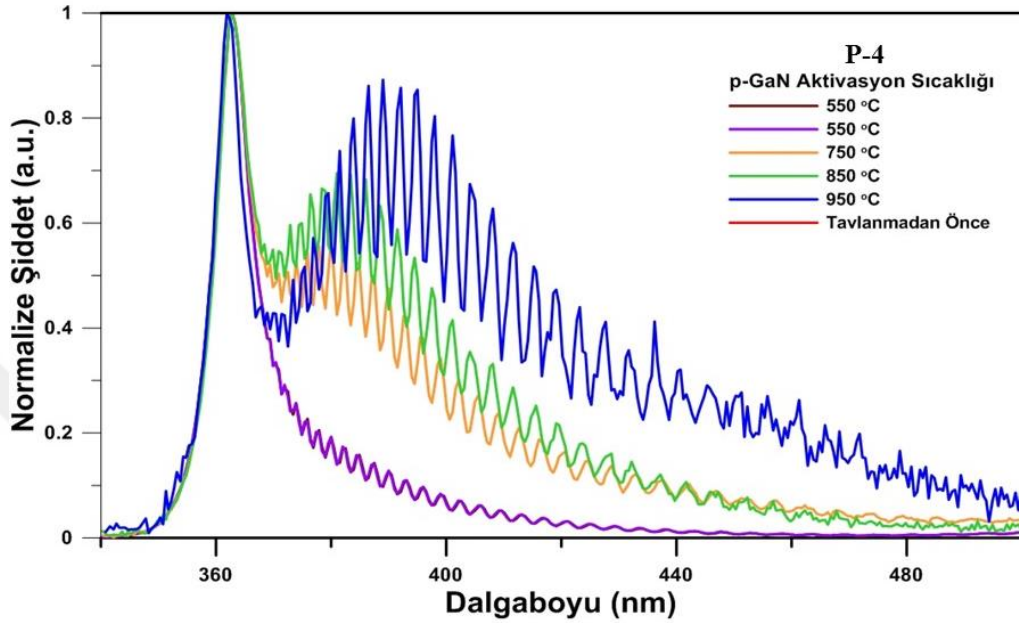
Örnek Adı-Parça No	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk)	Uygulanan Akım(μA)	Taşıyıcı Sayısı (cm ⁻³)	Mobilite (cm ² /V.s)	Özdirenç (ohm.cm)
P-3-4	550	20	25	5,49E+16	13,8	8,255
P-3-2	650	20	25	2,14E+17	14,2	2,053
P-3-3	750	20	25	4,49E+17	12,5	1,114
P-3-7	850	20	25	4,87E+17	12,6	1,016
P-3-6	950	20	25	3,56E+17	14,7	1,193



Şekil 4.17: P-3 nolu numune için tavlama sıcaklığının değişimi ile taşıyıcı yoğunluğu, mobilite ve özdirençin değişimi

Görüldüğü üzere, Cp₂Mg akışı 500 sccm olan P-3 numunesinin tavlama sıcaklığına bağlı özdirenç değişimi 550°C’de en yüksek değeri göstermiştir. Tavlama sıcaklığı 950°C’ye çıkartıldığı durumda özdirenç aniden düşmeye başlamıştır. 750–850°C arasında ise 1 ohm.cm dolaylarında ölçülmüştür. Tavlama sıcaklığına bağlı taşıyıcı yoğunluğu ve mobilite değişiminde ise mobilite artarken taşıyıcı yoğunluğunun azaldığı görülmüştür. En yüksek taşıyıcı yoğunluğunun 4,87E+17 cm⁻³ ve en düşük özdirençin 1,016 ohm.cm olduğu değerler, tavlama sıcaklığının 850°C olduğu durumda görülmüştür. Bu sonuçlar PL ölçüm sonuçları ile uyum göstermiştir.

Aynı çalışma P-4 nolu numunedeki 1, 2, 4, 7 ve 9 nolu parçalar için yapılmıştır. Bu parçalar P-3 nolu numunedeki gibi 20 dk boyunca aynı tavlama sıcaklıklarında aktive edilmiştir. P-4 nolu numunedeki bu parçalar için RTP ile aktivasyon yapıldıktan sonra elde edilen PL ölçüm sonuçları Şekil 4.18’de üst üste çizilerek gösterilmiştir.



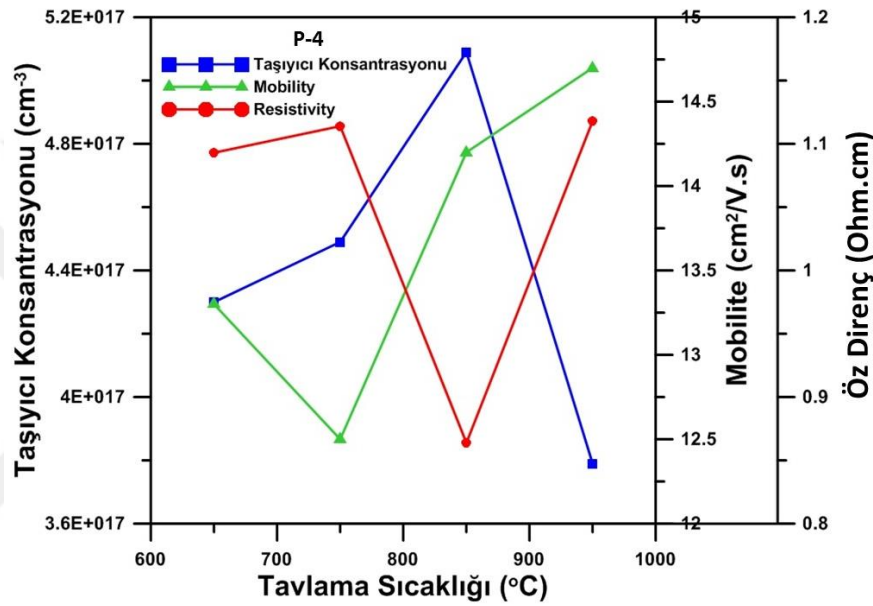
Şekil 4.18: P-4 nolu numunedeki 1, 2, 4, 7 ve 9 nolu parçalardan elde edilen PL ölçüm sonuçları

Grafiğe göre Mg aktivasyonunun (~385 nm) 950°C ‘de olduğu görülmüştür. Ancak bu sıcaklıkta Mg kaynaklı kusur pikleri de (~440 nm) oldukça fazla çıkmıştır. Bu nedenle, bu verilere göre P-4 nolu numune içinde en uygun aktivasyon sıcaklığı 850°C olduğu belirlenmiştir. P-4 nolu numunenin parçaları da farklı tavlama sıcaklıklarının taşıyıcı sayısı, mobilite ve özdirenç üzerindeki etkisini araştırmak için Hall sisteminde ölçülmüştür. Elde edilen Hall olayı ölçüm sonuçları Çizelge 4.4’te verilmiştir. P-4 nolu numunedeki parçalarda değiştirilen tavlama sıcaklığının taşıyıcı sayısı, mobilite ve özdirenç üzerindeki etkisi 4.19’da gösterilmiştir.

Görüldüğü üzere, Cp_2Mg akışı 400 sccm olan P-4 numunesinin tavlama sıcaklığına bağlı özdirenç değişimi 950°C’de en yüksek iken 850°C’de en düşük değeri göstermiştir. En yüksek taşıyıcı yoğunluğunun $5,09E+17 \text{ cm}^{-3}$ ve en düşük özdirençin ise 0,8638 ohm.cm olduğu değerler, tavlama sıcaklığının 850°C olduğu durumda görülmüştür. Sıcaklık 950°C’ye yükseltildiğinde taşıyıcı yoğunluğunun düşmesinin sebebi sıcaklığa bağlı yapısal bozukluklardır.

