GaAsP/GaAs ve InGaN/GaN p-n EKLEM YAPILARININ OPTİK ve YAPISAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Saime Şebnem ÇETİN

DOKTORA TEZİ

FİZİK

GAZİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

HAZİRAN 2010

ANKARA

Saime Şebnem ÇETİN tarafından hazırlanan "GaAsP/GaAs ve InGaN/GaN p-n Eklem Yapılarının Optik ve Yapısal Özelliklerinin İncelenmesi" adlı bu tezin Doktora tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK …….
Tez Danışmanı, Fizik Anabilim Dalı

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

Prof. Dr. Ali GENCER …….
Fizik Anabilim Dalı, Ankara Üniversitesi
Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK …….
Fizik Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi
Prof. Dr. Mehmet PARLAK …….
Fizik Anabilim Dalı, ODTÜ
Prof. Dr. Bahtiyar SALAMOV …….
Fizik Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi
Prof. Dr. Mehmet KASAP …….
Fizik Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Tarih: 16/06/2010

Bu tez ile G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Bilal TOKLU …….
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

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

Saime Şebnem ÇETİN

GaAsP/GaAs ve InGaN/GaN p-n EKLEM YAPILARININ OPTİK ve YAPISAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ
(Doktora Tezi)

Saime Şebnem ÇETİN

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
Haziran 2010

ÖZET

Bu çalışmada, $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs ve $In_xGa_{1-x}N$/GaN çoklu kuantum kuyulu (MQW) p-n eklem ışık yayan diyot (LED) yapıları epitaksiyel olarak, farklı şartlar altında büyütüldü. Büyütme tekniği olarak, P içeren yapılar için Moleküler Demet Epitaksi (MBE), N içeren yapılar için Metal Organik Kimyasal Buhar Birikimi (MOCVD) teknikleri kullanıldı. Kristal katmanların örgü uyumluluğunu sağlamak amacıyla GaAsP p-n eklem yapıları doğrusal artımlı olarak GaAs alttaş üzerine, InGaN MQW yapıları ise safir alttaş üzerine büyütülen AlN tabakası üzerine büyütüldü. Büyütme şartlarındaki değişimlerin bu yapıların yapısal ve optik özellikleri üzerine etkileri araştırıldı. Böylece, en uygun malzeme büyütme şartlarının elde edilmesi hedeflendi. Büyütülen numunelerin yapısal parametreleri, yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı (HRXRD) desenleri analiz edilerek, iyi kristal kalitesinde oldukları belirlendi. LED yapılarının optik ve bant-geçiş özellikleri fotolüminesans (PL) ve spektroskopik elipsometre (SE) ölçümleri ile belirlendi. SE verilerinin analiz edilmesi ile GaAsP numunelerinin elektronik bant yapısındaki bantlar arası geçiş enerji değerleri (kritik enerji noktaları) ve bunların P oranının değişimine bağlı davranışları belirlendi. Artan P oranına göre, E_0 yasak enerji aralığı pozitif bükülme ile artarken diğer geçiş enerjilerinin doğrusal olarak arttığı tespit edildi. Numunelerin E_0 bant enerjisi bükülme parametreleri PL ve SE

verileri kullanılarak elde edildi. Yapılan PL ve SE ölçümlerinin analizleri sonucunda, büyütme şartlarının ışıma verimini etkileyen en önemli faktör olduğu belirlendi. Düşük sıcaklık PL ölçümleri sonucunda elde edilen spektrumların pik yarı genişlik (FWHM) ve PL şiddetlerinin sıcaklık bağımlılığı incelendi. PL şiddetinin sıcaklık bağımlılığından faydalanılarak düşük sıcaklık ve yüksek sıcaklık bölgelerindeki kusur seviyelerinin enerjileri belirlendi. Sonuç olarak, GaAsP ve çoklu kuantum kuyulu InGaN/GaN LED yapıları için kristal kalitesi ve lüminesans verimlilikleri açışından hangi büyütülme şartlarının uygun olabileceği sunuldu.

Bilim Kodu : **202.1.147**
Anahtar Kelimeler : **GaAsP/GaAs, InGaN/GaN, p-n eklem, LED yapıları, MBE, MOCVD, PL, HRXRD, SE**
Sayfa Adedi : **106**
Tez Yöneticisi : **Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK**

THE INVESTIGATION OF OPTICAL AND STRUCTURAL PROPERTIES of GaAsP/GaAs and InGaN/GaN p-n JUNCTION STRUCTURES (Ph. D. Thesis)

Saime Şebnem ÇETİN

GAZİ UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY
June 2010

ABSTRACT

In this study, $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs and $In_xGa_{1-x}N$/GaN multi quantum well (MQW) p-n junction light emitting diode (LED) structures were grown epitaxially under different conditions. As the growth techniques, Molecular Beam Epitaxy (MBE) system was used for structures including P and Metal Organic Chemical Vapor Deposition (MOCVD) system for structures including N. In order to obtain the lattice match of crystal layers, GaAsP p-n junction structures were grown as linear graded on GaAs substrate and InGaN MQW structures were grown on AIN layer which is grown on sapphire substrate. The effects of the alterations in growth conditions on the structural and optical properties of these structures were investigated. Hence, achieving the most suitable growth conditions is aimed. It is found out that the structural parameters of the grown samples are of good quality by analyzing the high resolution X-ray diffraction (HRXRD) patterns. The optical and band-transition properties of LED structures are determined by photoluminescence (PL) and spectroscopic ellipsometer (SE) measurements. With the analysis of SE data, the interband transition energy values (critical energy points) in electronic band structure of GaAsP samples and their behaviors according to the change in P rate are determined. It is seen that the E_0 band gap energy increases with a positive bowing and the other transition energies change linearly with respect to the increasing P composition.

The E_0 band energy bending parameters of samples are obtained from PL and SE data. As the result of the analysis of PL and SE measurements, it is seen that the growth condition is the most important factor affecting the emission efficiency. The full width half maximum (FWHM) of the PL peaks and the temperature dependency of PL intensities of the spectrums obtained as the result of low temperature PL measurements were investigated. The energies of the defect levels of low and high temperature regions were determined by using the temperature dependency of PL intensities. To conclude, which conditions could be suitable for GaAsP and multi quantum well InGaN/GaN LED structures with regard to crystal quality and luminescence efficiencies were presented in this study.

Science Code : **202.1.147**
Keywords : **GaAsP/GaAs, InGaN/GaN, p-n junction, LED structures, MBE, MOCVD, PL, HRXRD, SE**
Page : **106**
Adviser : **Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK**

TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca bana her türlü imkânı sağlayan, yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren Yarıiletken Teknolojileri İleri Araştırma Laboratuvarı (STARLAB) kurucusu ve yürütücüsü değerli hocam Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK'e çok teşekkür ederim.

Numunelerimin bir kısmının üretildiği Bilkent Üniversitesi Nanoteknoloji Araştırma Merkezi (NANOTAM) müdürü Prof. Dr. Ekmel ÖZBAY'a teşekkür ederim.

Çalışmalarım esnasında yardımları ile beni destekleyen Prof. Dr. Tofig MAMMADOV ve Prof. Dr. Mehmet KASAP'a teşekkür ederim. Beni çalışmam boyunca hiç yalnız bırakmayan Barış KINACI, Tarık ASAR, Yunus ÖZEN, Gökhan SÜRÜCÜ, Yasemin ŞAFAK, Dr. Sibel ÖZKAYA, Ceren TAYRAN ve tüm STARLAB çalışanlarına teşekkür ederim. Hayatım boyunca bana en büyük desteği sağlayan aileme ve bu çalışma boyunca bana destek olan Yrd. Doç. Dr. Adem TATAROĞLU, Yrd. Doç. Dr. Nefise DILEK, Dr. Aylin BENGİ, Arş. Gör. Sezgin AYDIN ve Yrd. Doç. Dr. M. Kemal ÖZTÜRK'e teşekkür ederim. Ayrıca bana her zaman destek olan hocalarım Prof. Dr. Ergün KASAP ve Doç. Dr. Semran SAĞLAM'a teşekkür ederim.

Bu tez 2001K120590 no'lu "İleri Araştırma ve Eğitim Programları" isimli DPT ve 05/2009-58 no'lu "Çoklu Kuantum Kuyulu InGaN/GaN LED Üretimi ve Optik Özelliklerinin İncelenmesi" isimli BAP projeleri ile desteklenmiştir.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET iv

ABSTRACT vi

TEŞEKKÜR vi

İÇİNDEKİLER ix

ÇİZELGELERİN LİSTESİ xi

ŞEKİLLERİN LİSTESİ xii

RESİMLERİN LİSTESİ xvi

SİMGELER VE KISALTMALAR xvii

1. GİRİŞ 1

2. GaAsP ve InGaN YARIİLETKENLERİ 5

2.1. Yarıiletkenler 5

2.1.1. GaAs yarıiletken bileşiğinin özellikleri 10

2.1.2. GaP yarıiletken bileşiğinin özellikleri 12

2.1.3. GaAsP yarıiletken alaşımının özellikleri 13

2.1.4. GaN yarıiletken bileşiğinin özellikleri 15

2.1.5. InN yarıiletken bileşiğinin özellikleri 16

2.1.6. InGaN yarıiletken alaşımının özellikleri 18

2.2. Yarıiletken Kuantum Kuyular 20

2.3. p-n Eklemli Yarıiletken Yapılar 23

Sayfa

3. KULLANILAN YÖNTEMLER ve DENEYSEL SİSTEMLER ..... …27

3.1. Büyütme Teknikleri 27

3.1.1. Moleküler demet epitaksi (MBE) yöntemi 27

3.1.2. Metal organik kimyasal buhar birikimi (MOCVD) yöntemi 31

3.2. Karakterizasyon Teknikleri 32

3.2.1. Yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı (HRXRD) 32

3.2.2. Spektroskopik Elipsometre (SE) 36

3.2.3. Fotolüminesans (PL) 39

4. YAPILARIN BÜYÜTÜLMESİ, KARAKTERİZASYONLARI:
BULGULAR ve TARTIŞMA ..... …48

4.1. Yapıların Büyütülmesi 48

4.1.1. MBE tekniği ile GaAsP/GaAs LED yapılarının büyütülmesi 48

4.1.2. MOCVD tekniği ile InGaN/GaN LED yapılarının büyütülmesi 50

4.2. Yapıların Karakterizasyonları 51

4.2.1. Yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı ölçümleri 51

4.2.2. Spektroskopik elipsometre ölçümleri 57

4.2.3. Fotolüminesans ölçümleri 66

5. SONUÇLAR……...85

KAYNAKLAR……...95

ÖZGEÇMİŞ……..103

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge **Sayfa**

Çizelge 2.1. GaAs'ın oda sıcaklığındaki bazı özellikleri 11

Çizelge 2.2. GaP'ın oda sıcaklığındaki bazı özellikleri 13

Çizelge 2.3. GaN'ın oda sıcaklığındaki bazı özellikleri 16

Çizelge 2.4. InN'ın oda sıcaklığındaki bazı özellikleri 17

Çizelge 4.1. $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs yapılarının büyütme sıcaklıkları ve V/III akı oranları 49

Çizelge 4.2. GaAs ve GaAsP tabakalarına ait pik pozisyonları ve pik yarı genişlikleri 53

Çizelge 4.3. InGaN/GaN MQW yapılarının büyütme şartları ve HRXRD ölçümleri sonucu elde edilen In konsantrasyonları 56

Çizelge 4.4. $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs yapıları için kritik nokta enerjileri ve genişleme parametreleri 62

Çizelge 4.5. PL ölçümlerinden alaşımların bandan banda geçiş enerjileri ve Vegard yasası ve HRXRD ölçümleri kullanılarak elde edilen fosfor kompozisyon (x) değerleri 68

Çizelge 4.6. B1-B6 numunelerinin HRXRD'den elde edilen In konsantrasyonunabağlı olarak PL emisyon pik enerjisi ve bu piklerin FWHM değerleri 78

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil **Sayfa**

Şekil 2.1. Yarıiletkenlerde (a) Fermi enerji düzeyi, (b) alıcı enerji düzeyi, (c) verici enerji düzeyi 6

Şekil 2.2. Yarıiletkenlerde enerji-bant diyagramının safsızlıklarla birlikte şematik gösterimi 7

Şekil 2.3. Farklı yarıiletkenler için yasak bant aralığının örgü sabitine göre değişimi 9

Şekil 2.4. GaAsP ve InGaN alaşımlarının büyütülmesinde kullanılan yarıiletken bileşikler ve bu bileşikleri oluşturan III-V grubu elementleri 10

Şekil 2.5. GaAs kristal yapısı 11

Şekil 2.6. GaAs'ın enerji bant yapısı 12

Şekil 2.7. GaP kristal yapısı 12

Şekil 2.8. GaAsP kristal yapısı 14

Şekil 2.9. $GaAs_{1-x}P_x$ üçlü alaşımının direkt E_{Γ}^{Γ}, indirekt E_{Γ}^{X} ve E_{Γ}^{L} yasak enerji aralıklarının fosfor kompozisyonuna göre değişimi 14

Şekil 2.10. Wurtzite GaN kristal yapısı 15

Şekil 2.11. InN kristal yapısı 17

Şekil 2.12. InGaN kristal yapısı 18

Şekil 2.13. $In_xGa_{1-x}N$ alaşımının indiyum kompozisyonun (x) fonksiyonu olarak yasak enerji aralığı 19

Şekil 2.14. InGaN/GaN tekli kuantum kuyusu için enerji-bant diyagramı 20

Şekil 2.15. Elektronlar ve deşikler için bir kuantum kuyusunun şematik gösterimi ve izinli enerji seviyelerinde dalga fonksiyonları 22

Şekil 2.16. Eklem oluşumundan sonra yük taşıyıcılarının hareketi ve enerji-bant diyagramı 24

Şekil 2.17. p-n eklemlerde yeniden birleşme mekanizması 25

Şekil **Sayfa**

Şekil 2.18. (a) Herhangi bir foton yok iken, elektron-deşik yeniden birleşmesinin eş-fazlı olmayan foton üretimi. (b) Fotonların varlığında, elektron-deşik yeniden birleşmesinin eş-fazlı olarak foton üretimi 25

Şekil 3.1. MBE işleminin şematik diyagramı 28

Şekil 3.2. VG-Semicon V80H-MBE Sistemi 29

Şekil 3.3. MOCVD sisteminin şematik gösterimi 31

Şekil 3.4. Kristal düzlemlerinden X-ışınlarının saçılması 33

Şekil 3.5. InGaAs/GaAs MQW yapısı (004 düzlemi) için XRD deseni. GaAs pikinin solunda oluşan pikler kuantum kuyularına ait uydu piklerini temsil etmektedir 34

Şekil 3.6. Yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınım düzeneği 35

Şekil 3.7. Elipsometrenin ölçüm prensibi 37

Şekil 3.8. Fotolüminesans (PL) ölçümü için tipik deneysel düzenek 39

Şekil 3.9. (a-c) Işımalı geçiş türleri: (a) banttan banda (b) verici seviyesinden valans bandına (c) iletkenlik bandından alıcı bandına, (d) bir orta seviye yoluyla ışımasız geçiş 41

Şekil 3.10. Direkt ve indirekt geçişlerin şematik gösterimi 43

Şekil 4.1. $GaAs_{1-x}P_x$ /GaAs yapısının büyümesinin şematik gösterimi 49

Şekil 4.2. InGaN/GaN MQW, B1, B2, B3, B4, B5 ve B6 yapılarının çeşitli büyüme sıcaklıkları, engel büyütme zamanları ve In akış oranları ile büyümesinin şematik gösterimi 50

Şekil 4.3. A1-A8 numunelerinin HRXRD deseni 52

Şekil 4.4. B1-B6 numunelerinin HRXRD deseni 55

Şekil 4.5. GaAs'ın enerji bant yapısı. Bantlararası geçişlere ait kritik noktalar 58

Şekil 4.6. (a) $GaAs_{1-x}P_x$ yapılarının dielektrik fonksiyonunun reel kısımları (b) A3 numunesinin dielektrik fonksiyonunun reel ve sanal kısmı 60

Şekil **Sayfa**

Şekil 4.7. $GaAs_{1-x}P_x$ yapılarının (A1, A3, A5, A6, A7) dielektrik fonksiyonlarının ikinci türevlerinin foton enerjisine göre değişimi 61

Şekil 4.8. $GaAs_{1-x}P_x$'ın E_0, E_1, $E_1+\Delta_1$, E_0' ve E_2 geçiş kenarlarının *x* konsantrasyonu ile değişimi 63

Şekil 4.9. $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs alaşımlarında CP enerjilerinin genişleme parametrelerinin (Γ_0, Γ_1 ve $\Gamma_1+\Delta_1$) fosfor konsantrasyonu *x*'e göre değişimi 64

Şekil 4.10. InGaN yapılarının dielektrik fonksiyonunun reel (kırmızı çizgi) ve sanal (siyah çizgi) kısımları..... 65

Şekil 4.11. Oda sıcaklığında A1-A8 numunelerinin PL spektrumları 67

Şekil 4.12. $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs yapısında yasak enerji aralığının fosfor konsantrasyonuna göre değişimi 69

Şekil 4.13. (a) A4, (b) A5 ve (c) A6 numunelerinin sıcaklığı bağlı PL spektrumları..... 70

Şekil 4.14. (a) A4, (b) A5 ve (c) A6 numunelerinin farklı sıcaklık değerlerindeki ana PL pik enerjilerinin sıcaklığa göre değişimi..... 71

Şekil 4.15. (a) A4, (b) A5 ve (c) A6 numunelerinin FWHM değerlerinin sıcaklık ile değişimi..... 72

Şekil 4.16. (a) A4, (b) A5 ve (c) A6 numunelerinin ana PL pik şiddetlerinin sıcaklığa göre değişimi..... 72

Şekil 4.17. (a) A4, (b) A5 ve (c) A6 numuneleri için emisyon pikinin PL şiddetinin sıcaklığın tersinin fonksiyonu olarak Arrhenius grafikleri. Noktalar deneysel değerleri, çizgiler ise fitleri göstermektedir 73

Şekil 4.18. Numunelerin (B1-B6) oda sıcaklığında fotolüminesans spektrumu..... 75

Şekil 4.19. $In_xGa_{1-x}N$ kuyularının yasak enerji aralığının indiyum konsantrasyonuna göre değişimi. InN'ın yasak enerji aralığı (a) 1,9 eV (b) 0,7 eV alındı… 76

Şekil 4.20. B1-B6 numunelerin oda sıcaklığında fotolüminesans spektrumları..... 77

Şekil 4.21. (a) B2, (b) B3, (c) B4 ve (d) B5 numunelerinin PL spektrumunun, foton enerjisinin fonksiyonu olarak değişimi..... 79

Şekil **Sayfa**

Şekil 4.22. (a) B2, (b) B3, (c) B4 ve (d) B5 numunelerinin ana PL pik enerjilerinin sıcaklığa göre değişimi 80

Şekil 4.23. (a) B2, (b) B3, (c) B4 ve (d) B5 numunelerinin FWHM değerlerinin sıcaklık ile değişimi 81

Şekil 4.24. (a) B2, (b) B3, (c) B4 ve (d) B5 numunelerinin ana PL pik şiddetlerinin sıcaklığa göre değişimi..... 82

Şekil 4.25. (a) B2, (b) B3, (c) B4 ve (d) B5 numuneleri için emisyon pikinin PL şiddetlerinin sıcaklığın tersinin fonksiyonu olarak Arrhenius grafikleri. Noktalar deneysel değerleri, çizgiler ise fitleri göstermektedir 83

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim **Sayfa**

Resim 3.1. Gazi Üniversitesi STARLAB'da bulunan V80H model MBE sistemi 30

Resim 3.2. Bruker D8 Discover cihazının genel görünümü 36

Resim 3.3. Spektroskopik elipsometre cihazı 38

Resim 3.4. Kullanılan fotolüminesans düzeneği 47

Resim 4.1. B3 numunesinin yüksek çözünürlüklü SEM görüntüsü 57

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler	**Açıklama**
a, c	Örgü sabiti
b	Bükülme parametresi
$\mathbf{E_A}$	Alıcı enerji düzeyi
$\mathbf{E_D}$	Verici enerji düzeyi
$\mathbf{E_c}$	İletkenlik bandı enerjisi
$\mathbf{E_F}$	Fermi enerji seviyesi
$\mathbf{E_g}$	Yasak enerji aralığı
$\mathbf{E_v}$	Valans bandı enerjisi
$\mathbf{k_b}$	Boltzman sabiti
$\boldsymbol{\lambda}$	Dalgaboyu
T	Sıcaklık
$\mathbf{T_g}$	Alttaş büyüme sıcaklığı
$\boldsymbol{\theta}$	X-ışını demetinin düzleme gelme açısı
x	Alaşım kompozisyonu (konsantrasyonu)
k.b.	Keyfi birim
Ga	Galyum
As	Arsenik
N	Azot
P	Fosfor
In	İndiyum
GaP	Galyum Fosfat
GaAs	Galyum Arsenik
GaN	Galyum Nitrür
InN	İndiyum Nitrür

Simgeler	Açıklama
AlN	Alüminyum Nitrür
GaAsP	Galyum Arsenik Fosfat
InGaN	İndiyum Galyum Nitrür
Al_2O_3	Safir
Si	Silisyum
Be	Berilyum
NH_3	Amonyak

Kısaltmalar	Açıklama
CP	Kritik Nokta
DF	Dielektrik Fonksiyonu
FWHM	Pik Yarı Genişliği
HRXRD	Yüksek Çözünürlüklü X-ışını Kırınımı
LED	Işık Yayan Diyot
LD	Lazer Diyot
LSA	Çizgi Şekli (line-shape) Analizi
MBE	Moleküler Demet Epitaksi
MQW	Çoklu Kuantum Kuyusu
MOCVD	Metal Organik Kimyasal Buhar Birikimi
NANOTAM	Nanoteknoloji Araştırma Merkezi
PL	Fotolüminesans
QW	Kuantum Kuyusu
SE	Spektroskopik Elipsometre
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
STARLAB	Yarıiletken İleri Araştırma Laboratuarı
TMAl	Trimetilalüminyum
TMGa	Trimetilgalyum
TMIn	Trimetilindiyum
XRD	X-ışını Kırınımı

1. GİRİŞ

Yarıiletken yapıların epitaksiyel olarak büyütülebilmeleri, elektro-optik cihazların üretimi ve üstün özellikli olarak gelişmesinde en önemli role sahiptir. Son yıllarda, tek-kristal tabakaların yönlendirilmiş olarak elde edilebilmelerini sağlayan yarıiletken kristal büyütme tekniklerinde oldukça gelişme sağlanmıştır. Atom ya da moleküllerin bir alttaş üzerine yönlendirilmesi temeline dayalı bu tekniklerin en gelişmiş olanları; Moleküler Demet Epitaksi (MBE) [1-4], Metal Organik Buhar Faz Epitaksi (MOVPE) veya Metal Organik Kimyasal Buhar Birikimi (MOCVD) [1- 3], Sıvı Faz Epitaksi (LPE) [2] olarak sınıflandırılabilir. Farklı türdeki yarıiletkenlerin bileşimlerinin çeşitli alttaşlar üzerine büyütülmeleri mümkündür. Üstün kalitede yarıiletken büyütebilmek için alttaş ve üzerine büyütülecek tabaka arasında örgü sabitlerinin ve termal genleşme katsayılarının uyumu gereklidir. Örgü uyumlu yapıların büyütülebilmesi için "kritik kalınlık" önemli bir parametredir. Kritik kalınlığın altındaki yapılar gerilmeli yapılar olacaktır. Ayrıca, kristal büyütme tekniklerinin, tabaka kalınlık kontrolü, katkı oranlarının uygun oluşturulması ve ara-yüzey kalitesinin sağlanabilmesi açısından, seçimi önemlidir. MBE ultra yüksek vakum şartlarında kristal büyütme tekniğidir; katı ve gaz kaynaklı olarak kullanılabilmekte ve yüksek enerjili elektronların kırınımı (RHEED) [1, 3] gibi iç karakterizasyon sistemlerine imkân vermesi üstünlüğüne sahiptir. MBE sistemi daha çok AlGaAs, InGaAs, InGaAsP gibi GaAs tabanlı yapıların büyütülmesinde kullanılmakla birlikte nitrit tabanlı yapıların büyütülmesinde de kullanılmaktadır. Yüksek vakum gerektirmeyen MOCVD sistemi ise daha çok AlGaN, InGaN, GaN gibi nitrit tabanlı yapıların büyütülmesinde başarılı sonuçlarıyla dikkat çekmektedir.

Yarıiletken çoklu-yapılar, tekli (QW) ve çoklu kuantum kuyuları (MQW) ve süper örgüler (SL) modern elektronik ve opto-elektronik cihazların ve bunlarla ilişkili teknolojinin köşe taşlarını oluşturmaktadır. Bu malzemelerin gelişmesi ile yüksek elektron mobiliteli transistörler (HEMT), kuantum kuyu lazer diyotlar (LD), algılayıcılar, güneş pilleri ve ışık yayan diyotlar (LED) gibi cihazlar gün geçtikçe daha verimli hale gelmektedir. Özellikle opto-elektronik cihazların üretildiği malzemeler dikkate alındığında, p-tipi ve n-tipi katmanların üst üste büyütülmesi ile

oluşturulan p-n eklemli yapılar önem taşımaktadır. Kristal büyütmede uygun miktarda katkı ve homojen alaşım oranının elde edilmesi cihaz performansını etkilemektedir. p-n eklemli yapılardan üretilen cihazların (LED, dedektör, güneş pili, …) çalışma dalgaboylarının belirlenmesinde, yarıiletken tabakalardaki ilgili elementlerin alaşımdaki oranları birincil etkendir.

Epitaksiyel olarak büyütülen yapılardan cihaz üretimi için ön adım, bu tabakaların iyi bir şekilde tanımlanmasıdır. Bu tanımlama genel anlamıyla yapıların, yapısal, optik, elektronik ve manyetik özelliklerinin belirlenmesi ile mümkündür. Elektronik ve opto-elektronik cihazların üretimi ve geliştirilebilmesi, epitaksiyel tabakaların kalitesini içeren çeşitli parametrelerin hassas olarak belirlenmesine bağlıdır. Bu parametrelerden başlıcaları; epi-tabakaların kristallik kalitesi, gerilmeler, kimyasal kompozisyon (alaşım oranı), taşıyıcı yoğunlukları, ara-yüzey durumları, enerji bant yapısı, kritik enerji noktaları ve bant aralığı olarak verilebilir. Epitaksiyel büyütme tekniklerinde bu parametrelerin belirlenebileceği iç ölçüm teknikleri son derece sınırlıdır. Bu nedenle bu parametrelerin büyütme sonrası belirlenmesi için bazı deneysel ölçüm sistemleri gereklidir. Ölçüm sistemlerinde, büyütülen yapıya zarar vermeyen sistemler tercih edilir. Kristal kalitesi, alaşım oranı ve tabaka kalınlığının yarıiletken yapıya zarar vermeyen X-ışını kırınımı tekniği ile hassas olarak belirlenmesi mümkündür. Bunun için, ince filmlerin yapısal analizlerinde, yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı (HRXRD) [2, 4, 5] sistemi kullanmak ölçüm hassasiyeti açısından önemlidir. Bununla birlikte, ara-yüzeylerdeki difüzyon ve aynı tabakada oluşabilen alaşım oranlarındaki farklılaşmaların, ikincil iyon kütle spektrometresi (SIMS) ile daha hassas olarak belirlenebildiği bilinmektedir [3]. Yapıların bazı elektronik ve optik özelliklerinin belirlenmesi için fotolüminesans (PL) [2, 6] ve spektroskopik elipsometre (SE) [4, 7-9] yaygın olarak kullanılan tekniklerdir. PL ile numunelerin bazı safsızlık seviyeleri ve bantlar arası geçişleri belirlenebilmektedir. SE ile ise, enerji-bant yapısındaki çeşitli enerji noktaları, bant aralığı, kırılma indisi, soğurma katsayısı gibi optik parametreler değerlendirilebilmektedir. Epi-tabakaların iletkenliği, taşıyıcı yoğunlukları ve mobiliteleri Hall etkisi ölçümü ile belirlenebilmektedir.

Bu tez çalışmasında yapısal ve optik özellikleri incelenen, GaAs alttaş üzerine büyütülen GaAsP ve safir üzerine büyütülen InGaN/GaN çoklu kuantum kuyulu p-n eklem yapıları özellikle LED cihazlarının geliştirilmesinde kullanılabilecek yarıiletken alaşımlardır. Diğer yarıiletken temelli elektro-optik cihazlarda olduğu gibi ışık yayan diyotlar, ticari ürün haline gelmesine rağmen, farklı dalgaboylarında (renklerde) ışınım vermeleri ve verimliliklerinin iyileştirilebilmesi amacıyla yapıldıkları malzemelerin yeni özelliklerde büyütülmesi çalışmaları devam etmektedir. Kırmızı-sarı bölgede ışık yayan diyotlar içerisinde GaAsP, yeşil-mavi bölgede ise InGaN yapılarından üretilen diyotlar daha yaygın olarak geliştirilmektedir. İlk olarak geliştirilen GaAsP p-n eklemli yapılarından biri Jr. N. Holonyak ve S. F. Bevacqua tarafından 1962 yılında geliştirilmiş ve LED olarak kullanılmıştır [10]. Ancak, GaAsP yapılarının bu amaçla kullanımına başlanalı 40 yılı aşkın zaman geçmesine rağmen, arayüzey şartlarının iyileştirilmesi optik performanslarını artırdığından ve ayrıca çeşitli opto-elektronik cihaz geliştirmede kullanılabildiğinden, daha kaliteli yapıların elde edilebilmesi amacıyla, çeşitli büyütme teknikleri ve rejimleri kullanılarak bu yapıların büyütülme ve karakterizasyonlarının belirlenmesi çalışmaları son yıllarda da devam etmektedir [11-14].

InGaN/GaN MQW yapıları, mavi, yeşil ve sarı LED uygulamalarında aktif tabaka olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [15, 16]. Gerek kaliteli diyot yapılarının elde edilmesi ve gerekse tekrarlanabilir yapıların geliştirilmesi amacıyla bu yapıların büyütülmesi ve buna paralel karakterizasyonlarının yapılması güncelliğini korumaktadır. Ayrıca büyütme teknolojisinde ortaya çıkan problem ve zorlukların tamamıyla aşılamamış olması, bu yapıların farklı büyütme şartları altında elde edilebilme çalışmalarının kesintisiz sürmesine neden olmaktadır. Alttaş sıcaklığı, tabaka büyütme süresi, bileşim kaynaklarının akıları gibi parametreler değiştirilerek, InGaN yapılarının daha kaliteli olarak büyütülmesinde etken büyütme şartlarıdır [17-19]. Başlangıçta nitratlı yapıların üzerine büyütüleceği alttaşın belirlenme zorlukları, safir (Al_2O_3), ZnO ve SiC gibi malzemelerle aşılmış, farklı çekirdek tabaka ve tampon tabakalar denenerek örgü uyumlu yapıların elde edilmesi çalışmaları da yürütülmektedir [16-18, 20- 22].

Bu tez çalışmasında III-V grubu içerisinde yer alan ve görünür bölgede ışık vermesi noktalarında ortak özellik içeren GaAsP/GaAs ve InGaN/GaN p-n eklem yapılarının optik ve yapısal özelliklerinin incelenmesi amaçlandı. Yapılan çalışmalar, ilgili malzemelerin farklı büyütme şartları ve farklı tasarımlar ile büyütülmüş numuneleri içerdiğinden, bu başlangıç şartlarının numunelerin yapısal özelliklerine etkileri ve optik özelliklerini farklılaştırmaları analiz edilerek değerlendirilmesi ve cihaz geliştirme konusunda araştırma-geliştirme çalışmalarına yol göstermesi amacına yönelik olarak yürütüldü.

Yapılan bu çalışma aşağıdaki gibi düzenlenmiştir: Birinci bölümde, yarıiletken teknolojisinin gelişiminde kristal büyütme ve karakterizasyon tekniklerinin kısa tanımları ve önemi vurgulanarak tez çalışmasında incelenen numuneler için kısa bilgiler sunuldu. İkinci bölümde, GaAsP ve InGaN yarıiletkenleri başlığı altında çalıştığımız alaşımlar, kuantum kuyuları ve p-n eklemli yapılar hakkında bilgiler verildi. Üçüncü bölümde, Moleküler Demet Epitaksi ve Metal Organik Kimyasal Buhar Birikimi büyütme teknikleri, yapısal ve optik özelliklerin karakterize edildiği yüksek çözünürlüklü x-ışını kırınımı, fotolüminesans ve spektroskopik elipsometre analiz yöntemleri tanıtıldı. Dördüncü bölümde, GaAsP/GaAs ve InGaN/GaN MQW p-n eklem yapılarının MBE ve MOCVD tekniği ile büyütülmeleri, yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı, spektroskopik elipsometre, fotolüminesans ölçümleri ve değerlendirilmeleri sonucunda numunelerin yapısal ve optik özellikleri belirlendi. Beşinci bölümde, elde edilen yapısal ve optik analizlerinin sonuçları değerlendirildi.

Bu çalışmada kullanılan GaAsP/GaAs numuneleri Gazi Üniversitesi Fen Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü Yarıiletken Teknolojileri İleri Araştırma Labaratuvarı'nda (STARLAB) MBE tekniği, InGaN/GaN numuneleri ise Bilkent Üniversitesi Nanoteknoloji Araştırma Merkezi'nde (NANOTAM) MOCVD tekniği ile büyütülmüştür. Numunelerin yapısal ve optik özellikleri, STARLAB'da bulunan HRXRD, SE ve PL cihazları ile incelenmiştir.

2. GaAsP ve InGaN YARIİLETKENLERİ

2.1. Yarıiletkenler

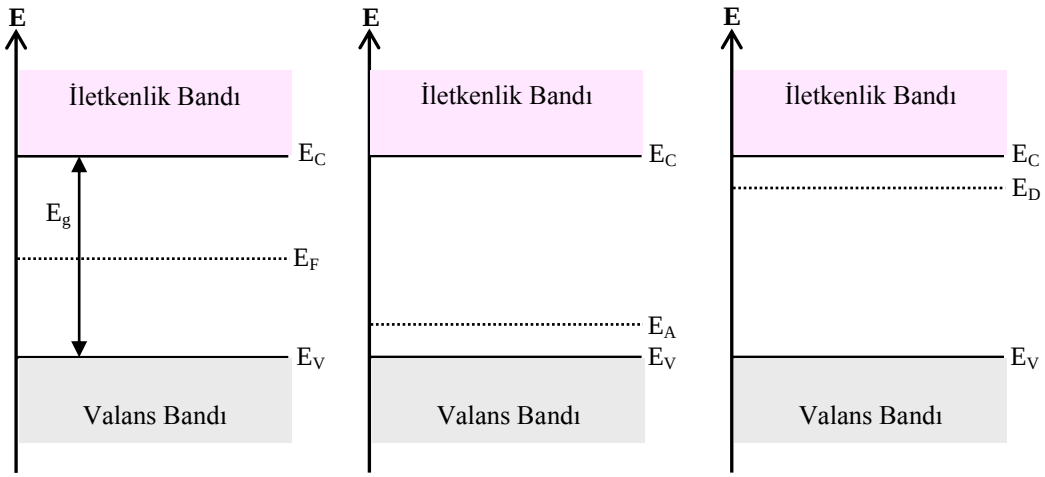
Atomlarının son yörüngelerinde dört elektron bulunduran ve normal halde yalıtkan olan ve dış etkenlerle (ısı, ışık, gerilim gibi) enerjik olarak uyarıldığında iletkenlik özelliği gösteren yarıiletkenler, iletkenlerle yalıtkanlar arasında yer alan malzemelerdir. Yarıiletken malzemelerin en önemli iki özelliği, serbest elektronların bulunduğu iletim bandı ile bağlı elektronların bulunduğu valans bandı arasında bir yasak enerji aralığının bulunması ve bu malzemelere yapılacak çok düşük orandaki uygun katkının, bu yapıların elektriksel özelliklerine büyük ölçüde etki etmesidir. Silisyum (Si) ve Germanyum (Ge) yarıiletkenlere en iyi örneklerdir. Bunlar doğal yarıiletkenlerdir ve işlenmeleri sonucunda transistör, diyot, entegre devre elemanları üretilebilir. Diğer yarıiletkenler, indiyum fosfat (InP) ve galyum arsenik (GaAs), galyum nitrür (GaN) gibi ikili bileşik, GaAsP, InGaN gibi üçlü ve InGaAlAs gibi dörtlü alaşımlar halinde üretilebilmekte ve ışık yayan diyotlar, foton dedektörler, lazerler, yüksek hızlı transistörler gibi elektronik ve opto-elektronik cihazların üretiminde kullanılan temel elemanlardır. Ancak bu yarıiletkenleri doğada saf olarak bulmak mümkün değildir; yapay olarak belirli ve yüksek teknoloji ihtiva eden sistemlerle üretilebilmektedir. Teknolojide yarıiletken malzemelerin tercih edilmesinin nedeni üstün elektro-optik özellikler taşımalarının yanında küçük, hafif ve verimli olmalarıdır [23].

Yarıiletkenlerde, izinli ve yasak bant aralığı olarak adlandırılan yasaklanmış enerji bölgeleri vardır. Yasak bant aralığı yarıiletkenlerin birçok özelliklerini tanımlamakta kullanılan önemli bir parametredir. İzinli enerji bölgeleri yasak bandın altında ve üstünde yerleşir. Yasak bandın altında kalan ve bağlı elektronların oluşturduğu enerji bölgesi valans bandı, üstünde kalan serbest elektronların oluşturduğu enerji bölgesi ise iletkenlik bandı olarak adlandırılır [24].

0 K'de, tüm elektronlar valans bandındadır. İletkenlik bandında birçok boş seviye olduğundan, uygulanan küçük bir potansiyel bu elektronları kolaylıkla hareket

ettirebilir. Yarıiletkenlerin iletkenliği genellikle sıcaklığa, aydınlatmaya, manyetik alana, basınca ve safsızlık atomlarının konsantrasyonuna bağlıdır. İletkenlikteki bu tür bağımlılıklar, yarıiletkenleri elektronik uygulamalar için en önemli malzemelerden biri haline getirir.

Fermi enerjisi (E_F), *T=0 K*'de bir elektronun doldurabileceği en son seviyenin enerjisidir. Katkılanmamış (hakiki) yarıiletkenlerde Fermi seviyesi iletkenlik ve valans bandının tam ortasında bulunur (Şekil 2.1.(a)).



Şekil 2.1. Yarıiletkenlerde (a) Fermi enerji düzeyi, (b) alıcı enerji düzeyi, (c) verici enerji düzeyi

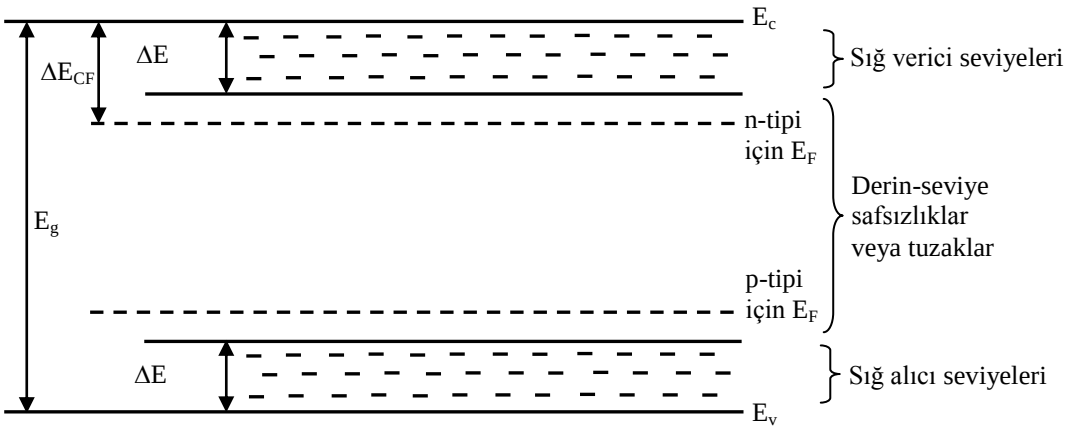
Yarıiletken kristalini oluşturan atomlardan bir kısmının yerine uygun katkı atomlarının yerleştirilmesi işlemi katkılama olarak adlandırılır. Arzu edilen özelliğe ve kullanım alanına bağlı olarak katkılama oranı değişebilir. Yarıiletken kristale katkılanan elementler ya elektron verici ya da elektron alıcı olarak işlev görürler.

