



**T.C.
İSTANBUL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**



YÜKSEK LİSANS TEZİ

**BİZMUT İÇEREN III-V GRUBU UYUMSUZ YARIİLETKEN
ALAŞIMLARIN YAPISAL, OPTİK VE ELEKTRİKSEL
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Tülin ERUÇAR

Fizik Anabilim Dalı

Katıhal Fiziği Programı

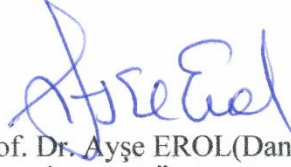
**DANIŞMAN
Prof. Dr. Ayşe EROL**

Haziran, 2017

İSTANBUL

Bu çalışma 30.06.2017 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Fizik Anabilim Dalı, Katıhal Fiziğı Programında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

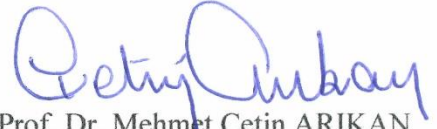
Tez Jürisi



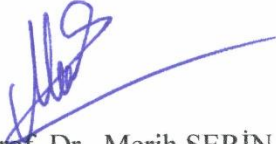
Prof. Dr. Ayşe EROL(Danışman)
İstanbul Üniversitesi
Fen Fakültesi



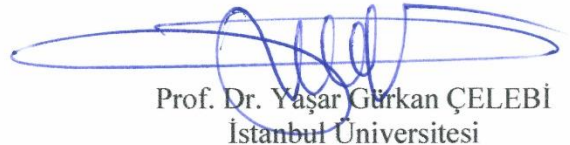
Prof. Dr. Deniz DEĞER ULUTAŞ
İstanbul Üniversitesi
Fen Fakültesi



Prof. Dr. Mehmet Çetin ARIKAN
İstanbul Esenyurt Üniversitesi
Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi



Prof. Dr. Merih SERİN
Yıldız Teknik Üniversitesi
Fen Fakültesi



Prof. Dr. Yaşar Gürkan ÇELEBİ
İstanbul Üniversitesi
Fen Fakültesi



20.04.2016 tarihli resmi gazetede yayımlanan Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliğinin 9/2 ve 22/2 maddeleri gereğince; Bu Lisansüstü teze, İstanbul Üniversitesi'nin abonesi olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Fen Bilimleri Enstitüsü'nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun rapor alınmıştır.

Bu tez, İstanbul Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Yürütücü Sekreterliğinin FYL-2016-20699 numaralı projesi ile desteklenmiştir.

ÖNSÖZ

Evim kadar benimsediğim fakültemde dört yıllık lisans hayatım boyunca yaşadığım güzel günlerin devamını yüksek lisans eğitimimde de bana yaşatan bilgi ve tecrübeleriyle ufkumu açan, üzerimden desteklerini esirgemeyen, disiplinli çalışma hayatıyla örnek olan başta değerli danışman hocam Prof. Dr. Ayşe EROL olmak üzere çalışmalarımı sürdürdüğüm laboratuvarların kurucusu, çok kıymetli Prof. Dr. Çetin ARIKAN'a en içten teşekkürlerimi sunuyorum.

Tezimin tüm ölçüm aşamalarında hiçbir surette yardımlarını benden esirgemeyen Doç. Dr. Ömer DÖNMEZ'e, AFM ve EFM ölçümlerindeki bilgi ve tecrübesiyle verdiği destekleri için Yrd. Doç. Dr. Kamuran KARA'ya, SEM ölçümlerindeki yardımlarından dolayı Uzm. Furkan KURUOĞLU'na, deneysel çalışmalarımın birçok kısmında yardımcı olan Araş. Gör. Fahrettin SARCAN'a teşekkür ediyorum.

Yüksek lisans hayatım boyunca pozitif bakış açıları ile destek sağlayan Yrd. Doç. Dr. Barış KINACI ve Araş. Gör. Selman MUTLU; akademik yolda ilk yayınının çıkış sürecine destek veren Doç. Dr. Ferhat NUTKU hocalarıma ayrı ayrı teşekkürlerimi iletiyorum.

Ayrıca çalışma ve oda arkadaşlıklarıyla hayatıma renk katan ve neşe veren çok değerli arkadaşlarım Erman ÇOKDUYGULULAR'a ve Çağlar ÇETİNKAYA'ya, samimiyeti, içtenliği ve yoldaşlığıyla her daim yanımda olan kıymetli arkadaşım Yeşim YALÇIN'a, her koşulda tereddütsüz olarak yardımcı olan çok sevgili arkadaşım Agageldi MUHAMMETGULYYEV'e ve tüm destekleri için Burak KAY ve Anıl VELİOĞLU'na teşekkür etmeyi bir borç biliyorum.