Çizelge 4.4: P-4 nolu numunedeki parçalarda HEMS sistemini kullanarak elde edilen sonuçlar

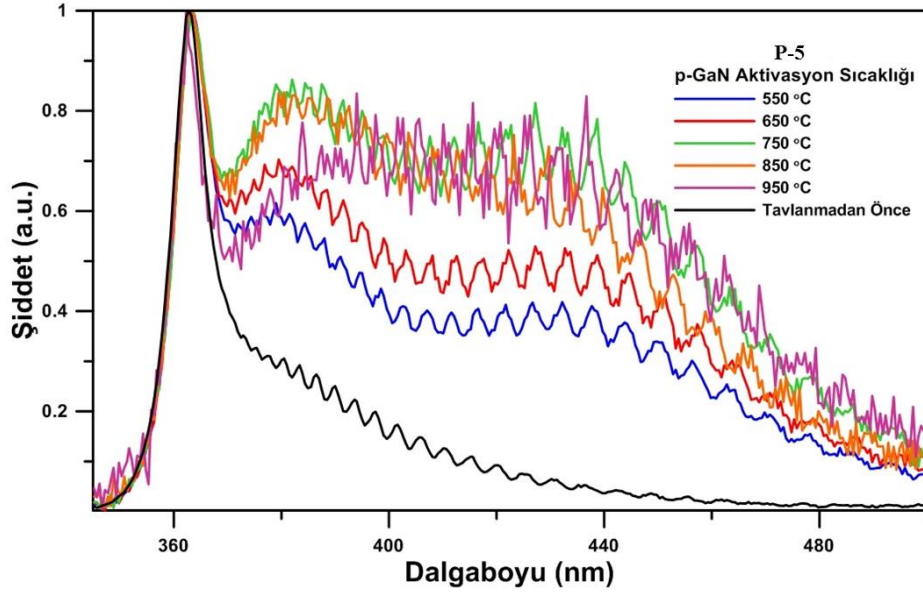
Örnek Adı - Parça no	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk)	Uygulanan Akım (μA)	Taşıyıcı Sayısı (cm^{-3})	Mobilite ($\text{cm}^2/\text{V.s}$)	Özdirenç (ohm.cm)
P-4-4	550	20	25	Bu numunede kontak alınmadı.		
P-4-2	650	20	25	4,30E+17	13,3	1,093
P-4-1	750	20	25	4,49E+17	12,5	1,114
P-4-7	850	20	25	5,09E+17	14,2	0,8638
P-4-9	950	20	25	3,79E+17	14,7	1,118



Şekil 4.19: Cp_2Mg akışı 400 sccm olan P-4 nolu numunedeki bazı parçaların tavlama sıcaklığının değişiminin taşıyıcı sayısı, mobilite ve özdirenç değerlerine etkisi

Bu sonuçlar da PL ölçüm sonuçları ile uyum göstermiştir. Benzeri çalışma P-5 nolu numunedeki 2, 3, 4, 6 ve 7 nolu parçalar için yapılmıştır. Bu parçaların tavlamasından sonra yapılan PL ölçümleri Şekil 4.20'de verilmiştir.

Cp_2Mg akışı 600 sccm olan ve farklı sıcaklıklarda tavlanan P-5 nolu numenin PL ölçümünden alınan verilere baktığımızda en iyi Mg aktivasyonun 750 ve 850°C'de olduğu görülmektedir. Ancak diğer tavlama sıcaklıklarında olduğu gibi bu sıcaklık değerlerinde de Mg ile ilişkili kusur piklerinin P-3 ve P-4 nolu numunelere göre oldukça fazla olduğu görülmektedir. P-5 numunesinin Hall olayı ölçüm sonuçları Çizelge 4.5'de verilmiştir.



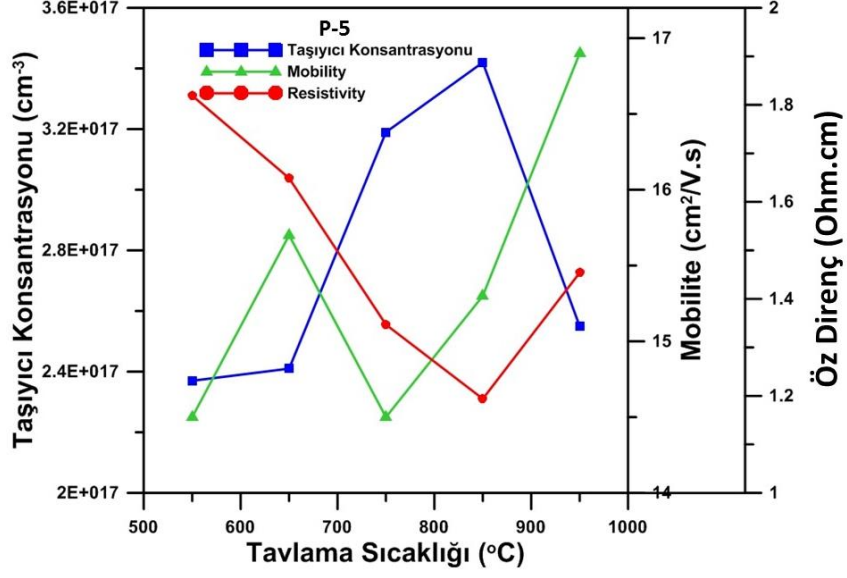
Şekil 4.20: P-5 nolu numunedeki 2, 3, 4, 6 ve 7 nolu parçaların tavlama sonrası elde edilen PL ölçümleri

Çizelgeye göre Hall olayı sonuçları verilen parçaların tavlama sıcaklığının taşıyıcı sayısı, mobilite ve özdirenç üzerindeki etkisini gösteren Şekil 4.21'e bakıldığında, $3,42E+17 \text{ cm}^{-3}$ ile en yüksek taşıyıcı konsantrasyonu ve 1,194 ohm.cm ile en düşük özdirenç 850°C'de tavlama sonrası yapılan Hall ölçümü gerçekleştirilmiştir.

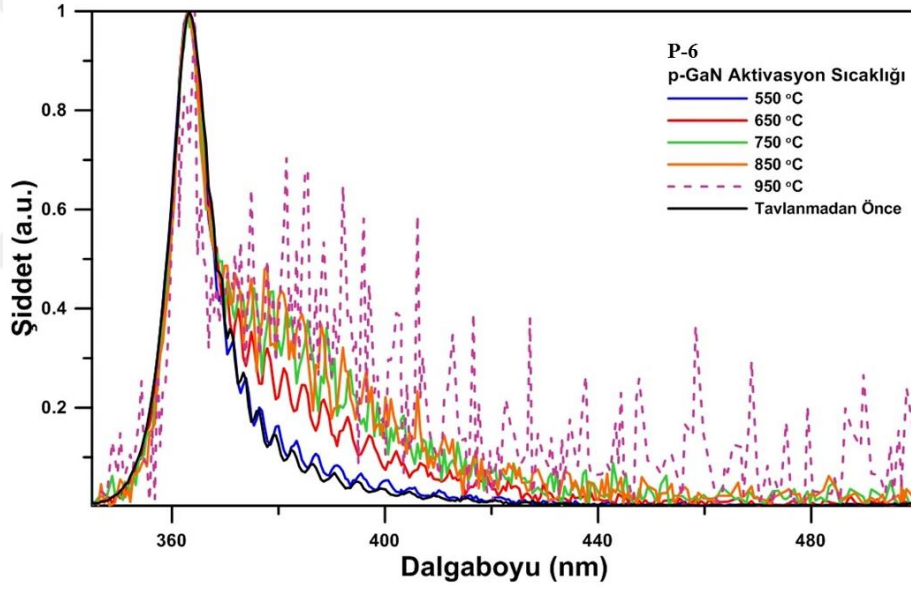
Çizelge 4.5: P-5 nolu numunedeki bazı parçaların tavlama sonrası yapılan Hall ölçümü sonuçları