Deşikler üreten katkı maddeleri alıcı olarak bilinir. Bu tip katkılı yarıiletkenlere pozitif yük taşıyıcıları ürettiği için p-tipi yarıiletken denir. p-tipi yarıiletkenlerde deşik yoğunluğu elektron yoğunluğundan fazladır. Bu tip yarıiletkenlerde deşikler çoğunluk, elektronlar ise azınlık taşıyıcılarıdır. Alıcı enerji düzeyi (E_A), yasak enerji aralığında olup valans bandının üstünde yer alır (Şekil 2.1.(b)).

Kristale elektron veren katkılara verici ve katkılanan yarıiletkene *n*-tipi yarıiletken

denir. n-tipi yarıiletkenlerde elektronlar çoğunlukta olduğu için elektronlara çoğunluk taşıyıcıları, deşiklere ise azınlık taşıyıcıları denilmektedir. Verici enerji düzeyi (E_D), yasak enerji aralığında ve iyonlaşma enerjisi kadar iletkenlik bandının altında yer alır (Şekil 2.1.(c)).

n-tipi yarıiletkende, Fermi seviyesi iletkenlik bandına yakınlaşırken p-tipi yarıiletkende ise valans bandının üst kenarına yakınlaşır.



Şekil 2.2. Yarıiletkenlerde enerji-bant diyagramının safsızlıklarla birlikte şematik gösterimi

Nokta kusurları, materyalde istem dışı kirlilik olarak ya da isteyerek büyütme sırasında oluşturulabilir. Genelde, safsızlıkların çoğu örgüde olmaması gereken bir atomun yer alması, kristali oluşturan bir atomun kendi yerinde değil de başka bir atomun yerinde bulunması veya atomun olması gereken yerde bulunmamasından kaynaklanan safsızlıklar şeklinde ortaya çıkar. Bunlar nokta kusurları olarak da adlandırılırlar. İsteğe bağlı oluşan safsızlıklar katkı atomlarıdır ve vericiler ve alıcılar olarak sınıflandırılır. Bir verici kristalde yer değiştirdiği atomdan bir fazla elektrona sahiptir. Bu fazla elektron kolayca yer değiştirir veya iletime katılabilir. Diğer yandan, bir alıcı yer değiştirdiği atomdan bir eksik elektrona sahiptir ve deşik oluşumuna karşılık gelir.

Şekil 2.2, şematik olarak safsızlık atomlarına sahip bir yarıiletkenin enerji-bant diyagramını göstermektedir. Bir elektron için bu safsızlık enerji seviyelerinden bant

kenarına geçiş için gerekli enerji çok küçük olduğu için, bu seviyeler oda sıcaklığında tamamen iyonizedir. Fermi seviyesi bant merkezinden safsızlık seviyesine doğru kayar. Başka bir deyişle, verici safsızlıklar için Fermi seviyesi iletkenlik bandına doğru kayar ve verici konsantrasyonun artması ile ΔE_{CF} azalır. Benzer tanımlama alıcı safsızlıkları içinde yapılabilir. Bu tür safsızlıklar sığ safsızlıklar olarak adlandırılır. Yasak enerji aralığının merkezindeki safsızlıklar enerjileri yüksek olan derin safsızlıklar olarak adlandırılır.

Elektronik ölçekte kullanılabilen üstün kristal kalitesine sahip yarıiletken malzeme geliştirme çalışmalarına 19. yüzyılın başlarında başlanmış ve günümüze kadar, farklı opto-elektronik cihaz geliştirmede kullanılabilen çok sayıda yarıiletken malzeme geliştirilmiştir.

Yarıiletkenler yapılar genel olarak üç grupta sınıflandırılabilir:

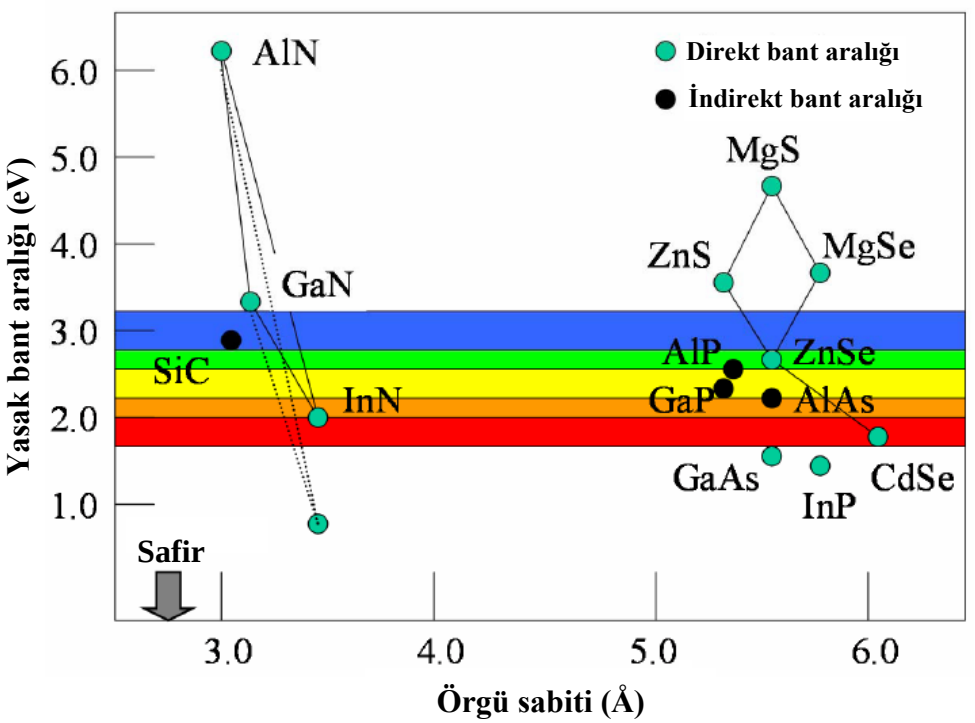
(i) *Elementsel Yarıiletkenler**:*** Ge ve Si gibi aynı atomlardan oluşan yarıiletkenlerdir. Bu atomlar kovalent bağlarla birbirine bağlanmışlardır ve doğada saf halde bulunmaktadırlar.

(ii) *Bileşik Yarıiletkenler**:*** Doğada bulunmayan ancak yapay büyütme teknikleri ile elde edilebilen GaAs, InP ve GaN gibi iki elementten meydana gelen yarıiletkenlerdir. Bileşik yarıiletkenlerde elektro-negatiflikteki farklılıktan dolayı kristal bağlanma iyonik ve kovalent bağlanmanın bir bileşimidir.

(iii) *Alaşım Yarıiletkenler:* Bileşiğe üçüncü bir elementin katılmasıyla meydana gelen yarıiletkenlerdir. Örneğin, $In_xGa_{1-x}As$, $GaAs_{1-x}P_x$ ve $In_xGa_{1-x}N$. Burada x ilgili elementin alaşımdaki oranını temsil eder. Bununla birlikte $Ga_xIn_{1-x}As_yP_{1-y}$ ve $Ga_xAl_{1-x}As_yP_{1-y}$ gibi dörtlü alaşım yarıiletkenleri elde etmek mümkündür. Burada x ve y alaşımı meydana getiren elementlerin oranlarını gösterir [25].

Bileşik ve alaşım yarıiletkenlerin epitaksiyel olarak büyütülmesi amacıyla çok sayıda teknik geliştirilmiştir: Kimyasal Buhar Birikimi (CVD), Metal Organik Kimyasal

Buhar Birikimi (MOCVD) ve Moleküler Demet Epitaksi (MBE) bu tekniklerin başlıcalarıdır. Bu tekniklerle periyodik tablonun III-V, II-VI ve IV-VI gruplarındaki elementlerin uygun bileşimleri ile amaca yönelik çeşitli yarıiletken kristalleri büyütmek mümkün olmaktadır.

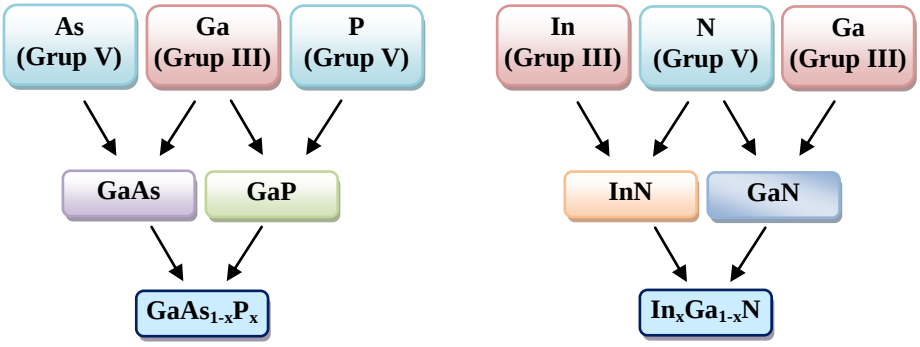


Şekil 2.3. Farklı yarıiletkenler için yasak bant aralığının örgü sabitine göre değişimi [26]

Elektro-optik cihazlar bu yapıların tek ya da çok katmanlı olarak üst üste büyütülmüş malzemelerden üretilmektedir. Işık yayan diyotlar p ve n-tipi katkılanmış katmanların bir eklem oluşturacak şekilde büyütülerek iki katmanlı veya kuantum kuyulu katmanlardan oluşturulabilmektedir. Farklı bileşimlerden oluşan bu katmanların örgü sabitleri arasındaki farklılıklar gerilmeli yapıların oluşumuna neden olmaktadır. Bu tabakalar üst üste büyütüldüğünde, "yüzey birleşmeleri" olarak adlandırılan birleşme merkezleri oluşur. Yüzey birleşmesi, yarıiletkenin yüzeyindeki boş bağlardan kaynaklanır. Örgünün bu istenmeyen süreksizliği, "yüzey durumları" olarak adlandırılan çok sayıda enerji durumları oluşturur. Bu boş bağlı atomlar aynı zamanda bir birleşme mekanizması gibi davranarak taşıyıcıları tuzaklar ve taşıyıcı ömrünü azaltır. Bu nedenle örgü-uyumlu tabakaların üst üste büyütülmesi önem taşır.

Şekil 2.3'de farklı yarıiletkenler için yasak bant aralığı ve örgü sabiti verilmiştir. Bir birine en yakın örgü sabitli materyallerin üst üste büyütülmesi, örgü uyumlu yapıların elde edilmesine imkân verir. Örgü uyumlu yapı büyütülmesinde alttaşın seçimi önemlidir. Eğer alttaş ile üstüne büyütülecek tabaka arasında örgü sabiti açısından farklılıklar var ise; örgü uyumu, doğrusal artımlı büyüme modu ile sağlanabilmektedir [11, 27].

Örgü sabiti uyumuna ek olarak, tabakaların kalınlık ve alaşım kompozisyon kontrolünün büyük bir doğrulukla yapılması, hedeflenen özellik ve verimlilikteki aygıta ulaşabilmek açılarından ayrıca önemlidir. Bu sebeplerden dolayı, çoklu-yapıların büyütülmesi için MBE, metal organik moleküler demet tabakalı büyütme (MOMBE) ve MOCVD yöntemleri gibi gelişmiş büyütme teknikleri kullanılır.



Şekil 2.4. GaAsP ve InGaN alaşımlarının büyütülmesinde kullanılan yarıiletken bileşikler ve bu bileşikleri oluşturan III-V grubu elementleri

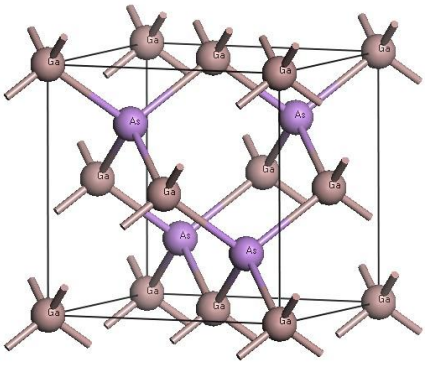
Bu çalışmada III-V grubu elementlerden oluşan bileşikler kullanılarak alaşımlar büyütüldü. Şekil 2.4'de GaAsP ve InGaN yarıiletken alaşımların büyütülmesinde kullanılan yarıiletken bileşikler ve bu bileşikleri oluşturan III-V grubu elementleri verildi. Bu yarıiletken bileşiklerin ve alaşımların bazı özellikleri kısaca aşağıda sunulmuştur.

2.1.1. GaAs yarıiletken bileşiğinin özellikleri

GaAs, periyodik tablonun III. sütununda bulunan galyum (Ga) ve V. sütununda

bulunan arsenik (As) elementlerinin bileşiminden oluşan III-V grubu yarıiletken bileşiktir. GaAs'ın ilk defa 1929 yılında Goldschmidt tarafından oluşturulduğu rapor edildi, fakat 1952 yılına kadar III-V bileşik yarıiletkenlerin elektronik özellikleri net olarak ortaya çıkmadı.

GaAs kristali çinko sülfür (zinc blende) yapıdadır. Çinko sülfür (ZnS) yapı elmas yapının farklı atomlardan oluşan halidir. Elmas yapı birbirinden [111] yönünde (¼, ¼, ¼) oranında ötelenmiş iki adet yüzey merkezli kübik (fcc) yapının iç içe geçmesinden oluşur. Elmas yapının birim hücresinde (0,0,0) ve a(¼, ¼, ¼) noktalarına yerleşmiş *a* örgü sabitli iki atom bulunur. Çinko sülfür kristal yapısında olan GaAs'ın kristal yapısı Şekil 2.5'de; oda sıcaklığındaki (300 K) bazı özellikleri Çizelge 2.1'de verildi.

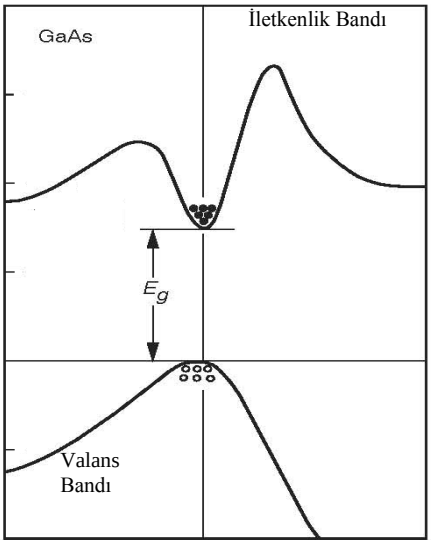


Şekil 2.5. GaAs kristal yapısı

Çizelge 2.1. GaAs'ın oda sıcaklığındaki bazı özellikleri

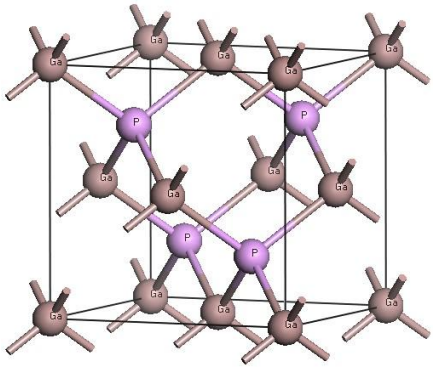
Özellik	**Parametre**
Kristal yapısı	Çinko sülfür
Yasak enerji aralığı (eV)	1,42
Örgü sabiti, *a(Å)*	5,65
Termal genleşme katsayısı α (10^{-6} K^{-1})	5,8
Erime noktası (°C)	1238
Isıl iletkenliği κ (W/cm K)	0,55
Kırılma indisi, *n*	3,0 - 5,0

GaAs, Şekil 2.6'dan da görüldüğü gibi valans bandı maksimumu ile iletkenlik bandı minimumunun çakışık olduğu direkt yasak enerji aralıklı bir yarıiletkendir. Valans bandı ile iletkenlik bandı arasındaki geçişler indirekt yasak enerji aralıklı yarıiletkenlerdekilerin (GaP) aksine momentumdaki değişme ile değil enerjideki değişme ile uyarılır. Bu özellik, bir elektron iletkenlik bandından valans bandına geçiş yaptığı zaman bir foton yayınlandığı için GaAs'ı ışık yayan diyot ve yarıiletken lazer üretimi için kullanışlı bir materyal yapar.



Şekil 2.6. GaAs'ın enerji bant yapısı

2.1.2. GaP yarıiletken bileşiğinin özellikleri



Şekil 2.7. GaP kristal yapısı

Şekil 2.7'de kristal yapısı verilen GaP, periyodik tablonun III. sütununda bulunan galyum (Ga) ve V. sütununda bulunan fosfor (P) elementlerinin bileşiminden oluşan III-V grubu yarıiletken bileşiktir. GaP kristali GaAs gibi çinko sülfür (zinc blende) yapıdadır ve oda sıcaklığında bazı özellikleri Çizelge 2.2'de verilmiştir.

Çizelge 2.2. GaP'ın oda sıcaklığındaki bazı özellikleri

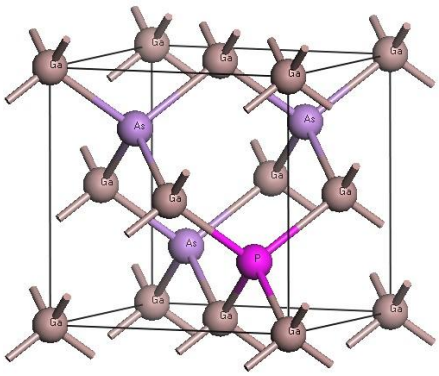
Özellik	Parametre
Kristal yapısı	Çinko sülfür
Yasak enerji aralığı (eV)	2,78
Örgü sabiti, *a(Å)*	5,45
Termal genleşme katsayısı α (10^{-6} K^{-1})	4,65
Erime noktası (°C)	1477
Isıl iletkenliği κ (W/cm K)	1,10
Kırılma indisi, *n*	3,02

2.1.3. GaAsP yarıiletken alaşımının özellikleri

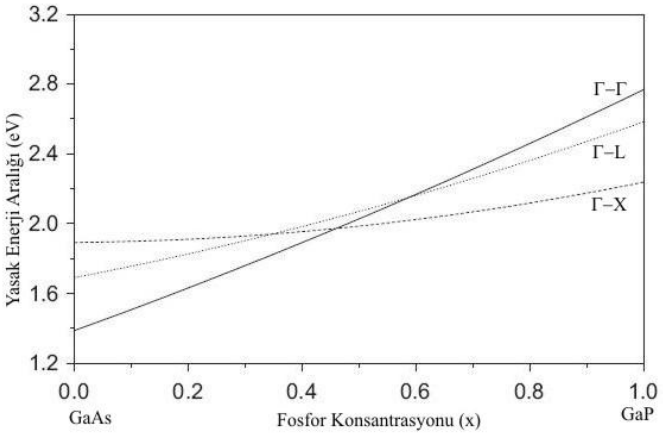
GaAsP, GaAs ve GaP bileşiklerinden oluşan, çinko sülfür kristal yapısına sahip bir III-V grubu yarıiletken alaşımdır. Bu alaşım GaAs yapısındaki bazı As atomlarının P ile yer değiştirmesi ile oluşmaktadır. Bilindiği gibi yarıiletken bileşimlerde grup V akısının değişimi, yapıdaki grup III ve grup V arasındaki alaşım oranını etkilememektedir [13]. Bu durum yapıdaki grup III atomlarının yapabileceği bağ sayısının değişmeyeceği gerçeğine dayanır. Diğer önemli bir etken ise alttaş/büyütme sıcaklığıdır. Böylece, GaAsP büyütmede P akısı sabit tutulduğunda, alaşımdaki grup V oranının (P oranı) sadece alttaş sıcaklığına bağımlı olduğu söylenebilir. Büyütme sıcaklığı, atomik ya da moleküler demet türlerinin yüzeyden uzaklaşmasında (salımında) etken bir parametredir ve yüzeye gelen atom/molekül'ün yüzeyde ısıl olarak kabul edilmesini etkiler [1]. GaAsP büyütmesi için hassas noktalardan birisi V. grup elementlerinin alaşımdaki oranlarının kontrolüdür [12]. Yapıda As ve P atomları yer değiştireceğinden, P akısının artması, yapıda daha fazla P atomunun yerleşmesine neden olacaktır. Bu nedenle kristal büyütme sürecinde, P/As akı oranı yapıdaki fosfor oranını etkileyen temel faktör olduğu dikkate alınmalıdır.

GaAs ve GaP örgü sabitleri arasındaki farklılık (a_{GaAs}=5,65 Å ve a_{GaP}=5,45 Å), GaAsP alaşımının GaAs alttaş üzerine doğrudan büyütülmesinde gerilmeli yapıların oluşumuna neden olacaktır. Bu olumsuzluğu ortadan kaldırabilmek için GaAs alttaş üzerine fosfor oranının sıfırdan başlayacak şekilde lineer olarak artımı sağlanacak şekilde bir tabaka büyütülmelidir.

Şekil 2.8'de kristal yapısı verilen $GaAs_{1-x}P_x$ yapısının yasak enerji aralığı fosfor kompozisyonu 0,45'e kadar lineer olarak değişir. Bu alaşımın yasak enerji aralıklarının fosfor kompozisyonuna göre değişimi Şekil 2.9'da verildi. GaAsP, fosfor kompozisyonu 0-0,45 aralığında iken direkt yasak enerji aralıklı, kompozisyon bu aralığı aştığı zaman (1'e kadar) ise indirekt yasak enerji aralıklı bir yarıiletkendir.



Şekil 2.8. GaAsP kristal yapısı



Şekil 2.9. $GaAs_{1-x}P_x$ üçlü alaşımının direkt E_Γ^Γ, indirekt E_Γ^X ve E_Γ^L yasak enerji aralıklarının fosfor kompozisyonuna göre değişimi [28]

$GaAs_{1-x}P_x$ yapısının örgü sabiti GaAs ile GaP'ın örgü parametreleri değerleri arasında bir değer alır. GaAsP'ın fosfor kompozisyonu, elde edilen X-ışını kırınım desenlerinde GaAsP pikinin GaAs pikinden ayrılma açısına bağlı olarak hesaplanır.

Ayrıca, GaAsP'ın kompozisyona bağlı yasak enerji aralığı değişimi,

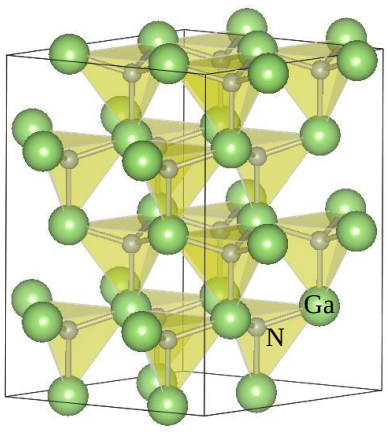
$$E_g(x) = E_g(GaAs) + x\left[E_g(GaP) - E_g(GaAs)\right] - bx(1-x) \qquad (2.1)$$

Vegard yasası denklemi kullanılarak belirlenebilir. Burada *b*, E_g'nin alaşım oranına göre değişimindeki bükülme (bowing) parametresidir [28].

2.1.4. GaN yarıiletken bileşiğinin özellikleri

İlk defa 1910 yılında büyütülen GaN, periyodik tablonun III. sütununda bulunan galyum (Ga) ve V. sütununda bulunan azot (N) elementlerinin bileşiminden oluşan III-V grubu yarıiletken bileşiktir.

GaN kristali wurtzite yapıdadır. Wurtzite yapı bir altıgen (hegzagonal) birim hücreye sahiptir. Bu nedenle wurtzite yapıda *a* ve *c* olmak üzere iki örgü sabiti vardır. Bu yapı, iç içe geçmiş iki hegzagonal sıkı paketli yapıdan (hcp) oluşmaktadır [29]. Şekil 2.10'da wurtzite kristal yapısı görülmektedir.



Şekil 2.10. Wurtzite GaN kristal yapısı

GaN direkt yasak enerji aralıklı bir yarıiletkendir. Bu yarıiletken bileşiğin oda sıcaklığındaki (300 K) bazı özellikleri Çizelge 2.3'de verilmiştir. GaN geniş bant aralığına sahip olmasının yanı sıra, yüksek sıcaklıklarda da kimyasal kararlılığını koruduğu için Grup III-Nitrit yarıiletken bileşikleri arasında üzerinde en çok çalışma yapılan bileşikler arasında yer alır. GaN bileşiği yüksek n-tipi taşıyıcı konsantrasyonuna sahiptir. Bu bileşiği p-tipi olarak büyütmede güçlüklerle karşılaşılmıştır. Yapılan çalışmalar ve kristal büyütme teknolojindeki gelişmeler bu zorlukları büyük ölçüde ortadan kaldırmış, yeni büyütme süreci geliştirme çalışmaları devam etmektedir. Gelişen tekniklerle GaN bileşiği üstün kristal kalitesinde üretilebilmekte ve Mg ile katkılandığında p-tipi yarıiletken olarak elde edilebilmektedir [30]. GaN bileşiği Al_2O_3 (safir), ZnO ve SiC alttaşlar üzerine büyütülebilmektedir [22]. Günümüzde daha verimli GaN tabanlı cihazlar üretmek üzere çalışmalar devam etmektedir. GaN yarıiletken bileşiğinin ilk bant yapısı Bloom tarafından belirlenmiştir [31, 32]. GaN 3,4 eV civarındaki geniş bant aralığına sahip olmasıyla, opto-elektronik, yüksek-güç ve yüksek frekans uygulamaları için ideal özelliklere sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda ve yüksek voltajlarda çalışabilmelerinden dolayı GaN transistörler GaAs transistörlere tercih edilmektedir.

Çizelge 2.3. GaN'ın oda sıcaklığındaki bazı özellikleri [33]

Özellik	**Parametre**
Kristal yapısı	Wurtzite
Yasak enerji aralığı (eV)	3,44
Örgü sabiti, *a(Å)*	3,189
Örgü sabiti, *c(Å)*	5,186
Termal genleşme katsayısı α_a (10^{-6} K^{-1})	4,3
Termal genleşme katsayısı α_c (10^{-6} K^{-1})	4,0
Erime noktası (°C)	>1700
Isıl iletkenliği κ (W/cm K)	1,3
Kırılma indisi, *n*	2,35 (1 μm)

2.1.5. InN yarıiletken bileşiğinin özellikleri

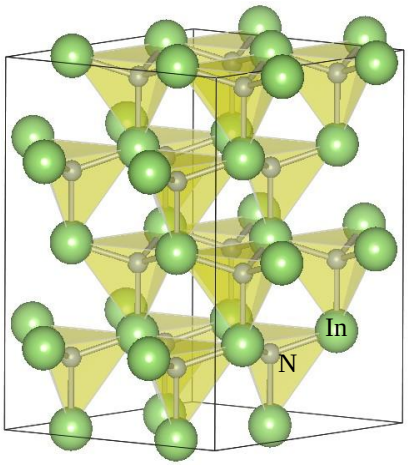
1932 yılında ilk defa büyütülen InN [34], periyodik tablonun III. sütununda bulunan indiyum (In) ve V. sütununda bulunan azot (N) elementlerinin bileşiminden oluşan

III-V grubu yarıiletken bileşiktir. InN kristali, GaN gibi wurtzite yapıdadır. InN direkt bant aralıklı bir yarıiletkendir. InN yarıiletken bileşiğinin kristal yapısı Şekil 2.11'de, oda sıcaklığındaki (300 K) bazı özellikleri Çizelge 2.4'de verilmiştir.

Çizelge 2.4. InN'ın oda sıcaklığındaki bazı özellikleri [33]

Özellik	**Parametre**
Kristal yapısı	Wurtzite
Yasak enerji aralığı (eV)	0,7
Örgü sabiti, *a(Å)*	3,545
Örgü sabiti, *c(Å)*	5,703
Termal genleşme katsayısı α_a (10^{-6} K^{-1})	5,6
Termal genleşme katsayısı α_c (10^{-6} K^{-1})	3,8
Erime noktası (°C)	1100
Isıl iletkenliği κ (W/cm K)	0,8
Kırılma indisi, *n*	2,56 (1 μm)

20. yüzyılın başlarında InN bileşiği üzerine çalışmalar yapılmaya başlamış ve bu çalışmalar başarılı olmamıştır. Bu nedenle InN bileşiği GaN ve AlN kadar ilgi çekmemiştir. 1970'li ve 1980'li yıllarda deneysel tekniklerin gelişmesi ile InN yarıiletken bileşiği elde edilmiştir. Fakat iyi nitelikli bir yarıiletken bileşiği olarak değil, çok kusurlu bir bileşik olarak elde edilmiştir. Daha sonraki yıllarda tek kristal olarak InN yarıiletken bileşiği elde edilmiş ve incelemeler yapılmıştır [19].

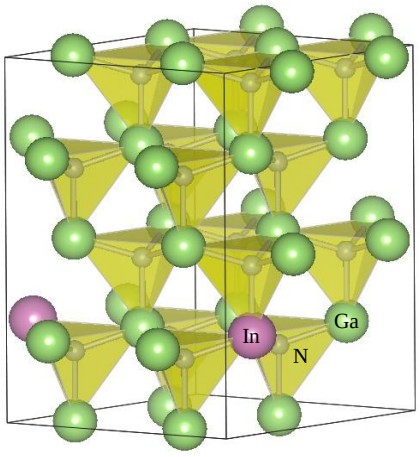


Şekil 2.11. InN kristal yapısı

InN bileşiğinin bant aralığının geniş, düşük etkin kütleli ve yüksek optik fonon enerjisine sahip olması nedeniyle, yüksek güçlü ve yüksek sıcaklık uygulamaları için uygun bir malzemedir. Böylece InN bileşiği üzerine yapılan çalışmalar önem kazanmıştır. Bununla birlikte, InN yarıiletkeninin bant aralığı ile ilgili literatürde bir tartışma mevcuttur. Uzun yıllardan bu yana bazı araştırmacılar bant aralığını 1,9 eV civarında önerirken [35, 36] özellikle son zamanlarda yapılan çalışmalara göre InN'ın yasak enerji aralığı 0,7 eV civarında olduğu belirlendi [37]. Bant aralığının yüksek değerde belirlenmesi ölçüm hatası değil, InN kristalinin saf olarak elde edilememesi; nokta kusurları ve özellikle yapıdaki oksitlenmeden kaynaklanmaktadır. Daha saf ve iyi kalitede InN büyütülmesiyle bant aralığının düşük değerlerine ulaşılmıştır [38].

2.1.6. InGaN yarıiletken alaşımının özellikleri

Grup III-nitritleri ile yapılan çalışmalar çoğunlukla ikili bileşikleri GaN, AlN ve InN üzerine olmuştur. Daha sonraları ikili bileşikleri üzerine çalışmalar yürütülmekle birlikte üçlü ve dörtlü alaşımları üzerine çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmalar genellikle GaN, AlN, InN ve bunların üçlü alaşımları üzerine yoğunlaşmıştır. Yukarıda belirtildiği gibi, InN bileşiğinin iyi nitelikli olarak geliştirilememesi nedeniyle bu bileşikler ile oluşturulan alaşımlar üzerine çalışmalar diğerlerine göre daha az olmuştur.

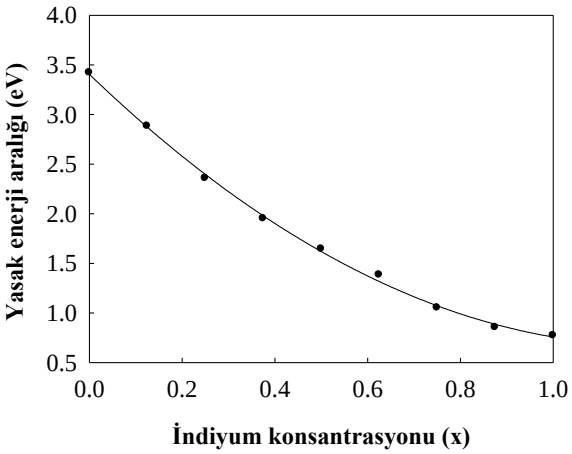


Şekil 2.12. InGaN kristal yapısı

Wurtzite GaN ve InN bileşikleri ile oluşan $In_xGa_{1-x}N$ alaşımı da wurtzite yapıdadır (Şekil 2.12). Wurtzite yapılı $In_xGa_{1-x}N$ alaşımının örgü sabitleri ise bu alaşımı oluşturan iki bileşiğin örgü sabitleri arasındaki lineer bağıntı ile verilir [39]. InGaN'ın indiyum kompozisyonu Vegard yasası denklemi kullanılarak belirlenebilir. InGaN'ın kompozisyona bağlı yasak enerji aralığı enerjisinin değişimi

$$E_g(x) = E_g(GaN) + x\left[E_g(InN) - E_g(GaN)\right] - bx(1-x) \qquad (2.2)$$

ifadesi ile verilir. Burada *b*, bükülme (bowing) parametresidir [40]. Bu alaşımın yasak enerji aralıklarının indiyum kompozisyonuna göre değişimi Şekil 2.13'de verildi.

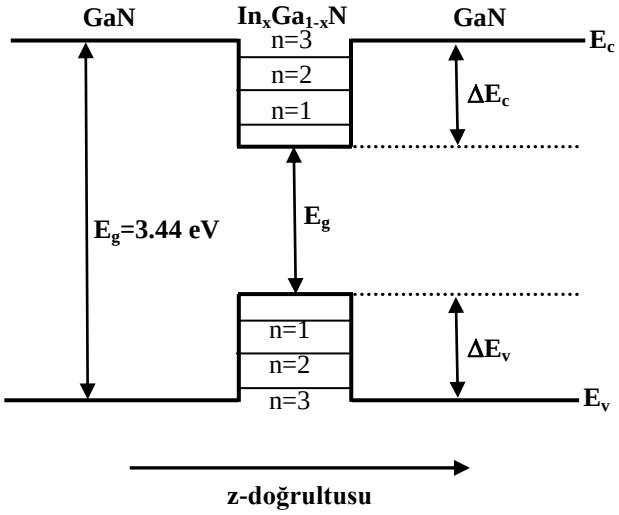


Şekil 2.13. $In_xGa_{1-x}N$ alaşımının indiyum kompozisyonun (*x*) fonksiyonu olarak yasak enerji aralığı [41]

Nakamura'nın $In_xGa_{1-x}N$ alaşımı üzerine yaptığı çalışmalar, bu malzeme üzerine olan ilgiyi daha da arttırmıştır [30, 42]. Bu yapının geliştirilmesi sonucunda yüksek parlaklıkta mavi, yeşil, sarı ışık yayan diyotların ve mavi lazer diyotların yapımında kullanılmaya başlanmıştır [43, 44]. Genellikle kuantum kuyulu olarak büyütülen alaşımlardan yapılan bu cihazlarda InGaN yarıiletken bileşiği, kristal katmanlarının kuantum kuyusu (QW) olarak kullanılmaktadır [45]. Bununla birlikte InGaN/GaN kuantum kuyulu yapıların büyütülmesinde teknolojik problemler vardır: GaN ve InN oluşumundaki iç enerji farklılıkları nedeniyle InGaN büyütme sürecinde yüzeyden In

ayrılması oluşur [46]. Bu ise In kompozisyonunda dalgalanmalarına dolayısıyla bu yapılardan üretilecek cihaz verimliliklerine etki eder. Ayrıca örgü uyumsuzlukları nedeniyle gerilmeli yapıların oluşması da ortaya çıkan büyütme problemleri arasında yer alır. Bu problemleri ortadan kaldırabilmek ve daha kaliteli yapılar elde edebilmek amacıyla farklı büyütme şartları altında yapıların elde edilmesi gerekmektedir. Dikkatle irdelenmesi gereken büyütme şartları içerisinde; katkılama, büyütme sıcaklığı, kuyu kalınlığı, tabaka büyütme sürecinde duraksamaların yapılması, büyütme basıncı, V/III akı oranları, kuyu/engel tabakalarının büyütme süresi gibi parametreler önem taşımaktadır. Bu tez kapsamı içerisinde büyütülen InGaN/GaN kuantum kuyulu yapılar, bahsedilen bu büyütme şartlarının farklılaştırılması ile elde edildi ve böylece büyütme şartlarındaki farklılıkların yapısal ve optik özellikler üzerine etkileri incelendi.

2.2. Yarıiletken Kuantum Kuyular



Şekil 2.14. InGaN/GaN tekli kuantum kuyusu için enerji-bant diyagramı

Kuantum kuyulu yarıiletken yapılar, düşük bant aralıklı bir katmanın daha yüksek bant aralıklı tabakalar arasına yerleştirilmesiyle elde edilirler ve genellikle kuyu tabakanın kalınlığı birkaç nm civarındadır [47, 48]. Bir kuantum kuyusu, bir düzlem bölgede iki boyutlu harekete zorlanmış parçacıkların hapsedildiği bir potansiyel kuyusu olarak da ifade edilebilir. Kuantum hapsetme etkisi; kuantum kuyu

kalınlığının yük taşıyıcılarının (elektron ve deşiklerin) de Broglie dalgaboyu ile karşılaştırılabilir kalınlıkta (<20 nm) olduğunda ortaya çıkar. Böylece kuyu içerisinde "enerji alt-bantları" oluşur ve taşıyıcılar sadece kesikli enerji değerlerine sahip olabilirler. Kuantum kuyuları tek veya çok sayıda olabilir. InGaN/GaN tekli kuantum kuyusunun şematik olarak enerji bant diyagramı Şekil 2.14'de görülmektedir.

Kuyu içerisindeki izinli alt-bantların bulunması

Kuantum kuyuları içerisinde yer alan izinli alt-bantların bulunabilmesi için, parçacığın L genişliğindeki sonsuz kuyuda bulunduğunu düşünelim. Kuyu içerisinde yer alan parçacığın kuyuda bulunabileceği izinli enerji seviyelerinin bulunabilmesi

$$H\Psi_n = E_n\Psi_n \tag{2.3}$$

zamandan bağımsız Schrödinger dalga denkleminin çözümü ile elde edilir. Burada H Hamilton operatörüdür. Kuyu içerisinde potansiyel enerji, $V=0$ ve kinetik enerji ise

$$T = \frac{p^2}{2m^*} \tag{2.4}$$

ile verilir. Burada m^* elektronun etkin kütlesi, P momentum işlemcisidir ve iki-boyutta hareket eden parçacık için,

$$p = -i\hbar\nabla \tag{2.5}$$

ile verilir. Böylece Eş. 2.3, $k \cong \sqrt{2mE}\,/\,\hbar$ olmak üzere,

$$\frac{\partial^2\Psi_n(z)}{\partial z^2} = -k^2\Psi_n \tag{2.6}$$

olarak yazılabilir. Bu eşitliğin çözüm fonksiyonları,

$$\Psi_n(z) = A_n \sin k_n z + B_n \cos k_n z \tag{2.7}$$

şeklindedir. Engel yükseklikleri sonsuz olarak kabul edildiğinde,

$$\Psi_n(0) = \Psi_n(L) = 0 \tag{2.8}$$

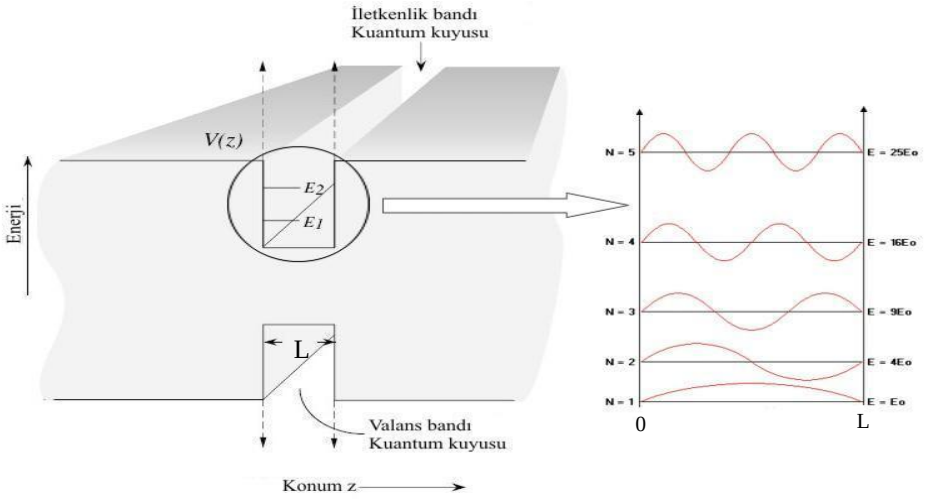
olur ve bu şartlara göre,

$$\Psi_n(z) = A_n \sin k_n z$$

$$kL = 0, \pm\pi, \pm 2\pi, ..., k_n = \frac{n\pi}{L},\ A_n = \sqrt{\frac{2}{L}} \tag{2.9}$$

$$\Psi_n(z) = \sqrt{\frac{2}{L}} \sin\left(\frac{n\pi}{L}\right) z$$

elde edilir [49]. Eş. 2.9 için bulunan dalga fonksiyonları Şekil 2.15'de verilmiştir.