Çalışmalarım süresince yardımlarını eksik etmeyen Nano-Optoelektronik Araştırma Laboratuvarı çalışanlarına ve İstanbul Üniversitesi Bilimsel Projeler Araştırma Birimi'ne teşekkürlerimi sunuyorum.

Son olarak aldığım her kararda bana destek olup, güven duyan, zor anlarımda elinden gelen tüm sevgisi ve şefkatiyle yanımda olan çok sevgili anneme, babama, kardeşlerim Tuğba'ya ve Soner'e sonsuz minnettarlıklarımı iletiyorum.

Bu çalışma Fizik bölümü Nano ve Optoelektronik Araştırma Laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir.

Haziran 2017

Tülin ERUÇAR

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	iv
İÇİNDEKİLER	v
ŞEKİL LİSTESİ.....	vii
TABLO LİSTESİ	xi
SİMGE VE KISALTMA LİSTESİ	xii
ÖZET.....	xv
SUMMARY	xvii
1. GİRİŞ.....	1
2. GENEL KISIMLAR	5
2.1. KLASİK ALAŞIMLARIN FİZİĞİ	5
2.2. UYUMSUZ ALAŞIMLARIN FİZİĞİ	8
2.2.1. Bizmutlu Alaşım Yarıiletkenler	11
2.2.2. Valans Bant Anti-Crossing Modeli	13
2.2.3. GaAs _{1-x} Bi _x Alaşımlarının Büyütme Koşulları	16
2.2.4. GaAs _{1-x} Bi _x Alaşımların Optik Özellikleri	24
2.2.5. GaAs _{1-x} Bi _x Alaşımının Elektronik Özellikleri	28
3. MALZEME VE YÖNTEM	33
3.1. ÖRNEKLERİN YAPISI	33
3.1.1. Epitabaka Yapılı GaAsBi Örnekler.....	33
3.1.2. GaAs _{1-x} Bi _x /GaAs Kuantum Kuyulu Örnekler.....	34
3.2. KİMYASAL SÜREÇ	35
3.3. FABRİKASYON	37
3.3.1. Örneklerin Kesilmesi	38
3.3.2. Örneklerin Kimyasal Olarak Temizlenmesi.....	39
3.3.3. Fotodirenç Kaplaması	40
3.3.4. Pozlama	42
3.3.5. Islak Aşındırma İşlemi	43
3.3.6. Metalizasyon İşlemi	45

3.3.7. Isıl İşlem.....	47
3.3.8. Tel Bağlama	48
3.4. ATOMİK/ ELEKTROSTATİK KUVVET MİKROSKOBİSİ	49
3.4.1. Standart Elektrostatik Kuvvet Mikroskopisi.....	51
3.5. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBİSİ.....	53
3.6. FOTOLÜMİNESANS SPEKTROSKOPİSİ.....	57
3.7. HALL OLAYI.....	61
4. BULGULAR	65
4.1. YAPISAL KARAKTERİZASYON SONUÇLARI.....	65
4.2. OPTİK KARAKTERİZASYON SONUÇLARI	72
4.2.1. Isıl İşlemin Etkileri.....	72
4.2.2. Bi Konsantrasyonunun Bant Aralığına Etkileri	78
4.3. ELEKTRİKSEL KARAKTERİZASYON SONUÇLARI	81
5. TARTIŞMA VE SONUÇ	84
KAYNAKLAR	87
ÖZGEÇMİŞ.....	97