Örnek Adı -Parça no	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk)	Uygulanan Akım (μA)	Taşıyıcı Sayısı (cm^{-3})	Mobilite ($\text{cm}^2/\text{V.s}$)	Özdirenç (ohm.cm)
P-5-4	550	20	25	$2,37E+17$	14,5	1,819
P-5-2	650	20	25	$2,41E+17$	15,7	1,649
P-5-3	750	20	25	$3,19E+17$	14,5	1,347
P-5-7	850	20	25	$3,42E+17$	15,3	1,194
P-5-6	950	20	25	$2,55E+17$	16,9	1,454

Son olarak, Cp_2Mg akışı 300 sccm olan P-6 nolu numunedeki 1, 2, 3, 4 ve 6 nolu parçalar için tavlama süresi ve sıcaklığı aynı olacak şekilde aktivasyon işlemi yapılmıştır. Aktivasyon işleminden sonra P-6 nolu numuneye ait parçalar için Şekil 4.21'de sonuçları verilen PL ölçümleri yapılmıştır.



Şekil 4.21: P-5 nolu numune için tavlama sıcaklığının taşıyıcı yoğunluğu, mobilité ve öz direnç üzerindeki etkisi



Şekil 4.22: P-6 nolu numunedeki 1, 2, 3, 4 ve 6 nolu parçaların tavlama sonrası yapılan PL ölçüm sonuçları

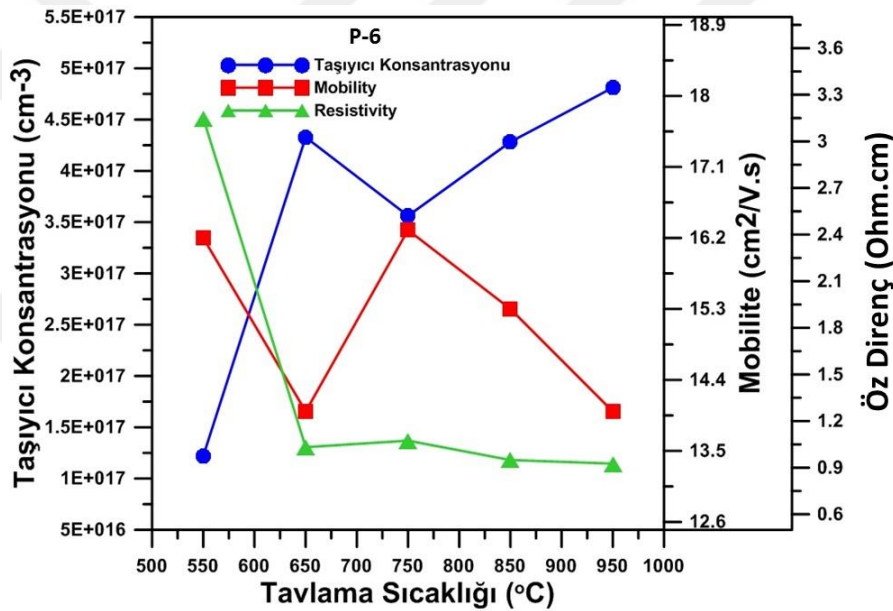
P-6 nolu örneğin tavlama sonrası PL ölçümlerine bakıldığında Mg aktivasyonuna bağlı en yüksek pik şiddeti 950°C'de görülmüştür. Ancak Mg'a bağlı kusur piki şiddeti de bu tavlama sıcaklığında en yüksek seviyededir.

Tavlama işleminden sonra P-6 nolu numuneye ait parçalar için yapılan Hall olayı ölçüm sonuçları Çizelge 4.6'da verilmiştir.

Çizelge 4.6: P-6 nolu numunedeki parçaların tavlama sonrasında yapılan Hall olayı ölçüm sonuçları

Örnek Adı - Parça no	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk)	Uygulanan Akım (µA)	Taşıyıcı Sayısı (cm ⁻³)	Mobilite (cm ² /V.s)	Özdirenç (ohm.cm)
P-6-4	550	20	50	1,22E+17	16,2	3,149
P-6-2	650	20	50	4,33E+17	14	1,032
P-6-3	750	20	50	3,56E+17	16,3	1,074
P-6-1	850	20	50	4,28E+17	15,3	0,9493
P-6-6	950	20	50	4,81E+17	14	0,926

Hall olayı ölçüm sonuçları verilen parçaların tavlama sıcaklığının değişiminin taşıyıcı sayısı, mobilite ve özdirenç üzerindeki etkisi Şekil 4.23’de verilmiştir.

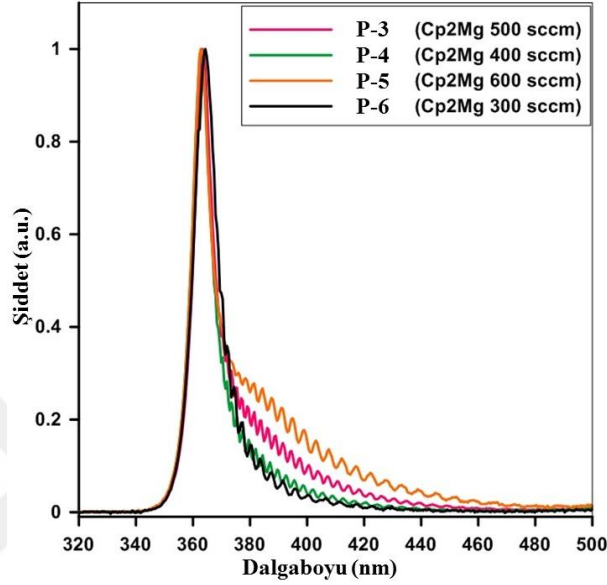


Şekil 4.23: P-6 nolu numune için tavlama sıcaklığının taşıyıcı sayısı, mobilite ve özdirenç üzerindeki etkisi

En yüksek öz direnç 550°C’de 3,149 ohm.cm’dir ve artan sıcaklıkla beraber özdirenç düşmüştür. 650 ve 950°C arasında özdirenç düşük seviyede değişim göstermiştir. En yüksek taşıyıcı yoğunluğu olan 4,81E+17 cm⁻³ ve en düşük direnç olan 0,92 ohm.cm 950°C’de elde edilmiştir.

Daha önce de değinildiği gibi P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu numunelerde büyütme parametrelerinden sadece Cp₂Mg akışı değiştirilmiştir. Bu numunelerin Şekil 4.14’e göre 5 numaralı parçaları 800°C’de 20 dakika tavlanaarak aktivasyon işlemi yapılmıştır. Daha sonra PL ve Hall ölçümleri yapıp elde edilen veriler

kıyaslanmıştır. Aktivasyon için 800°C sıcaklığın tercih edilme sebebi, yapılan parametrik çalışmadan elde edilen verilere göre 750°C ve 850°C civarındaki aktivasyon sıcaklığının genele göre en iyi sonuçları vermesi olmuştur. Buna göre P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu numunelerin 5 numaralı parçalarına yapılan tavlama işleminden sonra elde edilen PL ölçümü sonuçları Şekil 4.24’de verilmiştir.