Şekil 2.15. Elektronlar ve deşikler için bir kuantum kuyusunun şematik gösterimi ve izinli enerji seviyelerinde dalga fonksiyonları [2]

Bulunan dalga fonksiyonları Eş. 2.6 ifadesinde yerine koyulursa,

$$E_n = \frac{\hbar^2}{2m^*} k_z^2 = \frac{\hbar^2}{2m^*} \left(\frac{n\pi}{L} \right)^2 \tag{2.10}$$

elde edilir. Burada n, kuantum sayısı, k_z ise *z*-doğrultusundaki dalga vektörüdür. Schrödinger denklemi *x* ve *y*-doğrultularında serbestçe hareket eden parçacık için benzer şekilde çözülürse,

$$E_n = \frac{\hbar^2}{2m^*} (k_x^2 + k_y^2) = \frac{\pi^2 \hbar^2}{2m^*} \left(\frac{n_x^2}{L_x^2} + \frac{n_y^2}{L_y^2} \right) \tag{2.11}$$

elde edilir. Eğer seçilen kuyuda, $L_x=L_y=L$ alınırsa, iki-boyutta hareket eden parçacığın toplam enerjisi,

$$E_n = \frac{\pi^2 \hbar^2}{2m^* L^2} (n_x^2 + n_y^2) = \frac{\pi^2}{2m^*} k_{xy}^2 \tag{2.12}$$

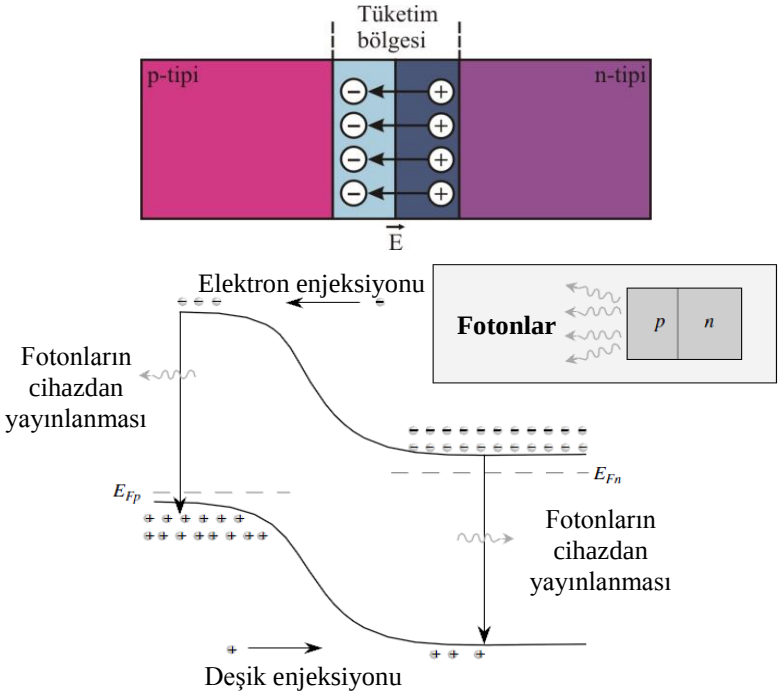
ile verilir. Sistemde yer alan parçacıklar arasındaki, enerji ve momentum dağılımını anlayabilmek için, ilgilenilen sistemde bu parçacıkların yer alabileceği kaç tane uygun durumun olduğu (durum yoğunluğu) bilinmelidir [49].

2.3. p-n Eklemli Yarıiletken Yapılar

Işık yayan diyotlar (LED'ler) morötesi, görünür veya kızılötesi bölgelerde kendiliğinden ışıma yayabilen p-n eklemlerdir [48]. p-n eklemler, yük taşıyıcıları elektronlar (n-tipi) ve deşikler olan (p-tipi) iki katmanın üst üste büyütülmeleriyle oluşan eklemli yapılardır. p-n eklemler tabakaların epitaksiyel büyütme sürecinde uygun elementlerle katkılanmasıyla elde edilebilmektedir. Eklemli yapıların oluşturulmasında, katkı oranının hassas olarak kontrol edilebildiği MBE sistemi,

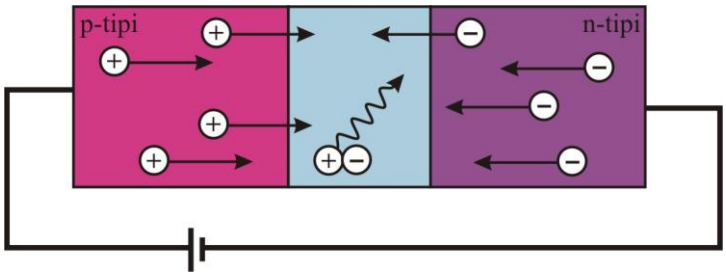
diğer epitaksiyel büyütme tekniklerinin yanında, öne çıkmaktadır. Bunun dışında p-n eklemler difüzyon, iyon ekimi ile de oluşturulabilmektedir [48, 50].

p ve n-tipi yarıiletken katmanlar birleştirildiğinde, eklemdeki yüksek taşıyıcı konsantrasyonu, taşıyıcı difüzyonuna neden olur. p-tarafında yer alan deşikler n-tarafına, n-tarafında yer alan elektronlarda p-tarafına nüfuz eder ve p-tarafına geçen elektronlar deşiklerle yeniden birleşir. Deşikler p-tarafından ayrıldıkça, eklem yakınındaki iyonize olmuş alıcı iyonlar dengelenmemiş olarak kalırlar. Deşikler hareketli iken, vericiler yarıiletken örgüde sabittirler. Benzer şekilde, elektronlar n-tarafından ayrıldıkça, eklem yakınındaki iyonize olmuş verici iyonlar dengelenmemiş olarak kalır. Sonuç olarak, eklemin p-tarafı yakınında negatif ve n-tarafı yakınında pozitif uzay yükü tabakası oluşur ve bir engel potansiyeli [2] meydana gelir. Bu uzay yükü bölgesi (tüketim bölgesi, hareketli taşıyıcı yoğunluğunun sıfır olduğu bölge), pozitif yükten negatif yüke doğru bir elektrik alan oluşturur [2, 48] ve bu elektrik alan, her bir yük taşıyıcı tipi için difüzyon akımına zıt doğrultuda yönelmiştir (Şekil 2.16).

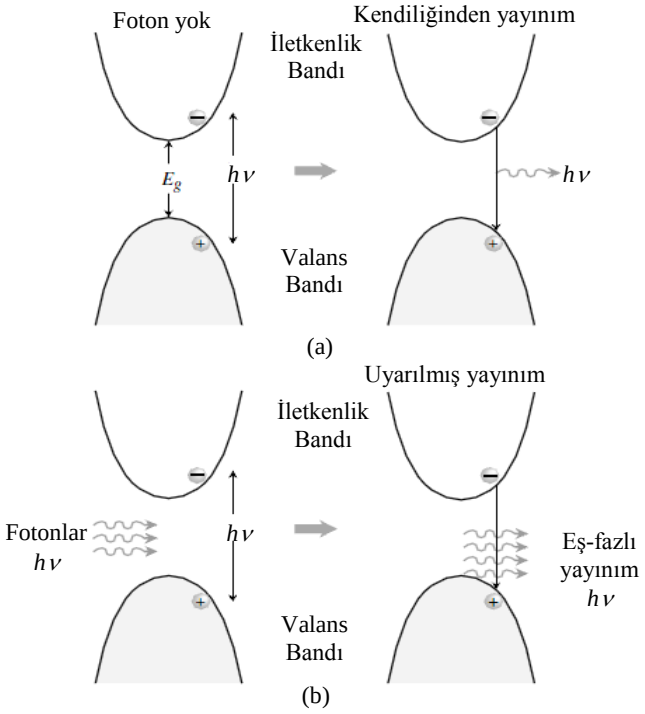


Şekil 2.16. Eklem oluşumundan sonra yük taşıyıcılarının hareketi ve enerji-bant diyagramı [2]

p-n ekleme uygulanan gerilim, elektronların ve deşiklerin difüzyon akımı ile sürüklenme akımı arasındaki dengeyi bozar. Doğru beslemde (p-tarafına pozitif, n-tarafına negatif gerilimin uygulanması) uygulanan gerilim, tüketim bölgesi boyunca elektrostatik potansiyeli azaltır.



Şekil 2.17. p-n eklemlerde yeniden birleşme mekanizması



Şekil 2.18. (a) Herhangi bir foton yok iken, elektron-deşik yeniden birleşmesinin eş-fazlı olmayan foton üretimi. (b) Fotonların varlığında, elektron-deşik yeniden birleşmesinin eş-fazlı olarak foton üretimi [2]

Sürüklenme akımı, difüzyon akımına göre azalır. p-tarafından, n-tarafına doğru artmış deşik difüzyonu ve n-tarafından p-tarafına doğru elektron difüzyonu vardır.

Böylece azınlık taşıyıcı enjeksiyonu meydana gelir yani, deşikler n-tarafına doğru itelenirken, elektronlar p-tarafına doğru itelenir. Eklem yakınlarında karşılaşan elektronlar ve deşikler yeniden birleşirler (Şekil 2.17).

Yeniden birleşme sonucunda, eklemden foton salınır. Bu mekanizma LED'lerin ve lazer diyotların (LD) temelini oluşturur. LED'ler ve LD'ler çok önemli görüntüleme ve iletişim teknoloji cihazlarındandır. LD uyarılmış emisyonu temel alarak çalışırken, LED'ler kendiliğinden emisyonu temel alır. Uyarılmış emisyon numunedeki mevcut foton sayısına bağlıdır. Kendiliğinden emisyonda elektron-deşik yeniden birleşmesinden kaynaklanan enerjiye sahip fotonlar eş-fazlı değildir, yani her biri rastgele bir faza sahiptir. Bununla birlikte, uyarılmış emisyondaki fotonların enerji fazı daha önce var olanlarla aynıdır. Kendiliğinden ve uyarılmış emisyon arasındaki bu fark, Şekil 2.18'de gösterildiği gibi, lazer diyotlardaki eş-fazlı ışık emisyonundan kaynaklanmaktadır [2].

3. EPİTAKSİYEL BÜYÜTME VE KARAKTERİZASYON TEKNİKLERİ

Bu tez çalışmasında incelenen p-n eklem LED yapıları Moleküler Demet Epitaksi ve Metal Organik Kimyasal Buhar Birikimi yöntemleri ile büyütüldü. Büyütülen numunelerin yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı, fotolüminesans ve spektroskopik elipsometre ölçümleri ile yapısal ve optik özellikleri karakterize edildi. Bu bölümde, çalışmamızda kullanılan büyütme ve analiz yöntemleri, kullanım amacına yönelik olarak tanıtıldı.

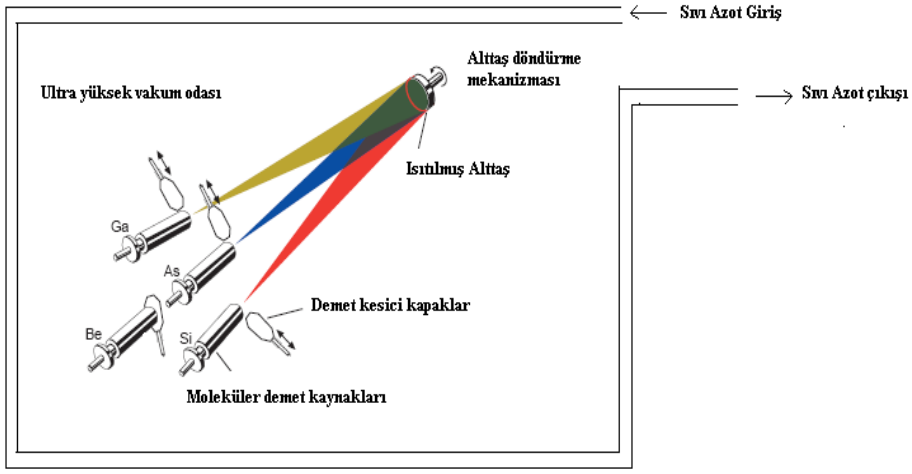
3.1. Büyütme Teknikleri

Yarıiletkenlerin epitaksiyel olarak büyütülmeleri için geliştirilmiş metotların en yaygın olarak kullanılanları; Buhar Faz Epitaksi (VPE), Kimyasal Buhar Birikimi (CVD), Moleküler Demet Epitaksi ve Metal Organik Kimyasal Buhar Birikimi tekniklerdir [2, 12]. Bu tez çalışmasında incelenen numuneler MBE ve MOCVD tekniği ile büyütüldüğü için sadece bu iki yöntemin kısaca tanıtımları yapıldı.

3.1.1. Moleküler demet epitaksi (MBE) yöntemi

MBE tekniği, ultra yüksek vakumda (~10^{-11} Torr) bir buharlaştırma tekniğidir. Bu teknik yüksek kalitede ince film büyütmek için geliştirilmiş en ideal tekniktir [1, 3, 51]. Termal Knudsen kaynaklarında uygun elementlerin buharlaştırılmasıyla üretilen moleküler demetler, ısıtılmış bir alttaş üzerine gönderilerek tek kristal katmanların oluşması sağlanır. Temel olarak MBE işleminin şeması Şekil 3.1'de gösterildi. Büyütülmek istenilen yapının elementleriyle yüklenmiş olan kaynakların sıcaklığı istenilen alaşım oranını elde edecek şekilde ayrı ayrı ayarlanmaktadır. Şekilden de görüleceği üzere kaynaklar, büyütülecek filmin homojenliğini sağlayabilmek amacıyla ısıtılmış alttaşın etrafında sıralanmıştır. Ayrıca büyütme işlemi sırasında alttaşın döndürülmesi yine homojen bir film elde edilmesinde önemli rol oynamaktadır. Büyütülen filmin istenilen kalınlıkta olabilmesi için ayrıca kaynaklar ve alttaş arasında mekanik kesiciler bulunmaktadır. MBE sisteminde büyütme odası, sıvı azotla soğutulan bir bölge ile çevrilidir. Sıvı azot sayesinde, kaynak hücreler

arasında olabilecek termal etkileşme minimuma indirilir ve ortamda bulunan kalıntı gazlar soğuk yüzeyde tuzaklanarak büyütülen filmde istenmeyen safsızlıkların oluşumu önlenir.



Şekil 3.1. MBE işleminin şematik diyagramı

MBE yönteminin üstünlükleri genel olarak şu şekilde sıralanabilir:

MBE yönteminde, GaAs büyütme oranının 1μm/saat veya tek-katman/saniye civarında olması hedeflenir. Bu hedefin ayarlanabilmesi için sistemin operatörü kaynakların sıcaklıklarında değişiklik yapar. Bu düşük büyütme oranı, bize istenilen biçimde birleşim ve katkı atomu oranı ayarlanabilme imkânını sunar. Hızlı büyütme oranı ile yapılan tekniklerde bunu sağlamak neredeyse imkânsızdır. Bu duruma ek olarak, kaynak kesicilerinin de hareketini 1 saniyeden daha kısa bir sürede tamamlaması, büyütme oranının ayarlanmasında oldukça önemli bir role sahiptir.

MBE yönteminde diğer büyütme yöntemlerine göre büyütme sıcaklığı daha düşüktür. Bu, üretilen numunede film tabakalarını oluşturan elementlerin birbirleri arasında meydana gelebilecek difüzyonun ortadan kaldırılmasına olanak verir.

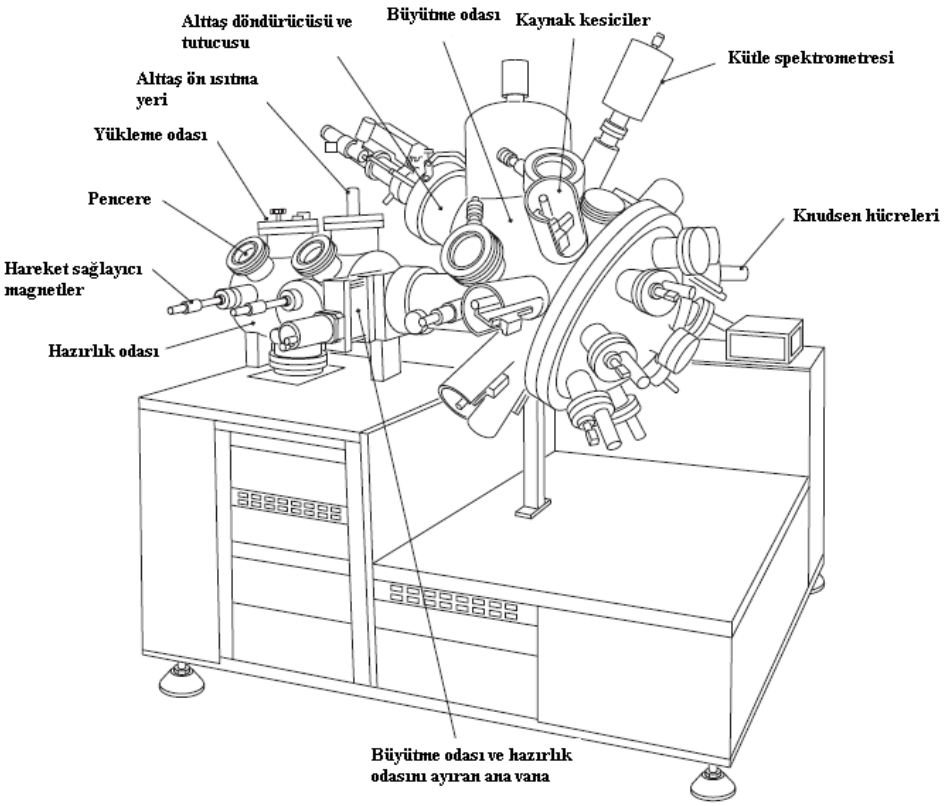
Büyütme odasına eklenebilecek elipsometre, X-ışını fotoelektron spektroskopi (XPS) gibi cihazlarla büyütme işleminden önce, büyütme işlemi sırasında veya büyütme

işleminden sonra epitaksiyel katmanların kimyasal ve yapısal özellikler analiz edilebilir.

Günümüz teknolojisinde büyütme işlemi sırasındaki bütün işlemler bilgisayarlar yardımıyla tam olarak kontrol edilebildiğinden, büyütme işlemi eksiksiz olarak yapılabilmektedir.

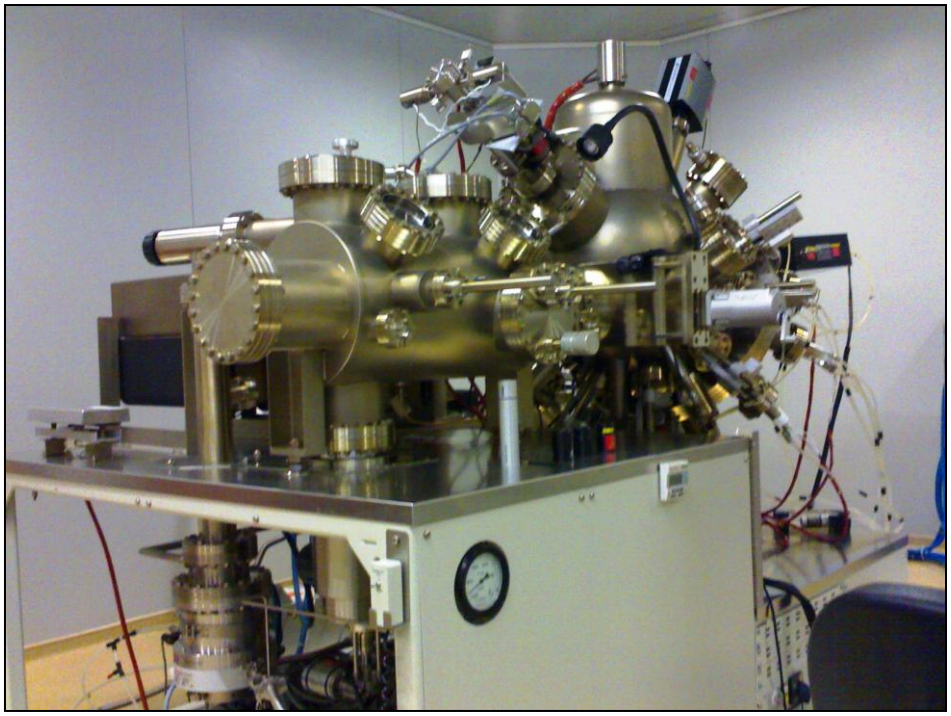
VG-Semicon V80H-MBE sistemi

Gazi Üniversitesi Fizik bölümü yarıiletken ileri araştırma laboratuarında kurulu VG-Semicon V80H-MBE Sisteminin resmi Resim 3.1 ve çizimi Şekil 3.2'de gösterilmiştir. Bu sistem Ga, In, Al, As, P, N kaynaklarına ve Si, Be katkı kaynaklarına sahiptir.



Şekil 3.2. VG-Semicon V80H-MBE Sistemi

MBE sistemi kısaca; büyütme odasını, yükleme odasını, hazırlık odasını, transfer mekanizmasını, bilgisayara bağlı kontrol ünitesini içermektedir. Yükleme, hazırlık ve büyütme odası ultra yüksek vakum şartları altında tutulmaktadır. Büyütme odasında; alttaş ısıtıcısı, homojenlik sağlamak için alttaş döndürücü, alttaşı yüklemek ve transfer yapabilmek için hareket edebilen magnetler, kaynak hücreleri, kaynak kesicileri, RHEED cihazının bileşenleri, kütle spektrometresi, akı ölçümü için iyon sayacı ve gözlem pencereleri bulunmaktadır.



Resim 3.1. Gazi Üniversitesi STARLAB'da bulunan V80H model MBE sistemi

Hazırlık odasında, transfer mekanizması, hareketli magnetler, yükleme odası ve ilk temizleme bölümü bulunmaktadır.

Yükleme odası asansörlü sisteme sahip alttaşların kasetlik denilen raflara dizildiği kısmı içermektedir. Uygun vakum şartlarında kaset asansörü açılarak alttaşın hazırlık odasına yüklenmesi sağlanır.

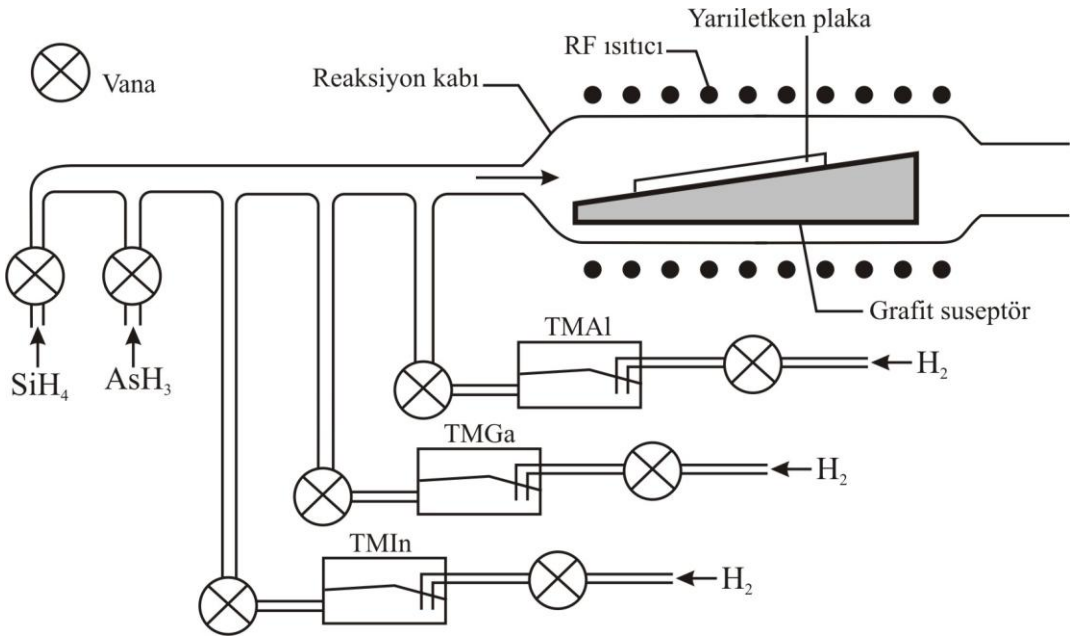
Sistemin kontrolü IBM OS/2 işletim sistemi altında çalışan bir bilgisayar tarafından

sağlanmaktadır. Isıtıcıların sıcaklıkları, kaynak kesicilerin hareketleri, alttaşın döndürülmesi bu bilgisayar yardımıyla devamlı olarak kontrol edilir.

Büyütme odasında vakumu sağlayan iyon pompası, titanyum süblimleşme pompası, turbo moleküler pompa ve soğuk pompa mevcuttur. Büyütme odasının dış kısmını çevreleyen sıvı azot ile soğutulmuş yüzeyler tuzaklama ile vakumun yükselmesine katkı sağlar.

3.1.2. Metal organik kimyasal buhar birikimi (MOCVD) yöntemi

MOCVD bir alttaş materyali üzerine atomik biriktirme ile kontrol edilebilir epitaksiyel tabakaların oluşumunda yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu yöntem ilk olarak Maruska ve Tietjen tarafından GaN büyütme reaktörü olarak tasarlandı ve InN'lı filmlerin büyütülmesi için de kullanılabilir düzeyde geliştirildi. Günümüzde çeşitli reaktör geometrilerinde üstün kalitede III-nitrit yapıların üretilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Ülkemizde, bu çalışmada kullandığımız InGaN yapısının üretildiği, ilk MOCVD reaktörü Bilkent Üniversitesinde kurulmuştur.



Şekil 3.3. MOCVD sisteminin şematik gösterimi

Alttaş bir reaksiyon tankı (kabı) içindeki duyarlı grafit üzerine yerleştirilir ve bir RF indüksiyonlu ısıtıcıyla ısıtılır (Şekil 3.3). Sıcaklık büyüyen bileşiğin cinsine bağlıdır. Büyüme 100 ve 700 Torr'luk bir basınç arasında hidrojen atmosferinde oluşur.

Büyümenin habercisi ise epitaksiyel tabaka formunun sıcak alttaş ile temas halinde ayrışmasıdır. Grup III kaynağı $Ga(CH_3)_3$ Trimetilgalyum (*TMGa*) iken grup V kaynağı AsH_3 arsindir. Diğer grup III materyalleri Alüminyum için $Al(CH_3)_3$ Trimetilalüminyum (*TMAl*), İndiyum için $In(CH_3)_3$ Trimetilindiyum (*TMIn*), Silikon için SiH_4 Silan ve Çinko için $Zn(C_2H_5)_2$ Dietilçinko'dur. Bu kaynak malzemeler reaktör içerisine çoğunlukla hidrojen taşıyıcı gazı ile transfer edilir. MOCVD'de, 1000 °C civarına kadar ısıtılan alttaş üzerinde NH_3 ile *TMGa*, *TMAl*, *TMIn* gazlarının reaksiyonu sonucunda GaN, AlGaN ve InGaN gibi yarıiletken bileşimler elde edilebilmektedir.

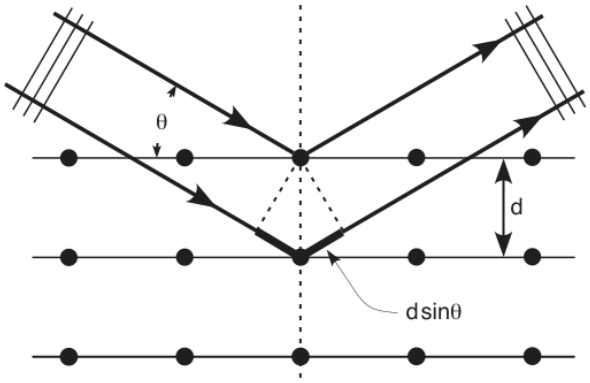
3.2. Karakterizasyon Teknikleri

Bu çalışmada büyütülen GaAsP ve InGaN çoklu LED yapılarının, yapısal ve optik özellikleri yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı tekniği, fotolüminesans ve spektroskopik elipsometre teknikleri ile belirlendiğinden karakterizasyon tekniği olarak bu üç yöntem kısaca tanıtıldı.

3.2.1. Yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı (HRXRD)

Kırınım deneyleri kristalleşmiş materyallerin yapısal kalitesini göstermek için kullanılan tekniklerdir [2]. Bu teknikler kristallerin örgü parametrelerinin ölçülmesini sağlayarak yapısal kusurlar hakkında bilgi edinmemizi sağlar. Bütün kırınım deneylerinin temeli Şekil 3.4'de gösterilen Bragg kanununa dayanır ve Eş. 3.1 ile verilir.

$$2d\sin\theta = n\lambda \tag{3.1}$$



Şekil 3.4. Kristal düzlemlerinden X-ışınlarının saçılması

Burada d özdeş düzlemler arasındaki uzaklık ve θ kırınım açısıdır. Birim hücresi a örgü parametresi ile karakterize edilen kübik yapılı bir kristal için düzlemler arasındaki uzaklık ve örgü parametresi arasındaki ilişki

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2} \tag{3.2}$$

eşitliği ile verilir. Birim hücresi a ve c örgü parametresi ile karakterize edilen hegzagonal yapılı bir kristal için düzlemler arasındaki uzaklık ve örgü parametresi arasındaki ilişki ise

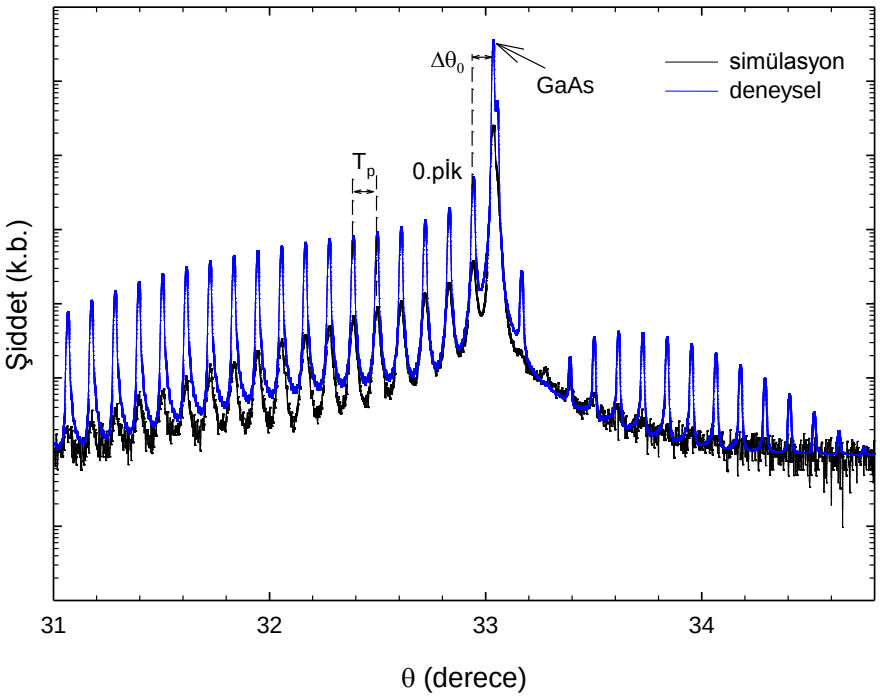
$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3}\left(\frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2}\right) + \frac{l^2}{c^2} \tag{3.3}$$

şeklindedir [52]. Burada h, k ve l miller indisleridir. Bu temel eşitlikler kullanılarak yapılan analizler malzemeler hakkında detaylı yapısal bilgiler verebilir.

Örgü parametresi kullanılarak $A_xB_{1-x}C$ epitaksiyel alaşımındaki A elementinin oranı x, Vegard yasası ile belirlenebilir [53]:

$$a_0 = x a_{AC} + (1-x)\, a_{BC} \tag{3.4}$$

Burada a_0 *ABC* tabakasının örgü parametresi, a_{AC} ve a_{BC} sırasıyla *AC* ve *BC* bileşiklerinin örgü parametreleridir.



Şekil 3.5. InGaAs/GaAs MQW yapısı (004 düzlemi) için XRD deseni. GaAs pikinin solunda oluşan pikler kuantum kuyularına ait uydu piklerini temsil etmektedir [54]

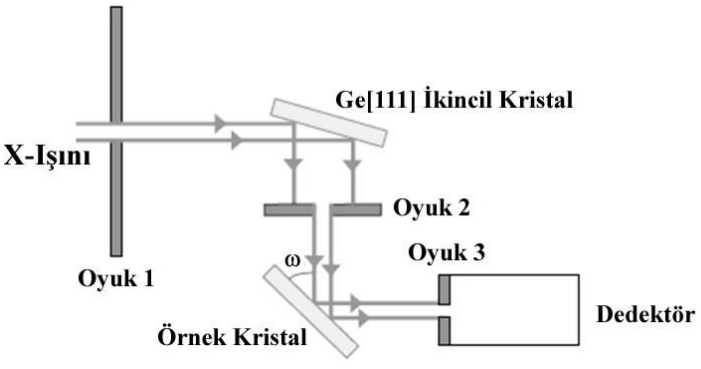
MQW yapıların XRD desenlerinin analizlerinden kuyu genişliği, bariyer yüksekliği ve alaşım oranlarını belirlemek mümkündür. Örnek olarak InGaAs/GaAs MQW yapısına ait XRD deseni Şekil 3.5'de verildi. Burada, GaAs alttaşa ait pikin dışında gözlenen periyodik pikler InGaAs QW'lere karşılık gelen kırınım pikleridir. Bu pikler kuantum kuyularına ait uydu pikleri olarak adlandırılır. 0. uydu pikinin alttaş pikinden açısal ayırımı ($\Delta\theta_0$) yapıdaki In alaşım oranının ortalama değerinin bir ölçüsüdür:

$$\langle x \rangle = x_w L_w / \left(L_w + L_b \right) \tag{3.5}$$

Burada x_w kuyudaki In oranı, L_w ve L_b, sırasıyla InGaAs kuyu genişliği ve GaAs engel genişliğidir [55].

Çift veya dört kristalli monokromatör kullanılarak kristalleşmiş materyallerin yapısal bilgilerini elde etmek için kullanılan oldukça kullanışlı bir ölçüm tekniğidir. Bu ölçüm tekniğinin hassaslığı nedeniyle çoklu yapılarda oldukça sık kullanılır. Çünkü bu teknik yapılardaki küçük gerginlik bölgelerini, ince katman oluşturmamış bölgeleri ve çoklu yapılardaki kalınlık farklılıklarını algılayabilir.

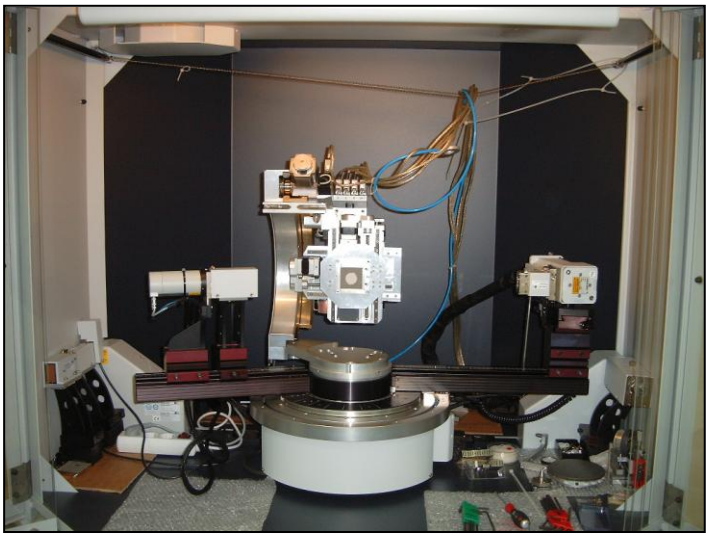
Bu teknik için tipik bir ölçüm düzeneği Şekil 3.6'da verilmiştir. X-ışını demeti ilk olarak monokromatördeki yüksek kaliteli bir kristale çarparak kırınıma uğrar. Kırınan demet örnek kristal üzerine düşer. Eğer iki kristal için Bragg açıları eşitse oldukça dar bir kırınım deseni gözlenir. Örnek kristalin geniş-aralıkta yapısal dizilimini veren rocking-eğrilerini elde etmek için örnek kristal küçük bir ω açısıyla döndürülür ve kırınan demet şiddeti kaydedilir. Yüksek kaliteli kristaller birkaç arc-saniye genişliğinde piklere sahiptirler. Bu teknik, özellikle kalın alttaşlar üzerine büyütülmüş ince katman filmler için yararlıdır. Genellikle, bu durumlarda birisi alttaştan ve diğeri ise ince film katmanından gelen iki pik gözlenir. Alttaş ve ince katmanın Bragg yansımaları için $\Delta\omega$ farkı $\Delta\theta$ ve $\Delta\phi$ olmak üzere iki bileşen içermektedir. Alttaş ve katman için $\Delta d/d$ örgü düzlemleri arasındaki fark Bragg açılarındaki $\Delta\theta$ farkına neden olur. $\Delta\omega$' nın ikinci bileşeni $\Delta\phi$ ise ince katmanın ve alttaş örgü düzlemlerinin eğiklikleri arasındaki farktır.



Şekil 3.6. Yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınım düzeneği [56]

Resim 3.2'de verilen 4 Ge(220) aynalı, $CuK\alpha_1$ (1.540Å) kaynaklı yüksek çözünürlüklü Bruker D8 Discover marka X-ışını kırınımı cihazı kullanılarak elde

edilen kırınım deseninden, yapıların tabaka kalınlıkları ve alaşım oranları belirlenebilir.

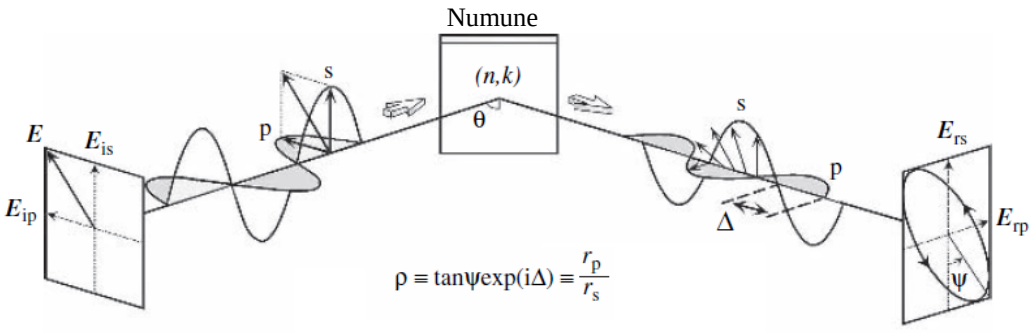


Resim 3.2. Bruker D8 Discover cihazının genel görünümü

3.2.2. Spektroskopik Elipsometre (SE)

Elipsometre geçen yüzyılın ortalarında kullanılmaya başlanan deneysel bir metottur ve tüm katı maddelerin (metaller, yarıiletkenler, yalıtkanlar olmak üzere) optik özelliklerini belirlemek için başarılı olarak kullanılmaktadır. Bu ölçüm tekniği ile filmin kalınlığı, kırılma indisi, sönüm katsayısı, kristalliği, kompozisyonu gibi özellikleri analiz edilebilmektedir. Ayrıca elipsometrik verilerin analizleri ile yarıiletken katmanların elektronik bant yapısı hakkında bilgiler elde edilebilmektedir. Elipsometre, numune yüzeyine lineer polarize olarak gönderilen ışığın, yüzeyden yansıdıktan sonra polarizasyonundaki değişimini ölçme ve analiz etme yöntemi olarak tarif edilebilir. Yansıyan ışık, eliptik polarize olduğundan tekniğin adı elipsometre olarak isimlendirilmiştir. Bir elipsometre sisteminde yüzeye gelen ışığın polarizasyonu, yüzeye gelme açısı ve yansıyan ışığın polarizasyonu ile elipsometrik parametreler olarak bilinen ψ ve Δ nicelikleri Şekil 3.7'de verildi. Burada, ψ p ve s-polarize olmuş ışık dalgalarının genlik oranı, Δ ise faz farkıdır [7].