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa No

- Şekil 1.1:** İki farklı durum için Auger rekombinasyonu kayıp mekanizmalarının gösterimi (b) Bant aralığının ve spin yörünge yarıлма enerjisinin Bi oranına bağlı olarak değişimi [9–12].3
- Şekil 2.1:** Bazı bilinen yarıiletken bileşiklerden elde edilen bant aralığı örgü sabitinin değişimi [13].6
- Şekil 2.2:** GaAs'ın iletkenlik bandına artan N'un etkisinin BAC modeline göre gösterimi [21].10
- Şekil 2.3:** III-V grubu yarıiletkenler için bant aralığının örgü sabitine göre değişimi. Kırmızı ve mavi çizgiler deneysel olarak doğrulanmış $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ ve $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$ alaşımlarını göstermektedir [40,41]. BAC ile uyumlu Vegard yasasına göre kesikli çizgiler $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ 'e karşılık gelmektedir [42].12
- Şekil 2.4:** (a) $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımı için bant yapısının şematik olarak gösterimi. CB: İletkenlik bandı, HH: Ağır boşluk bandı, LH: Hafif boşluk bandı, SO: split off bandı ve ΔSO : spin yörünge yarıлма enerjisidir. (b) VBAC modeli kullanılarak $\text{GaAs}_{0.98}\text{Bi}_{0.02}$ hesaplanmış valans bandı yapısı [42].14
- Şekil 2.5:** $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ bant aralığı enerjisinin ve spin yörünge enerjisinin Bi oranına bağlı değişimi [44]16
- Şekil 2.6:** LT GaAs'in büyütme sıcaklığına ve As_{Ga} konsantrasyonuna bağlı örgü sabiti değişimi [51].18
- Şekil 2.7:** (a) Bi/As akı oranına ve büyütme sıcaklığına bağlı olarak Bi konsantrasyonu. Kesikli Çizgiler X-ışını kırınımı deneyinden yararlanılarak hesaplanan Bi konsantrasyonudur [1] (b) Düşük sıcaklıkta ve farklı akı oranlarında büyütülen GaAsBi alaşımının akı oranlarına bağlı değişimi [2].20
- Şekil 2.8:** Bir yarıiletkende lokalize seviyelerin seviye yoğunluklarının gösterimi[3]24
- Şekil 2.9:** Deneysel sonuçlardan uyarım şiddetine bağlı olarak (a) Stokes Kayması ve (b) FWHM [75].26
- Şekil 2.10:** $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ örneğin ısı işleme bağlı olarak değişimi (a) oda sıcaklığında katkısız $x=0.04$ ve (b) sıcaklığa bağlı katkısız $x=0.022$ [75].27

Şekil 2.11: n tipi ve p tipi $\text{GaAs}_{(1-x)}\text{Bi}_x$ epitabaka için boşluk hall mobilitesinin konsantrasyona bağlı değişimi . Ga $\text{N}_x\text{As}_{(1-x)}$ için bilgiler ref[5]'dan alınmıştır [6].	28
Şekil 2.12: GaAs'de izole Bi ve Bi-Bi seviyelerinin şematik gösterimi [7].	29
Şekil 2.13: Be katkılı GaAsBi alaşımların (a) boşluk Hall mobilitesinin (b) boşluk konsantrasyonunun sıcaklığa bağlı değişimi [90].	30
Şekil 2.14: (a) n- tipi GaAsBi'un Bi oranına bağlı olarak elektron Hall mobilitesinin değişimi (b) n- tipi GaAsBi ve n tipi GaAs için Si katkı konsantrasyonuna bağlı olarak elektron Hall mobilitesinin değişimi [93,94].	32
Şekil 3.1: (a) LAAS tarafından büyütülen katkısız epitabaka örnek yapısı ile (b) Victoria Üniversitesi tarafından büyütülen n- tipi kompanse ve p tipi katkılı epitabaka örnek yapıları.	34
Şekil 3.2: Victoria Üniversitesi tarafından büyütülen katkısız GaAsBi/GaAs kuantum kuyusu örneğin yapısı.	35
Şekil 3.3: (a) $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ örneğine HCl:H ₂ O asit çözeltisinin uygulanması (b) $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ örneğine H ₂ SO ₄ :H ₂ O asit çözeltisinin uygulanması (c) HCl asit çözeltisinden sonra örneğe H ₂ SO ₄ çözeltisinin, (d) H ₂ SO ₄ çözeltisinden sonra HCl çözeltisinin uygulanması	36
Şekil 3.4: Örneğin istenen uygun boyutlarda kesilmesi	39
Şekil 3.5: Döndürerek kaplama yönteminin adımları	41
Şekil 3.6: AZ5214E pozitif fotodirencin dönme hızına karşılık kaplama kalınlığı.	41
Şekil 3.7: Hall bar şeklinde oluşturulmuş maske. Gri kısımlar krom olup kuartz üzerine kaplanmıştır.	42
Şekil 3.8: Fotodirenç kaplanmış örnek yüzeyinin UV ışınlarına maruz bırakılması.	43
Şekil 3.9: Pozlamanın ardından develop edilmiş örnek.	43
Şekil 3.10: Aşındırma sonrası örneğin şekli.	45
Şekil 3.11: Aşındırma sonrasında profilmetrede ölçülen örneğin kalınlığı.	45
Şekil 3.12: Hall bar şeklinde oluşturulmuş kontak maskesi. Gri olan kısımlar krom, beyaz olan kısımlar kuartz bölgeyi temsil etmektedir.	46
Şekil 3.13: Metalizasyon sonrası Hall bar desenli örneğin şekli.	47
Şekil 3.14: (a) Geniş sıcaklık bölgesinde (b) Düşük sıcaklıklarda toplam direncin ısıtma işlem sıcaklığı ve ısıtma işlem süresine bağlı olarak değişimi [99].	48
Şekil 3.15: (a) Tel bağlama cihazının tipinin ucunda top oluşumu (b) Örnek yüzeyine ilk bağın yapılması (c) Cihaz tipinin seramik pedin kontağına doğru	