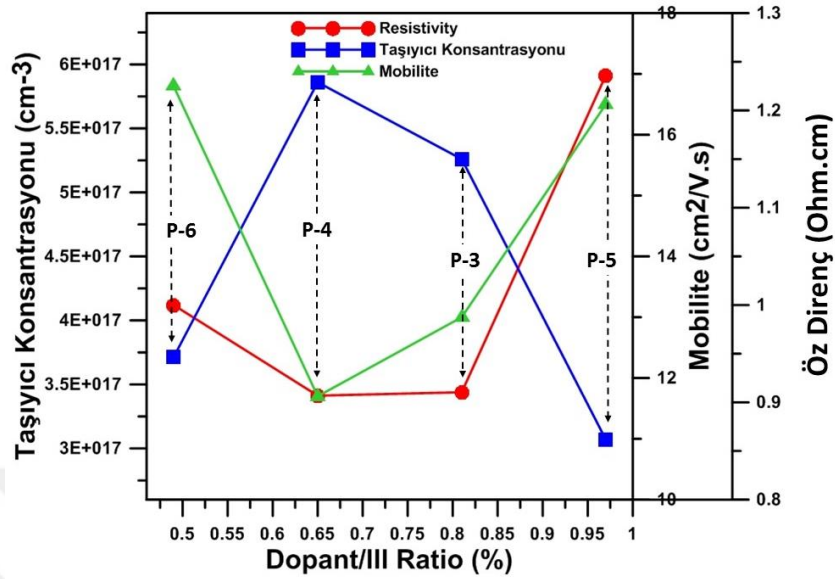
Şekil 4.24: P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu numunelerin 5 nolu parçaları 20 dk ve 800°C ‘de tavlandıktan sonra yapılan PL ölçüm sonuçları

Şekil 4.24’te görülen PL ölçüm sonuçlarına göre, her bir örnek için GaN pikinin sağında Mg alıcı (acceptor) seviyesinden kaynaklı kusur piki görünmektedir. Cp₂Mg akışı arttıkça kusur piki şiddeti artarak daha belirgin hale gelmektedir. Aynı örneklerin Hall olayı ölçüm sisteminde elde edilen sonuçları Çizelge 4.7’de verilmiştir.

Çizelge 4.7: P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu numunelerin 5 nolu parçaları 20 dk ve 800°C’de tavlandıktan sonra yapılan Hall olayı ölçüm sonuçları

Örnek Adı - Parça no	Tavlama Sıcaklığı (°C)	Dopant/III Ratio (%)	Tavlama Süresi (dk)	Uygulanan Akım(µA)	Taşıyıcı Sayısı (cm ⁻³)	Mobilite (cm ² /V.s)	Özdirenç (ohm.cm)
P-6-5	800	0,49	20	50	3,75E+17	16,6	1,020
P-4-5	800	0,65	20	50	5,86E+17	11,7	0,9069
P-3-5	800	0,81	20	50	5,26E+17	13	0,9104
P-5-5	800	0,97	20	50	3,07E+17	16,5	1,236

P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu numunelerin katkı (dopant)/III oranının taşıyıcı yoğunluğu, mobilite ve öz dirence etkisi Şekil 4.25’de verilmiştir.



Şekil 4.25: P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu numunelerdeki Dopant/III oranının taşıyıcı yoğunluğu, mobilite ve öz dirence etkisi

Görüldüğü üzere katkı (dopant)/III arttıkça öz direnç bir müddet çok az değişmiş ve sonra birden artmıştır. Taşıyıcı yoğunluğu ise P-4 nolu numunede en yüksek seviyede iken doygunluğa ulaşıp, katkı (dopant)/III oranı artışı ile düşüşe geçmiştir.

Sonuç olarak, p-GaN büyütme çalışmalarından elde edilen karakterizasyon verilerine göre katkı (dopant)/III oranı 0,65 ve tavlama sıcaklığı 800°C olan P-4-5 nolu numune, hem yüzey kalitesi bakımından hem de $5,86E+17 \text{ cm}^{-3}$ olan taşıyıcı yoğunluğu değeriyle daha önce yapılmış olan birçok çalışma göz önünde bulundurulduğunda en iyi numune olarak belirlenmiştir (Ke ve diğ.,2012; Svensk ve diğ., 2007).

4.4 n-Tipi GaN Karakterizasyon Çalışması

n-Tipi GaN büyütme çalışmasında template GaN üzerine N-1 ve N-2 olmak üzere iki adet büyütülen örneklerin Hall ölçümleri yapılmıştır. Numunelerin orta (5 numaralı) ve kenarından (4 numaralı) alınan örneklerle 100 μA akım uygulanarak Hall ölçümleri yapılmıştır. Çizelge 4.18’den her iki örneğin farklı bölgelerinden alınan parçaların üzerinde yapılan Hall olayı ölçümlerinden elde edilen verilerin literatürdeki değerlere ulaşıldığı görülmektedir (Pipek, 2003).

Çizelge 4.8: N-1 ve N-2 nolu numunelerin Hall ölçüm sonuçları

Örnek Adı - Parça no	SiH₄ Akışı (sccm)	Dopant/III Ratio (%)	Uygulanan Akım(μA)	Taşıyıcı Sayısı (cm⁻³)	Mobilite (cm²/V.s)	Resistivity (ohm.cm)
N-1-5	30	2,43E-05	100	-1,429E+18	355	0,01229
N-1-4	30	2,43E-05	100	-1,473E+18	347	0,01223
N-2-5	80	1,43E-04	100	-1,078E+19	185	0,003136
N-2-4	80	1,43E-04	100	-9,979E+18	197	0,003173

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu tez çalışması kapsamında öncelikle MOCVD epitaksiyel kristal büyütme tekniği ile büyütülen katkısız GaN tabakalarının yapısal, optik ve elektriksel karakterizasyonları yapılmıştır. Bu büyütme sonuçlarında HR-XRD ve PL ölçümlerine göre en iyi sonuçlar U-5 nolu numune için elde edilmiştir. Daha sonra, bu tezin asıl amacı olan n-tipi katkı için SiH₄ kaynağı ve p-tipi katkı için Cp₂Mg kaynağı kullanılarak katkılanan GaN tabakalarının LED yapısında kullanılacak n-GaN ve p-GaN tabakaları için en ideal büyütme parametreleri belirlenmiştir. Bu amaçla çok sayıda parametrik büyütme yapılmıştır. Hem zamandan kazanmak hem de gereksiz kaynak tüketimini önlemek adına p ve n tipi katkılama çalışmasında kullanılmak üzere U-5 nolu büyütme reçetesi referans alınarak ve MOCVD sisteminin tek seferde 2" çapında 6 adet alttaş üzerine büyütme yapabilme kabiliyeti kullanılarak katkılı GaN tabakaları büyütülmüştür. n-tipi GaN tabakalarının taşıyıcı yoğunluklarını 1E+18 cm⁻³ ve 1E+19 cm⁻³ seviyelerinde elde etmek için yapılan büyütme çalışmalarında SiH₄ akışları sırası ile 30 sccm ve 80 sccm olarak belirlenmiştir.