Elipsometrede gelen ve yansıyan ışık dalgalarının polarizasyon durumları s ve p-polarizasyon koordinatları ile tanımlanır. E_{ip} ve E_{is} gelen ışığın alan vektörünün bileşenleridir. Yansıma sonrasında elektrik alan vektörlerinin doğrultusu, p ve s-polarizasyon için ters yöne döner. Elipsometre analizi için bu değişim önemlidir. Gelen ışığın alan vektör bileşenleri aynı olduğu durumda polarizasyonları arasındaki faz farkı sıfır olur. Yansıma durumunda, p ve s-polarizasyonlarının genlik ve fazları farklıdır. Spektroskopik elipsometrede, (ψ, Δ) spektrumları ışığın dalga boyunun değişimine bağlı olarak ölçülmektedir. Diğer bir ifadeyle, p ve s-polarizasyonları yardımıyla yansıyan ışığın değişimi, polarizasyon durumundaki değişim olarak ölçülür [7].



Şekil 3.7. Elipsometrenin ölçüm prensibi [7]

Elektromagnetik dalga optik sistemlerle etkileştiği zaman ışığın polarizasyon durumu değişir. Elipsometrik parametreler Δ ve Ψ değerleri ile verilir. Genelde, spektroskopik elipsometre ölçümleri morötesi/görünür bölgede uygulanır, ama ölçümler kızılötesi bölgede de yaygın olarak kullanılmaktadır.

Gelme düzlemine paralel polarize yansıma genliğinin (r_p), dik polarize olmuş yansıma genliğine (r_s) oranı,

$$\rho = \frac{r_p}{r_s} \tag{3.6}$$

olur. Burada ρ elipsometrik bir paremetredir ve psi ve delta değerlerine

$$\rho = \frac{r_p}{r_s} = \tan\Psi e^{i\Delta} \tag{3.7}$$

ifadesi ile bağlıdır [7, 8].

Bu denklemler elipsometrik parametrelerle Fresnel katsayıları, dolayısı ile numunenin optik sabitleri arasında ilişki kurulabileceğini gösterir. Örneğin numunenin dielektrik fonksiyonu, polarizasyonunun değişimi bilgilerinden çıkarılabilir. Numuneye ait dielektrik fonksiyonu,

$$\varepsilon = \varepsilon_1 + i\varepsilon_2 \tag{3.8}$$

ile verilir [8, 57]. Burada, ε_1 dielektrik fonksiyonun reel kısmı, ε_2 dielektrik fonksiyonun sanal kısmıdır. Dielektrik fonksiyonu,

$$\varepsilon = \sin^2\phi + \sin^2\phi\tan^2\phi\frac{(1-\rho)^2}{(1+\rho)^2} \tag{3.9}$$

şeklinde verilen denklem ile elde edilir [8, 57]. Burada, ϕ ışık demetinin geliş açısıdır.



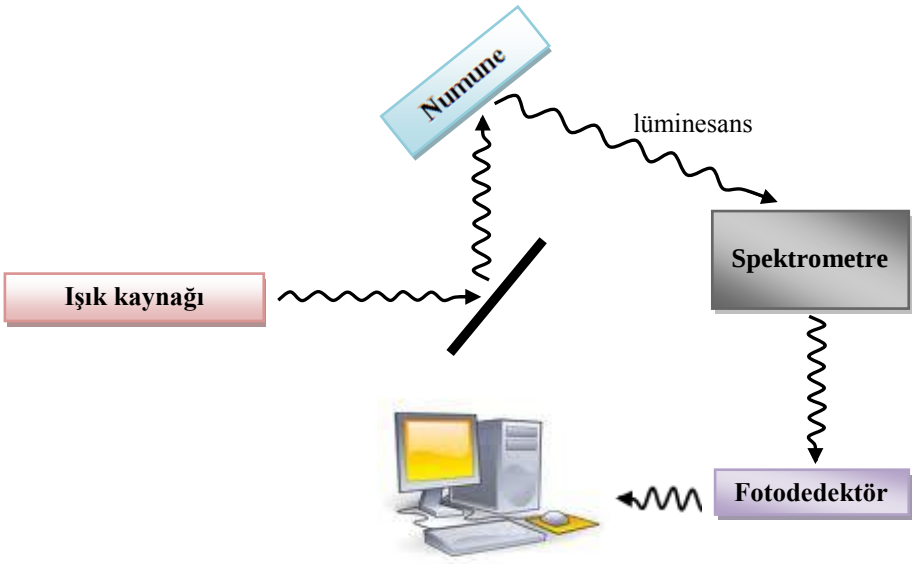
Resim 3.3. Spektroskopik elipsometre cihazı

Laboratuvarımızda bulunan Spektroskopik Elipsometre (Jobin Yvon-Horiba) sistemi

Resim 3.3'de gösterildi. Bu sistem, 260-2100 nm dalga boyu aralığında ölçüm imkânı veren 0º ve 180º arasında açı değişim özelliğine sahiptir. Ayrıca, sistem bir 75 kW gücünde Xenon ışık kaynağı, otomatik goniometre üzerine monte edilmiş bir polarizör ve bir modulatör başlığı, bir monokromatör, bir motorize numune platformu ve bir kontrol biriminden oluşmaktadır.

3.2.3. Fotolüminesans (PL)

Fotolüminesans spektroskopisi, yarıiletken malzemenin elektronik yapılarını ve optik özelliklerini araştırmada kullanılan, malzemeye zarar vermeyen deneysel bir yöntemdir. Fotolüminesans (PL) optik uyarma altında bir materyalden ışığın kendi kendine yayılmasıdır: Işık, bir malzeme üzerine gönderilerek enerji soğrulur. Malzeme, soğurulan bu enerjiyi kendiliğinden bir ışık yayarak salar. Bu süreçte malzemenin ışıkla uyarılmasına "foto-uyarım"; foto-uyarım sonucunda oluşan kendiliğinden ışıma olayına "fotolümünesans" ya da foto-ışıma adını alır. Foto-uyarım madde içerisindeki elektronların izin verilebilir uyarılmış durumlara hareket etmesine yol açar. Bu elektronlar kendi denge durumlarına dönerken ışımalı ya da ışımasız geçişler yaparlar.



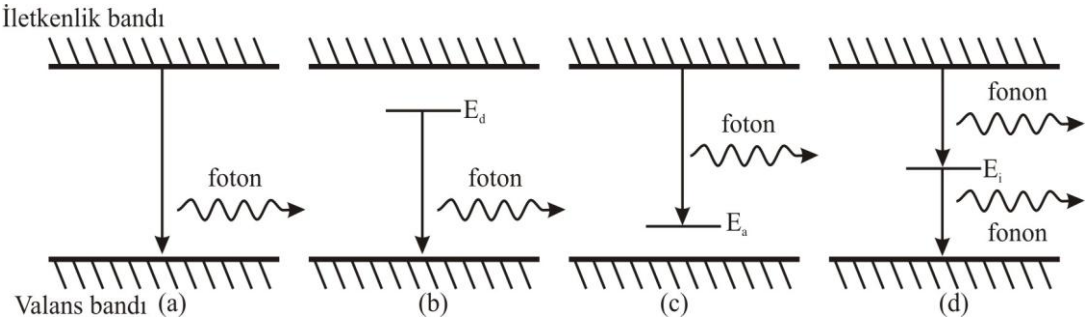
Şekil 3.8. Fotolüminesans (PL) ölçümü için tipik deneysel düzenek

Yapılan ışımalı geçiş sonucunda malzemeden salınan fotonlar (optik sinyal) ayna sistemi ve monokromatör yardımıyla ayrıştırılarak dedektöre aktarılır. Dedektör yardımı ile elde edilen bu optik sinyal elektriksel sinyaline dönüştürülür. Malzemenin lüminesans ışımasına karşılık gelen bu sinyalin; şiddet-dalgaboyu (veya enerji) grafiği çizilerek fotolüminesans spektrumu elde edilir. Bu spektrumun analizi ile malzeme hakkında; malzeme kalitesi, safsızlık ve katkı miktarı, yasak enerji bant aralığı ve arayüzey pürüzlülüğü bilgileri elde edilir. Tipik bir PL düzeneği şematik olarak Şekil 3.8'de gösterildi [6].

Bir yarıiletkenin fotolüminesans olayında üç temel süreç meydana gelir. Bu süreçler kısaca ; "*Uyarılma:* İlk olarak incelenen malzeme tek dalgaboylu optik uyarma kaynağı tarafından uyarılır. hν kadar bir enerjiye sahip uyarıcı fotonlar elektronları valans bandından iletim bandına çıkarırlar. Optik uyarma kaynağının enerjisi yarıiletkenin yasak bant aralığından (E_g) büyük olduğunda elektron-deşik çiftleri oluşur. *Termalizasyon:* hν≥Eg için üretilen elektron-deşik çiftleri ilk anda çok yüksek bir kinetik enerjiye sahiptirler. Bu fazla enerjilerini akustik ve optik fonon yayınımı yoluyla hızlı bir şekilde (0,2-100 ps gibi bir zaman içerisinde) boşaltarak bant kenarına (elektronlar iletim bandının minimumuna doğru, deşikler ise valans bandının maksimumuna doğru) doğru hareket ederek termal denge dağılımlarına ulaşırlar. *Yeniden birleşme:* Elektron-deşik çiftleri yeniden birleşirler ve elektron valans bandına geri döner. Bu işlem sonucunda, fazlalık enerji ışımalı veya ışımazsız olarak salınır." şeklinde tanımlanabilir.

Fotolüminesans geçişleri ışımalı ve ışımasız olmak üzere iki grupta incelenebilir. Işımasız geçişler Auger ve termal geçişler, ışımalı geçişler ise banttan banda geçişler, verici-alıcı (donor-akseptör) çifti geçişleri ve eksitonik geçişler olarak sınıflandırılabilir. Bu mekanizmalardan bazıları aşağıda sunuldu.

Kendiliğinden ya da dışarıdan bir uyarıcı yardımıyla oluşturulan lüminesans geçişlerin şematik olarak gösterimi Şekil 3.9'da verilmiştir.



Şekil 3.9. (a-c) Işımalı geçiş türleri: (a) banttan banda (b) verici seviyesinden valans bandına (c) iletkenlik bandından alıcı bandına, (d) bir orta seviye yoluyla ışımasız geçiş [6]

Işımasız Geçişler: İletkenlik bandındaki bir elektronun, valans bandındaki bir deşik ile birleşmesi sonucunda oluşabilecek fazla enerji yarıiletken kristal örgüde ısı enerjisi olarak ortaya çıkması, bir ışımasız geçişe karşılık gelir. Bu birleşmede enerji foton olarak değil, örgü titreşimi veya fonon yayınlanması şeklinde salınır. Bu birleşme mekanizması LED ve LD gibi aygıtların performansına etki eder ve eşik akımını artırır. Işımasız yeniden-birleşme süreçleri: Auger yeniden-birleşmesi, Yüzey yeniden-birleşmesi ve kusurların yeniden-birleşmesi olaylarını içerir.

Bir elektron-deşik birleşmesinde oluşan fazla enerjinin bir elektron veya bir deşiğe aktarılması süreci olarak tarif edilebilen Auger süreci, bir ışımasız yeniden-birleşme olayıdır. Bu süreçte elektron-deşik çifti birleşmesinde bir foton yayınlanmaz. İki deşik ve bir elektron veya iki elektron ve bir deşik etkileşmesi sonucunda elektron-deşik çifti yok olur; sıcak elektron veya sıcak deşik üretilmiş olur. Sıcak elektron veya deşik fazla enerjisini fonon yayınlayarak kaybeder ve böylece ışımasız geçiş meydana gelir. Auger oranı, bant aralığı arttıkça azalır; sıcaklıkla artar. Işımasız geçiş mekanizmaları içerisinde en etkeni kabul edilen Auger süreci, 1,5 eV'dan büyük (GaAs, GaAsP, InGaN, …) bant aralıklı yarıiletkenlerde önemsizdir [2].

İzinli bantlarda bulunan serbest elektronlar, yapıdaki kusurlar ve safsızlıklar tarafından tuzaklanabilir. Kusurlar, elektron ve deşiğin yeniden birleşmesine, bir foton yayınlanmaksızın izin de verebilir. Bu ışımasız yeniden birleşme orta-bant bölgesinde (yasak enerji aralığı içerisinde) yer alan tuzak-kusur seviyelerinde oluşur.

Bu kusur enerji seviyeleri, düşük sıcaklık PL ölçümlerinde, pik şiddetinin değişimi analiz edilerek belirlenebilir. Kusur seviyesi, orta-bant bölgesine (derin kusur seviyeleri) yakın olduğunda taşıyıcıların tuzaklanma oranı artacaktır. Bu tuzaklanma sonrasında ışımalı geçiş de gözlenebilir. Eğer kusur-enerji seviyeleri bant kenarlarına yakın olarak yerleşmiş (sığ seviyeler) ise banda aktarılacak termal emisyon, ışımalı yeniden-birleşme oranını azaltacaktır.

Yarıiletkenlerde diğer önemli bir ışımasız yeniden-birleşme mekanizması da yüzey veya ara-yüzey yeniden birleşmeleridir. Yarıiletkenlerin yüzeyleri boş bağlar ve safsızlıklar içerebilir. Bunlar yüzeyde bant bükülmesine ve yüzey durumlarının (yasak enerji aralığında oluşan ara enerji seviyelerine karşılık gelir) oluşmasına neden olur. Öte yandan, örgü uyumsuz yapıların büyütülmesinde, ara-yüzeylerde oluşabilecek boş bağlar da bir birleşme mekanizması gibi davranır ve burada tuzaklanan taşıyıcılar saçılmaya uğrayarak ışımasız geçiş yaparlar. Yüzey yeniden-birleşmeleri, lazer ve LED gibi eklemli cihazların performansında en etken ışımasız geçişlere karşılık geldiğinden yüzey pasivasyonu önemlidir.

Işımalı Geçişler: Banttan banda geçişler, valans bandındaki serbest deşiklerle iletkenlik bandındaki serbest elektronlar arasındaki birleşmelerden kaynaklanan geçişlerdir. Yüksek sıcaklık ve uyarım yoğunluğunun yüksek olduğu durumlarda meydana gelir. Direkt bant aralıklı bir yarıiletkende enerjinin korunumuna göre uyarıcı fotonun enerjisi,

$$h\nu = E_s - E_i \tag{3.10}$$

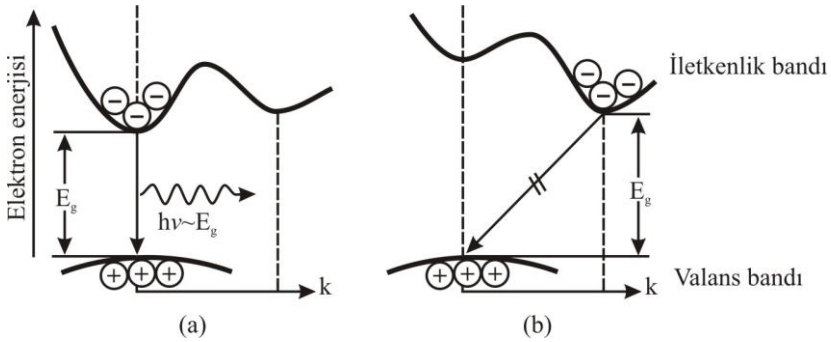
ile verilir.

İndirekt bant aralıklı bir yarıiletkende yüksek seviyelere uyarılan elektron iletkenlik bandı minimumuna gelmek için ilave bir momentuma ihtiyaç duyar. Elektron bu ihtiyacını bir fonon ile etkileşerek kazanır. Çünkü momentumun korunması için elektron böyle bir etkileşmeyi yapmak zorundadır. Bu durumda yayınlanan fotonun

enerjisi,

$$h\nu = E_s - E_i \pm h\Omega \tag{3.11}$$

ile verilir. Burada $h\Omega$ geçişe dâhil olan fononun enerjisidir. (+) ve (-) işaretleri fononun yayınlanması ve soğurulmasına karşılık gelir. Direkt ve indirekt geçişlerin şematik gösterimi Şekil 3.10'da verilmiştir.



Şekil 3.10. Direkt ve indirekt geçişlerin şematik gösterimi

Verici-alıcı (donor-akseptör) çifti geçişleri, yarıiletkene hiçbir katkılama yapılmamasına rağmen yarıiletkenin yapısında doğal olarak bulunan ya da katkılama sonucunda oluşan safsızlık seviyeleri arasında gözlenen geçişlerdir. Verici-alıcı çiftleri arasındaki geçişlerin enerjisi,

$$E = E_g - E_A - E_D + \frac{e^2}{4\pi\varepsilon_0 r} \tag{3.12}$$

ile verilir. Buradaki $e^2 / 4\pi\varepsilon_0 r$ Coulomb etkileşimi terimini, r ise verici ve alıcı arasındaki mesafeyi göstermektedir. Formüldeki Coulomb kuvvetinin anlamı, nötral durumdaki verici ve alıcının iyonize olmasıyla oluşan elektrostatik enerjiyi ifade etmektedir. Bu nedenle fotolüminesans spektrumunda ayrık çizgiler grubu geçişleri gözlenebilir. Eğer r yeterince büyük ise, verici-alıcı çifti arasındaki enerji dağılımı azalır ve böyle durumlarda ayrık çizgiler gözlenmez. Verici-alıcı geçişleri, aradaki

mesafenin kritik yarıçap (r_c) değerinden daha büyük olduğu durumlarda meydana gelir. Eğer çiftler arasındaki etkileşim enerjisi elektron ve deşik tarafından perdelenir ise, çiftler arasındaki elektrostatik etkileşim enerjisi sıfır olur ve E_D+E_A enerjisi örgüye aktarılır. Bu nedenle perdeleme süreci sadece $E_A + E_D \geq e^2 / 4\pi\varepsilon_0 r$ olduğunda meydana gelir.

Safsızlık geçişleri yarıiletkenlerin yapısında doğal olarak bulunan ya da istenmeden oluşmuş geçişlerdir. *kT=0* için bu geçişlerin enerjileri Eş. 3.13 ve 3.14 ile verilir. Burada E_g, E_D, E_A sırası ile yasak enerji aralığı ile verici ve alıcı enerji seviyelerini göstermektedir.

$$E = E_g - E_D \text{ (verici-bant geçişi)} \tag{3.13}$$

$$E = E_g - E_A \text{ (bant-alıcı geçişi)} \tag{3.14}$$

Sonlu sıcaklık değerlerinde tepe geçiş enerjilerinde $\frac{1}{2}kT$ 'lik bir artış olur. Bu durumda enerji değerleri,

$$E = E_g - E_D + \frac{1}{2}kT \tag{3.15}$$

$$E = E_g - E_A + \frac{1}{2}kT \tag{3.16}$$

şeklindedir. Bazı durumlarda iyonize olmuş verici ve iyonize olmuş alıcı enerji seviyelerinde de geçişler görülmektedir.

Eksitonik geçişler, düşük sıcaklıklarda görülür. Eksitonlar, birbirine Coulomb etkileşimi ile yolu ile küçük bir bağlanma enerjisi (E_x) ile bağlı elektron-deşik çiftleridir. Buradaki Coulomb etkileşimi hidrojen atomu gibi düşünülebilir. Coulomb

etkileşimi ile birbirine bağlı olan elektron-deşik çiftleri başka hiçbir merkez ile etkileşmiyorlarsa bunlara serbest eksitonlar denir ve bağlanma enerjileri hidrojen atomuna benzetilerek hesaplanabilir. Fotolüminesans spektrumunda serbest eksitona ait tepe enerji değeri $E = E_g - E_x$ olacaktır. Bağlı eksitonlar ise nötr veya iyonize olmuş sığ safsızlık merkezleri, derin safsızlık merkezleri ya da yarıiletken örgüsündeki diğer kusurlar gibi çekici merkezlere bağlıdırlar. Bağlı eksitonların enerjisi, eksitonun bağlı olduğu merkez tarafından düşürüldüğünden serbest eksitonun enerjisinden düşüktür. Bağlı eksitonlar bir kusur ya da safsızlık merkezine bağlı olduklarından herhangi bir kinetik enerjiye sahip değildirler.

Fotolüminesans ölçümlerinin sıcaklığa bağlılığı

Bir yarıiletken yüzeyine ışık düşürüldüğünde, gelen fotonun enerjisi ile elektronlar, yasak enerji aralığını aşarak değerlik bandından iletim bandına uyarılabilir. Uyarma enerjisi ile bant aralığı enerjisi (E_g) arasındaki fark ($h\upsilon$-E_g), uyarılmış taşıyıcıların kinetik enerjisidir. Düşük sıcaklık PL ölçümlerinin iki temel avantajı vardır: Birincisi elektriksel iletkenliği arttıran alıcı ve verici gibi merkezler hakkında bilgi edinmektir. Bu ise bu merkezlerdeki taşıyıcıların ısıl etkisini ortadan kaldırmakla (dondurmakla) mümkün olur. Çünkü kusurlar ve safsızlıklar için, taşıyıcılar ısıl olarak serbest kaldığı zaman taşıyıcı hareketliliği sınırlandırılmış olacaktır. İkinci avantaj ise, düşük sıcaklıklarda titreşimin minimize edilmesi nedeniyle spektral genişlemenin azalmasıdır.

Sıcaklık ve yarıiletkenlerin yasaklanmış enerjisi arasındaki ilişki Varshni'nin teorik çalışmalarının sonucundan bulunabilir [58]. Bu ifade

$$E_g(T) = E_g(0) - \frac{\alpha T^2}{T + \beta} \tag{3.17}$$

şeklinde verilir. *Eg(0),* 0 K'deki direkt veya indirekt yasak enerji aralığı değeridir. α ve β sabitlerdir.

Ayrıca, PL şiddeti de sıcaklık ile değişir. Bu değişim, yarıiletkenin yasak enerji aralığı içindeki enerji seviyelerini bulmak için kullanılabilir. Emisyon şiddetinin sıcaklık bağımlılığı

$$I(T) = \frac{I(0)}{1 + A\exp\left(-\frac{E_a}{k_B T}\right)} \tag{3.18}$$

eşitliği ile verilir. Burada, E_a geçişin aktivasyon enerjisi, k_B Boltzmann sabiti, $I(T)$ T sıcaklığındaki PL şiddeti, $I(0)$ sıfır Kelvin'de ölçülen PL şiddeti ve A sıcaklıktan bağımsız bir sabittir [59-61]. Sıcaklık yeterince büyükse $Aexp(-E_a/k_BT) >>1$ olur ve Eş. 3.18

$$I(T) \sim \exp\left(\frac{E_a}{k_B T}\right) \tag{3.19}$$

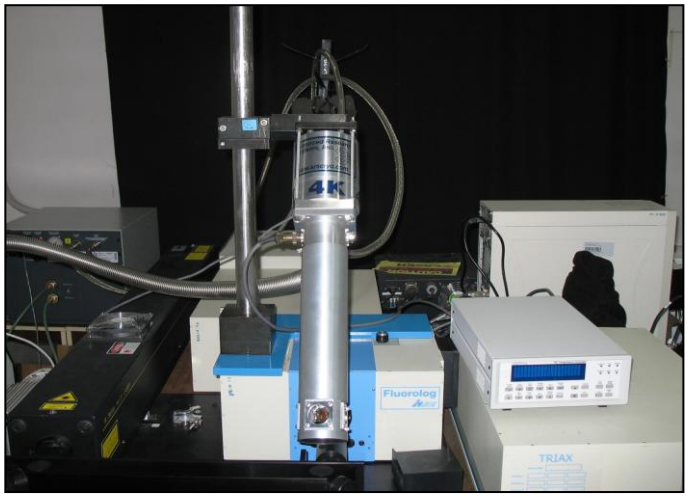
şeklinde yazılabilir. Bu eşitlikten görüleceği gibi fotolüminesans pik şiddetinin $1/k_BT$'nin fonksiyonu olarak yarı-logaritmik grafiğinin eğimi, E_a aktivasyon enerjisini verir.

Yapıda bulunan safsızlık durumlarına göre düşük ve yüksek sıcaklıklarda aktif hale gelen seviyeler bulunabilmektedir. Bu durumda çift aktivasyon enerjisi modeli kullanmak uygundur [62]. İki aktivasyon enerjisine sahip durumlar için PL şiddetinin sıcaklık bağımlılığı

$$I(T) = \frac{I_0}{1 + A\exp\left(-\frac{E_a}{k_B T}\right) + B\exp\left(-\frac{E_b}{k_B T}\right)} \tag{3.20}$$

Arrhenius eşitliği ile verilir. Burada, E_a ve E_b düşük sıcaklık ve yüksek sıcaklık bölgelerindeki iki farklı termal aktivasyon işleminin aktivasyon enerjileridir. A ve B parametreleri fit sabitleridir [62, 63].

PL ölçümleri, laboratuarımızda bulunan Jobin Yuvon Florog-550 sistemi ile 50 mW gücündeki (325 nm) He-Cd lazer kullanılarak gerçekleştirildi. Düşük sıcaklık ölçümleri kapalı devre helyum soğutuculu 4 K'lik kryostat kullanılarak yapıldı. Düzeneğin fotoğrafı Resim 3.4'de verildi.



Resim 3.4. Kullanılan fotolüminesans düzeneği

4. YAPILARIN BÜYÜTÜLMESİ, KARAKTERİZASYONLARI: BULGULAR ve TARTIŞMA

Bu tez çalışmasında, görünür bölgede ışınım yapan GaAsP ve InGaN LED yapıları büyütülerek, yapısal ve optik özellikleri incelendi. Bu araştırmalar için MBE yöntemi ile büyütülen sekiz adet GaAsP/GaAs (A1-A8) p-n eklem yapısı ve MOCVD yöntemi ile büyütülen altı adet InGaN/GaN (B1-B6) MQW p-n eklem yapısı kullanıldı. Bu numunelerin büyütülmesi aşağıda ayrıntılı olarak verildi. Numunelerin yapısal ve optik özellikleri, yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı, spektroskopik elipsometre, fotolüminesans ölçümleri değerlendirilerek belirlendi.

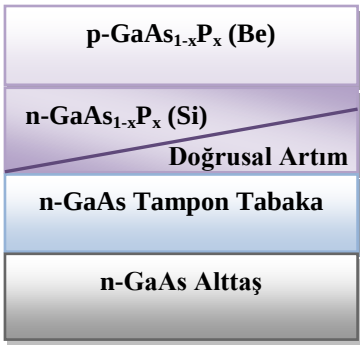
4.1. Yapıların Büyütülmesi

GaAsP/GaAs ve InGaN/GaN MQW p-n eklem yapılarının MBE ve MOCVD tekniği ile büyütülmeleri verildi.

4.1.1. MBE tekniği ile GaAsP/GaAs LED yapılarının büyütülmesi

GaAsP kırmızı renkte ışık veren diyotlar için uzun yıllardan beri kullanılan yarıiletken malzemelerdendir. Bu amaçla kullanımına başlanalı 40 yılı aşkın zaman geçmesine rağmen, arayüzey şartlarının daha iyi olması, optik performanslarını artırdığından ve çeşitli opto-elektronik cihaz geliştirmede kullanıldığından, daha kaliteli yapıların elde edilebilmesi amacıyla, çeşitli büyütme rejimleri kullanılarak bu yapıların büyütülme ve karakterizasyonlarının belirlenmesi çalışmaları son yıllarda da devam etmektedir [11-14].

Farklı alaşım oranına (x) sahip sekiz adet $GaAs_{1-x}P_x$ LED (p-n eklem) yapıları, MBE tekniği ile (100) yöneliminde n-tipi GaAs alttaş üzerine STARLAB'da bulunan katı kaynaklı V80H-MBE sistemi ile büyütüldü. Büyütülen kristallerin yapısı şematik olarak Şekil 4.1'de verildi. Bu yapılar için kullanılan taban numune epitaksiyel büyütmeye hazır olarak temin edildi. n-tipi katkılama için Si, p-tipi katkılama için ise Be elementleri kullanıldı.



Şekil 4.1. $GaAs_{1-x}P_x$ /GaAs yapısının büyümesinin şematik gösterimi

GaAs taban numunesi (alttaş) MBE sistemine yerleştirilerek, 400 °C'de başlangıç gaz temizliği yapıldı. 670 °C'de $2x10^{-6}$ mbar'lık As_2 akısı altında oksit temizliği yapılarak RHEED cihazı ile tek-kristal yüzeyin elde edildiği gözlendikten sonra büyütme işlemine başlandı. Tüm yapılar için GaAs alttaş üzerine, alttaşta mevcut olabilecek kusurları ve bu kusurların epi-tabakalara etkisini azaltmak amacıyla 640 °C'de 0,5 μm kalınlığında n-tipi GaAs tampon tabaka büyütüldü. GaAs ve GaAsP tabakalarının örgü uyumunu sağlayabilmek amacıyla, P oranı sıfırdan başlayacak şekilde istenilen *x* değerine ulaşacak şekilde doğrusal artımlı (graded) n-tipi $GaAs_{1-x}P_x$ tabakası büyütüldü. Büyütme sıcaklıkları tüm numuneler için termo-çift kullanılarak, alttaş arkasından ölçüldü.

Çizelge 4.1. $GaAs_{1-x}P_x$ /GaAs yapılarının büyütme sıcaklıkları ve V/III akı oranları

Numune	V/III Akı Oranı: $(I_{As} + I_p)/I_{Ga}$	Akı Oranı: I_p / I_{As}	Büyütme Sıcaklığı (°C)
A1	7	1,5	600
A2	7	1,5	550
A3	7	2,0	600
A4	7	2,5	530
A5	5	2,5	520
A6	5	3,5	520
A7	5	4,6	520
A8	5	5,6	530

Elde edilen *x* oranı değiştirilmeden p-tipi $GaAs_{1-x}P_x$ tabakası istenilen kalınlıkta (>1 μm) büyütülerek LED yapısının büyütülmesi tamamlandı. P bileşimli tabakalar için alttaş sıcaklığı her bir numune için Çizelge 4.1'de verilen değerlerde alındı. Tüm

tabakaların büyütülmesi saatte 1µm büyüme oranında yapıldı. Büyüme oranını etkileyen demet akısı grup-III atomlarının akısıdır. 1µm büyüme oranı RHEED ölçümleri yardımıyla belirlenerek, bu oran için Ga akısı $7{,}4 \times 10^{-7}$ mbar olarak alındı. (As+P)/Ga akı oranları 5-7 aralığında tutulacak şekilde, hücre sıcaklıkları ayarlanarak yapıldı. $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs yapılarının büyütme sıcaklıkları ve V/III akı oranları gibi büyütme şartları Çizelge 4.1'de verildi.

4.1.2. MOCVD tekniği ile InGaN/GaN LED yapılarının büyütülmesi

p-GaN 160 nm						
InGaN/GaN 5xQW	**B1**	**B2**	**B3**	**B4**	**B5**	**B6**
TMIn basıncı (mbar)	**600**	**600**	**600**	**600**	**1000**	**600**
T_g (^oC)	**760**	**720**	**710**	**710**	**710**	**660**
P_g (mbar)	**200**	**200**	**200**	**200**	**200**	**200**
Kuyu büyütme zamanı (s)	**90**	**90**	**90**	**120**	**110**	**90**
Engel büyütme zamanı (s)	**390**	**390**	**390**	**390**	**390**	**390**
n^+ GaN ~1600 nm						
GaN Tampon Tabaka 340 nm						
HT-AlN Çekirdek Tabaka 400 nm						
LT-AlN Çekirdek tabaka 10 nm						
Safir Alttaş 330 µm						

Şekil 4.2. InGaN/GaN MQW, B1, B2, B3, B4, B5 ve B6 yapılarının çeşitli büyüme sıcaklıkları, engel büyütme zamanları ve In akış oranları ile büyümesinin şematik gösterimi

InGaN/GaN MQW yapıları, mavi, yeşil ve sarı LED uygulamalarında aktif tabaka olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [15, 16]. Gerek kaliteli LED yapılarının elde edilmesi ve gerekse tekrarlanabilir yapıların elde edilmesi amacıyla, bu yapıların büyütülmesi ve buna paralel karakterizasyonlarının yapılması güncelliğini korumaktadır. Ayrıca büyütme teknolojisinde ortaya çıkan problem ve zorlukların tamamen aşılamamış olması, bu yapıların farklı büyütme şartları altında elde edilebilme çalışmalarının kesintisiz sürmesine neden olmaktadır. Nitratlı yapıların üzerine büyütüleceği alttaşın belirlenme zorlukları safir (Al_2O_3) ve SiC gibi

malzemelerle aşılmış olmakla beraber, farklı çekirdek tabaka ve tampon tabakalar denenerek örgü uyumu için optimizasyon çalışmaları hala önemini korumaktadır [16-18, 20-22].

Bu çalışmada, altı adet InGaN/GaN MQW LED yapısı, MOCVD tekniği ile safir alttaş üzerine NANOTAM'da bulunan AIXTRON RF200/4 RF-S GaN/AlGaN MOCVD sistemi ile büyütüldü. Her bir numunenin büyütme şartları ve şematik gösterimi Şekil 4.2'de verildi. Safir alttaş ile örgü uyumunu sağlamak amacıyla, p-n eklemli InGaN/GaN MQW yapıları; safir üzerine çok ince 10 nm AlN çekirdek tabaka ve onun üzerine 400 nm AlN ve 340 nm GaN tampon tabakaların üzerine büyütüldü. Tabakaların büyütülme sıcaklıkları yapının optik, elektrik ve yapısal özelliklerini etkileyen önemli parametreler arasında yer almaktadır. Bu etkiyi incelemek için numuneler farklı alttaş sıcaklıklarında büyütüldü (Şekil 4.2). Ayrıca, kuyu ve/veya engel kalınlıkları da malzemenin bu özelliklerini etkileyen bir diğer parametredir. Tabaka büyütme sıcaklığı ve kuyu kalınlığı (büyütme süresi) değiştirilerek 200 mbar basınçta tutulan MOCVD reaktöründe üretilen ve Şekil 4.2'de şeması verilen LED yapıları, 1600 nm kalınlıklı n-tipi GaN ve 160 nm kalınlıklı p-tipi GaN arasına sandiviçlendirilmiş 5 periyotlu InGaN/GaN kuantum kuyusundan oluşmaktadır.

4.2. Yapıların Karakterizasyonları

Numunelerin yapısal ve optik özellikleri, yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı, spektroskopik elipsometre, fotolüminesans ölçümleri değerlendirilerek belirlendi.

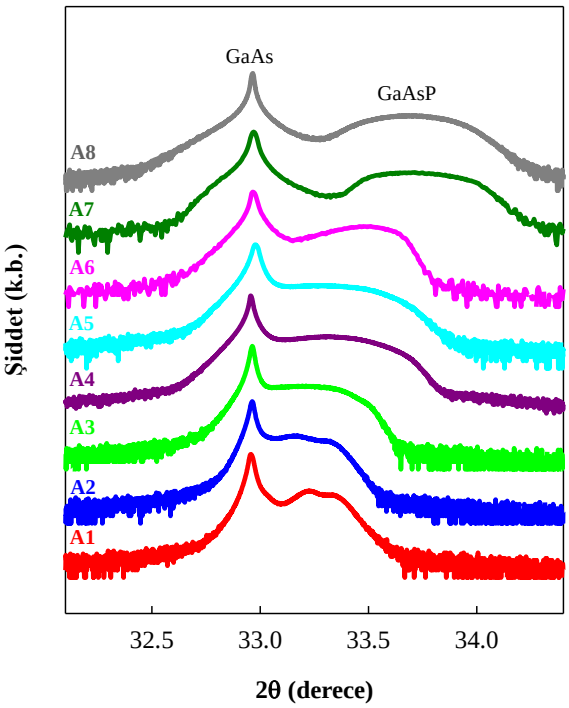
4.2.1. Yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı analizleri

Numunelerin yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı ölçümleri Bruker D8 Discover X-ışını kırınım cihazı ile yüksek çözünürlüklü Ge (002) monokromatörü kullanılarak yapıldı.

GaAsP/GaAs LED yapılarının x-ışını kırınımı

GaAsP/GaAs LED yapılar için HRXRD ölçümlerinden elde edilen (004) simetrik düzlemlerine ait ω-2θ X-ışını kırınım deseni Şekil 4.3'de verildi. Bu şekilde görülen yüksek şiddetli ve yaklaşık 32,9°'de oluşan pik GaAs alttaşın kırınım pikidir. Bu pik aynı zamanda GaAs tampon tabakayı da içermektedir. Bu pikte herhangi bir yarılma gözlenmemesi tampon tabakanın iyi bir uyum ile alttaş üzerine büyümüş olduğunu gösterir. Şekil 4.3'de gözlenen diğer pik ise GaAsP'a aittir. GaAsP'a ait pikin GaAs pikinden uzaklaşma derecesi, P oranındaki artışa bağlı olarak artmaktadır.

GaP için literatürde yapılan XRD analizlerinde bu yapının (004) yönelimindeki kırınım pikinin ~34,43°'de olduğu gözlenmiştir [64]. GaAs yapısına P ilave edildikçe kırınım pik pozisyonunun GaP'ın kırınım pik pozisyonuna yaklaşması gerekir. Bu gerçek altında, büyüttüğümüz yapılarda P oranı arttıkça GaAsP'a ait kırınım piki GaAs'a göre büyük açıya doğru kaymalıdır. Bu durum, bizim örneklerimizde de gözlenmektedir.



Şekil 4.3. A1-A8 numunelerinin HRXRD deseni

Elde edilen kırınım desenlerinde GaAs ve GaAsP tabakalarına ait pik pozisyonları ve pik yarı genişlikleri (FWHM) Çizelge 4.2'de verildi. GaAs yapısına ait FWHM değerlerinin genel olarak yeterince küçük olduğu görülmektedir. Bu durum GaAs alttaş üzerine büyütülen GaAs tampon tabakasının alttaş ile uyumlu ve iyi kristal kalitesinde büyüdüğünü, farklı numuneler için bu değerdeki bazı dalgalanmaların ise büyütme esnasında oluşabilen safsızlık atomlarının yapıya girmiş olabileceği ya da bazı kristal kusurlarının oluştuğu şeklinde yorumlandı. GaAsP tabakalarına ait pikler için FWHM değerleri GaAs'e göre daha büyüktür. Alaşımdaki P oranı arttıkça FWHM değerleri genel olarak artma eğilimindedir. GaAsP yapısının genel davranışı değerlendirildiğinde bu beklenen bir durumdur. GaAsP pikinin geniş yapıda olmasının bir kaç nedeni vardır: Bunlar büyütülen yapının doğrusal artımlı (graded) olması, tabaka gevşemesi ve kristaldeki kusurlardır. Doğrusal artımlı büyümede yapıdaki P oranı "sıfır"dan başlayıp istenilen bir *x* değerine kadar artmaktadır. Her mono-tabakada P konsantrasyonu artan yönde farklılaşacağından, artımlı mono-tabakaların kırınım piklerinin bir bileşimi olarak GaAsP'ın kırınım pikinde genişleme oluşacak ve böylece pik büyük açıya doğru kayacaktır. Bununla birlikte p-n eklem yapılarındaki yüksek katkılamanın da pikte az miktarda genişlemeye yol açtığı düşünülmektedir. GaAsP'a ait kırınım piklerin şekli (Şekil 4.3) değerlendirildiğinde her birinin iki pikten oluşmuş bir davranışta olduğu söylenebilir. Bu durum farklı ve yüksek katkılı tabakaların kırınım desenlerinden kaynaklandığını şeklinde yorum yapmamıza yol açmaktadır.