p-GaN büyütme çalışmalarında Cp₂Mg akışının taşıyıcı yoğunluğuna etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla diğer parametreler sabit tutularak Cp₂Mg akışının 300, 400, 500 ve 600 sccm olduğu P-1, P-2, P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu olmak üzere 6 farklı büyütme yapılmıştır. P-1 ve P-2 nolu büyütme çalışmalarında reçetelerin ana hatları oluşturulmuştur. P-1 nolu büyütme numunesinin Hall olayı ölçümlerine göre taşıyıcı yoğunluğu kabul edilebilir bir değer (3,8E+17 cm⁻³) olarak belirlenmiştir. Ancak optik mikroskop yardımı ile elde edilen yüzey görüntülerine ve PL ölçümlerinden elde edilen Mg kaynaklı kusur şiddetine göre yapısal bozukluklar tespit edilmiştir. Bu sorunu giderebilmek için P-1 nolu büyütme parametrelerindeki toplam hidrür ve MO kaynak akışları sabit olacak şekilde NH₃ ve Cp₂Mg akışı değiştirilmeden yalnızca taşıyıcı gaz (H₂) akışı değiştirilmiştir. Yapılan bu değişiklik de yüzey kalitesini arttırmak için yeterli olmamıştır. P-1 ve P-2 nolu büyütme çalışmalarında Mg aktivasyonu reaktör içinde (in-situ) yapılmıştır. Daha sonra büyütülen P-3, P-4, P-5 ve P-6 nolu numunelerin aktivasyon işlemi dışarıda (ex-situ) hızlı ısıtma işlemi

(RTP) ile N₂ ortamında gerçekleştirilmiştir. Böylece aktivasyon sıcaklığının taşıyıcı yoğunluğuna etkisi ayrıca araştırılmıştır. Elde edilen numunelerin Hall ölçümü sonuçlarına göre, belli bir noktadan sonra Mg akışının ve aktivasyon sıcaklığının arttırılmasının, numunelerin taşıyıcı yoğunluklarında azalmaya neden olduğu gözlemlenmiştir. En yüksek hol taşıyıcı yoğunluğu 5,09E+17 cm⁻³ ve en düşük öz direnç 0,8638 ohm.cm değerleri ile 850°C’de tavlanan P-4 nolu numunenin 7. parçasında elde edilmiştir.

Bu tez çalışması TÜBİTAK-115E113 (Akıllı Ekranlarda Arka Aydınlatma İçin Yüksek Verimli LED’lerin Tasarımı, Üretimi ve Karakterizasyonu) ve TÜBİTAK 113G104 (LED Çip Prototip Geliştirilmesi) projeleri kapsamında ERMAKSAN Yüksek Teknoloji Ar-Ge Merkezi bünyesinde yapılmıştır. Bu çalışmaların devamında yapılabilecek çalışmalar için öneriler ise şöyle özetlenebilir;

LED yapılarında uygun alttaş eksikliği nedeniyle yaygın olarak safir alttaş üzerine büyütülen GaN tabakası yüksek verimli ve uzun ömürlü aygıt elde edebilmek için ilk dikkat edilmesi gereken unsurlardan biridir. Bu nedenle safir alttaş üzerine büyütülen GaN yapılarının büyütme parametreleri değiştirilerek kusur yoğunlukları daha az, yüzey kalitesi daha iyi yapılar elde edilebilir. Ayrıca, desenli safir alttaş üzerine öncelikle düşük sıcaklıkta GaN tampon tabaka büyütülüp, ardından yüksek sıcaklıkta katkısız GaN tabakası büyütülerek veya Si_xN_{1-x} interlayer kullanılarak GaN tabakasında kristal kalitesi arttırılabilir.

MQW’e çok sayıda elektronun enjekte edilebilmesi için n-GaN tabakasındaki taşıyıcı yoğunluğunun olabildiğince yüksek olması gerekmektedir. n-GaN tabakası, kendi içinde akımın iyi dağılması ve ayrıca MQW’e tampon görevi gördüğünden aktif bölgedeki iç kuantum veriminin yüksek olması için kusur yoğunluğunun düşük olması gerekmektedir. Bu nedenle u-GaN ile n-GaN tabakaları arasına kusur yoğunluğunu azaltıcı geçiş tabakaları koyulabilir.

p-GaN katmanının aygıt haline dönüştürülmüş mavi LED’de hem aktif bölgeye hollerin enjekte edilebilmesi açısından hem de aktif bölgede oluşan ışığın p-GaN katmanından geçmesi nedeniyle optik kalitesinin güçlü olması gerekmektedir. Bu nedenle, katkılanan Mg atomlarının yapıyı bozmayacak şekilde tabakaya girmesi ve serbest taşıyıcı yoğunluğu için yapıdaki Mg atomlarının aktive edilmesi gerekmektedir. Fakat p-GaN tabakasında aşağıda listelenen sorunlar nedeniyle

doğrudan büyütmelelerde maksimum $1E+18 \text{ cm}^{-3}$ taşıyıcı yoğunluğu elde edilebilmiştir.

- Mg Katkı atomlarının düşük çözünürlüğe sahip olması.
- Verici (donor) benzeri kusurların ve/veya GaN'da oluşan Ga veya N boşluklarından kaynaklanan kuvvetli kendi kendini dengeleme (self-compensation effect) etkisi.
- Mg alıcılarının (acceptors) yüksek aktivasyon enerjisinin olması (yaklaşık 200 meV).

Bu nedenle hol yoğunluğunu arttırmak için çeşitli yöntemler mevcuttur. Delta-katkılama, darbeleri (pulsed) büyütme, eş katkılama (co-doping) gibi yöntemler kullanılarak boşluk yoğunluğu artırılabilir.

Ayrıca, aktif bölgeye enjekte edilen elektron ve hollerin bu bölgeden termal vb nedenlerle kaçmalarını önlemek amacı ile elektron kaçışını engelleyen tabaka (EBL) ve boşluk kaçışını engelleyen tabaka (HBL) LED yapısına eklenebilir.

Bu çalışmada optimize edilen ve önerilen p-GaN, n-GaN ve u-GaN yapıları ile aktif bölge oluşturan çoklu kuantum kuyuları (MQW) bir arada büyütülerek karakterizasyonu yapılmalıdır. Daha sonra bu LED yapısının fabrikasyonu yapıp aygıt haline getirilmeli ve tekrar karakterizasyonu yapılmalıdır. Böylelikle elde edilen yapısal, elektriksel ve optik karakterizasyon verilerinin tamamının değerlendirilmesiyle bu çalışmada geliştirilen GaN yapılarının, aygıt haline gelmiş LED yapısının verimine etkisini görmemizi sağlayacaktır. Buradan yola çıkarak gelecek çalışmalarda **milli yüksek verimli mavi LED** yapılabilmesi için literatür çalışmaları da göz önünde bulundurularak daha verimli çalışmalar gerçekleştirilebilmesinin önü açılacaktır.

KAYNAKLAR

- Aixtron.** (2014). Growth of GaN On An Aixtron Close Coupled Showerhead System. 45.
- Akasaki, I., & Hashimoto, M.** (1967). Infrared Lattice Vibration Of Vapor-Grown AlN. *Solid State Commun* (5), 851-853.
- Akasaki, I., Amano, H., Kito, H., Hiramatsu, K., & Sawaki, N.** (1989). Pure-Blue Electroluminescence From Mg-Doped GaN Grown By MOVPE. *Lectrochem. Soc. 175th Meeting (SOTAPOCS-X) 673-SOA*.
- Ali, M.** (2012). *Experimental Investigations On Growth Of GaN-Based Materials For Light Emitting Applications*. Aalto: Aalto University publication series.
- Amano, H.** (2014). Growth Of GaN On Sapphire Via Low-Temperature Deposited Buffer Layer And Realization Of p-Type GaN By Mg Doping Followed By Low-Energy Electron Beam Irradiation. *Nobel Lecture* (s. 43-53). Nagoya: Nobel Media.
- Amano, H., Akasaki, I., Hiramatsu, K., Koide, N., & Sawaki, N.** (1988). Effects Of The Buffer Layer In Metalorganic Vapour Phase Epitaxy Of GaN On Sapphire Substrate. *Thin Solid Films*, 163, 415-420.
- Amano, H., Kito, M., Hiramatsu, K., & Akasaki, I.** (1989). P-Type Conduction In Mg-Doped GaN Treated With Low-Energy Electron Beam Irradiation (LEEBI). *Japanese Journal of Applied Physics*, 28(12A), L2112.
- Amano, H., Kito, M., Hiramatsu, K., & Akasaki, I.** (1990). Growth And Luminescence Properties Of Mg-Doped GaN Prepared by MOVPE. *Journal of the Electrochemical Society*, 137(5), 1639-1641.
- Amano, H., Sawaki, N., Akasaki, I., & Toyoda, Y.** (1986). Metalorganic Vapor Phase Epitaxial Growth Of A High Quality GaN Film Using An AlN Buffer Layer. *Applied Physics Letters*, 48(5), 353-355.
- Andersson, T.** (2010). *Semiconductors and Heterostructures*. Textbook of Semiconductor Material Physics.
- Ando, Y., Okamoto, Y., Miyamoto, H., Hayama, N., Nakayama, T., Kasahara, K., & Kuzuhara, M.** (2001). Al₁₁₀-W AlGa_N/Ga_N Heterojunction FET On Thinned Sapphire Substrate. *International Electron Devices Meeting*, 381-384.
- Ashcroft, N., & Mermin, N.** (1976). *Solid State Physics*. Saunders College Publishing, Fort Worth.
- Bassani, F., Parravicini, G., & Ballinger, R.** (1975). *Electronic States And Optical Transitions In Solids*. Pergamon, Oxford.
- Bennet, H. E., & Porteus, J. O.** (1961). Relation Between Surface Roughness And Specular Reflectance At Normal Incidence. *JOSA*, 51(2), 123-129.
- Bernardini, F., Fiorentini, V., & Vanderbilt, D.** (1997). *Physics Review B*, 56, R10024.
- Bowen, D., & Tanner, B.** (2006). *X-Ray Metrology In Semiconductor Manufacturing*. Boca Raton: CRC Press.
- Braunstein, R.** (1955). Radiative Transitions In Semiconductors. *Physical Review*, 99(6), 1892.

- Bulut, B.** (2015). *Ge Alttaş Üzerine Büyütülen GaAs Yapılarının Hall Ölçüm Sistemi İle Elektriksel Karakterizasyonu*. Cumhuriyet Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sivas.
- Busch, G.** (1989). Early History Of The Physics And Chemistry Of Semiconductors - From Doubts To Fact In A Hundred Years. *European Journal of Physics*, 10(4), 254.
- Cumming, M.** (2007). *Hall Effect Measurements On GaAs And InSb Grown By Molecular Beam Epitaxy*. Chalmers University of Technology, Department of Physics, Göteborg.
- Dong-Kyun Seo, S., & Hofmann, R.** (1998). Direct And Indirect Band Gap Types In One-Dimensional Conjugated Or Stacked Organic Materials. *Theoretical Chemistry Accounts*, 102(1-6), 23-32.
- Dauelsberg, M., Martin, C., Protzmann, H., Boyd, A. R., Thrush, E. J., Käppeler, J., & Kondratyev, A. V.** (2007). Modeling And Process Design Of III-Nitride MOVPE At Near-Atmospheric Pressure In Close Coupled Showerhead And Planetary Reactors. *Journal of Crystal Growth*, 298, 418-424.
- El-Naggar, A. M.** (2011). Optical And Structural Characterization Of GaN Thin Films At Different N To Ga Flux Ratios. *Journal of Applied Physics*, 109.
- Fabry, C., & Perot, A.** (1899). On The Application Of Interference Phenomena To The Solution Of Various Problems Of Spectroscopy And Metrology. *The Astrophysical Journal*, 9, 87.
- Gao, Z., Hao, Y., Li, P., & Zhang, J.** (2009). Role Of Lateral Growth On The Structural Properties Of High Temperature GaN Layer. *Science in China Series E: Technological Sciences*, 52(5), 1242-1247.
- Chung, B. C., & Gershenson, M.** (1992). The Influence Of Oxygen On The Electrical And Optical Properties Of GaN Crystals Grown By Metalorganic Vapor Phase Epitaxy. *Journal of Applied Physics*, 72(2), 651-659.
- Gibart, P.** (2004). Metal Organic Vapour Phase Epitaxy Of GaN And Lateral Overgrowth. *Reports on Progress in Physics*, 67(5), 667.
- Götz, W., Johnson, N., Walker, J., Bour, D., & Street, R.** (1996). Activation Of Acceptors In Mg-Doped GaN Grown By Metalorganic Chemical Vapor Deposition. *Applied Physics Letters*, 68(5), 667-669.
- Grieshaber, W., Schubert, E., Goepfert, I., Karlicek, R., & Schurman, M.** (1996). Competition Between Band Gap And Yellow Luminescence In GaN And Its Relevance For Optoelectronic Devices. *Journal of Applied Physics*, 80(8), 4615-4620.
- H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki and Y. Toyoda** (1986). Metalorganic Vapor Phase Epitaxial Growth Of A High Quality GaN Film Using An AlN Buffer Layer. *Applied Physics Letters*, 48(5), 353-355.
- Hall, E.** (1879). On A New Action Of The Magnet On Electric Currents. *American Journal Of Mathematics*, 2(3), 287-292.
- Harrison, W. A.** (2012). *Electronic Structure And The Properties Of Solids: The Physics Of The Chemical Bond*. Courier Corporation.
- Hashimoto, M., Amano, H., Sawaki, N., & Akasaki, I.** (1984). Effects of Hydrogen In An Ambient On The Crystal Growth Of GaN Using Ga (CH₃)₃ and NH₃. *Journal of Crystal Growth*, 68(1), 163-168.
- Holonyak, N., & Bevacqua, S. F.** (1962). Coherent (Visible) Light Emission From Ga(As_{1-x}P_x) Junctions. *Applied Physics Letters*, 82.
- Ye, H.** (2011). *Electrical Characterization of GaN:Si and AlGaN:Si*. Chalmers University of Technology, Göteborg.