Çizelge 4.2. GaAs ve GaAsP tabakalarına ait pik pozisyonları ve pik yarı genişlikleri

Numune	**GaAs**		**GaAsP**	
	Pik Pozisyonu (derece)	**FWHM (derece)**	**Pik Pozisyonu (derece)**	**FWHM (derece)**
A1	32,958	0,023	33,266	0,179
A2	33,036	0,020	33,273	0,164
A3	32,992	0,018	33,302	0,264
A4	33,049	0,017	33,456	0,314
A5	33,042	0,032	33,501	0,314
A6	33,049	0,029	33,560	0,295
A7	32,963	0,033	33,736	0,459
A8	33,029	0,016	33,785	0,434

XRD kırınım deseninde GaAsP pik açılarının GaAs pikine göre açısal olarak ayrılması, yapıdaki P oranının belirlenmesine imkân verir. Alaşım oranın belirlenmesi ile ilgili Bölüm 3.2.1'de verilen ifadeleri de içeren, dinamik kırınım teorisinin Takagi–Taupin denklemlerinin [65, 66] çözümüne dayanan LEPTOS yazılımı ile [67] deneysel veriler simüle edilerek, $GaAs_{1-x}P_x/GaAs$ yapısının alaşım oranları (x) belirlendi. Simülasyon sonucunda elde edilen P oranı A1, A2, A3, A4, A5, A6, A7 ve A8 numuneleri için sırasıyla %7, %10, %15, %20, %23, %32, %39 ve %43 olarak elde edildi.

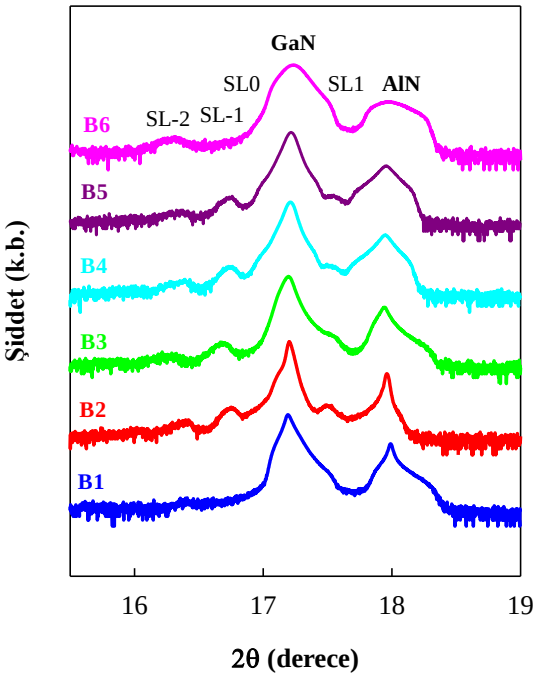
Alttaş sıcaklığı, elementlerin moleküler demet miktarı (akı değerleri) ve III/V akı oranı ve V. Grup element akılarının oranı gibi kristal büyütme şartları, alaşımdaki elementlerin yüzdeleri üzerinde etkiye sahiptir. Bu büyütme şartlarının farklılaşması ile GaAsP yapısındaki fosfor içeriklerinin değişim gösterdiği belirlendi: Büyütme sıcaklığı aynı iken, P/As akı oranı arttıkça fosfor oranının artması, akı oranı aynı iken büyütme sıcaklığı düştükçe fosfor oranının artması beklenir. Büyüttüğümüz örneklerde de bu durum gözlendi: GaAsP/GaAs yapılarının Çizelge 4.1'de verilen büyütme şartları göz önüne alınırsa, aynı akı oranlarına (1,5) sahip A1 ve A2 numunelerinin büyütme sıcaklıkları düşerken (600 °C ve 550 °C) fosfor oranı artmaktadır. Aynı durum A4 ve A5 numuneleri arasında da görülmektedir. A5, A6 ve A7 numunelerinin büyütme sıcaklıkları (520 °C) aynı iken akı oranlarının artmasına (2,5, 3,6 ve 4,6) bağlı olarak fosfor içerikleri artmaktadır. Aynı durum A1 ile A3 ve A4 ile A8 numuneleri arasında da görülmektedir.

<u>InGaN/GaN MQW LED yapılarının X-ışını kırınımı</u>

InGaN/GaN MQW yapıları Bölüm 4.1.2'de belirtildiği gibi farklı büyütme şartları altında oluşturuldu. Bu kısımda, kuyu büyüme süresi, alttaş sıcaklığı ve In akı değişimindeki farklılıkların yapısal parametreler üzerine etkisi sunuldu. Farklı kuyu büyütme süreleri ve büyüme sıcaklıklarında büyütülen 5 periyotlu InGaN/GaN MQW LED yapıları B1, B2, B3, B4, B5 ve B6'dan gelen (0002) yönelimi için ω-2θ kırınım desenleri HRXRD sistemi kullanılarak elde edildi ve Şekil 4.4'de verildi.

En şiddetli pik tampon tabaka üstündeki GaN tabakasından kaynaklanmaktadır. Yaklaşık 18°'deki ikinci kuvvetli pik ise AlN tampon tabakadan kaynaklanmaktadır. Uydu (satellite) pikleri InGaN/GaN MQW'lerin kırınımından kaynaklanmaktadır. Uydu piklerindeki ayrık girişim saçakları (distinct interference fringes) keskin kuyu/engel arayüzlerine karşılık gelir.

Ortalama In konsantrasyonu "0. uydu piki" (*SL0*) nin ana GaN pikinden açısal ayırımı ile hesaplanabilir. Bölüm 3.2.1'de verilen ifadeleri de içeren LEPTOS simülasyon yazılımı ile [67] InGaN/GaN yapısının In alaşım oranları belirlendi. Simülasyon sonucunda B1, B2, B3, B4, B5 ve B6 yapıları için elde edilen In konsantrasyonları Çizelge 4.3'de verildi.



Şekil 4.4. B1-B6 numunelerinin HRXRD deseni

Alttaş sıcaklığı, *TMIn* basıncı, büyütme basıncı, kuyu büyütme süresi ve engel büyütme süresi gibi kristal büyütme şartları, alaşımdaki elementlerin yüzdeleri üzerinde etkiye sahiptir. InGaN/GaN MQW yapılarının büyütme şartları Çizelge 4.3'de verildi. InGaN/GaN kuantum kuyusunun büyütme sırasında tüm numuneler

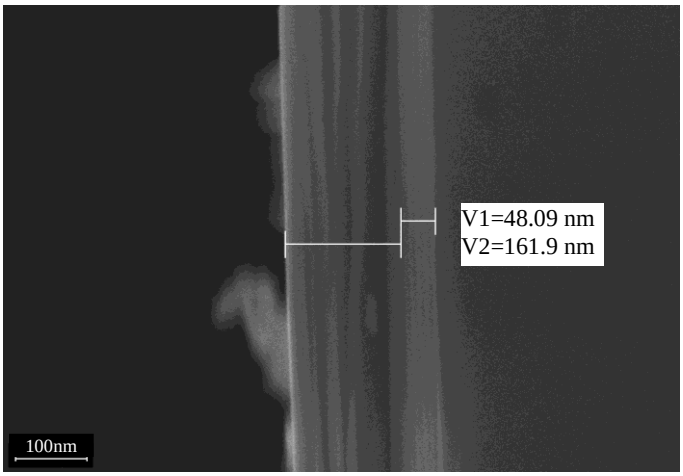
için büyütme basıncı (P_g) ve engel büyütme süresi sabit tutulurken, alttaş sıcaklığı (T_g), kuyu büyütme süresi değiştirildi. Bir örnek olarak In akısı (*TMIn*) sadece B5 numunesi için artırıldı. Çizelge 4.3'de verilen büyütme şartlarındaki değişikliklerin indiyum içeriklerinde değişim oluşturduğu belirlendi: B1 ve B2 numunelerinin diğerlerine göre In konsantrasyonunun düşük olması yüksek sıcaklıkta In'un uçuculuğunun artması ile açıklanabilir. Büyüme sıcaklığı 760 °C'den 660 °C'e düştüğü zaman (B1, B2, B3 ve B6 numuneleri), In konsantrasyonu arttı. Başka bir deyişle, In konsantrasyonu büyüme sıcaklığının arttırılması ile azaldı. Kuyu büyüme süresi 90 s'den 120 s'e arttırıldığı zaman (B3 ve B4 numuneleri), In konsantrasyonu çok az değişti. *TMIn* akı oranı yüksek olan B5 numunesi için, In konsantrasyonu aynı büyüme sıcaklığına sahip olan B3 ve B4 numunelerine göre daha büyük olduğu gözlendi. Bu sonuç *TMIn* akı oranının In konsantrasyonu üzerinde baskın olduğunu gösterdi.

Çizelge 4.3. InGaN/GaN MQW yapılarının büyütme şartları ve HRXRD ölçümleri sonucu elde edilen In konsantrasyonları

Numune	*TMIn* basıncı (mbar)	T_g (^oC)	P_g (mbar)	Kuyu büyütme süresi (s)	Engel büyütme süresi (s)	x (%)
B1	600	760	200	90	390	5,20
B2	600	720	200	90	390	6,50
B3	600	710	200	90	390	9,75
B4	600	710	200	120	390	9,80
B5	1000	710	200	110	390	12,78
B6	600	660	200	90	390	12,90

Yapılara ait XRD desenindeki 1.uydu pikleri için FWHM değerleri hesaplandı. B1, B2, B3 ve B6 numuneleri göz önüne alındığında, uydu piklerinin FWHM değerleri artan büyütme sıcaklığı ile azaldığı görüldü. Böylece arayüzey ve kristal kalitesinin In konsantrasyonunun azalması ile iyileştiği gözlendi. Benzer durumlar literatürde de rapor edilmiştir [68]. Buna ilaveten, B3, B4 ve B5 numunelerinin birinci uydu pikinin (*SL-1*) FWHM değerleri (sırasıyla 336, 353 ve 338 arcsec) incelendiğinde B3 numunesi için bu değerin daha düşük olduğu görüldü. Başka bir deyişle, düşük kuyu büyütme süresi kristal kalitesini olumlu olarak etkilemektedir.

Ayrıca, HRXRD sonuçları kullanılarak B1-B6 numunelerinin kuyu/engel kalınlığı sırasıyla 1,6 nm /8,3 nm, 1,65 nm/8,4 nm, 1,7 nm/8,5 nm, 2,1 nm/9 nm, 2,8 nm/9,2 nm ve 2,9 nm/9,3 nm, olarak belirlendi. Bir örnek olarak, B3 numunesinin toplam QW ve üst tabaka (cap layer) kalınlıkları, taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak 48,09 nm ve 161,9 nm olarak elde edildi. B3 numunesi için SEM görüntüsü Resim 4.1'de verildi. Bu numunenin toplam QW ve üst tabaka kalınlıkları XRD verisi kullanılarak 51 nm ve 159 nm olarak belirlendi.



Resim 4.1. B3 numunesinin yüksek çözünürlüklü SEM görüntüsü. Burada V1 toplam kuantum kuyusu (QW) ve V2 üst tabaka kalınlığıdır.

HRXRD ve SEM vasıtasıyla elde edilen sonuçlar birbiri ile uyum sağladı. InGaN'a ait XRD piklerinin kompozisyonel dalgalanmalarından kaynaklanan genişlemeye rağmen bu uyum HRXRD ölçümleri sonucunda elde edilen bu kalınlık değerlerinin güvenilir olduğunun bir göstergesidir. Bu nedenle SEM ölçümlerinin sadece bir örnek için alınması yeterli olacağı düşünülmüştür.

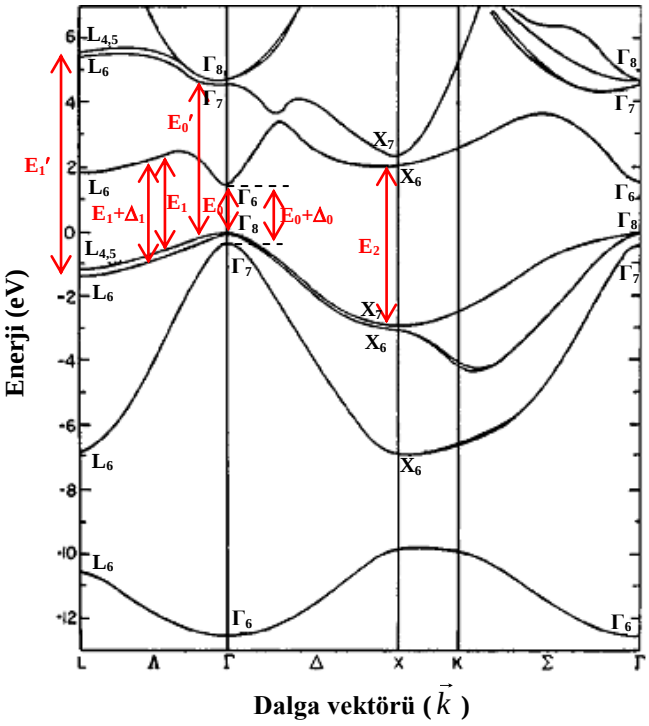
4.2.2. Spektroskopik elipsometre ölçümleri ve değerlendirilmesi

Spektroskopik Elipsometre ölçümleri, 75 kW gücünde Xenon ışık kaynaklı faz modülasyonlu Jobin Yvon-Horiba Spektroskopik Elipsometre sistemi kullanılarak yapıldı.

GaAsP/GaAs LED Yapılarının SE Ölçümleri ve Kritik Nokta Enerjisi Analizi

Yarıiletken malzemelerde dielektrik fonksiyonun davranışı, yapının elektronik geçişleri hakkında detaylı bilgiler vermektedir. Dielektrik fonksiyonu, yarıiletkende bantlar-arası geçişler olarak değerlendirilen kritik enerji noktaları hakkında veriler içerir [69].

Bu tez çalışmasında incelenen yapıların, dielektrik fonksiyonu, kırılma indeksi gibi optik verileri SE ile elde edildi. Bir örnek olarak GaAs yarıiletkeninin enerji bant yapısı ve kritik enerji noktaları Şekil 4.5'de verildi. GaAs'ın direkt yasak enerji aralığı E_0, E_0'ın spin-yörünge yarılması olan $E_0+\Delta_0$ ve E_0' Brillouin bölgesinin Γ noktası kenarında yerleşmiştir. E_1 ve E_1'in spin-yörünge yarılması olan $E_1+\Delta_1$ Brillouin bölgesinin Λ doğrultusunda, E_2 ise Brillouin bölgesinin X noktası kenarında yerleşmiştir.



Şekil 4.5. GaAs'ın enerji bant yapısı. Bantlararası geçişlere ait kritik noktalar

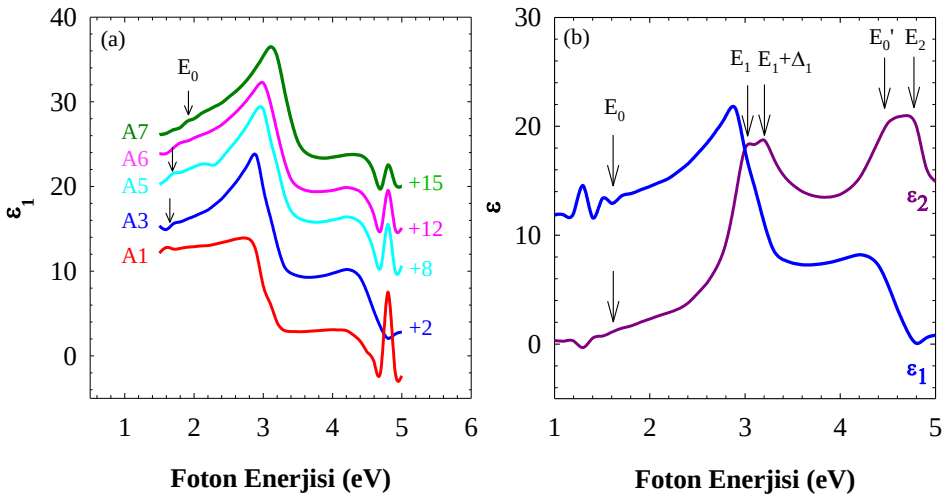
GaAs'ın enerji bant yapısında kritik nokta enerjileri şu geçişlere karşılık gelmektedir:

yasak enerji aralığına karşılık gelen E_0 kritik nokta enerjisi $\Gamma_8^v \rightarrow \Gamma_6^c$ geçişine, $E_0+\Delta_0$ kritik nokta enerjisi $\Gamma_7^v \rightarrow \Gamma_6^c$ geçişine (E_0 tarafından baskılandığı için bu çalışmada değerlendirilemedi), E_0' kritik nokta enerjisi $\Gamma_8^v \rightarrow \Gamma_7^c$ geçişine, E_1 ve $E_1+\Delta_1$ kritik nokta enerjileri (valans ve iletkenlik bantları birbirine hemen hemen paraleldir) $\Lambda_{4,5}^v \rightarrow \Lambda_6^c$ ve $\Lambda_6^v \rightarrow \Lambda_6^c$ geçişlerine, E_2 kritik nokta enerjisi ise $X_7^v \rightarrow X_6^c$ geçişine karşılık gelmektedir [8, 57, 69].

Bu tez çalışmasında büyütülen GaAsP tabakalarındaki P alaşım oranı %45'ten daha küçük olduğundan, enerji bant yapıları GaAs için Şekil 4.5'de verilene benzerdir. Burada gösterilen kritik enerji noktaları dielektrik fonksiyonun reel kısmının analizleri ile belirlendi. GaAsP/GaAs LED yapılarının (A1, A3, A5, A6, A7) 1,5-5 eV foton enerjisi aralığında alınan dilelektrik fonksiyonunun reel kısmı (ε_1) spektrumları Şekil 4.6.(a)'da verildi. Dielektrik fonksiyon Eş. 3.9'dan da görüldüğü gibi elipsometrede gelen ışının gelme açısına bağlıdır. SE ölçümlerinde geliş açısı 70° alınmıştır. Şekil 4.6.(b)'de bir örnek olarak A3 numunesi için dielektrik fonksiyonları (DF) verildi. Şekil 4.6.(a)'dan görüldüğü gibi, E_0 ve kritik nokta enerjileri, beklendiği gibi fosfor konsantrasyonunun artmasıyla maviye kaydığı görüldü. Şekil 4.6.(b)'de dielektrik fonksiyonunun sanal kısmı olan ε_2 spektrumu incelendiğinde pikler gözlenir. Bu piklerin enerji değerleri, bantlar arası geçiş kenarları (E_0, E_1, $E_1+\Delta_1$, E_0' ve E_2) olan kritik nokta (critical point, CP) enerjilerine karşılık gelir. A3 numunesi için bu CP enerjileri sırasıyla 1,60 eV, 3,00 eV, 3,20 eV, 4,43 eV ve 4,78 eV olarak belirlenmiştir. Bu veriler tam olarak doğru CP enerji değerlerine karşılık gelmez. Elipsometrik verilerden doğru enerji değerlerini elde etmek için bir analiz modeline ihtiyaç vardır. Literatürde bu amaç için geliştirilen birkaç model vardır [70-73].

Materyaldeki bantlar-arası geçişler hakkında deneysel bilgiyi içeren Eş. 3.9 ile verilen dielektrik fonksiyonları (DF) yarıiletkenlerin enerji bant yapısının açıklanmasında kullanılabilir. Tek tabakalı ya da daha fazla tabakalı yarıiletken yapıların dielektrik fonksiyonlarından CP enerjilerini elde etmek için, çizgi şekli analizi (line shape analysis, LSA), Harmonik salınıcı yaklaşımı (Harmonic Oscillator

Approximation, HOA) ve Etkin Ortalama yaklaşımı (Effective-Medium Approximation, EMA) gibi birkaç model geliştirilmiştir [7, 57, 70]. EMA modeli çok tabakalı yapıların analiz edilmesi için daha uygun bir yöntemdir. Yoon ve arkadaşlarının önerilerine göre, tabaka kalınlığı kritik kalınlık üzerinde ise büyütülen tabaka hacimli (bulk) karakterde değerlendirilebilir [74]. Böylece hacimli yapıların CP enerjilerini analiz etmek için LSA kullanılabilir. Burada ifade edilen "kritik kalınlık", uyarma dalgaboyundan daha büyük olan kalınlıklar anlamındadır [75]. Bu tez çalışmasında incelenen GaAsP/GaAs numunelerinin tümünün üst tabaka kalınlığı 1 μm'den fazla (elipsometre ölçüm aralığı dalgaboyundan daha büyük) olduğu için elipsometrik verilerin analizi LSA yöntemiyle yapıldı.



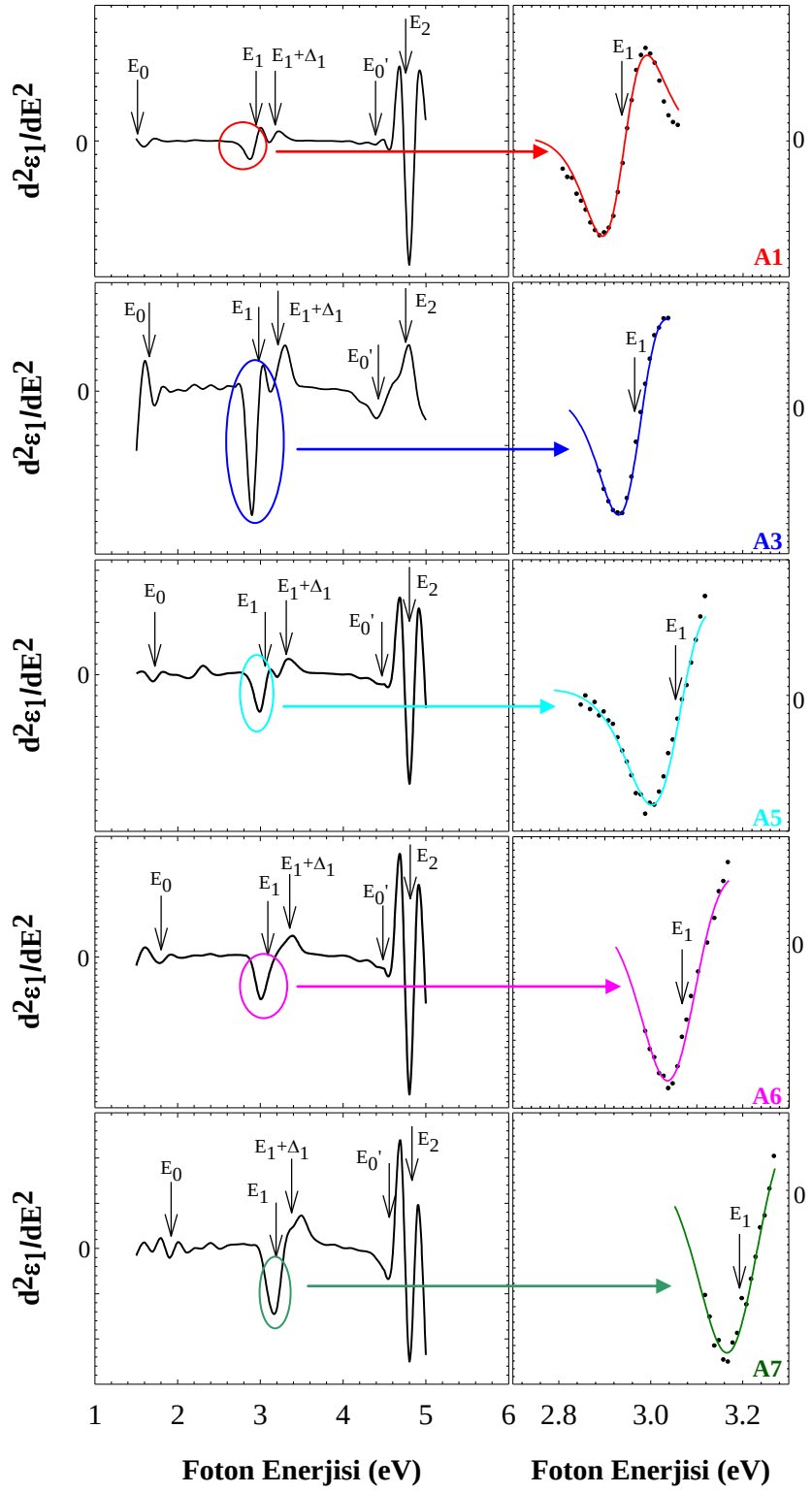
Şekil 4.6. (a) $GaAs_{1-x}P_x$ yapılarının dielektrik fonksiyonunun reel kısımları (b) A3 numunesinin dielektrik fonksiyonunun reel ve sanal kısmı

Bu tez çalışmasında, dielektrik fonksiyonu spektrumundan uygun kritik nokta enerji değerlerini belirlemek için kullanılan algoritma aşağıda verildi. Bu modelde, dielektrik fonksiyonu kritik nokta enerjilerine

$$\varepsilon = C - Ae^{i\phi}(E - E_c + i\Gamma)^n \tag{4.1}$$

şeklinde verilen denklem ile bağlıdır [7, 8]. Burada, A genlik, E foton enerjisi, E_c kritik nokta enerjisi, Γ genişleme faktörü ve ϕ eksitonik faz açısıdır. Bu modelde, çizgi-şekli analizi yapmak için dielektrik fonksiyonunun reel kısmının ikinci türev,

$\partial^2\varepsilon_1/\partial E^2$, (Şekil 4.7) spektrumu nümerik olarak hesaplandı.



Şekil 4.7. $GaAs_{1-x}P_x$ yapılarının (A1, A3, A5, A6, A7) dielektrik fonksiyonlarının ikinci türevlerinin foton enerjisine göre değişimi

Hesaplanan ikinci türev spektrumu

$$\frac{\partial^2 \varepsilon}{\partial E^2} = -n(n-1)Ae^{i\phi}(E - E_c + i\Gamma)^{n-2}, n \neq 0 \quad (4.2)$$

$$\frac{\partial^2 \varepsilon}{\partial E^2} = Ae^{i\phi}(E - E_c + i\Gamma)^{-2}, n = 0 \quad (4.3)$$

olarak verilen "standart kritik nokta çizgi-şekli" eşitliklerine en küçük kareler yöntemi kullanılarak fit edildi. Burada n, -1/2, 0, 1/2, -1 değerlerine sahiptir; sırasıyla bir-boyutlu, iki-boyutlu, üç-boyutlu ve eksitonik kritik noktalar olarak tanımlanırlar [57]. "E_1, $E_1+\Delta_1$" ve "E_0'" kritik nokta enerjilerini belirlemek için spektruma sırasıyla eksitonik ve üç-boyutlu çizgi-şekli fit edilir. E_2 ve E_0 kritik noktaları için iki-boyutlu çizgi-şekli fit edilir [57, 69, 76, 77]. Lautenschlager ve arkadaşları, kendi yapılarının ($Cd_{1-x}Mn_xTe$) dielektrik fonksiyonunun sanal kısmındaki küçük enerji bölgesinin duyarlılığındaki düşüklük nedeniyle sadece reel kısmını analiz etmişlerdir [71]. Bizim yaptığımız ölçümlerde de bu kısım benzer davranış gösterdi. Bu nedenle bu tez çalışmasında CP analizinden pik pozisyonlarını belirlemek için ε_1 spektrumunun ikinci türevi kullanıldı [78, 79]. $GaAs_{1-x}P_x$ alaşımlarının bantlar-arası geçiş kenarlarının kritik nokta enerjileri yukarıda bahsedilen metot kullanılarak belirlendi ve Şekil 4.8'de verildi.

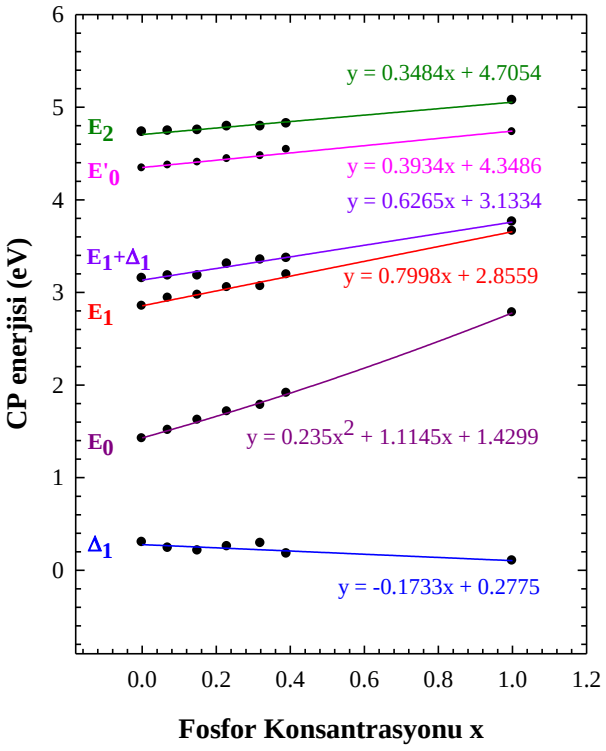
Çizelge 4.4. $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs yapıları için kritik nokta enerjileri ve genişleme parametreleri. Parantez içinde hatalar verilmiştir.

Enerji (eV)	**A1 (x=%7)**	**A3 (x=%15)**	**A5 (x=%23)**	**A6 (x=%32)**	**A7 (x=%39)**
E_0	1,510 (0,005)	1,620 (0,002)	1,710 (0,004)	1,780 (0,005)	1,910 (0,004)
E_1	2,938 (0,003)	2,969 (0,001)	3,051 (0,003)	3,061 (0,004)	3,190 (0,006)
$E_1+\Delta_1$	3,177 (0,005)	3,178 (0,003)	3,305 (0,007)	3,350 (0,007)	3,367 (0,027)
E_0'	4,370 (0,001)	4,400 (0,001)	4,440 (0,001)	4,470 (0,004)	4,540 (0,002)
E_2	4,740 (0,007)	4,750 (0,001)	4,790 (0,004)	4,790 (0,007)	4,820 (0,013)
Γ_0	0,0377 (0,005)	0,0510 (0,002)	0,0536 (0,003)	0,0611 (0,011)	0,0714 (0,011)
Γ_1	0,1167 (0,003)	0,1252 (0,001)	0,1530 (0,004)	0,1710 (0,003)	0,1860 (0,003)
$\Gamma_1+\Delta_1$	0,1490 (0,004)	0,1579 (0,004)	0,1874 (0,020)	0,1913 (0,010)	0,1991 (0,026)

GaAs ve GaP için kritik nokta enerjileri E_0, E_1, $E_1+\Delta_1$, E_0' ve E_2 değerleri Kim ve

arkadaşlarının çalışmasından alındı [57]. Ayrıca, elde edilen en-iyi fit kritik nokta parametreleri Çizelge 4.4'de hataları ile birlikte verildi. Şekil 4.6.(b)'de A3'ün dielektrik fonksiyonunun sanal kısmından belirlenen değerlerle fit sonucu elde edilen değerlerin uyumlu olduğu görüldü.

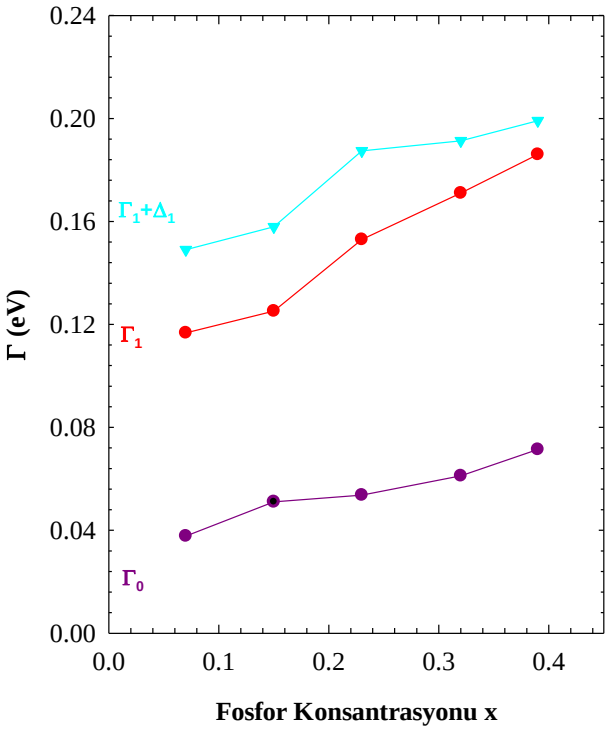
$GaAs_{1-x}P_x$ yapısının kritik nokta enerjileri üzerinde fosfor oranındaki değişimin etkisi gözlendi. Şekil 4.8 incelendiğinde, alaşımların E_1, $E_1+\Delta_1$, E'_0 ve E_2 kenarları lineer olarak yüksek enerjilere doğru (maviye) kaydığı ve spin-yörünge ayrılma enerjisinin (Δ_1) fosfor kompozisyonunun artmasıyla azaldığı gözlendi. Bununla birlikte, yapıların E_0 kenarı, fosfor kompozisyonunun artmasına bağlı olarak pozitif bükülme ile yüksek enerji değerlerine kaymaktadır. Benzer davranış Kim ve arkadaşlarının çalışmasında da gözlenmiştir [57].



Şekil 4.8. $GaAs_{1-x}P_x$'ın E_0, E_1, $E_1+\Delta_1$, E_0' ve E_2 geçiş kenarlarının *x* konsantrasyonu ile değişimi

Hesaplamalarımızda, bükülme parametresi *b*= 0,23 eV olarak belirlendi. Literatürde GaAsP alaşımlarının bükülme parametresi için farklı değerler mevcuttur. Bu

çalışmada belirlenen *b* değeri Bugajski ve arkadaşlarının çalışmasındaki [80] teorik, Wei ve arkadaşlarının çalışmasındaki [81] x=0,125 için bulunan sonuçla uyumlu olduğu görüldü. Diğer yandan, belirlenen *b* değeri, Kim ve arkadaşlarının çalışmasında bulunan değerden iki kat daha küçüktür [57]. Bununla birlikte, *b* değerimiz literatürde rapor edilen deneysel değerlere oldukça yakındır (0,174, 0,20 ve 0,21 eV) [82-84].

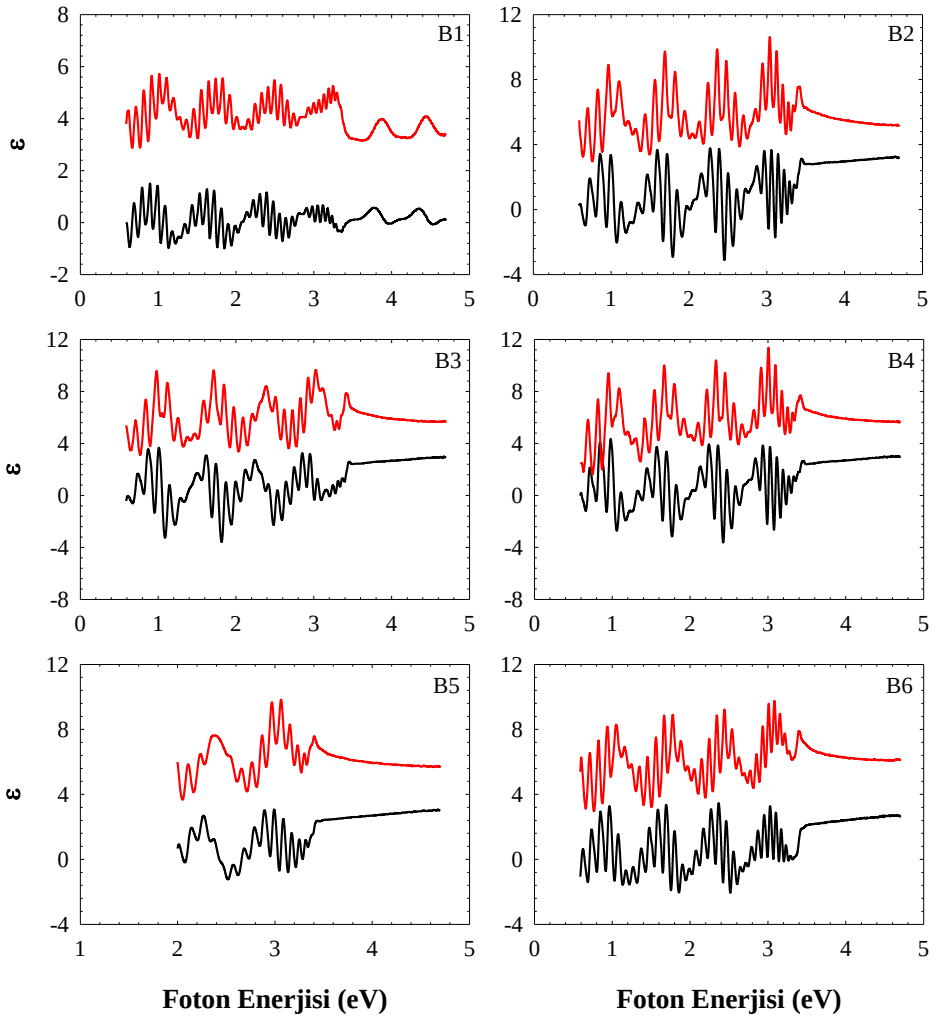


Şekil 4.9. $GaAs_{1-x}P_x/GaAs$ alaşımlarında CP enerjilerinin genişleme parametrelerinin (Γ_0, Γ_1 ve $\Gamma_1+\Delta_1$) fosfor konsantrasyonu x'e göre değişimi

$GaAs_{1-x}P_x/GaAs$ üçlü alaşımlarda genişleme parametresi Γ'nın fosfor kompozisyonuna göre değişimi en iyi-fit (best-fit) sonuçlarından elde edildi ve Şekil 4.9'da verildi. Şekil incelenecek olursa CP'lerin genişlemeleri fosfor kompozisyonunun artışı ile arttı. Üçlü alaşımlarda Γ'nın bu şekilde davranışı Sedrine ve arkadaşlarının yapmış olduğu iki çalışmada antimoni ve nitrat için de gözlenmiştir [8, 9]. Genişlemedeki bu artış alaşım saçılması (alloy scattering), istatistiksel dalgalanmalar (statistical fluctuations) ve büyük-ölçüde kompozisyonel değişimler (large-scale compositional variations) ile açıklanabilir [85]. E_0 pikinin genişlemesi

diğerlerine göre daha küçüktür. Ayrıca, çok katmanlı yapılarda çok fazla osilasyon gözlenmektedir. Bu da LSA yönteminin uygulanmasını zorlaştırmaktadır. Alaşım kompozisyonunun değişimi E_{Γ}^{Γ} geçiş pikinin genişlemesi üzerinde çok az bir etkiye sahiptir. Bununla birlikte, E_1 ve $E_1+\Delta_1$ kritik noktaları, E_0 kritik noktasına göre fosforun neden olduğu düzensizlikten daha fazla etkilenmişlerdir. Bu etkiden dolayı, $GaAs_{1-x}P_x$ numunelerinin Γ_1 ve $\Gamma_1+\Delta_1$ genişleme parametreleri yüksek fosfor kompozisyonu ile birlikte artmaktadır. Benzer davranış Kim ve arkadaşlarının yapmış olduğu iki çalışmada GaAsSb'de [9] ve GaAsN'da [8] gözlenmiştir.

InGaN/GaN LED yapılarının SE ölçümleri



Şekil 4.10. InGaN yapılarının dielektrik fonksiyonunun reel (kırmızı çizgi) ve sanal (siyah çizgi) kısımları.

InGaN/GaN LED yapılarının (B1-B6) dielektrik fonksiyonun reel (ε_1) ve sanal kısımlarının (ε_2) 2-4,7 eV foton enerjisi aralığındaki spektrumları Şekil 4.10'da verildi. SE ölçümlerinde tüm numuneler için geliş açısı 70° alındı.

GaAsP yapıları hacimli yapıda olduğu için, elipsometrik veri analizlerinde LSA yöntemi kullanılmıştı. Bu yöntem kritik kalınlık altındaki yapılar için uygulanamadığından farklı yöntem kullanmak gerekir. Elde edilen elipsometrik veriler, InGaN için "Tauch-Lorentz dispersiyon", GaN için ise "yeni amorf dispersiyon" ifadelerine dayalı modeller için paket yazılımlara sahip DeltaPsi programı kullanılarak analiz edildi.

Bu modelleme sonucunda B2 ve B3 numunelerinin yasak enerji aralığı değerleri sırasıyla 3,02 ve 2,98 eV olarak elde edildi. Bu sonuçlar daha sonra verilecek olan PL ölçümü sonuçlarıyla (2,98 ve 2,97 eV) uyumlu olduğu görüldü. Ayrıca, yapılan modelleme sonuçları, tüm numunelerde GaN'ın yasak enerji aralığının yaklaşık 3,4 eV civarında olduğunu gösterdi.