- Ikedo, M., & Uchida, S.** (2002). Blue–Violet Laser Diodes Suitable For Blu-ray Disk. *Physica Status Solidi (a)*, 194(2), 407-413.
- Ishikawa, H., Kobayashi, S., Koide, Y., Yamasaki, S., Nagai, S., Umezaki, J., & Koike, M.** (1997). Effects Of Surface Treatments And Metal Work Functions On Electrical Properties At P-GaN/Metal Interfaces. *Journal of applied physics*, 81(3), 1315-1322.
- Ito, T., Phtsuka, K., Kuwahara, K., Sumiya, M., & Tak, Y.** (1999). Effect Of AlN Buffer Layer Deposition Conditions On The Properties Of GaN Layer. *Journal of Crystal Growth*, 205(1-2), 20-24.
- Jain, S., Willander, M., Narayan, J., & Overstraeten, R.** (2000). III–Nitrides: Growth, Characterization, And Properties. *Journal of Applied Physics*, 87(3), 965-1006.
- Jiaozuo TreTrt Materials Co.Ltd.** (2017). *TreTrt Materials*. Erişim 14 Nisan 2018, http://www.tretrust.com/html_products/Pattern-Sapphire-Substrates-21.html
- Song, J. O., Ha, J. S., & Seong, T. Y.** (2010). Ohmic-Contact Technology For GaN-Based Light-Emitting Diodes: Role Of P-Type Contact. *IEEE transactions on electron devices*, 57(1), 42-59.
- Kappers, M. J., Moram, M. A., Rao, D. S., McAleese, C., & Humphreys, C. J.** (2010). Low Dislocation Density GaN Growth On High-Temperature AlN Buffer Layers On (0 0 0 1) Sapphire. *Journal of Crystal Growth*, 312(3), 363-367.
- Kim, K. S., Lim, K. Y., & Lee, H. J.** (1999). The Effects Of Nitridation On Properties Of Gan Grown On Sapphire Substrate By Metal-Organic Chemical Vapour Deposition. *Semiconductor science and technology*, 14(6), 557.
- Kittel, C.** (1986). Introduction To Solid State Physics, 6th Edn., translated by Y. Uno, N. Tsuya, A. Morita and J. Yamashita, (Maruzen, Tokyo, 1986) pp, 124-129.
- Kittel, C., McEuen, P., & McEuen, P.** (1996). *Introduction To Solid State Physics* (Vol. 8, pp. 323-324). New York: Wiley.
- Kızılbulut, A.** (2014). *GaNAs Yapılarının XRD İle Karakterizasyonu*. Cumhuriyet Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sivas.
- Ko, K., Lee, K., So, B., Heo, C., Lee, K., Kwak, T., & Nam, O.** (2016). Mg-Compensation Effect In Gan Buffer Layer For AlGaN/GaN High-Electron-Mobility Transistors Grown On 4H-SiC Substrate. *Japanese Journal Of Applied Physics*, 56(1), 015502.
- Koide, Y., Maeda, T., Kawakami, T., Fujita, S., Uemura, T., Shibata, N., & Murakami, M.** (1999). Effects Of Annealing In An Oxygen Ambient On Electrical Properties Of Ohmic Contacts To P-Type GaN. *Journal Of Electronic Materials*, 28(3), 341-346.
- Krupka, J.** (2013). Contactless Methods Of Conductivity And Sheet Resistance Measurement For Semiconductors, Conductors And Superconductors. *Measurement Science And Technology*, 24(6), 062001.
- Kuritzky, L. Y., & Speck, J. S.** (2015). Lighting For The 21st Century With Laser Diodes Based On Non-Basal Plane Orientations Of GaN. *MRS Communications*, 5(3), 463-473.
- Laeri, F., Simon, U., & Wark, M. (Eds.).** (2006). *Host-Guest-Systems Based On Nanoporous Crystals*. John Wiley & Sons.
- Lake Shore Cryotronics, Inc.** (2014). *User's Manual Model 8404 AC/DC Hall Effect Measurement System*. Lake Shore Cryotronics, Inc., Westerville.
- LayTec GmbH.** (2008). *Epicurve TT Two For Aixtron Planetary MOCVD Systems*. Berlin: LayTec GmbH.

- Lee, J. H., Oh, J. T., Kim, Y. C., & Lee, J. H.** (2008). Stress Reduction And Enhanced Extraction Efficiency Of GaN-Based LED Grown On Cone-Shape-Patterned Sapphire. *IEEE Photonics Technology Letters*, 20(18), 1563-1565.
- Lide, D. R.** (1992). Handbook Of Chemistry And Physics (73rd edn).
- Lide, D. R., & Frederikse, H. P. R.** (1996). Handbook Of Chemistry And Physics 77th ed.
- Losev, O. V.** (1927). Luminous Carborundum [Silicon Carbide] Detector And Detection With Crystals. *Telegrafiya i Telefoniya bez Provodov*, 44, 485-494.
- Lax, M.** (2001). *Symmetry Principles In Solid State And Molecular Physics*. Courier Corporation.
- Manasevit, H. M., Erdmann, F. M., & Simpson, W. I.** (1971). The Use Of Metalorganics In The Preparation Of Semiconductor Materials IV. The Nitrides Of Aluminum And Gallium. *Journal of the Electrochemical Society*, 118(11), 1864-1868.
- Markets and Markets Research Private Ltd.** Erişim: 18 Mayıs 2018, <https://www.marketsandmarkets.com>
- Melton, W. A., & Pankove, J. I.** (1997). GaN Growth On Sapphire. *Journal of Crystal growth*, 178(1-2), 168-173.
- Morkoç, H.** (2008). *Handbook Of Nitride Semiconductors And Devices, Materials Properties, Physics and Growth* (Vol. 1). John Wiley & Sons.
- Morkoç, H.** (2009). *Handbook of Nitride Semiconductors and Devices, GaN-based Optical and Electronic Devices* (Vol.3). John Wiley & Sons.
- Muraro, J., Nicolas, G., Nhut, D., Forestier, S., Rochette, S., Vendier, O., Feudale, M.** (2010). GaN For Space Application: Almost Ready For Flight. *International Journal Of Microwave And Wireless Technologies*, 2(1), 121-133.
- Nakamura, S.** (1991). Gan Growth Using Gan Buffer Layer. *Japanese Journal Of Applied Physics*, 30(10A), L1705.
- Nakamura, S.** (1997). Present And Future Aspects Of Blue Light Emitting Devices. *Applied Surface Science*, 113, 689-697.
- Nakamura, S.** (2014). Background Story Of The Invention Of Efficient Blue Ingan Light Emitting Diodes. *International Journal of Modern Physics B*, 29(32), 1530016.
- Nakamura, S., Harada, Y., & Seno, M.** (1991). Novel metalorganic chemical vapor deposition system for GaN growth. *Applied Physics Letters*, (58), 2021-2023.
- Nakamura, S., Iwasa, N., Senoh, M., & Mukai, T.** (1992). Hole Compensation Mechanism of P-Type GaN Films,. *Japanese Journal Of Applied Physics*, (31), 1258-1266.
- Nakamura, S., Mukai, T., Senoh, M., & Iwasa, N.** (1992). Thermal Annealing Effects on P-Type Mg-Doped GaN Films. *Japanese Journal Of Applied Physics*, (31), L139-L142.
- Nakamura, S., Pearton, S., & Fasol, G.** (2000). *The Blue Laser Diode: The Complete Story*. Springer Science & Business Media.
- Nakamura, S., Senoh, M., & Mukai, T.** (1993). P-GaN/N-InGaN/N-GaN Double-Heterostructure Blue-Light-Emitting Diodes. *Japanese Journal of Applied Physics*, 32(1A), L8.
- Neugebauer, J., & Van de Walle, C.** (1995). Hydrogen In GaN: Novel Aspects Of A Common Impurity. *Physical Review Letters*, 75(24), 4452.
- Nishinaga, T., & Mizutani, T.** (1975). Effect Of Growth Parameters On The Epitaxial Growth Of BP On Si Substrate. *Japanese journal of applied physics*, 14(6), 753.
- Ohkawa, K.** (2014). Blue LEDs: Helping To Save Earth. *AAPPS Bulletin*, 24, 11-13.

- Ohki, Y., Toyoda, Y., Kobayasi, H., & Akasaki, I.** (1981). Fabrication And Properties Of A Practical Blue-Emitting Gan Mis Diode. In *Inst. Phys. Conf. Ser* (Vol. 63, p. 479).
- Oji Holdings Corporation.** Erişim: 27 Şubat 2017, <https://www.ojiholdings.co.jp/english/news/?ItemId=143>
- Pankove.** (1971). *Optical Processes In Semiconductors*. Courier Corporation.
- Sichel, E. K.** (1977). Thermal Conductivity Of GaN, 25-360 K. *J. Phys. Chem. Solids*, 38(3), 330-330.
- Paskov, P. P.** (1997). Refractive Indices Of InSb, InAs, GaSb, InAs x Sb 1- x, and In 1- x Ga x Sb: Effects Of Free Carriers. *Journal Of Applied Physics*, 81(4), 1890-1898.
- Pauw, V. d.** (1958). A Method Of Measuring Specific Resistivity And Hall Effect Of Discs Of Arbitrary Shape. *Philips Res. Reports*, 1-9.
- Phillips, J.** (1973). Bands and Bonds in Semiconductors Academic. *New York*, 22.
- Piprek, J.** (2003). *Semiconductor Optoelectronic Devices: Introduction To Physics And Simulation*. Elsevier.
- Rawat, V., Zakharov, D., Stach, E., & Sands, T.** (2009). Pseudomorphic. *Phys. Rev. B*(80), 14-20.
- Razeghi, M.** (2009). *Fundamentals Of Solid State Engineering*. Springer Science & Business Media.
- Razeghi, M.** (2010). *Technology of quantum devices* (pp. 271-321). New York: Springer.
- Razeghi, M.** (2010). *The MOCVD Challenge: A Survey Of GaInAsP-InP And GaInAsP-GaAs For Photonic And Electronic Device Applications*. CRC Press.
- Reentilä, O.** (2007). *Growth And In Situ Characterisation Of Dilute Nitride Quantum Well Structures*. Helsinki University of Technology.
- Rigaku Corp.** (2014). *Instruction Manual*. Tokyo.
- Rigaku Corp.** (2014). *Rigaku Smartlab Guidance Reference Manual*. Tokyo.
- Sakai, A., Sunakawa, H., & Usui, A.** (1997). Defect Structure In Selectively Grown GaN Films With Low Threading Dislocation Density. *Applied Physics Letters*, 71(16), 2259-2261.
- Semiconductors.** Erişim: 28 Eylül 2017. Wiki: <http://ethw.org/Semiconductors>
- Seo, D., & Hoffmann, R.** (1999). Direct And Indirect Band Gap Types In One-Dimensional Conjugated Or Stacked Organic Materials. *Theoretical Chemistry Accounts*, 102(1-6), 23-32.
- Shin, H., Kwon, S., Chang, Y., Cho, M., & Park, K.** (2009). Reducing Dislocation Density In GaN Films Using A Cone-Shaped Patterned Sapphire Substrate. *Journal of Crystal Growth*, 311(17), 4167-4170.
- Song, J., Lee, S., Seol, K., Kannappan, S., & Lee, C.** (2007). Characteristics Comparison Between GaN Epilayers Grown On Patterned And Unpatterned Sapphire Substrate (0001). In *Advanced Materials Research* (Vol. 29, pp. 355-358). Trans Tech Publications.
- Strittmatter, A., Krost, A., Straßburg, M., Türck, V., Bimberg, D., Bläsing, J., & 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.
- Suihkonen, S.** (2008). Fabrication Of InGaN Quantum Wells For LED Applications.

- Svensk, O., Suihkonen, S., Lang, T., Lipsanen, H., Sopanen, M., Odnoblyudov, M., & Bougrov, V.** (2007). Effect Of Growth Conditions On Electrical Properties Of Mg-Doped P-GaN. *Journal Of Crystal Growth*, 298, 811-814.
- Sze, S.** (1981). Physics of Semiconductor Devices. *John Wiley, New York NY*, 122-129.
- Tadamoto, K., Okagawa, H., Ohuchi, Y., Tsunekawa, T., Imeda, Y., & Kato, M.** (2001). High Output Power InGaN Ultraviolet Light-Emitting Diodes Fabricated On Patterned Substrates Using Metalorganic Vapor Phase Epitaxy. *Japanese Journal Of Applied Physics*, 40(6B), L583.
- Thompson, A. G.** (1997). MOCVD Technology For Semiconductors. *Materials Letters*, 30(4), 255-263.
- Tietjen, & Maruska, H.** (1969). The Preparation And Properties Of Vapor-Deposited Single-Crystal-Line GaN. *Applied Physics Letters*, 15(10), 327-329.
- Törmä, P. T., Ali, M., Svensk, O., Suihkonen, S., Sopanen, M., Lipsanen, H., & Bougrov, V. E.** (2010). InGaN-Based 405 nm Near-Ultraviolet Light Emitting Diodes On Pillar Patterned Sapphire Substrates. *CrystEngComm*, 12(10), 3152-3156
- Uchida, K., Watanabe, A., Yano, F., Kouguchi, M., Tanaka, T., & Minagawa, S.** (1996). Nitridation Process Of Sapphire Substrate Surface And Its Effect On The Growth Of GaN. *Journal Of Applied Physics*, 79(7), 3487-3491.
- Warren Weeks Jr, T., Bremser, M. D., Ailey, K. S., Carlson, E., Perry, W. G., & Davis, R. F.** (1995). GaN Thin Films Deposited Via Organometallic Vapor Phase Epitaxy On α (6H)-SiC (0001) Using High-Temperature Monocrystalline AlN buffer layers. *Applied Physics Letters*, 67(3), 401-403.
- Yamada, M., Mitani, T., Narukawa, Y., Shioji, S., Niki, I., Sonobe, S., Mukai, T.** (2002). N-GaN-Based Near-Ultraviolet. *Japanese Journal Of Applied Physics*, (41), L1431-1433.
- Yamamoto, A., Tsujino, M., Ohkubo, M., & Hashimoto, A.** (1994). Nitridation Effects Of Substrate Surface On The Metalorganic Chemical Vapor Deposition Growth Of InN on Si And α -Al₂O₃ Substrates. *Journal Of Crystal Growth*, 137(3-4), 415-420.
- Zhao, D. G., & Jiang, D. S.** (2011). GaN Based Ultraviolet Photodetectors. In *Photodiodes-World Activities in 2011*. InTech.
- Zhou, , H., Chua, S., Zang, K., Wang, L., Tripathy, S., Yakovlev, N., & Thomas, O.** (2007). InGaN Multiple Quantum Wells Grown On ELO GaN Templates And The Optical Properties Characterization. *Journal Of Crystal Growth*, 298, 511-514.
- Zhou, S., Lin, Z., Wang, H., Qiao, T., Zhong, L., Lin, Y., Li, G.** (2014). Nucleation Mechanism For Epitaxial Growth Of GaN On Patterned Sapphire Substrates. *Journal Of Alloys And Compounds*, 610, 498-505.
- Zhou, W., Ren, D., & Dapkus, P. D.** (2006). Transmission Electron Microscopy Study Of Defect Reduction In Two-Step Lateral Epitaxial Overgrown Nonplanar GaN Substrate Templates. *Journal Of Crystal Growth*, 290(1), 11-17.

ÖZGEÇMİŞ

TARANMIŞ
VESİKALIK
FOTOĞRAF

Ad-Soyad : Mustafa Cüneyt MEMİŞ
Doğum Tarihi ve Yeri : 27/07/1987- Konya
E-posta : memiscuneyt@gmail.com
: cüneyt.memis@ermaksan.com.tr

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2013, Gaziantep Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Fizik Mühendisliği
- **Yüksek Lisans** : 2018, Bursa Teknik Üniversitesi, İleri Teknolojiler ABD Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- ERMAKSAN A.Ş.- Yarıiletken Büyütme ve Karakterizasyonu Ar-Ge Mühendisi, 2014

TEZDEN TÜRETİLEN ESERLER, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- TÜBİTAK-115E113 “Akıllı Ekranlarda Arka Aydınlatma İçin Yüksek Verimli LED’lerin Tasarımı, Üretimi ve Karakterizasyonu” Projesi
- TÜBİTAK 113G104 “LED Çip Prototip Geliştirilmesi” Projesi
- Alev KIZILBULUT, Cüneyt MEMİŞ, Sezai ELAGÖZ, Comparative Study Of P-GaN Layers Grown On C-Plane Al₂O₃ Substrates: The Role Of Cp₂Mg Flow Effects, *TFD-33*, 6-10 Eylül 2017, Bodrum, Muğla, Türkiye