4.2.3. Fotolüminesans ölçümleri ve değerlendirilmesi

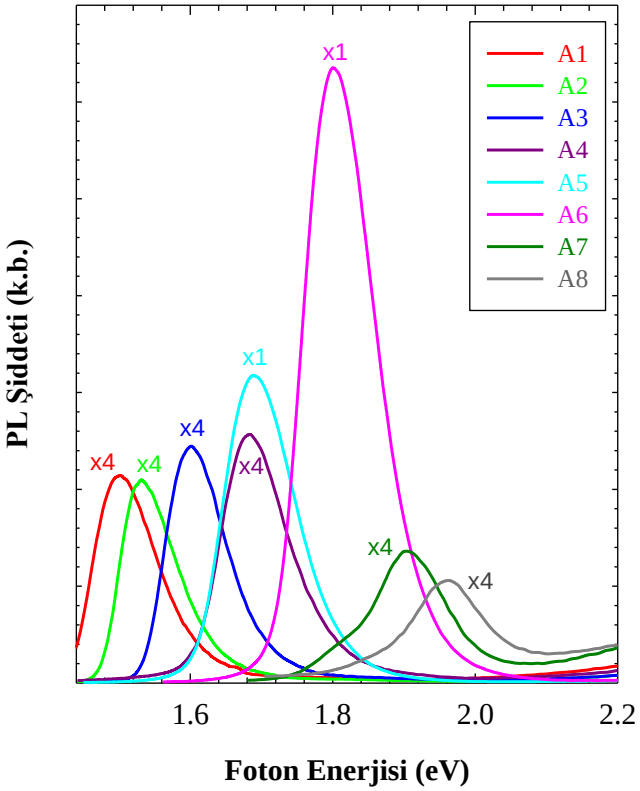
Malzemelerin optik karakterizasyonu laboratuarımızda bulunan 450 W gücünde ozonsuz Xenon ve 50 mW gücünde 325 nm dalga boylu HeCd lazer ışık kaynaklarına sahip ve 200-1600 nm dalga boyu aralığında dedektörlere sahip Jobin Yvon-Horiba Fluorolog-3 fotolüminesans spektrometresi kullanılarak yapıldı.

<u>GaAsP/GaAs LED Yapılarının Fotolüminesans Ölçümleri</u>

Farklı konsantrasyonlara sahip olan sekiz adet (A1-A8) $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs LED yapısının oda sıcaklığında (300 K) ve malzemenin lüminesans özelliklerinin daha iyi belirlenebildiği düşük sıcaklıklarda PL ölçümleri alındı.

$GaAs_{1-x}P_x$/GaAs yapılarının oda sıcaklığındaki PL ölçümleri

Farklı konsantrasyonlara sahip olan sekiz tane (A1, A2, A3, A4, A5, A6, A7, A8) $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs LED yapılarının oda sıcaklığında (300 K) PL ölçüm sonuçları PL şiddetinin foton enerjisi değişimine göre Şekil 4.11'de verildi. Yarıiletken alaşımların yasak enerji aralığı ve alaşım kompozisyonu lüminesans emisyonunun pik pozisyonundan belirlenebilir. Şekilden de görüldüğü gibi, fosfor kompozisyonundaki artış, beklenildiği gibi, numunelerin banttan banda geçişlerine karşılık gelen ana pik pozisyonunun değişmesine (maviye kaymasına) sebep oldu.



Şekil 4.11. Oda sıcaklığında A1-A8 numunelerinin PL spektrumları

Numunelerin PL ölçümlerinden belirlenen banttan banda geçiş enerjileri (yasak enerji aralığı) Çizelge 4.5'de verildi. Bu enerji değerlerini kullanarak Vegard yasası denkleminden fosfor içeriğini belirlemek mümkündür. Konsantrasyona bağlı olarak yasak enerji aralığı enerjisinin değişimi Eş. 2.1'de verildi. Bu eşitlikteki *b*, bükülme parametresidir. Bu parametre, SE kritik nokta enerjileri analizi sonucunda ~ 0,23 eV

olarak bulundu. Yasak enerji aralığı, GaAs için 1,42 eV ve GaP için 2,78 eV olarak kullanıldı. Bu değerler Eş. 2.1 ile verilen Vegard denkleminde kullanıldığında

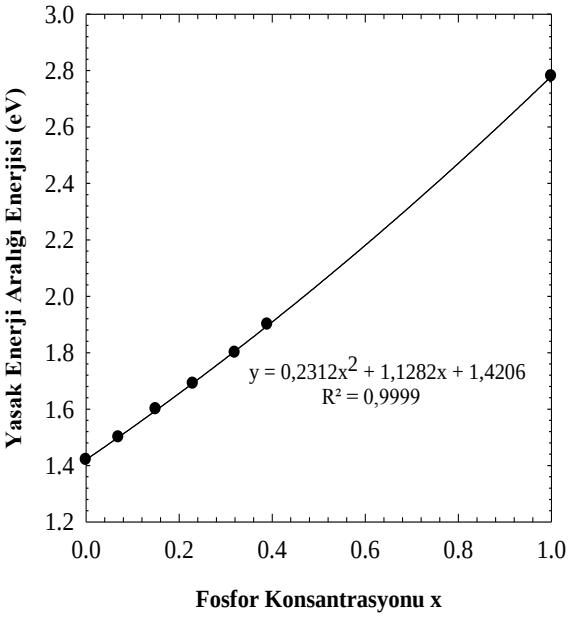
$$E_g(x) = 1,42 + 0,13x + 0,23x^2 \tag{4.5}$$

Eş. 4.5 elde edilir. Bu eşitlik kullanılarak elde edilen fosfor kompozisyon değerleri, HRXRD ölçümleri sonucu LEPTOS simülasyon programı kullanılarak elde edilen fosfor kompozisyon değerleri ile karşılaştırmalı olarak Çizelge 4.5'de verildi. Bu çizelge incelenecek olursa, PL ve HRXRD hesaplamaları sonucunda elde edilen kompozisyon değerlerinin uyumlu olduğu görüldü. Ayrıca, SE ve PL ölçümleri sonucunda A1-A8 numunelerine ait banttan banda geçiş enerjileri (yasak enerji aralığı) Çizelge 4.5'de karşılaştırmalı olarak verildi. Bu değerler incelendiğinde SE ve PL sonuçlarının uyumlu olduğu görüldü.

Çizelge 4.5. PL ölçümlerinden alaşımların banttan banda geçiş enerjileri ve Vegard yasası ve HRXRD ölçümleri kullanılarak elde edilen fosfor kompozisyon (x) değerleri

Numune	**E_0(eV) [PL]**	**E_0(eV) [SE]**	**x(%) [PL]**	**x (%) [HRXRD]**
A1	1,50	1,51	6,980	7
A2	1,53	1,53	9,804	10
A3	1,60	1,62	15,443	15
A4	1,68	1,68	21,940	20
A5	1,69	1,71	22,833	23
A6	1,80	1,78	31,596	32
A7	1,90	1,91	39,329	39
A8	1,96	1,94	43,870	43

Ayrıca, PL emisyon pik pozisyonlarından elde edilen yasak enerji aralığı enerjileri x kompozisyonuna göre Şekil 4.12'de verildi. Yapılardaki fosfor düzensizliğinden dolayı, yasak enerji aralığı değerleri pozitif bükülme ile maviye kaydığı görüldü. Şekil 4.12'de görüldüğü gibi bükülme parametresi polinom fitinden 0,23 eV olarak bulundu. Hem elipsometrik verilerden hem de PL ölçümlerinden elde edilen bükülme parametresi değerlerinin birbirleriyle iyi bir uyum içerisinde olduğu görüldü.



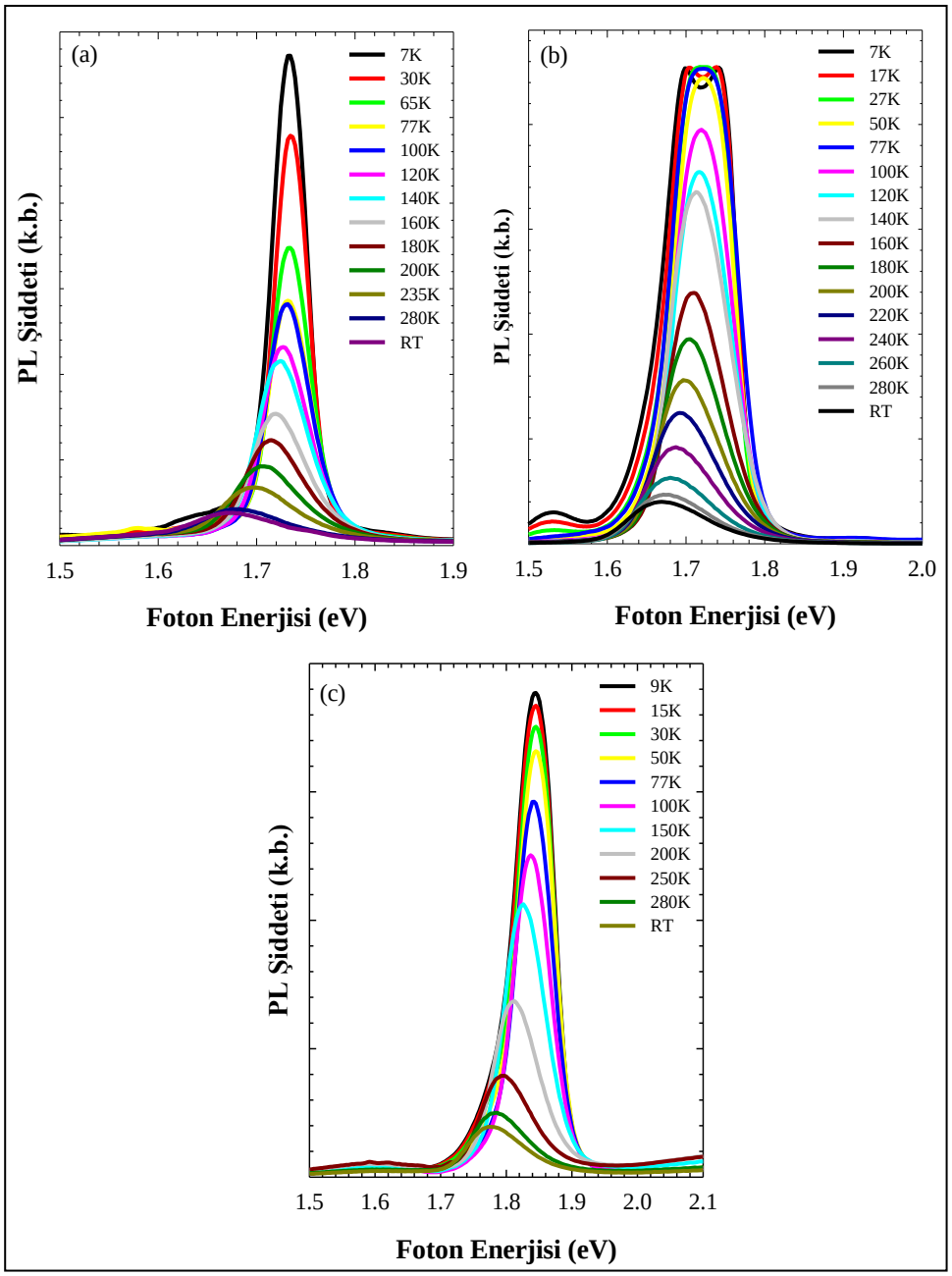
Şekil 4.12. $GaAs_{1-x}P_x/GaAs$ yapısında yasak enerji aralığının fosfor konsantrasyonuna göre değişimi

$GaAs_{1-x}P_x/GaAs$ LED yapılarının (A1-A8) oda sıcaklığındaki PL piklerinin pik yarı genişlik (FWHM) değerleri hesaplandı. FWHM değerleri, sırasıyla, 104, 93, 99, 110, 116, 116, 123 ve 127 meV olarak bulundu. FWHM değerlerinin artan P konsantrasyonu ile artışı yapılardaki alaşım saçılması ile açıklanabilir [78]. Bununla birlikte A1 numunesinin P oranı daha düşük olmasına rağmen FWHM değeri A2 ve A3'den daha yüksek çıkmıştır. Bu numunenin XRD pikinin FWHM değeri de A2'ninkinden daha büyük olduğu bulundu. Bu iki veri birlikte değerlendirilerek, A1 numunesinin kristal kusurlarının daha fazla olabileceği şeklinde yorumlandı.

A4-A6 numunelerinin sıcaklığa bağlı PL ölçümleri

GaAsP/GaAs p-n eklem numunelerinin düşük sıcaklık lüminesans özelliklerini incelemek amacıyla A4, A5 ve A6 numuneleri seçildi. Bu numuneler farklı büyütme şartlarında büyütülmüştür. A5 ve A6 numuneleri aynı V/III oranı (5), aynı alttaş sıcaklığında (520 °C) ve farklı P/As oranında (2,5 ve 3,5) büyütülürken A4 numunesinin büyütme sıcaklığı 530 °C, V/III oranı 7 ve P/As oranı 2,5'tir. Bu farklılıktaki numunelerin düşük sıcaklık değerlendirmelerinin bu gruptaki yapılar

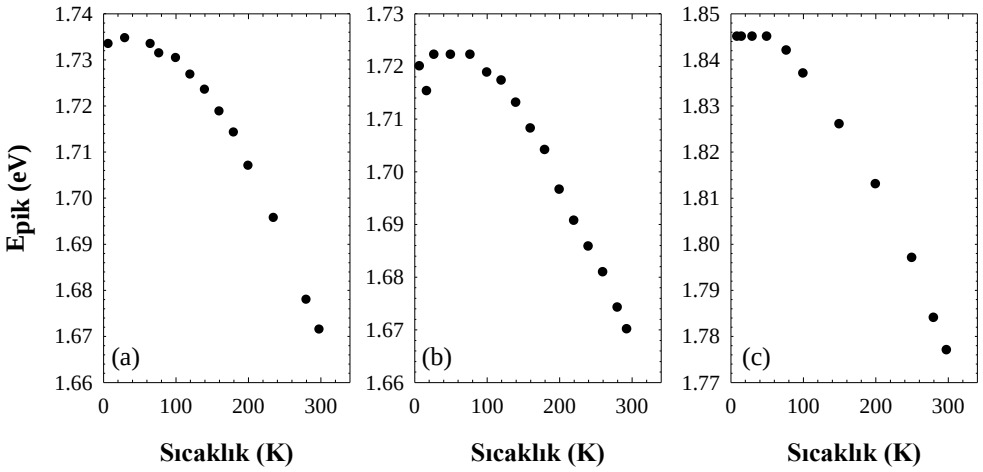
için yeterli olacağı düşünülmüştür.



Şekil 4.13. (a) A4, (b) A5 ve (c) A6 numunelerinin sıcaklığı bağlı PL spektrumları

$GaAs_{1-x}P_x/GaAs$ yapılarının PL spektrumlarının, foton enerjisinin fonksiyonu olarak değişimi Şekil 4.13'de verildi. A5'e ait spektrum incelendiğinde, 7 ve 17 K'de pikte yarılmalar olduğu gözlendi. Bu yarılmaların P homojensizliğinden, verici-alıcı seviyeleri veya verici-valans bant seviyeleri arasındaki geçişlerden

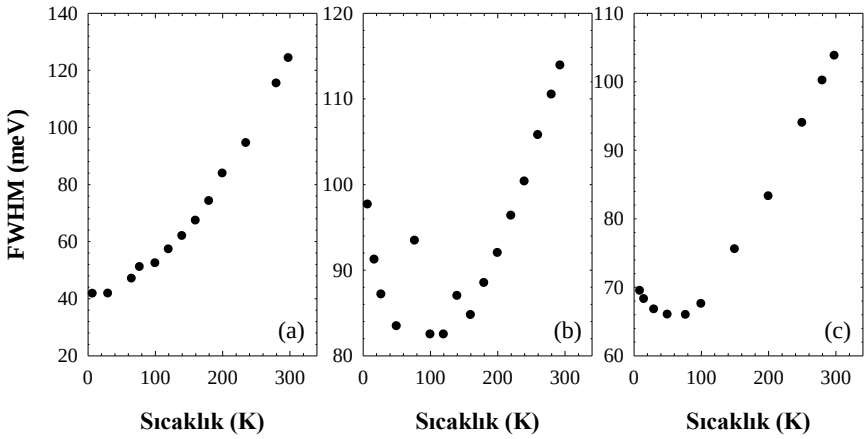
kaynaklanabileceği düşünülmektedir. Sıcaklık düştükçe yarıiletkenlerin yasak bant enerjisinin arttığı, diğer bir deyişle maviye kayma meydana geldiği gözlendi. Beklenen bu davranış Şekil 4.14'de verilen pik enerjisinin sıcaklığa bağlı değişimi spektrumlarından açıkça görülmektedir. Ayrıca Eş. 3.17 [$E_g(T) = E_g(0) - \alpha T^2 / (T + \beta)$] ile verilen Varshni eşitliği göz önüne alınacak olursa, sıcaklık azaldığı zaman yasak enerji aralığı değeri artacağı açıktır. İncelenen numunelerin bu genel davranışa uygun bir spektrum sergilediği Şekil 4.14'den görülmektedir. Yasak enerji aralığının sıcaklıkla değişmesinin iki sebepten kaynaklandığı düşünülmektedir: Birincisi, kristal örgünün sıcaklığa bağlı olarak değişmesidir. Dolayısıyla sıcaklıktaki azalma örgü sabitinin küçülmesine, bu ise enerji aralığının artmasına neden olacaktır. Yasak enerji aralığının sıcaklık ile değişmesinin ikinci sebebi elektron-fonon etkileşmesidir. Bu etkileşme sıcaklık arttığı zaman *Eg(T)*'de azalma olarak ortaya çıkmaktadır [58].



Şekil 4.14. (a) A4, (b) A5 ve (c) A6 numunelerinin farklı sıcaklık değerlerindeki ana PL pik enerjilerinin sıcaklığa göre değişimi

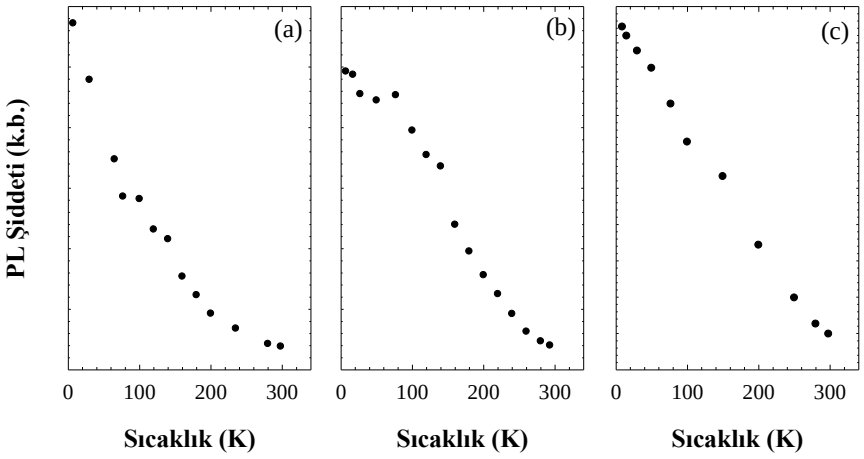
Ayrıca, numunelerin ana PL piklerinin FWHM değerleri hesaplandı ve Şekil 4.15'de verildi. Bu şekil incelenecek olursa, 77 K'in üzerindeki FWHM değerlerinin beklenildiği gibi lineer olarak arttığı görüldü. FWHM değerinin sıcaklığa bağımlılığı, ısıl taşıyıcı dağılımı ile açıklanabilir. Bu aynı zamanda sıcaklık arttığında termalize olmuş taşıyıcıların gevşediğini gösterir. FWHM değerleri kıyaslandığında özellikle düşük sıcaklıklarda A4 numunesine ait değerlerin daha küçük olduğu görüldü.

Lüminesans pikindeki bu daralma A4 numunesinde ışımalı geçişlerde banttan banda geçişlerin daha baskın olduğunu ifade eder.



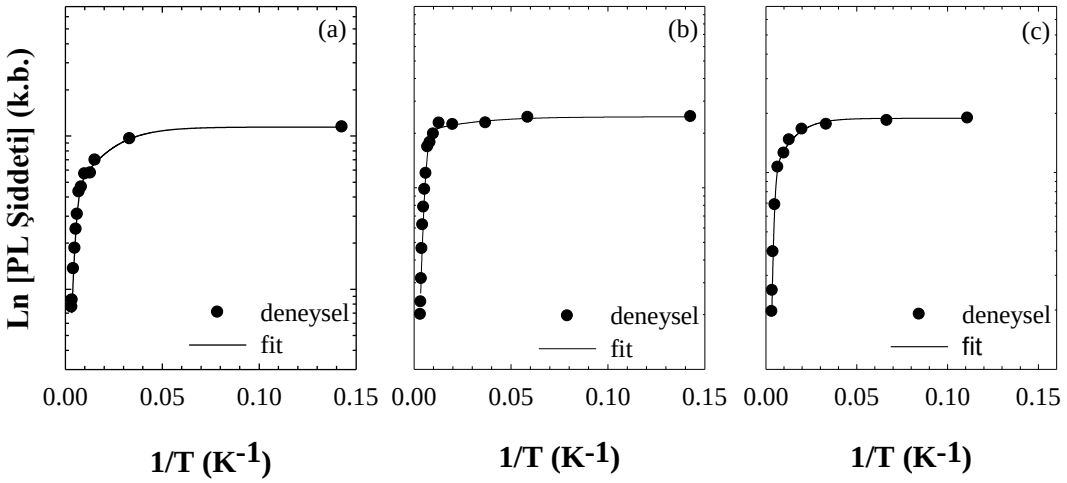
Şekil 4.15. (a) A4, (b) A5 ve (c) A6 numunelerinin FWHM değerlerinin sıcaklık ile değişimi

Sıcaklığın artması ile PL şiddetindeki düşme Şekil 4.16'da verildi. Aktivasyon enerjisinin temel prensibinden, PL ölçümünde sıcaklık çok düşükse (0 K'e yakınsa), dışarıdan ışık pompalamasıyla üretilen elektronlar ve deşikler eklem bölgesinden kaçamayabilirler. Böylece, üretilen tüm elektronlar ve deşikler yeniden birleşirler ve PL şiddeti ölçüm yapılan diğer sıcaklıklardakinden daha büyük olur. Yüksek sıcaklıklara doğru gidildikçe, taşıyıcılar termal aktivasyon enerjisi ile saçılmaya uğrarlar (fonon saçılması gibi) ve PL şiddeti düşer [86].



Şekil 4.16. (a) A4, (b) A5 ve (c) A6 numunelerinin ana PL pik şiddetlerinin sıcaklığa göre değişimi

Şekil 4.17'de numunelerin PL şiddetinin logaritmasının sıcaklığın tersine göre değişimi verildi. Burada düşük sıcaklık bölgesinde, PL şiddeti sıcaklık artışı ile yavaş bir şekilde düşmektedir. Yüksek sıcaklık bölgesinde ise, PL şiddeti sıcaklık artışı ile hızlı bir şekilde azalmaktadır. Bu davranış, farklı sıcaklık bölgelerindeki iki farklı aktivasyon enerjisine sahip iki ışımasız yeniden birleşme mekanizmasının varlığını gösterir [63].



Şekil 4.17. (a) A4, (b) A5 ve (c) A6 numuneleri için emisyon pikinin PL şiddetinin sıcaklığın tersinin fonksiyonu olarak Arrhenius grafikleri. Noktalar deneysel değerleri, çizgiler ise fitleri göstermektedir.

Eş. 3.20 ile verilen PL şiddetinin sıcaklık ile ilişkisinden yararlanarak düşük sıcaklık ve yüksek sıcaklık bölgelerinde aktivasyon enerjilerini belirlemek mümkündür. Numunelerin PL şiddeti ve sıcaklık değerleri (1/T) kullanılarak Arrhenius denklemine (Eş. 3.20) en küçük kareler yöntemi kullanılarak fit edildi. Elde edilen Arrhenius grafikleri ve deneysel değerler karşılaştırılmalı olarak Şekil 4.17'de verildi. Düşük sıcaklık bölgesindeki aktivasyon enerjileri A4, A5 ve A6 numuneleri için sırasıyla 6,286 meV, 3,685 meV ve 9,316 meV, yüksek sıcaklık bölgesindeki aktivasyon enerjileri ise yine sırasıyla 73,480 meV, 72,560 meV ve 105,500 meV olarak bulundu. En düşük aktivasyon enerjisine sahip numune A5 iken, en yükseğine sahip olanın A6 numunesi olduğu görüldü. Beklenildiği gibi, yüksek sıcaklık bölgesinde aktif hale gelen tuzak seviyelerinin enerjisi, düşük sıcaklık bölgesinde oluşandan daha büyüktür. Bu seviyelerin, yapıların büyütülmesinde istenmeyen safsızlıklardan kaynaklanmış olabileceği düşünülmektedir. Eş. 3.20'de verilen A fit

sabiti sırasıyla 2,2, 2,6 ve 1,3; B fit sabiti ise yine sırasıyla 238, 145 ve 427 bulundu. Düşük sıcaklıklarda, foto-üretilmiş taşıyıcıların bazıları aktif ışımalı yeniden birleşme merkezleri gibi davranan lokalize olmuş potansiyel minimumları tarafından (tuzak seviyeleri), bazıları ise ışımasız yeniden birleşme merkezlerine yakalanırlar. Bu tuzak seviyelerinin, numunelerimizin PL şiddetinin azalmasında etken olduğu düşünülmektedir. Bu mekanizma A4, A5 ve A6 numuneleri için sırasıyla 6,286 meV, 3,685 meV ve 9,316 meV aktivasyon enerji değerlerine sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda, ışımalı olarak yeniden birleşmelerinden önce taşıyıcıların tuzaklandığı ışımasız yeniden birleşme merkezlerinin diğer bir tipi termal olarak aktif hale gelmekte ve böylece PL şiddeti önemli bir ölçüde azalmaktadır [63]. Bu tuzak seviyelerinin aktivasyon enerjileri, yukarıda verildiği gibi düşük sıcaklıktakilerden daha yüksektir.

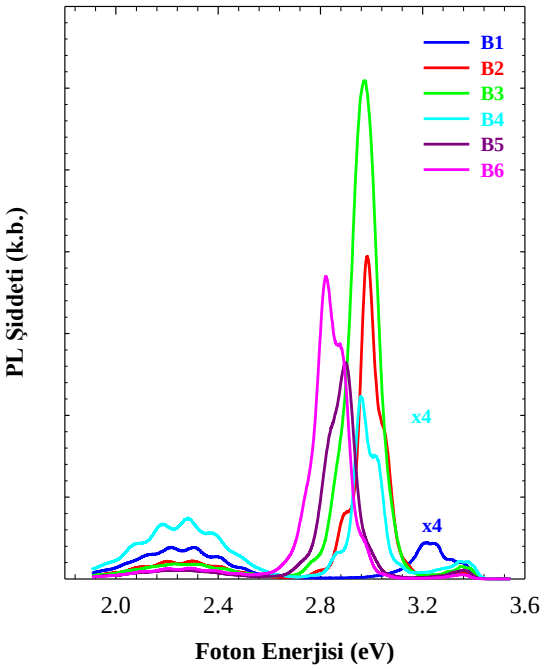
InGaN/GaN LED yapılarının fotolüminesans ölçümleri

Farklı konsantrasyonlara sahip olan altı adet (B1-B6) $In_xGa_{1-x}N$/GaN MQW LED yapısının oda sıcaklığında (300 K) ve malzemenin lüminesans özelliklerinin daha iyi belirlenebildiği düşük sıcaklıklarda PL ölçümleri alındı.

$In_xGa_{1-x}N$ /GaN yapılarının oda sıcaklığındaki PL ölçümleri

Şematik yapısı Şekil 4.2'de verilen ve B1, B2, B3, B4, B5 ve B6 olarak adlandırılan farklı büyüme şartlarına sahip olan altı adet $In_xGa_{1-x}N$/GaN LED yapılarının oda sıcaklığında (300 K) PL spektrumları Şekil 4.18'de verildi.

Şekil 4.18'de literatürde sarı-lüminesans bandı olarak adlandırılan, yaklaşık 2-2,6 eV aralığına yayılan geniş bir pik gözlendi. Bu gözlenen yayvan lüminesans piki, bu tür LED yapıları için özellikle elde edilmeye çalışılan bir yayım değildir. Arzu edilen bu bölgede lüminesans olmamasıdır. Sarı bandın meydana gelmesi GaN yapısındaki Ga safsızlıklarından ve yapıda oluşan V-tipi kusurlardan kaynaklanır [87]. Bu husus literatürde, özellikle GaN tabakasının büyüme tabiatı içerisinde, çoğunlukla kaçınılmaz kusurlardan kaynaklanmış olduğu ifade edilmektedir [88].

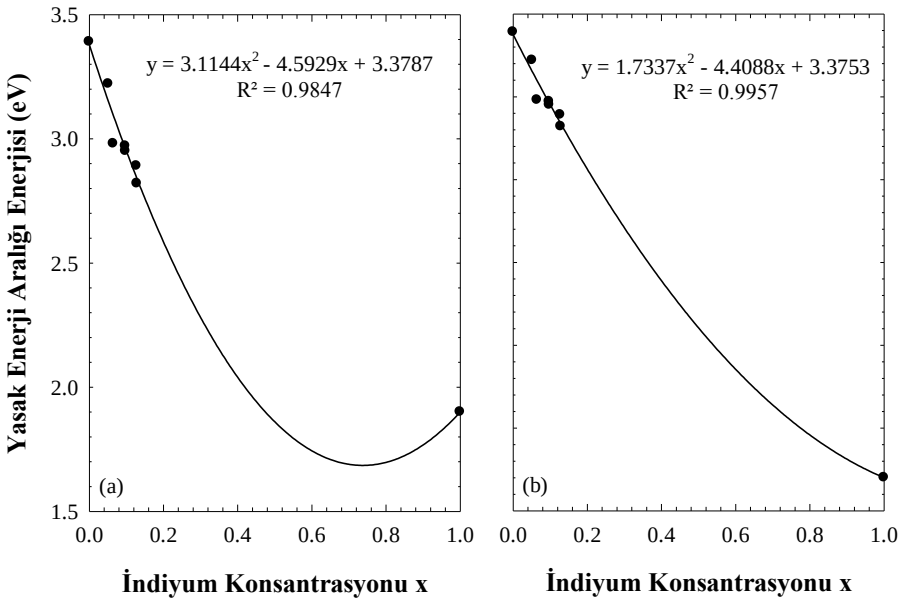


Şekil 4.18. Numunelerin (B1-B6) oda sıcaklığında fotolüminesans spektrumu

Numunelerin PL ölçümlerinden belirlenen banttan banda geçiş enerjileri (yasak bant aralığı enerjileri) Çizelge 4.6'da verildi. Bu enerji değerlerini kullanarak Eş. 2.2 ile verilen Vegard yasası denkleminden indiyum içeriğini belirlemek mümkündür. In miktarına bağlı olarak enerji değerlerinin lineer olmadığı, polinom davranışı gösterdiği bilinmektedir. Kompozisyonel homojensizliklerin yanında, katkılama ve kuantum kuyusunda gerilmelerin varlığı bükülme parametresini etkileyebilmektedir [89]. InGaN'ın bükülme parametresi literatürde 1'den 6 eV'a kadar değişen değerler almaktadır. InGaN numuneleri farklı teknikler ve farklı şartlarda büyütüldükleri için bükülme parametresi değeri üzerinde literatürde ortak bir karara varılamamıştır. InN'ın yasak enerji aralığı değerinin önceleri 1,9 eV, sonra 1 eV'dan düşük, son zamanlarda ise 0,7 eV alınması da InGaN'ın bükülme parametresi değerinin geniş bir aralıkta değişimine sebep olmaktadır. Yam ve Hassan çalışmalarında bükülme parametrelerinin değişik değerlerini sunmuşlardır [89].

Numunelerimiz için literatürde bulunan E_g(InN) = 1,9 eV ve 0.7 eV, E_g(GaN) = 3,39 eV yasak enerji aralığı değerleri alındı. X-ışını kırınımı desenlerinden elde ettiğimiz konsantrasyon değerleri (Çizelge 4.6) ve PL emisyon pik pozisyonlarından elde

edilen yasak enerji aralığı değerleri kullanılarak, Şekil 4.19'da görüldüğü gibi bükülme parametresi, polinom fitinden hesaplandı. Elde edilen fit eşitliği Vegard denklemi ile karşılaştırılarak bükülme parametresi, InN'ın yasak enerji aralığı 1,9 eV iken 3,11 eV ve 0,7 eV iken 1,73 eV olarak bulundu. Yapılardaki indiyum düzensizliğinden dolayı, yasak enerji aralığı değerlerinin negatif bükülme ile kırmızıya kaydığı görüldü. Bu çalışmada incelenen örneklerdeki en yüksek In konsantrasyonu ~%13 civarındadır. Bu nedenle, bu örneklerle ulaşılan veriler kullanılarak bükülme parametresi için kesin bir kanaate varmanın güç olacağını belirtmek yararlı olacaktır.

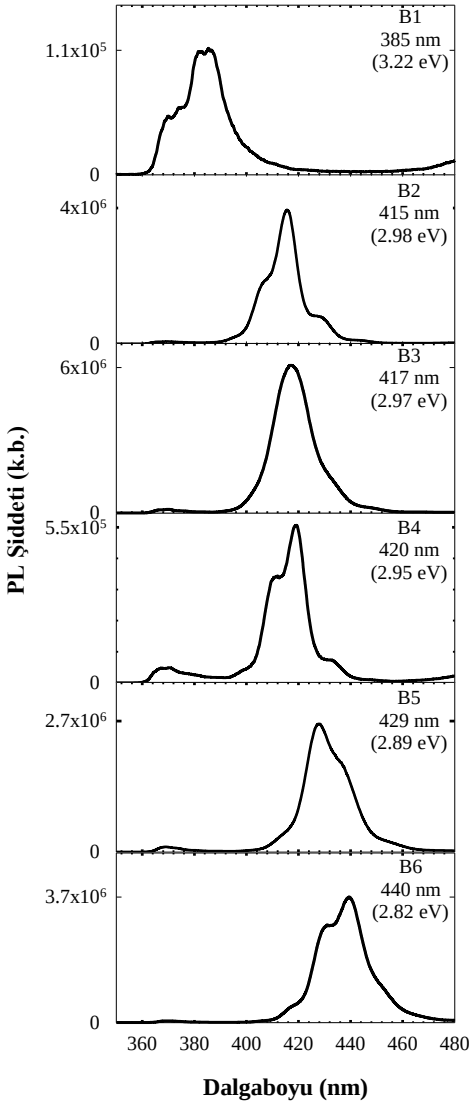


Şekil 4.19. $In_xGa_{1-x}N$ kuyularının yasak enerji aralığının indiyum konsantrasyonuna göre değişimi. InN'ın yasak enerji aralığı (a) 1,9 eV (b) 0,7 eV alındı.

Şekil 4.20'de B1-B6 numunelerine ait PL spektrumları dalgaboyuna bağlı olarak ayrıntılı şekilde verildi. Tüm numunelerde bant kenarı geçişlerinde safsızlık pikleri gözlendi. Bu safsızlık piki B6 numunesinde diğerlerine göre daha baskın olduğu görülmektedir. Bu yüzden B6 numunesinin emisyon pikinin FWHM değeri diğerleri ile karşılaştırıldığında daha büyüktür.

Çizelge 4.6'da numunelere ait ana emisyon piklerinin enerji değerleri ve bu piklerin FWHM değerleri verildi. B1 numunesi dışında bant kenarı emisyon pikinin FWHM

değeri, In konsantrasyonunun artmasına paralel olarak arttığı gözlendi. B2 ve B3 numunelerinin PL emisyonundaki safsızlık pik şiddetleri diğer numunelere göre daha zayıftır. Ayrıca, yüksek sıcaklıkta bu numunelerin PL şiddetinin arttığı ve FWHM değerlerinin azaldığı görüldü. En düşük In konsantrasyonuna sahip B1 numunesinin emisyon piki diğer numunelerden farklı bir davranış sergilemektedir. B1 numunesinin PL pikindeki genişleme kuyu tabakasındaki In konsantrasyonunun baskın homojensizliği ile açıklanabilir. Ayrıca, numunenin bu tabakasındaki zengin Ga konsantrasyonundan dolayı InGaN'ın emisyonu, GaN emisyonundan ayrılamamış olabilir.



Şekil 4.20. B1-B6 numunelerin oda sıcaklığında fotolüminesans spektrumları

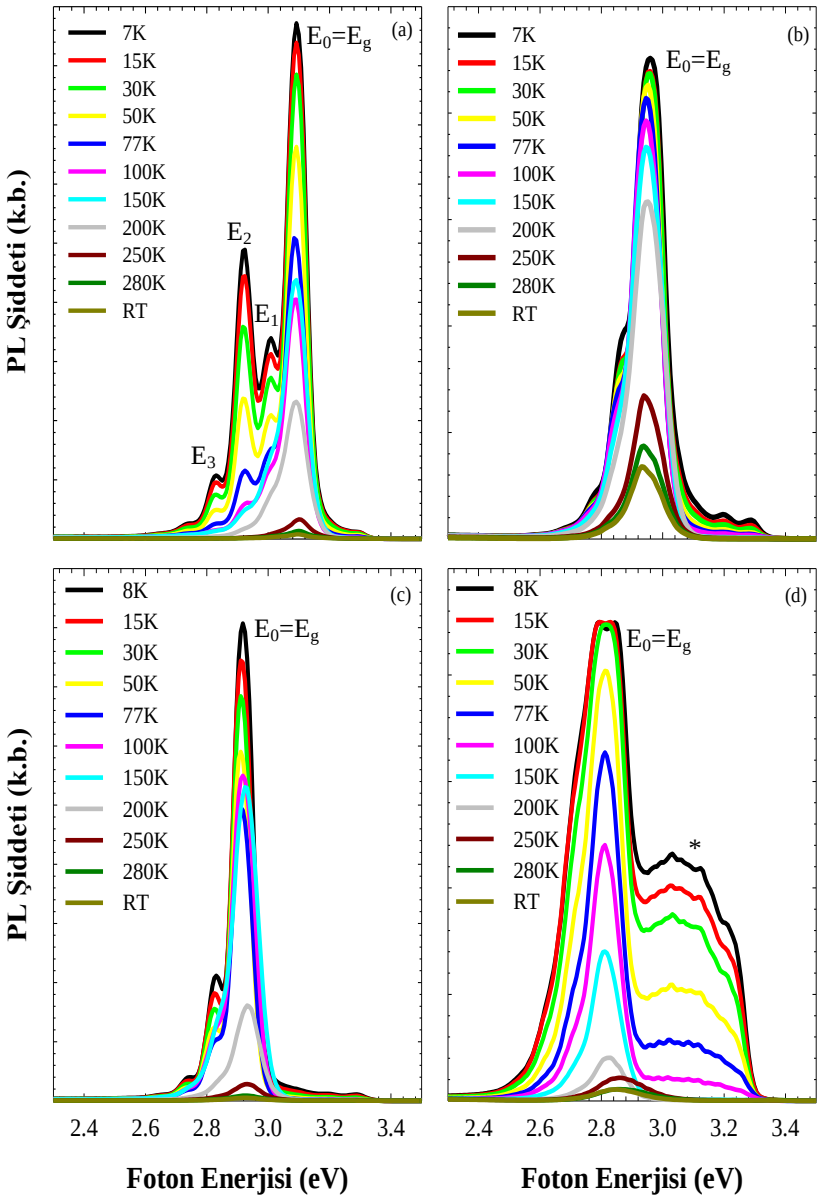
Çizelge 4.6. B1-B6 numunelerinin HRXRD'den elde edilen In konsantrasyonuna bağlı olarak PL emisyon pik enerjisi ve bu piklerin FWHM değerleri

Numune	x (%)	E_g (eV)	FWHM (nm)
B1	5,20	3,22	19
B2	6,50	2,98	12
B3	9,75	2,97	17
B4	9,80	2,95	16
B5	12,78	2,89	19
B6	12,90	2,82	20

Büyütme şartlarının, PL emisyon dalgaboyuna etkileri aşağıdaki gibi değerlendirilmiştir: B1, B2, B3, B4 ve B6 numuneleri aynı *TMIn* akısı altında (*TMIn* basıncı 600 mbar ve taşıyıcı H_2 miktarı sabit) büyütülmesine rağmen, 720 ^oC'de büyütülen B2 numunesinin PL pik dalgaboyu, farklı sıcaklıkta büyütülen B3, B4 ve B6 numunelerine göre maviye kaymıştır. Büyütme sıcaklığının artması, yapıdaki In oranında azalmaya ve QW'in emisyon dalgaboyunun maviye kaymasına neden olmuştur. B5 numunesi, B3 numunesi ile aynı büyüme sıcaklığına sahip olmasına rağmen, B5 numunesinin *TMIn* akı değeri (*TMIn* basıncı 1000 mbar ve taşıyıcı H_2 miktarı diğerleri ile aynı) B3 numunesine göre fazla olduğu için pik emisyon dalgaboyu B3 numunesine göre $\Delta\lambda$=12 nm kırmızıya kaydığı görüldü. Sonuç olarak; InGaN/GaN MQW yapılarının büyütülmesi sürecinde büyüme sıcaklığı ve *TMIn* akı oranı In konsantrasyonunda önemli bir role sahip olduğu anlaşılmaktadır. Farklı kuyu büyütme sürelerinde büyütülen (B3 için 90 s, B4 için 120 s) B3 ve B4 numuneleri aynı *TMIn* akı oranı ve büyüme sıcaklığına sahip olmasına rağmen, B4 numunesinin emisyon piki dalgaboyu B3 numunesine göre kırmızıya kaydı. Başka bir deyişle, kuyu büyütme süresi 30 s arttığı zaman emisyon dalgaboyundaki değişim yaklaşık olarak $\Delta\lambda$=3 nm oldu. Dalgaboyundaki bu kayma, nedeni irdelenemeyecek kadar küçüktür. Büyütme sıcaklığının artması safsızlık piklerinin oluşmasına sebep olmuştur. B4 numunesinin emisyon dalgaboyundaki kırmızıya kaymanın, MQW'in büyütülmesi sırasında In konsantrasyonundaki dalgalanmaya bağlı olan gerilmelerden kaynaklanan kuantum boyut etkisi ile ilişkilidir [90]. Kuyu ve engel tabakaları arasındaki gerilme, kuantum-hapsolma Stark etkisinden kaynaklanan piezoelektrik alana neden olur. Bu yüzden, B4 numunesinin düşük PL şiddeti ve emisyon enerjisinin kırmızıya kayması kuantum-hapsolma Stark etkisi ile

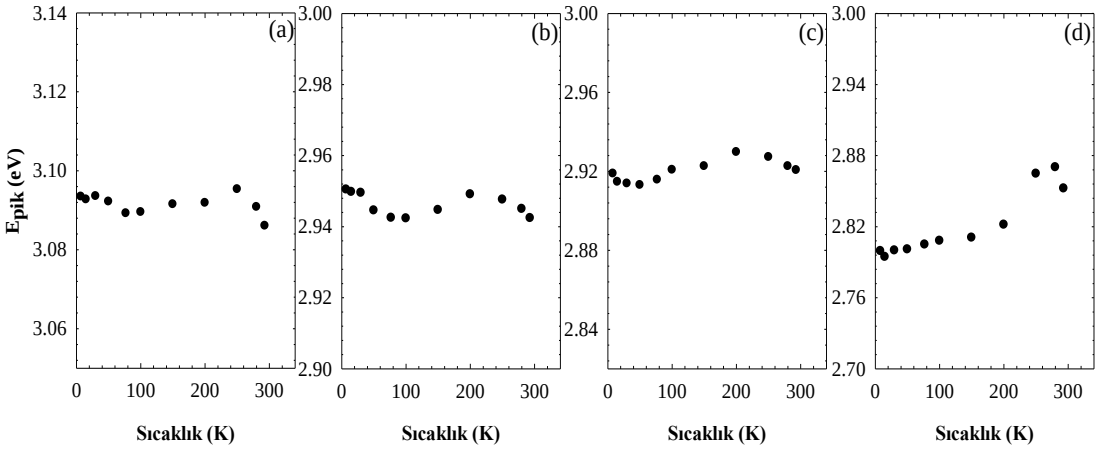
açıklanabilir [91]. Diğer yandan, B3, B4 ve B5 numunelerinin kuyu büyüme süresi sırasıyla 90 s, 120 s ve 110 s ve bunun sonucunda kuyu kalınlıkları 1,7 nm, 2,1 nm ve 2,8 nm'dir. Bu numunelerin PL pik şiddeti, kuyu büyüme süresi azaldıkça InGaN tabaka kalınlığının azalması ile artmaktadır. Bu durum kuyu kalınlığının düşük olmasının, lüminesans verimini artırdığı anlamına gelmektedir.

B2-B5 numunelerinin sıcaklığa bağlı PL ölçümleri



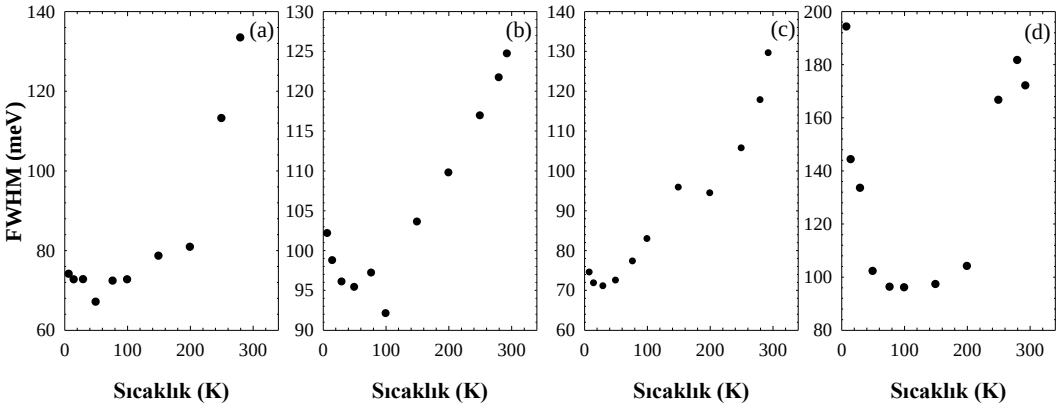
Şekil 4.21. (a) B2, (b) B3, (c) B4 ve (d) B5 numunelerinin PL spektrumunun, foton enerjisinin fonksiyonu olarak değişimi

Numunelerin düşük sıcaklıktaki PL spektrumunun, foton enerjisinin fonksiyonu olarak değişimi Şekil 4.21'de verildi. Düşük sıcaklıkta spektrumlar çoklu pik davranışı sergiledi. Şekil 4.21.(a)'da spektrum üzerinde gösterilen E_0 pikinin banttan banda geçişlere, E_1 pikinin verici-valans bant seviyeleri arasındaki geçişlere, E_2 pikinin verici-alıcı seviyeleri arasındaki geçişlere ve E_3 pikinin ise derin seviyelerden alıcı seviyelere geçişlere karşılık geldiği düşünülmektedir. Ayrıca, B5 numunesi için Şekil 4.21.(d)'de 8 ve 15 K'de ana pikte (E_0 pikinde) gözlenen yarılmaların In homojensizliğinden, verici-alıcı seviyeleri veya verici-valans bant seviyeleri arasındaki geçişlerden kaynaklanabileceği düşünülmektedir. Bu numune için yaklaşık 3-3,3 eV civarında gözlenen geniş pikin (* ile gösterilen pik) nedeni ise kuantum kuyusunda In'un hem homojen olmayan dağılımı hem de oran olarak azalmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Sıcaklık arttıkça ana piklerin (E_0 ile gösterilen pikler) PL şiddeti tüm numunelerde baskın hale geldi ve diğer piklerin şiddeti hızlı bir şekilde azaldı. Ana pikler MQW ile ilişkili emisyon pikleridir. Diğer pikler ise derin lokalize seviyelere aittir [92]. Şekil 4.21'den görüldüğü gibi numunelere ait olan ana PL pikleri sıcaklık değeri arttıkça literatürde de bahsedilen "S-şekli" sergilemektedir [93, 94]. S-şekli sıcaklığın artması sırasında enerji değerlerinin "kırmızıya-maviye-kırmızıya" kayması şeklindedir. Bu durum, potansiyel homojensizliği ve taşıyıcı yeniden birleşmesinin lokalize karakteri ile açıklanabilir [95].



Şekil 4.22. (a) B2, (b) B3, (c) B4 ve (d) B5 numunelerinin ana PL pik enerjilerinin sıcaklığa göre değişimi

Şekil 4.22'de ana PL piklerine ait enerji değerlerinin sıcaklığa göre değişimi verildi. Sıcaklık değişimi ile enerji değerlerinin S-şekli sergilediği bu grafikten de görülmektedir. Düşük sıcaklık bölgesinde GaAsP p-n eklem yapılarında gözlemediğimiz ve InGaN/GaN yapıları için gözlenen bu davranış artan eksiton lokalizasyonu ile açıklanabilir [95].

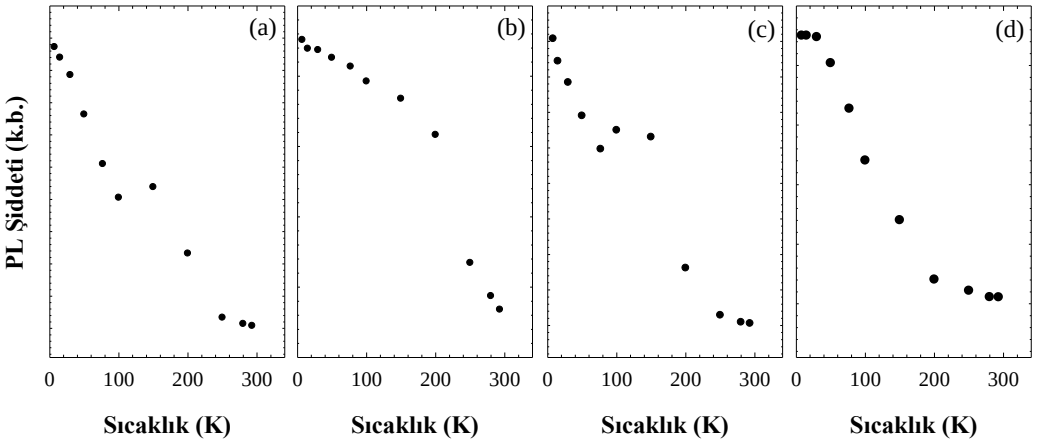


Şekil 4.23. (a) B2, (b) B3, (c) B4 ve (d) B5 numunelerinin FWHM değerlerinin sıcaklık ile değişimi

Numunelerin ana PL piklerinin FWHM analizi yapıldı ve Şekil 4.23'de verildi. Şekil incelenecek olursa, 77 K'in üzerindeki FWHM değerlerinin lineere yakın olarak arttığı görüldü. Benzer davranış GaAsP/GaAs yapılarında da gözlenmiştir. FWHM'nin sıcaklığa bağımlılığı ısıl taşıyıcı dağılımı ile açıklanabilir. Bu aynı zamanda sıcaklık arttığında termalize olmuş taşıyıcıların gevşediğini gösterir. Şekil 4.23 incelendiğinde FWHM değerlerinin sıcaklığa bağlı değişiminde 77 K'e kadar bir düzensizlik olduğu görülmektedir ve FWHM değerleri sıcaklık arttıkça azalmaktadır. Beklenmeyen bu davranış, kuantum kuyularında yer alan taşıyıcılarının termal enerji yardımıyla kuyulardan kurtulması ya da kuyulardan engellere doğru bir tünelleme yapması ile açıklanabilir [96-98]. Termal enerji kuantum kuyusunda yer alan elektronların eksiton bağlanma enerjisi ile aynı mertebelere ulaştığında, eksiton çözünmesi sonucunda yaratılan serbest taşıyıcılar daha düşük yerel enerji minimumu bulabilmek için kuyu bölgesinden engele doğru tünelleme yaparlar ya da kuyu bölgesinden kaçarlar. Serbest taşıyıcılardaki bu azalma PL spektrumunun yarı genişliğinde daralma ile sonuçlanır. 77 K değerinden

sonra FWHM değerinde beklendiği üzere bir artma meydana gelmektedir. Bu artmanın sebebi ise malzemede meydana gelen alaşım saçılmaları sonucunda PL pikinin termal genişlemesidir [96-98].

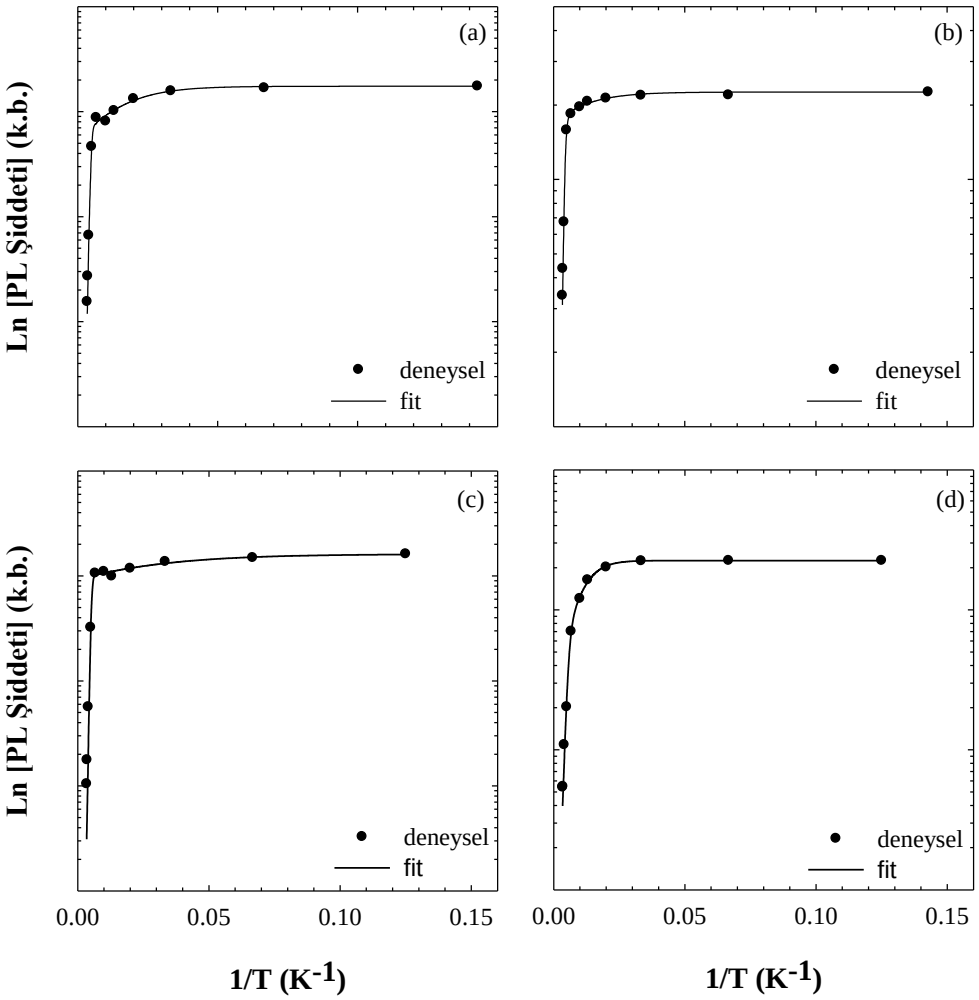
Sıcaklığın artması ile PL şiddetindeki değişim Şekil 4.24'de verildi. PL şiddetinin sıcaklıktaki artış ile azaldığı görülmektedir. Aktivasyon enerjisinin temel prensibinden, PL ölçümünde sıcaklık çok düşükse (0 K'e yakınsa), dışarıdan ışık pompalaması ile üretilen elektronlar ve deşikler kuantum kuyusundan kaçamayabilirler. Böylece, üretilen tüm elektronlar ve deşikler kuantum yapılarında yeniden birleşirler ve PL şiddeti ölçüm yapılan diğer sıcaklıklardakinden daha büyük olur. Daha yüksek sıcaklıklara doğru gidildikçe, kuantum yapılarındaki taşıyıcılar termal aktivasyon enerjisi ile kuyulardan kaçmaya başlarlar ve PL şiddeti düşer [86].



Şekil 4.24. (a) B2, (b) B3, (c) B4 ve (d) B5 numunelerinin ana PL pik şiddetlerinin sıcaklığa göre değişimi

Şekil 4.25'de numunelerin PL şiddetinin logaritmasının sıcaklığın tersine göre değişimi verildi. Burada düşük sıcaklık bölgesinde, PL şiddeti sıcaklık artışı ile yavaş bir şekilde düşmektedir. Yüksek sıcaklık bölgesinde ise, PL şiddeti sıcaklık artışı ile hızlı bir şekilde azalmaktadır. Bu davranış, farklı sıcaklık bölgelerindeki iki farklı aktivasyon enerjisine sahip iki ışımasız yeniden birleşme mekanizmasının varlığını gösterir [63]. Eş. 3.20 ile verilen PL şiddetinin sıcaklık ile ilişkisinden yararlanarak düşük sıcaklık ve yüksek sıcaklık bölgelerinde aktivasyon enerjilerini belirlemek mümkündür. Numunelerin PL şiddeti ve sıcaklık değerleri (1/T) kullanılarak

Arrhenius denklemine (Eş. 3.20) en küçük kareler fit yöntemi kullanılarak fit edildi. Elde edilen Arrhenius grafikleri ve deneysel değerler karşılaştırılmalı olarak Şekil 4.25'de verildi. Düşük sıcaklık bölgesindeki aktivasyon enerjileri B2, B3, B4 ve B5 numuneleri için sırasıyla 7,711 meV, 7,413 meV, 3,050 meV ve 11,570 meV, yüksek sıcaklık bölgesindeki aktivasyon enerjileri ise yine sırasıyla 255,1 meV, 174,9 meV, 274,8 meV ve 184,1 meV olarak bulundu. Eş. 3.27 de verilen A fit sabiti sırasıyla 2,193, 0,343, 0,734 ve 6,747; B fit sabiti ise sırasıyla 3499×10^3, 6102, 2738×10^4 ve 5104 olarak bulundu.



Şekil 4.25. (a) B2, (b) B3, (c) B4 ve (d) B5 numuneleri için emisyon pikinin PL şiddetlerinin sıcaklığın tersinin fonksiyonu olarak Arrhenius grafikleri. Noktalar deneysel değerleri, çizgiler ise fitleri göstermektedir.

GaAsP yapılarında açıklandığı gibi bu yapılarda da düşük sıcaklıklarda, foto-

üretilmiş taşıyıcıların bazıları aktif ışımalı yeniden birleşme merkezleri gibi davranan lokalize olmuş potansiyel minimumları tarafından (tuzak seviyeleri) tuzaklanır, bazıları ise ışımasız yeniden birleşme merkezlerine yakalanırlar. Bu ise PL şiddetinin azalmasına neden olur. Bu mekanizma B2, B3, B4 ve B5 numuneleri için sırasıyla 7,711 meV, 7,413 meV, 3,050 meV ve 11,570 meV aktivasyon enerji değerlerine sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda, ışımalı olarak yeniden birleşmelerinden önce taşıyıcıların tuzaklandığı ışımasız yeniden birleşme merkezlerinin diğer bir tipi termal olarak aktif hale getirilir ve böylece PL şiddeti önemli bir ölçüde azalır [63]. Bu tuzak seviyeleri, yukarıda verildiği gibi, düşük sıcaklıktakilerden daha yüksektir. Literatürde yapılan değerlendirmeler, genellikle In oranının artması ile aktivasyon enerjisinin artması yönündedir [92]. Ancak, aktivasyon enerjisindeki değişmelerin büyütme şartlarının bir bütün olarak dikkate alınması sonucunda değerlendirilmesinin uygun olacağı kanaatindeyiz. Bizim numunelerimizde, aktivasyon enerjisinin In oranına bağlı olarak standart bir değişimi gözlenmemiştir. Aktivasyon enerjisi kusur seviyeleri olarak da tarif edildiğinden, büyütme sırasında; In akı oranı, alttaş sıcaklığı, büyütme süresi gibi büyütme şartlarının hangisinin kusur oluşmasına yol açmış olduğunun analizini tam olarak değerlendirmek mümkün olmayabilir.

5. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında III-V grubu yarıiletken bileşimlerden sekiz adet GaAsP/GaAs p-n eklem ve altı adet, beş kuantum kuyulu InGaN/GaN p-n eklem yapıları sırasıyla MBE ve MOCVD teknikleriyle büyütüldü. GaAsP/GaAs p-n yapıları farklı alttaş sıcaklığı ve farklı P/As ve V/III akı oranlarında büyütülerek, yapıdaki P oranının değişimi sağlandı. Bu yapılar GaAs alttaş ile uyumlu GaAsP tabakalarının elde edilebilmesi amacıyla, ilk GaAsP tabakası P akı oranı doğrusal artırılarak büyütüldü. InGaN/GaN kuantum kuyulu yapıları, InGaN kuyu tabakasının alttaş sıcaklığı, kuyu büyütme süresi ve In akı oranı gibi büyütme şartları değiştirilerek farklı In oranlı yapılar elde edildi. Farklı büyütme şartlarında elde edilen bu alaşımların optik ve yapısal özellikleri, yüksek çözünürlüklü x-ışınları kırınımı, spektroskopik elipsometre, fotolüminesans sistemleri ile ölçülerek analiz edildi.

GaAsP/GaAs LED yapılarının alınan HRXRD desenlerinde GaAs tabakalarına ait pikin yarılmamış olması, GaAs tabakalarının alttaş ile uyumlu büyümüş olduğunu gösterdi. GaAsP tabakalarına ait pik pozisyonu, GaAs pikinin sağ tarafında yer alacak şekilde, P oranındaki artmaya bağlı olarak kaydığı gözlendi. Bu durum GaAsP için beklenen bir durumdur. GaAs yapısına ait FWHM değerlerinin küçük olması GaAs alttaş üzerine büyütülen GaAs tampon tabakasının alttaş ile uyumlu ve iyi kristal kalitesinde büyüdüğünü, farklı numuneler için bu değerdeki bazı dalgalanmaların ise büyütme esnasında oluşabilen safsızlık atomlarının yapıya girmiş olabileceği ya da alttaştan kaynaklanan bazı kristal kusurlarının oluştuğu şeklinde açıklanabilir. GaAsP tabakalarına ait piklerin FWHM değerlerinin GaAs'a göre daha büyüktür. Öte yandan alaşımdaki P oranı arttıkça FWHM değerlerinin genel olarak artma eğiliminde olduğu gözlendi. Bunun nedeni P oranı arttıkça yapının kristal kalitesinin azaldığı anlamına gelmemektedir. Bu durumun genel nedeni, büyütülen yapının P oranı açısından doğrusal artımlı olmasıdır. Ayrıca FWHM değerinin artmasında, tabaka gevşemesi ve kristaldeki kusurlar ve p-n eklem yapılarındaki yüksek katkılama da etken olduğu bilinmektedir. Büyütülen sekiz adet GaAsP/GaAs p-n eklemli yapılarında; alttaş sıcaklığı, elementlerin moleküler demet miktarı (akı değerleri), III/V akı oranı ve V. grup element akılarının oranı gibi kristal büyütme

şartlarının farklılaşması ile GaAsP yapısındaki fosfor içeriklerinin değişim gösterdiği belirlendi. Bu yapıların aynı akı oranlarına sahip A1 ve A2 numunelerinin büyütme sıcaklıkları düşerken fosfor oranı artmaktadır. Aynı durum A4 ve A5 numuneleri arasında da görülmektedir. A5, A6 ve A7 numunelerinin büyütme sıcaklıkları aynı iken akı oranlarının (P akı değerinin) artmasına bağlı olarak fosfor içerikleri artmaktadır. Aynı durum A1 ile A3 ve A4 ile A8 numuneleri arasında da görülmektedir. Bu sonuç, sıcaklık arttıkça fosforun yapışma katsayısının azaldığını göstermektedir.

InGaN/GaN MQW LED yapılarının HRXRD ölçümlerinden elde edilen kırınım deseninde en şiddetli pik olan ve GaN tabakasına ait pikin sağ tarafında kuantum kuyularına ait uydu pikleri gözlendi. Uydu piklerindeki ayrık girişim saçakları keskin kuyu/bariyer arayüzlerine karşılık gelmektedir. Bu yapılardaki ortalama In konsantrasyonu "0. uydu piki" nin ana GaN pikinden açısal ayırımı ile hesaplandı. InGaN/GaN MQW yapılarının alttaş sıcaklığı, *TMIn* basıncı, büyütme basıncı, kuyu büyütme süresi ve bariyer büyütme süresi gibi kristal büyütme şartları, alaşımdaki elementlerin yüzdeleri üzerinde etkiye sahip olduğu görüldü. B1, B2, B3 ve B6 numunelerinde kuyu büyütme süresi ve *TMIn* akı değeri aynı olmasına rağmen daha düşük sıcaklıkta büyütülen numunelerin In konsantrasyonu daha büyüktür. Bu durum, yüksek sıcaklıkta In'un uçuculuğunun artmasından kaynaklanmaktadır. Kuyu büyüme süresi B3 ve B4 numunelerinde arttırıldığı zaman, In konsantrasyonu çok az değiştiği gözlendi. *TMIn* akı oranı yüksek olan B5 numunesi için, In konsantrasyonu aynı büyüme sıcaklığına sahip olan B3 ve B4 numunelerine göre daha büyük olduğu gözlendi. Bu sonuç, beklenildiği gibi, *TMIn* akı oranının In konsantrasyonu üzerinde baskın olduğunu gösterdi. B1, B2, B3 ve B6 numuneleri göz önüne alındığında, uydu piklerinin FWHM değerleri artan büyütme sıcaklığı ile azaldığı görüldü. Böylece kristal kalitesi, In konsantrasyonunun azalması ile geliştirilmiş oldu. Buna ilaveten, B3, B4 ve B5 numunelerinin, birinci uydu pikinin FWHM değerleri incelendiğinde B3 numunesinin değeri daha düşüktür. B3 numunesinin kuyu büyütme süresi diğerlerinden daha düşük olduğundan, kuyu büyütme süresinin kristal kalitesine olumlu etki ettiği yorumu yapıldı. Ayrıca bu durum, kısa kuyu büyütme sürecinde kuyu içerisinde olabilecek In homojensizliğini azalttığı şeklinde de

değerlendirilebilir. HRXRD sonuçları kullanılarak B1-B6 numunelerinin kuyu/engel kalınlıkları belirlendi. Bir örnek olarak, B3 numunesinin toplam QW ve üst tabaka kalınlıkları SEM kullanılarak elde edildi. HRXRD ve SEM vasıtasıyla elde edilen sonuçlar birbiri ile uyum sağladığı görüldü. InGaN'a ait XRD piklerinin kompozisyonel dalgalanmalarından kaynaklanan genişlemeye rağmen bu uyum HRXRD ölçümleri sonucunda elde edilen değerlerin güvenilir olduğunun bir göstergesidir.

İncelenen GaAsP/GaAs yapılarının enerji-bant yapısındaki bantlar arası geçişlere karşılık gelen ve kritik nokta enerjileri olarak adlandırılan enerji değerleri, 1,5-5 eV foton enerjisi aralığında SE ile ölçülen dielektrik fonksiyonunun analizi ile elde edildi. GaAsP/GaAs numunelerinin tümünün üst tabaka kalınlığı 1 μm'den fazla (elipsometre ölçüm aralığı dalgaboyundan daha büyük) olduğu için elipsometrik veriler çizgi-şekli analizi ile elde edildi ve alaşımlarının bantlar-arası geçiş kenarlarının kritik nokta enerjileri belirlendi. Artan fosfor oranıyla, E_1, $E_1+\Delta_1$, E'_0 ve E_2 kenarları lineer olarak yüksek enerjilere doğru (maviye) kaydığı ve spin-yörünge ayrılma enerjisinin (Δ_1) ise azaldığı tespit edildi. Ayrıca, E_0 enerjisi, fosfor kompozisyonunun artmasına bağlı olarak pozitif bükülme ile yüksek enerjilere doğru kaydı. Literatürde GaAsP alaşımlarının bükülme parametresi için farklı değerler mevcuttur. Hesaplamalarımızda bükülme parametresi *b*, daha önce bulunan değerlerle uyumlu olacak şekilde, 0,23 eV olarak bulundu. Enerji noktalarındaki bu artışın belirlenmesi, ilgili yapılardan üretilebilecek LED gibi opto-elektronik cihazların emisyon dalga boyunun önceden belirlenmesinde kullanılabilmesi açısından önemlidir. Enerji spektrumunda geçişlere karşılık gelen piklerin genişliklerinin artması, üretilebilecek cihaz emisyon verimini olumsuz etkilemektedir. $GaAs_{1-x}P_x/GaAs$ üçlü alaşımlarda pik genişleme parametresi Γ'nın fosfor kompozisyonuna göre değişimi en iyi-fit sonuçlarından elde edildi. CP'lerden E_1 ve $E_1+\Delta_1$ pikleri için genişleme parametreleri fosfor kompozisyonunun artışı ile sırasıyla 0,07 ve 0,05 eV arttığı gözlendi. Bu artış literatürde benzer alaşımlar için elde edilenlerle uyumludur. Genişlemedeki bu artış alaşım saçılması ve büyük-ölçüde kompozisyonel değişimler ile açıklanabilir. E_0 pikinin diğerlerine göre

genişlemesi ve genişlemenin komposizyona göre artış oranı daha küçük (0,03 eV) olduğu belirlendi. Bu ise, alaşımdaki kompozisyon değişiminin E_{Γ}^{Γ} geçiş pikinin genişlemesi üzerinde çok az bir etkiye sahip olduğunu ifade etmektedir. Diğer bir ifadeyle E_1 ve $E_1+\Delta_1$ kritik noktaları, E_0 kritik noktasına göre fosforun neden olduğu düzensizlikten daha fazla etkilenmişlerdir.

Tabaka kalınlıkları ince olduğundan (kuyu kalınlığı 2-3 nm) InGaN/GaN MQW LED yapılarının, 2-4,7 eV foton enerjisi aralığında, SE ölçümleriyle elde edilen dielektrik fonksiyonu Tauch-Lorentz dispersiyon ve yeni amorf dispersiyon ifadelerine dayalı modeller ile analiz edildi. Bu modelleme ile dedektörün ölçüm aralığı (2-4,7 eV) küçük olduğundan, sadece E_0 enerjisi belirlenebildi. Dielektrik fonksiyonu spektrumunda tüm numuneler için GaN piki yaklaşık 3,4 eV civarında gözlendi. Bu modelleme sonucunda örnek olarak incelenen B2 ve B3 numunelerinde InGaN için PL ölçüm sonuçları ile uyumlu yasak enerji aralığı değerleri belirlendi.

Farklı konsantrasyonlara sahip olan $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs LED yapılarının oda sıcaklığında PL ölçüm sonuçları PL şiddetinin foton enerjisi değişimine göre alındı. Fosfor kompozisyonundaki artış, numunelerin banttan banda geçişlerine karşılık gelen ana pik pozisyonunun değişmesine (maviye kaymasına) sebep oldu. Numunelerin PL ölçümlerinden belirlenen banttan banda geçiş enerjileri değerlerini kullanarak Vegard yasası denkleminden fosfor içeriğini belirlendi. Vegard denkleminde bulunan bükülme parametresi SE kritik nokta enerjileri analizi sonucunda 0,23 eV olarak bulundu. PL'den elde edilen yasak enerji aralığı değerleri kullanılarak elde edilen fosfor kompozisyon değerleri, HRXRD ölçümleri sonucu elde edilen fosfor kompozisyon değerleri ile uyumlu olduğu görüldü. Yapılardaki fosfor oranının artmasına bağlı olarak, yasak enerji aralığı enerjileri pozitif bükülme ile maviye kaydığı görüldü. SE analizlerinden de elde edilen bükülme parametresi, PL sonuçlarının analizinden de elde edildi (0,23 eV); bu değerin, elipsometrik analizden elde edilen bükülme parametresi değeri ile uyumlu olduğu görüldü. $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs LED yapılarının PL piklerinin FWHM değerleri, artan P konsantrasyonu ile artmaktadır. Bu artışın, yapılardaki alaşım saçılmasından kaynaklandığı

düşünülmektedir. Bununla birlikte A1 numunesinin P oranı daha düşük olmasına rağmen FWHM değeri yüksek çıktığı görüldü. Bu numunenin XRD pikinin FWHM değeri de A2'ninkinden daha büyük olduğu bulundu. Bu iki veri, A1 numunesinin kristal kusurlarının daha fazla olabileceğini açıklamaktadır.

A4, A5 ve A6 GaAsP/GaAs p-n eklem numunelerinin düşük sıcaklık lüminesans özelliklerini incelendi. Sıcaklık düştükçe yarıiletkenlerin yasak bant enerjisinin arttığı, diğer bir deyişle maviye kayma meydana geldiği gözlendi. Ayrıca Varshni eşitliği göz önüne alınacak olursa, sıcaklık azaldığı zaman yasak enerji aralığı değeri artacağı açıktır. Numunelerin bu genel davranışa uygun bir spektrum sergilediği görüldü. Yasak enerji aralığının sıcaklıkla değişmesinin iki sebepten kaynaklandığı düşünülmektedir: Birincisi kristal örgünün sıcaklığa bağlı olarak değişmesidir. Dolayısıyla sıcaklıktaki azalma örgü sabitinin küçülmesine, bu ise enerji aralığının artmasına neden olacaktır. Yasak enerji aralığı enerjisinin sıcaklık ile değişmesinin ikinci sebebi ise elektron-fonon etkileşmesidir. Bu etkileşme sıcaklık arttığı zaman *Eg(T)*'de azalma olarak ortaya çıkar. Numunelerin ana PL piklerinin FWHM analizi sonucunda 77 K'in üzerindeki FWHM değerlerinin beklenildiği gibi lineer olarak arttığı görüldü. Bu aynı zamanda sıcaklık arttığında termalize olmuş taşıyıcıların gevşediğini gösterir. Aktivasyon enerjisinin temel prensibinden, PL ölçümünde sıcaklık çok düşükse (0 K'e yakınsa), dışarıdan ışık pompalamasıyla üretilen elektronlar ve deşikler eklem bölgesinden kaçamayabilirler. Böylece, üretilen tüm elektronlar ve deşikler yeniden birleşirler ve PL şiddeti ölçüm yapılan diğer sıcaklıklardakinden daha büyük olur. Daha yüksek sıcaklıklara doğru gidildikçe, taşıyıcılar termal aktivasyon enerjisi ile saçılmaya uğrarlar (fonon saçılması gibi) ve böylece PL şiddetinde azalma meydana gelir. İncelenen GaAsP/GaAs p-n eklemli yapılar için, düşük sıcaklık bölgesinde PL şiddetinin sıcaklık artışı ile yavaş bir şekilde düştüğü, yüksek sıcaklık bölgesinde ise, PL şiddetinin sıcaklık artışı ile oldukça hızlı bir şekilde azaldığı gözlendi. Bu davranış, farklı sıcaklık bölgelerindeki iki farklı aktivasyon enerjisine sahip iki ışımasız yeniden birleşme mekanizmasının varlığını göstermektedir. A4-A6 numunelerinin aktivasyon enerjileri, PL şiddeti ve sıcaklık değerleri (1/T) kullanılarak Arrhenius denklemine fit edilerek, düşük ve yüksek sıcaklık bölgelerinde hesaplanarak ışımasız geçiş enerjileri belirlendi. En

düşük aktivasyon enerjisine sahip numune A5 iken, en yükseğine sahip olanın A6 numunesi olduğu görüldü. Beklenildiği gibi, yüksek sıcaklık bölgesinde aktif hale gelen tuzak seviyelerinin enerjisi düşük sıcaklık bölgesinde oluşandan daha büyüktür. Bu seviyelerin, yapıların büyütülmesinde istenmeyen safsızlıklardan kaynaklanmış olabileceği düşünülmektedir.

Bu çalışmada incelenen farklı konsantrasyonlara sahip altı adet $In_xGa_{1-x}N/GaN$ MQW LED yapılarının oda sıcaklığında ve düşük sıcaklıklarda PL ölçümleri yapıldı. Oda sıcaklığı PL emisyon pik pozisyonlarından elde edilen yasak enerji aralığı değerleri ve HRXRD kırınım desenlerinden elde ettiğimiz konsantrasyon değerleri kullanılarak bükülme parametresi 3,11 eV olarak bulundu. Yapılardaki indiyum düzensizliğinden dolayı, yasak enerji aralığı değerlerinin negatif bükülme ile kırmızıya kaydığı görüldü. Ayrıca, oda sıcaklığı PL piklerinde literatürde sarı-lüminesans bandı olarak adlandırılan yaklaşık 2,3 eV değerinde geniş bir pik gözlendi. Gözlenen yayvan lüminesans piki GaN tabanlı LED yapıları için GaN yapısındaki Ga safsızlıklarından ve yapıda oluşan V-tipi kusurlardan kaynaklandığı bilinmektedir. Tüm numunelerde bant kenarı piklerinde safsızlık seviyelerine ait geçişlere karşılık gelen ışıma pikleri gözlendi. Safsızlık pikinin B6 numunesinde diğerlerine göre daha baskın olduğu görüldü. Bu yüzden B6 numunesinin emisyon pikinin FWHM değeri diğerleri ile karşılaştırıldığında daha büyüktür. B1 numunesi dışında bant kenarı emisyon pikinin FWHM değeri, In konsantrasyonunun artmasına paralel olarak arttığı gözlendi. B2 ve B3 numunelerinin PL emisyonundaki safsızlık pik şiddetleri, diğer numunelere göre daha zayıftır. Ayrıca, yüksek sıcaklıkta bu numunelerin PL şiddetinin arttığı ve FWHM değerlerinin azaldığı görüldü. En düşük In konsantrasyonuna sahip B1 numunesinin emisyon piki diğer numunelerden farklı bir davranış sergilemektedir. B1 numunesinin PL pikindeki genişleme kuyu tabakasındaki In konsantrasyonunun baskın homojensizliği ile açıklanabilir. B1, B2, B3, B4 ve B6 numuneleri aynı *TMIn* akı şartında büyütülmesine rağmen, 720 °C'de büyütülen B2 numunesinin PL emisyon dalgaboyu, 710 °C'de büyütülen B3, B4 ve B6 numunelerine göre maviye kaydı. Büyütme sıcaklığının artması yapıdaki In oranında azalmaya ve QW'in emisyon dalgaboyunun maviye kaymasına neden

olmuştur. B5 numunesi, B3 numunesi ile aynı büyüme sıcaklığına sahip olmasına rağmen, B5 numunesinin *TMIn* akı basıncı B3 numunesine göre fazla olduğu için pik emisyon dalgaboyu B3 numunesine göre kırmızıya kaydığı görüldü. Sonuç olarak, InGaN/GaN MQW yapılarının büyütülmesi sürecinde büyüme sıcaklığı ve *TMIn* akı oranı In konsantrasyonunda önemli bir role sahip olduğu anlaşılmaktadır. Aynı TMIn akı oranı ve büyüme sıcaklığına sahip numunelerde (B3 ve B4) lüminesans emisyon dalgaboyunda meydana gelen kaymaların, MQW'in büyütülmesi sırasında In konsantrasyonundaki dalgalanmaya bağlı olan gerilmelerden kaynaklanan kuantum boyut etkisi ile ilişkili olduğu düşünülmektedir. Diğer büyütme şartları aynı olan numunelerde (B3, B4 ve B5), kuyu büyüme zamanının azalması (InGaN tabaka kalınlığının azalması) luminesans şiddetini artırmaktadır.

InGaN/GaN MQW LED yapılarının (B2, B3, B4 ve B5) düşük sıcaklık PL spektrumlarının çoklu pik davranışı sergilediği görüldü. Sıcaklık arttıkça MQW ile ilişkili olan ana emisyon piklerinin PL şiddeti, tüm numunelerde baskın hale geldi ve derin lokalize seviyelere ait olan diğer piklerin şiddeti hızlı bir şekilde azaldı. Numunelere ait olan ana PL pikleri sıcaklık değeri arttıkça, literatürde potansiyel homojensizliği ve taşıyıcı yeniden birleşmesinin lokalize karakteri ile açıklanan "S-şekli (kırmızıya-maviye-kırmızıya kayma davranışı)" sergiledi. Numunelerin PL piklerinin FWHM analizi yapıldı ve 77 K'in üzerindeki FWHM değerlerinin lineer olarak arttığı görüldü. Bu artış, ısıl taşıyıcı dağılımı ile açıklanabilmektedir. Bu aynı zamanda sıcaklık arttığında termalize olmuş taşıyıcıların gevşediğini gösterir. 77 K'in altında FWHM değerleri sıcaklık arttıkça azalmaktadır. Bu ters davranış kuantum kuyularında yer alan taşıyıcılarının termal enerji yardımıyla kuyulardan kurtulması ya da kuyulardan bariyerlere doğru bir tünelleme yapması ile açıklanabilir. Termal enerji kuantum kuyusunda yer alan elektronların eksiton bağlanma enerjisi ile aynı mertebelere ulaştığında, eksiton çözünmesi sonucunda yaratılan serbest taşıyıcılar daha düşük yerel enerji minimumu bulabilmek için kuyu bölgesinden bariyere doğru tünelleme yaparlar ya da kuyu bölgesinden kaçarlar. Serbest taşıyıcılardaki bu azalma PL spektrumunun yarı genişliğinde daralma ile sonuçlanır. 77 K değerinden sonra FWHM değerinde beklendiği üzere bir artma meydana gelmektedir. Bu artmanın sebebi ise malzemede meydana gelen alaşım

saçılmaları sonucunda PL pikinin termal genişlemesidir. Öte yandan, PL şiddetinin sıcaklıktaki artış ile azaldığı görüldü. PL ölçümünde sıcaklık çok düşükse, dışarıdan ışık pompalamasıyla üretilen elektronlar ve deşikler kuantum kuyusundan kaçamayabilirler. Böylece, üretilen tüm elektronlar ve deşikler kuantum yapılarında yeniden birleşirler ve PL şiddeti ölçüm yapılan diğer sıcaklıklardakinden daha büyük olur. Daha yüksek sıcaklıklara doğru gidildikçe, kuantum yapılarındaki taşıyıcılar termal aktivasyon enerjisi etkisinde kalırlar ve taşıyıcılar kuyulardan kaçmaya başlarlar ve PL şiddeti düşer. Düşük sıcaklık bölgesinde, PL şiddeti sıcaklık artışı ile yavaş bir şekilde düşerken, yüksek sıcaklık bölgesinde ise, PL şiddeti sıcaklık artışı ile oldukça hızlı bir şekilde azalmaktadır. Bu davranış, farklı sıcaklık bölgelerindeki iki farklı aktivasyon enerjisine sahip iki ışımasız yeniden birleşme mekanizmasının varlığını gösterdi. GaAsP yapılarında açıklandığı gibi bu yapılarda da düşük sıcaklıklarda, foto-üretilmiş taşıyıcıların bazıları aktif ışımalı yeniden birleşme merkezleri gibi davranan lokalize olmuş potansiyel minimumları tarafından (tuzak seviyeleri) tuzaklanır, bazıları ise ışımasız yeniden birleşme merkezlerine yakalanırlar. Bu ise PL şiddetinin azalmasına neden olur. Literatürde yapılan değerlendirmeler, genellikle In oranının artması ile aktivasyon enerjisinin artması yönündedir. Ancak, aktivasyon enerjisindeki değişmeler, büyütme şartlarının bir bütün olarak değerlendirilmesi gerektirdiğini düşündürtmektedir. Bizim numunelerimizde, aktivasyon enerjisinin In oranına bağlı olarak standart bir değişimi gözlenmemiştir. Aktivasyon enerjisi kusur seviyeleri olarak da tarif edildiğinden, büyütme sırasında; In akı oranı, alttaş sıcaklığı, büyütme süresi gibi büyütme şartlarının hangisinin kusur oluşmasına yol açmış olduğunun analizini tam olarak değerlendirmek mümkün olmayabilir.

Yapılan kristal büyütme ve bu yapıların analizleri sonucunda gerek MBE gerekse MOCVD ile büyütülen p-n eklem yapılarının kristal kalitesi ve lüminesans emisyonlarında, kristal büyütme şartlarının temel faktör olduğu görülmüştür. GaAsP'lı yapılarda GaAs alttaş ile örgü uyumu doğrusal artımlı büyütme modu ile; InGaN'lı yapılarda ise safir alttaş ile örgü uyumu AlN tabaka büyütme ile sağlandığı görülmüştür. Fosfor ve In içeren yapıların büyütülmesinde, homojen alaşım oranı elde etmede, alttaş sıcaklığının her iki kristal büyütme yönteminde de önemli olduğu

tespit edildi. In içeren kuantum kuyulu yapılarda, kuyu büyütme süresinin kısa olması lüminesans verimini (şiddet ve pik genişliği açısından) olumlu etkilediği doğrultusunda bazı bulgulara ulaşılmış; ancak kesin katkısı, diğer büyütme faktörlerinden tam olarak ayırt edilemediğinden yeterli bir kanaat oluşamamıştır. Bununla birlikte kuyu büyütme süresindeki farklılıkların emisyon dalgaboyunda bir miktar değişimlere yol açmaktadır.

Yukarıda detaylı olarak sunulan bu çalışmada ulaşılan sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir:

- HRXRD desenlerinin analizlerinden GaAsP/GaAs ve InGaN/GaN/AlN/Al_2O_3 yapılarının iyi kristal kalitesinde olduğu gözlendi. Bu ise GaAsP yapısında lineer artımlı yapının başarılabildiği ve InGaN'lı yapıda AlN tabakasının gerilmeleri minimize ettiğini ifade etmektedir.
- P ve In akı değerlerinin yapıdaki diğer türlere göre artışının, alaşımdaki oranlarını artırmaktadır.
- Alttaş sıcaklığının artması, P ve In oranlarını azaltmaktadır.
- Kristal büyütme şartlarının iyi optimize edilmesinin lüminesans verimliliği üzerinde temel etken olduğu anlaşıldı.
- Kuyu büyütme süresinin artmasının yapıdaki In oranını fazla etkilemediği, bununla birlikte lüminesans şiddetini olumsuz etkilemektedir.
- GaAsP/GaAs yapılarının elipsometrik analizleri sonucunda bant enerjisi için bükülme parametresi, literatürle uyumlu olarak b=0,23 eV değerinde bulundu.
- Lüminesans şiddeti ve pik yarı-genişlikleri dikkate alındığında, GaAsP p-n eklemli yapının 520 °C'de büyütülmesinin uygun olduğu görüldü.
- InGaN QW yapıları, lüminesans pik şiddeti açısından değerlendirildiğinde, en verimli durum, 710 °C büyütme sıcaklığında ve 90 s kuyu büyütme süresinde elde edildi.
- Pik yarı-genişliği açısından ise 720 °C büyütme sıcaklığı ve 90 s büyütme süresi için elde edildi.

- Düşük In oranlı InGaN yapıları için uygun büyütme sıcaklığının 710 °C civarında olabileceği önerilmektedir.
- InGaN yapıları için HRXRD ve SEM vasıtasıyla elde edilen sonuçlar birbiri ile uyum sağladığı görüldü.
- Bu analizler sonucunda, büyütülen GaAsP ve InGaN p-n eklem yapılarının LED cihazı geliştirmede kullanılabileceği önerilmektedir.

Bu çalışmada görünür bölgede ışınım verebilen on dört adet p-n eklem yapısı büyütüldü ve analiz edildi. Geliştirilen p-n eklem yarıiletken numunelerin büyütme şartları ve ulaşılan karakterizasyon sonuçlarının, ilgili yapılardan LED gibi opto-elektronik cihaz üretimine yol gösterici rol üstleneceğini düşünmekteyiz.

KAYNAKLAR

1. Herman, M.A., Sitter, H., "Molecular Beam Epitaxy: Fundamentals and Current Status, Second Edition", ***Springer-Verlag***, Berlin Heidelberg, 1-453 (1996).

2. Singh, J., "Electronic and optoelectronic properties of semiconductor structures", ***Cambridge University Press***, New York, 1-494 (2003).

3. Parker, E.H.C., "The technology and physics of molecular beam epitaxy", ***Plenum Press***, New York, 1-679 (1985).

4. Bauer, G., Richter, W., "Optical Characterization of Epitaxial Semiconductor Layers", ***Springer-Verlag***, New York, 6-128, 287-390 (1996).

5. Bower, D.K., Tanner, B.K., "High resolution x-ray diffractometry and topography", ***Taylor&Francis Group***, London and New York, 1-170 (2002).

6. Gfroerer, T.H., "Photoluminescence in Analysis of Surfaces and Interfaces", Encyclopedia of Analytical Chemistry R.A. Meyers (Ed.), ***John Wiley & Sons Ltd***, Chichester, 9209–9231 (2000).

7. Fujiwara, H., "Spectroscopic Ellipsometry Principles and Applications", ***John Wiley&Sons***, New York, 1-3, 259-260 (2007).

8. Sedrine, N.B., Rihani, J., Stehle, J.L., Harmand, J.C., Chtourou, R., "Spectroscopic ellipsometry analysis of $GaAs_{1-x}N_x$ layers grown by molecular beam epitaxy", ***Materials Science and Engineering C***, 28: 640-644 (2008).

9. Sedrine, N.B., Gharbi, T., Harmand, J.C., Chtourou, R., "Optical constants and critical-point parameters of $GaAs_{1-x}Sb_x$ alloy films grown on GaAs", ***Phys. Stat. Sol. A***, 205(4): 833-836 (2008).

10. Holonyak, Jr.N., Bevacqua, S.F., "Coherent (visible) light emission from $Ga(As_{1-x}P_x)$ junctions", ***Appl. Phys. Lett.***, 1: 82-83 (1962).

11. Brown, A.S., Losurdo, M., Capezzuto, P., Bruno, G., Brown, T., May G., "Fundamental reactions controlling anion exchange during mixed anion heterojunction formation: Chemistry and kinetics of P-for-As exchange reaction", ***J. Appl. Phys.***, 99: 093510 (2006).

12. Liang, B.W., Tu, C.W., "A kinetic model for As and P incorporation behaviors in GaAsP grown by gas-source molecular beam epitaxy", ***J. Appl. Phys.***, 74(1): 255-259 (1993).

13. Nomura, T., Ogasawara, H., Miyao, M., Hagino, M., "Composition control of GaAsP grown by molecular beam epitaxy", ***J. Cryst. Growth***, 111: 61-64 (1991).

14. Mori, M.J., Boles, S.T., Fitzgerald, E.A., "Comparison of compressive and tensile relaxed composition-graded GaAsP and (Al)InGaP substrates", ***J. Vac. Sci. Technol. A***, 28(2): 182-188 (2010).

15. Qi, Y.D., Liang, H., Wang, D., Lu, Z.D., Tang, W., Lau, K.M., "Comparison of blue and green InGaN/GaN multiple-quantum-well light-emitting diodes grown by metalorganic vapor phase epitaxy", ***Appl. Phys. Lett.***, 86: 101903 (2005).

16. Ramaiah, K.S., Su, Y.K., Chang, S.J., Chen, C.H., "A comparative study of blue, green and yellow light emitting diode structures grown by metal organic chemical vapor deposition", ***Solid-State Electronics***, 50: 119-124 (2006).

17. Kim, T.K., Shim, S.K., Yang, S.S., Son, J.K., Hong, Y.K., Yang, G.M., "Influence of growth parameters on the properties of InGaN/GaN multiple quantum well grown by metalorganic chemical vapor deposition", ***Current Appl. Phys.***, 7: 469-473 (2007).

18. Kim, S., Lee, K., Park, K., Kim, C.S., "Effects of barrier growth temperature on the properties of InGaN/GaN multi-quantum wells", ***J. Cryst. Growth***, 247: 62-68 (2003).

19. Nanishi, Y., Saito, Y., Yamaguchi, T., "Molecular beam epitaxy growth and properties of InN and related Alloys", ***Jap. J. Appl. Phys.***, 42(5A): 2549-2559 (2003).

20. Yu, H., Ozturk, M.K., Ozcelik, S., Ozbay, E., "A study of semi-insulating GaN grown on AlN buffer/sapphire substrate by metalorganic chemical vapor deposition", ***J. Crys. Growth***, 293: 273-277 (2006).

21. Cho, Y.H., Fedler, F., Hauenstein, R.J., Park, G.H., Song, J.J., "High resolution x-ray analysis of pseudomorphic InGaN/GaN multiple quantum wells: Influence of Si doping concentration", ***J. Appl. Phys.***, 85: 3006-3008 (1999).

22. Morkoç, H., Strite, S., Gao, G.B., Lin, M.E., Sverdlov, B., Burns, M., "Large-band-gap SiC, III-V nitride, and II-VI ZnSe-based semiconductor device technologies", ***J. Appl. Phys.***, 76: 1363-1398 (1994).

23. Boylestad, R., Nashelsky, L., "Electronic Devices and Circuit Theory", ***Prentice-Holl, Inc.***, New York, 3-25 (2000).

24. Seeger, K., "Semiconductor Physics: An Introduction 8th edition", ***Springer-Verlag***, Berlin, 10-32 (2002).

25. Yu, P.Y., Cardona "Fundumentals of Semiconductors", ***Springer-Verlag Berlin Heidelberg,*** Berlin, 2-11 (1996).

26. Nakamura, S., "A bright future for blue/green LEDs", ***IEEE Circuits and***

Devices, 19-23 (1995).

27. Hudait, M.K., Lin, Y., Palmisiano, M.N., Tivarus, C., Pelz, J.P., Ringel, S.A., "Comparison of mixed anion, $InAs_yP_{1-y}$ and mixed cation, $In_xAl_{1-x}As$ metamorphic buffers grown by molecular beam epitaxy on (100) InP substrates", ***J. Appl. Phys.***, 95(8): 3952-3960 (2004).

28. Alahmary, A., Bouarissa, N., Kamli, A., "Band structure and lattice vibration properties of III-P ternary alloys", ***Physica B***, 403 (12): 1990-1995 (2008).

29. Morkoç, H., "Nitride Semiconductors and Devices", ***Springer-Verlag***, Berlin Heildelberg New York, 8-44 (1999).

30. Tansley, T.L., Egan R.J., "Defects, optical absorption and electron mobility in indium and gallium nitrides", ***Physica B: Con. Mat.***, 185(1-4): 190-198 (1993).

31. Strite S., Morkoç H., "GaN, AlN and InN: A review", ***Journal of Vacuum Science Technology B***, 10(4): 1237-1266, (1992).

32. Bloom, S., "Band structures of GaN and AlN", ***J. Chem. Phys. Sol.***, 32(9): 2027-2032 (1971).

33. Razeghi, M., Henini, M., "Optoelectronic devices: III-Nitrides", ***Elsevier Ltd.***, London, 1-8 (2004).

34. Johnson, W.C., Parsons, J.B., "Nitrogen compounds of gallium. I,II", ***J. Phys. Chem.***, 36: 2588-2594 (1932).

35. Tansley, T.L., Foley, C.P., "Optical band gap of indium nitride", ***J. Appl. Phys.***, 59: 3241-3244 (1986).

36. Butcher, K.S.A., Wintrebert-Fouquet, M., Chen, P.P.T., Timmers, H., Shrestha, S.K., "Detailed analysis of absorption data for indium nitride", ***Mater. Sci. Semicond. Process.***,6: 351-354 (2003).

37. Matsuoka, T., Okamoto, H., Nakao, M., Harima, H., Kurimoto, E., "Optical Bandgap Energy of Wurtzite InN", ***Appl. Phys. Lett.***, 81(7): 1246-1248 (2002).

38. Trautman, P., Pakula, K., Witowski, A.M., Baranowski, J.M., "An Estimate of the Energy Gap of InN from Measurements of the Fundamental Absorption Edge", ***Acta Physica Polonica A***, 108(5): 903-908 (2005).

39. Van de Walle, C.G., McCluskey, M.D., Master, C.P., Romano, L.T., Johnson, N.M., "Large and composition-dependent band bowing in $In_xGa_{1-x}N$ alloys", ***Materials Science and Engineering B,*** 59: 274-278 (1999).

40. Chiu, S.Y., Anwar, A.F.M., Wu, S., "Base transit time in abrupt

GaN/InGaN/GaN HBT's", ***IEEE Transactions on Electron Devices***, 47(4): 662-666 (2000).

41. Liou, B.T., Lin, C.Y., Yen, S.H., Kuo, Y.K., "First-principles calculation for bowing parameter of wurtzite $In_xGa_{1-x}N$", ***Optics Communications***, 249: 217–223 (2005).

42. Nakamura, S., "InGaN-based blue light-emitting diodes and laser diodes", ***J. Crystal Growth***, 201/202: 290-295 (1999).

43. Bayliss, S.C., Demeester, P., Flecther, I., Maretin, R.W., Middleton, P.G., Moerman, I., O'Donnell, K.P., Sapelkin, A., Trager-Cowan, C., Van Der Stricht, W., Young C., "The optical and structure properties of InGaN epilayers with very high indium content", ***Materials Science and Engineering B,*** 59: 292-297 (1999).

44. Hanser, A.D., Banks, A.D., Davis, R.F., Jahnen, B., Albrecht, M., Dorsch, W., Christiansen, S., Strunk, H.P., "Growth and microstructure of $In_xGa_{1-x}N$ films grown on SiC substrate via low pressure metalorganic vapor phase epitaxy", ***Materials Science in Semiconductor Processing***, 3: 163-171 (2000).

45. Keller, S., Keller, B.P., Kapolnek, D., Abare, A.C., Mosui, H., Coldren, L.A., Mishra, U.K., Den Baars, S.P., "Growth and characterization of bulk InGaN films and quantum wells", ***Appl. Phys. Lett.***, 68(22): 3147-3149 (1996).

46. Dussaigne, A., Damilano, B., Grandjean, N., Massies, J., "In surface segregation in InGaN/GaN quantum wells", ***J. Cryst. Growth***, 251: 471-475 (2003).

47. Morthier, G., Vankwikelberge, P., " Handbook of Distributed Feedback Laser Diodes", ***Artech House Inc.,*** Boston, London, 6-10 (1997).

48. Sze, S.M., "Semiconductor Devices, Physics and Technology", ***John Wiley&Sons***, USA, 85-127, 288-294 (2002).

49. Manasreh, O., "Semiconductor Heterojunctions and Nanostructures", ***McGraw-Hill***, NY, 166, 503-510 (2005).

50. Hecht, J., "Understanding lasers: An entry level guide", ***IEEE Press***, NJ, 272-276, 281-283 (1991).

51. Varriano, J.A., Koch, M.W., Johnson, G.G., Wicks, G.W., "GaInP and AlInP grown by elemental source molecular beam epitaxy", ***J. Electronic Materials***, 21: 195-198 (1992).

52. Suryanarayana, C., Norton, M.G., "X-ray diffraction a practical approach", ***Plenum Press***, New York, 98, 125 (1998).

53. Zhou, D., Usher, B.F., "Deviation of the AlGaAs lattice constant from Vegard's law", ***J. Phys. D: Appl. Phys.***, 34: 1461-1465 (2001).

54. Kınacı, B., "$In_xGa_{1-X}As$/GaAs Çoklu Kuantum Kuyu Yapısının MBE Tekniği ile Büyütülmesi: Yapısal, Optik ve Elektriksel Özelliklerinin İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, ***Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü***, Ankara, 48 (2009).

55. Sanz-Hervas, A., Garrido, M., Aguilar, M., Sacedon, A., Sfinchez-Rojas, J.L., Calleja, E., Mufioz, E., Villar, C., Abril, E.J., Lopez, M., "Application of high resolution X-ray diffractometry to the structural study of epitaxial multilayers on novel index surfaces", ***Microelectronics Journal***, 28(8-10): 777-784 (1997).

56. Sundaram, M., Wang, S.C., Taylor, M.F., Reisinger, A., Milne, G.L., Rei, K.B., Rose, R.E., Marin, R.R., "Two-color quantum well infrared photodetector focal plane arrays", ***Infrared Phys. Technol***, 42: 301-308 (2001).

57. Kim, K.J., Lee, M.H., Bahng, J.H., Shim, K., Choe, B.D., "Optical constants and electronic interband transitions of disordered $GaAs_{1-x}P_x$ alloy", ***J. Appl. Phys.***, 84(7): 3696-3699 (1998).

58. Varshni, Y.P., "Temperature dependence of the energy gap in semiconductors", ***Physica***, 34: 149-154 (1967).

59. Yu, N.S., Guo, L.W., Chen, H., Xing, Z.G., Wang, J., Zhu X.L., Peng M.Z., Yan J.F., Jia H.Q., Zhou J.M., "Luminescent Characteristics of Near Ultraviolet InGaN/GaN MQWs Grown on Grooved Sapphire Substrates Fabricated by Wet Chemical Etching", ***Chinese Physics Letters***, 23(8): 2243-2246 (2006).

60. Yasan, A., McClintock, R., Mayes, K., Kim, D.H., Kung, P., Razeghi, M., "Photoluminescence study of AlGaN-based 280 nm ultraviolet light-emitting diodes", ***Appl. Phys. Lett.***, 83(20): 4083-4085 (2003).

61. Leroux, M., Grandjean, N., Beaumont, B., Nataf, G., Semond, F., Massies, J., Gibart, P., "Temperature quenching of photoluminescence intensities in undoped and doped GaN", ***J. Appl. Phys.***, 86: 3721-3728 (1999).

62. Sun, H.D., Calvez, S., Dawson, M.D., Gupta, J.A., Aers, G.C., Sproule, G.I., "Thermal quenching mechanism of photoluminescence in 1.55 μm GaInNAsSb/Ga(N)As quantum-well structures", ***Appl. Phys. Lett.***, 89: 101909 (2006).

63. Liu, C.Y., Yuan, S., Dong, J.R., Chua, S.J., Chan, M.C.Y., Wa, S.Z., "Temperature-dependent photoluminescence of GaInP/AlGaInP multiple quantum well laser structure grown by metalorganic chemical vapor deposition with tertiarybutylarsine and tertiarybutylphosphine", ***J. Appl. Phys.***, 94(5): 2962-2967 (2003).

64. JCPDS-ICDD, Powder Diffraction Files CD-ROM, Card 32-0397 (1981).

65. Takaqi, S., "Dynamical theory of diffraction applicable to crystals with any kind of small distortion", ***Acta Crystallogr.***, 15: 1311-1312 (1962).

66. Taupin, D., "Theorie dynamique de la diffraction des rayons x par les crustaux deformes", ***Bull. Soc. Fr. Mineral. Crystallogr.***, 87: 469-511 (1964).

67. LEPTOS User Manual (www.bruker-axs.de), Version 2 (2004).

68. Choi, R.J., Suh, E.K., Lee, H.J., Hahn, Y.B., "Effects of Growth Variables on Structural and Optical Properties of InGaN/GaN Triangular-Shaped Quantum Wells", ***Korean J. Chem. Eng.***, 22(2): 298-302 (2005).

69. Lautenschlager, P., Garriga, M., Logothetidis, S., Cardona, M., "Interband critical points of GaAs and their temperature dependence", ***Phys. Rev. B***, 35(17): 9174-9189 (1987).

70. Adachi, S., "Optical properties of GaAs partially amorphized by ion implantation: Effective-medium-approximation analysis", ***J. Appl. Phys.***, 69 (11): 7768-7773 (1991).

71. Adachi, S., "Model dielectric constants of GaP, GaAs, GaSb, InP, InAs, and InSb", ***Phys. Rev. B***, 35: 7454-7463 (1987).

72. Adachi, S., "Optical properties of $Al_xGa_{1-x}As$ alloys", ***Phys. Rev. B***, 38: 12345-12352 (1988).

73. Forouhi, A. R., Bloomer, I., "Optical properties of crystalline semiconductors and dielectrics", ***Phys. Rev. B***, 38: 1865–1874 (1988).

74. Yoon, J.J., Ghong, T.H., Byun, J.S., Kang, Y.J., Kim, Y.D., Kim, H.J., Chang, Y.C., Song, J.D., "Observation of new critical point in $In_xAl_{1-x}As$ alloy using spectroscopic ellipsometry", ***Appl. Surf. Sci.***, 256(4): 1031-1034 (2009).

75. Ghong, T.H., Kim, T.J., Jung, Y.W., Kim, Y.D., Aspnes, D.E., "Overlayer effects in the critical-point analysis of ellipsometric spectra:Application to $In_xGa_{1-x}As$ alloys" , ***J. Appl. Phys.***, 103: 073502 (2008).

76. Lautenschlager, P., Logothetidis, S., Vina, L., Cardona, M., "Ellipsometric studies of the dielectric function of $Cd_{1-x}Mn_xTe$ alloys", ***Phys. Rev. B***, 32(6): 3811-3818 (1985).

77. Wronkowska, A.A., Skowronski, L., Wronkowski, A., Firszt, F., Meczynska, H., Legowski, S., Strzalkowski, K., Arwin, H., "Spectroscopic ellipsometry and photoluminescence investigation of $Zn_{1-x-y}Be_xMg_ySe$ and $Cd_{1-x-y}Be_xZn_ySe$ crystals", ***Phys. Stat. Sol.(a)***, 205(4): 854-858 (2008).

78. Cetin, S.S., Mammadov, T.S., Ozcelik, S., "Compositional effects on the interband transition in $GaAs_{1-x}P_x$ ternary alloys", ***Optoelectron. Adv. Mat.***, 3 (9): 910-916 (2009).

79. Cetin, S.S., Kinaci, B., Asar, T., Kars, I., Ozturk, M.K., Mammadov, T.S., Ozcelik, S., "Effect of Different P/As Ratio on the Optical and Structural Properties of $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs", ***Surf. Interface Anal.***, DOI 10.1002/sia.3265, (2010).

80. Bugajski, M., Kontkiewicz, A.M., Mariette, H., "Energy bands of ternary alloy semiconductors: Coherent-potential-approximation calculations", ***Phys. Rev. B***, 28: 7105-7114 (1983).

81. Wei, S.H., Zunger, A., "Giant and Composition-Dependent Optical Bowing Coefficient in GaAsN Alloys", ***Phys. Rev. Lett.***, 76: 664-667 (1996).

82. Aspnes, D.E., "GaAs lower conduction-band minima: Ordering and properties", ***Phys. Rev. B***, 14: 5331-5343 (1976).

83. Vishnubhatla, S.S., Eyglunent, B., Woolley, J.C., "Electroreflectance measurements in mixed III-V alloys", ***Can. J. Phys.***, 47: 1661-1670 (1969).

84. Hill, R., "Energy-gap variations in semiconductor alloys", ***J. Phys. C***, 7: 521-526 (1974).

85. Cook, C.S., Zollner, S., Bauer, M.R., Aella, P., Kouvetakis, J., Menendez, J., "Optical constants and interband transitions of $Ge_{1-x}Sn_x$ alloys (x<0.2) grown on Si by UHV-CVD", ***Thin Solid Films***, 455-456: 217-221 (2004).

86. Kim, J.S., Kim, E.K. ,Song, J.D. ,Choi, W.J., Lee, J.I., "Study on the Energy-Band Structure of an InAs/InGaAs/GaAs Quantum-Dot Infrared Photodetector Structure", ***Journal of the Korean Physical Society***, 49(5): 2124-2127 (2006).

87. Jeong, M.S., Kim, Y.W., White, J.O., Suh, E.K., Cheong, M.G., Kim, C.S., Lee, H.J., "Spatial variation of photoluminescence and related defects in InGaN/GaN quantum wells", ***Appl. Phys. Lett.***, 79: 3440-3442 (2001).

88. Korcak, S., Ozturk, M.K., Corekci, S., Akaoglu, B., Yu, H., Cakmak, M., Saglam, S., Ozcelik, S., Ozbay, E., "Structural and optical properties of an $In_xGa_{1-x}N$/GaN nanostructure", ***Sur. Sci.***, 601: 3892-3897 (2007).

89. Yam, F.K., Hassan, Z., "InGaN: An overview of the growth kinetics, physical properties and emission mechanisms", ***Superlattices and Microstructures***, 43: 1-23 (2008).

90. Cheng, A.T., Su, Y.K., Lai, W.C., "MOVPE growth of InGaN/GaN multiple quantum wells for the blue laser diode applications", ***J. Cryst. Growth***, 298:

508-510 (2007).

91. Chichibu, S., Azuhata, T., Sota, T., Nakamura, S., "Spontaneous emission of localized excitons in InGaN single and multiquantum well structures", ***Appl. Phys. Lett.***, 69: 4188-4190 (1996).

92. Chiu, C.H., Kuo, S.Y., Lo, M.H., Ke, C.C., Wang, T.C., Lee, Y.T., Kuo, H.C.T., Lu, C., Wang, S.C., "Optical properties of *a*-plane InGaN/GaN multiple quantum wells on *r*-plane sapphire substrates with different indium compositions", ***J. Appl. Phys.***, 105: 063105, (2009).

93. Lai, Y.L., Liu, C.P., Lin, Y.H., Hsueh, T.H., Lin, R.M., Lyu, D.Y., Peng Z.X., Lin, T.Y., "Origins of efficient green light emission in phase-separated InGaN quantum wells", ***Nanotechnology***, 17: 3734–3739 (2006).

94. Cho, H.K., Lee, J.Y., Song, J.H., Yu, P.W., Yang, G.M., Kim, C.S., "Influence of strain-induced indium clustering on characteristics of InGaN/GaN multiple quantum wells with high indium composition", ***J. Appl. Phys.***, 91(3): 1104-1107 (2002).

95. Cho, Y.H., Gainer, G.H., Fischer, A.J., Song, J.J., Keller, S., Mishra, U.K., DenBaars, S.P., "'S-shaped' temperature-dependent emission shift and carrier dynamics in InGaN/GaN multiple quantum wells", ***Appl. Phys. Lett.***, 73: 1370-1372 (1998).

96. Xu, Z., Leosson, K., Birkedal, D., Lyssenko, V., Hvam, J.M. and Sadowski J., "InGaAs/GaAs quantum-dot-quantum-well heterostructure formed by submonolayer deposition", ***Nanotechnology***, 14: 1259-1269 (2003).

97. Lubyshev, D.I., Gonzalez-Borrero, P.P., Marega, D., Petitprez, E., Scala N.L. and Basmaji, P., "Exciton localization and temperature stability in self-organized InAs quantum dots", ***Appl. Phys. Lett.***, 68 (2): 205-207 (1996).

98. Xu, Z.Y., Lu, Z.D., Yang, X.P., Yuan Z.L., Zheng, B. Z., Xu J.Z., Ge, W.K., Wang, Y., Wang, J., Chang L.L., "Carrier relaxation and thermal activation of localized excitons in self-organized InAs multilayers grown on GaAs substrates", ***Phys. Rev. B***, 54: 11528-11531 (1996).

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : ÇETİN, Saime Şebnem

Uyruğu : T.C.

Doğum tarihi ve yeri : 12.09.1976 Söke

Medeni hali : Bekar

Telefon : 0 (312) 202 12 68

Faks : 0 (312) 212 78 16

e-mail : cetins@gazi.edu.tr

Eğitim

Derece	**Eğitim Birimi**	**Mezuniyet tarihi**
Yüksek lisans	Gazi Üniversitesi /Fizik Bölümü	2004
Lisans	Ankara Üniversitesi/ Fizik Bölümü	2000
Lise	Aydın Efeler Lisesi	1993

İş Deneyimi

Yıl	**Yer**	**Görev**
2001-2010	Gazi Üniversitesi	Araştırma Görevlisi

Yabancı Dil

İngilizce

Tezle İlgili Yayınlar

Science Citation Index Tarafından Taranan Dergilerde Yayınlanan Makaleler

1. **Cetin, S.S.**, Mammadov, T.S., Ozcelik, S., "Compositional effects on the interband transition in $GaAs_{1-x}P_x$ ternary alloys", ***Optoelectron. Adv. Mat.***, 3 (9): 910-916 (2009).

2. **Cetin, S.S.**, Kinaci, B., Asar, T., Kars, I., Ozturk, M.K., Mammadov, T.S., Ozcelik, S., "Effect of Different P/As Ratio on the Optical and Structural Properties of $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs", ***Surf. Interface Anal.***, DOI 10.1002/sia.3265 (2010).

3. **Çetin**, **S.Ş.**, Özçelik, S., Mammadov, T., Özbay, E., "The effect of growth conditions on the optical and structural properties of InGaN/GaN MQW LED structures that are grown by MOCVD", yayınlanmak üzere dergiye gönderildi.

Ulusal Hakemli ve Diğer Bilimsel Dergilerde Yayınlanan Makaleler

1. Kınacı, B., Asar, T., **Çetin**, **S.Ş.**, Mammadov, T.S., Özçelik, S., "Epitaxial Growth And Characterization of $GaAs_{1-X}P_x$/GaAs Structures", ***Balkan Physics Letters***, 15 (1): 151049 (2009).

Ulusal ve Uluslar Arası Kongre Tebliğleri

1. **Çetin**, **S.Ş.**, Özçelik, S., Mammadov, T., "MBE Büyütme Şartlarının GaAsP Alaşımının Optik ve Yapısal Özelliklerine Etkisi", ***15. Yoğun Madde Fiziği Kongresi***, 7 Kasım 2008, Ankara, Türkiye.

2. **Çetin**, **S.Ş.**, Özçelik, S., Mammadov, T., "$GaA_{s1-x}P_x$ Alaşımlarında Kritik Nokta Enerjilerinin Fosfor Konsantrasyonu İle Değişimi", ***11. Ulusal Optik, Elektro-Optik ve Fotonik Toplantısı***, 16 Ekim 2009, 59.

3. **Çetin**, **S.Ş.,** Özçelik, S., Öztürk, M.K., Mammadov, T., Özbay, E., "InGaN/GaN MQW LED Yapılarının Yapısal ve Optik Analizi", ***11. Ulusal Optik, Elektro-Optik ve Fotonik Toplantısı***, 16 Ekim 2009, 61.

4. **Çetin**, **S.Ş.**, Kınacı, B., Asar, T., Kars, İ., Öztürk, M.K., Mammadov, T.S., Özçelik, S., "Effect of Different As/P Ratio on the Optical and Structural Properties of $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs", 320, ***13th European Conference on Applications of Surface and Interface Analysis***, October 18-23, 2009, Antalya, Turkey.

5. **Çetin**, **S.Ş.**, Agaliyeva, S.T., Kınacı, B., Asar, T., Altuntaş, H., Mammadov, T.S., Özçelik, S., "Temperature dependence Photoluminescence Study of $GaAs_{1-x}P_x$/GaAs Structure", 263-265, ***Fifth International Scientific-Technical Conference: Topical Problems of Physics***, June 25-27 2008, Baku, Azerbaijan.

6. Kars, İ., **Çetin**, **S.Ş.**, Öztürk, M., Sarıkavak, B., Agaliyeva, S.T., Altuntaş, H., Mammadov, T.S., Özçelik, S., "The structural and optical analysis of the graded 1 μm thick n-$GaAs_{1-x}P_x$/GaAs structures", 18-20, ***Fifth International Scientific-Technical Conference: Topical Problems of Physics***, June 25-27 2008, Baku, Azerbaijan.

Tez Dışı Yayınlar

Science Citation Index Tarafından Taranan Dergilerde Yayınlanan Makaleler

1. Altuntas, H., Bengi, A., Aydemir, U., Asar, T., **Cetin**, **S.S.**, Kars, I., Altindal, S., Ozcelik, S., "Electrical characterization of current conduction in Au/TiO2/n-Si at wide temperature range", ***Materials Science in Semiconductor Processing***, 12: 224–232 (2009).

2. Kars, İ., **Çetin**, **S.Ş.,** Kınacı, B., Sarıkavak, B., Bengi, A., Altuntaş, H., Öztürk, M.K., Özçelik, S., "Influence of thermal annealing on the structure and optical properties of DC magnetron sputtered titanium dioxide thin films", ***Surf. Interface Anal.***, DOI 10.1002/sia.3373 (2010).

3. **Çetin**, **S.Ş.**, Öztürk, M.K., Özçelik S., Özbay, E., "Strain/stress study of InGaN/GaN multi quantum well LED structures by high resolution X-ray diffraction", yayınlanmak üzere dergiye gönderildi.

4. **Cetin**, **S.S.**, Băleanu, C.M., Nigmatullin, R.R., Băleanu, D., Ozcelik, S., "Chemical Bonding Structure of TiO_2 Thin Films Grown on n-type Si", ***Thin Solid Films***, inceleniyor.

5. Băleanu, C.M., Nigmatullin, R.R., **Cetin**, **S.S.**, Băleanu, D., Ozcellik, S., "New Methods and Techniques Applied on Compositional Effects on the Interband Transition in $GaAs_{1-x}P_x$ Ternary Alloys", ***Central European Journal of Physics***, inceleniyor.

Ulusal ve Uluslar Arası Hakemli Dergilerde Yayınlanan Makaleler

1. **Çetin**, **S.Ş.**, Özçelik, S., Güvenç, Z.B., "Structures and Energetics of Cu_{21}-Cu_{71} Clusters: A Molecular Dynamic Study", ***Gazi University Journal of Science***, 22 (1): 15-19 (2009).

2. Durmuş, P., Uzel, A., **Çetin S.Ş.**, Özçelik, S., "Structural and Electronic Properties of $In_xGa_{1-x}As$ Alloys", ***Balkan Physics Letters***, 460-465 (2008).

Ulusal ve Uluslar Arası Kongre Tebliğleri

1. **Çetin, S.Ş.,** Özçelik, S., Güvenç**,** Z.B., ''Cu_{38} Atom Topağının Yapısı ve Erimesi'', ***Türk Fizik Derneği 22. Fizik Kongresi***, 14-17 Eylül 2004, Bodrum, Türkiye.

2. **Çetin, S.Ş.**, Özçelik, S., Güven**ç,** Z.B., ‘‘C_{un} (n=40,43,45) Atom Topağının Yapısı ve Erimesi’’, ***11. Yoğun Madde Fiziği Kongresi***, 3 Aralık 2004, Ankara, Türkiye.

3. Altuntaş, H., Bengi, A., Tataroğlu, A., **Çetin**, **S.Ş.**, Mammadov, T., Özçelik, S., “InGaAs/GaAs Çoklu Kuantum Kuyulu Dedektör Yapısının Moleküler Demet Yöntemi İle Büyütülmesi ve Karakterizasyonu”, ***14. Yoğun Madde Fiziği Kongresi***, 2 Kasım 2007, Ankara, Türkiye.

4. Özçelik, S., **Çetin**, **S.Ş.**, Kasap, M., Mammadov, T., “MBE Tekniği ile büyütülen AlGaAs/GaAs Lazer Diyot Yapısının Yapısal, Optik ve Elektriksel Özelliklerinin İncelenmesi”, ***11. Ulusal Optik, Elektro-Optik ve Fotonik Toplantısı***, 16 Ekim 2009, 63.

5. Kars, İ., **Çetin**, **S.Ş.**, Kınacı, B., Sarıkavak, B., Bengi, A., Altuntaş, H., Öztürk, M.K., Özçelik, S., “Influence of thermal annealing on the structure and optical properties of DC magnetron sputtered titanium dioxide thin films”, 319, ***13th European Conference on Applications of Surface and Interface Analysis***, October 18-23, 2009, Antalya, Turkey.

6. Özçelik, S., Asar, T., Aydemir, U., Kınacı, B., Bengi, A., **S.Ş. Çetin**, Öztürk, M.K., Mammadov, T.S., “GaInP/GaAs ve Si Güneş Pillerinin Üretilmesi”, 162, ***Nuclear&Renewable Energy Resources Conference with International Participation***, September 28-29, 2009, Ankara, Turkey.

7. Kınacı, B., Bengi, A., Asar, T., **Çetin**, **S.Ş.**, Mammadov, T.S., Özçelik, S., “$In_xGa_{1-x}As$ /GaAs Çoklu Kuantum Kuyu Yapısının MBE Tekniği ile Büyütülmesi: Yapısal ve Optik Özelliklerinin İncelenmesi”, ***16. Yoğun Madde Fiziği Kongresi***, 6 Kasım 2009, Ankara, Türkiye.

8. Kars, İ., Asar, T., **Çetin**, **S.Ş.**, Öztürk, M.K., Özçelik, S., “Tavlama Sıcaklığının TiO_2 Filmleri Üzerindeki Etkisi”, ***16. Yoğun Madde Fiziği Kongresi***, 6 Kasım 2009, Ankara, Türkiye.

9. Özçelik**,** S., **Çetin S.Ş.**, Güvenç, Z.B., “Structures and Energetics of Cu_{21}-Cu_{71} Clusters” (***ECOSS-22***, 7-12 Sept. 2003 Prag / Çek Cum.)

10. Özçelik**,** S., **Çetin S.Ş.**, Güvenç Z.B., “Structures and Melting of Cu_n(38,43,45,51-55,59,66) Clusters”, (IVC-16 (***Int. Vacuum Congress, Int. Conf. on Solid Surfaces, NANO-8***, June 28-July 3 2004 Venedik / İtalya)