ilerlemesi (d) Seramik ped üzerine bağ yapılması (e) Tel bağlama işleminin sonlanması.....	49
Şekil 3.16: Atomik kuvvet mikroskobunun çalışma prensibinin şematik olarak gösterimi.....	50
Şekil 3.17: Uç- örnek arasındaki van der Waals kuvvetinin mesafe ile değişimi.	51
Şekil 3.18: (a) Standart EFM’de tarama (b) Standart EFM’de elde edilen sinyaller. ..	52
Şekil 3.19: EFM ölçümü için örneklerin alt kısmının kaplanması.	53
Şekil 3.20: Bir taramalı elektron mikroskobunun şematik gösterimi.	55
Şekil 3.21: Elektron ışını demeti ile örnek arasındaki etkileşim.	56
Şekil 3.22: (a) FEI Versa 3D FIB (b) Örneğin hazırlanması ve örneğin yerleştirildiği kısım.	57
Şekil 3.23: Fotolüminesans olayında gerçekleşen ışımalı rekombinasyon süreçleri....	58
Şekil 3.24: Fotolüminesans olayında gerçekleşen ışımasız rekombinasyon süreçleri.	60
Şekil 3.25 : Fotolüminesans deney düzeneği.....	61
Şekil 3.26: Hall bar geometrisi.	61
Şekil 3.27: (a) Hall bar desenli örneğin mikroskop görüntüsü (b) Seramik ped üzerine bağ işlemi yapılmış örneğin görüntüsü.	62
Şekil 3.28: Hall Ölçüm Düzeneği.....	64
Şekil 4.1: 25µmx25µm’lik alanda taranmış GaBi _{0.023} As _{0.977} ’nin 2 boyutta AFM görüntüleri. (a) Büyütüldüğü gibi (b) 750°C, (c) 800°C ve (d) 850°C’de ısıtıl işlem görmüş örnekler.....	65
Şekil 4.2: Alttaş tutucusunun döndürülmeden büyütülen örneğin yonga konumuna bağlı olarak GaAsBi kalınlığının ve Bi konsantrasyonunun değişimi.....	66
Şekil 4.3: 2µm x 2µm alanda (a) 750°C, (b) 800°C ve (c) 850°C de ısıtıl işlem görmüş örneklerin 3 boyutta AFM görüntüleri.....	68
Şekil 4.4: 5µm ölçeğinde (a) büyütüldüğü gibi (b) 750°C (c) 800°C ve (d) 850°C ısıtıl işlem görmüş örneklerin SEM görüntüsü	69
Şekil 4.5: 2 µm ölçeğinde (a) büyütüldüğü gibi ve (b) 850°C’de ısıtıl işlem görmüş örnek.....	69
Şekil 4.6: 25µm x 25µm ölçeğinde (a) büyütüldüğü gibi (b) 750°C (c) 800°C ve (d)850°C ısıtıl işlem görmüş örneklerin EFM faz sinyalleri.....	70

Şekil 4.7: Sıcaklığa bağlı PL sonuçları ile 30K'deki PL spektrumlarının alt pikleri (a) büyütüldüğü gibi (b) 750°C (c) 800°C (d) 850°C .	73
Şekil 4.8: 30K'de PL spektrumlarının tüm örnekler için değişimi.	74
Şekil 4.9: Büyütüldüğü gibi ve ısıtılma işlem görmüş örneklerin bant aralıklarının sıcaklığa bağlı değişimi.	75
Şekil 4.10: (a) 300K'de 1mW laser gücünde büyütüldüğü gibi ve 750°C'de ısıtılma işlem görmüş örneklerin PL şiddeti (b) büyütüldüğü gibi ve 750°C'de ısıtılma işlem görmüş örneklerin PL pik enerjilerinin sıcaklığa ve şiddete bağlı olarak değişimi [110].	76
Şekil 4.11: Kimyasal işlem sonrasında (a) büyütüldüğü gibi (b) 750°C, (c)800°C ve (d) 850°C'de ısıtılma işlem görmüş örneklerin 300K'deki PL sonuçları.	78
Şekil 4.12: (a) %1.8 ve (b) %3.75 Bi içeren kuantum kuyulu örneklerin sıcaklığa bağlı PL sonuçları .	79
Şekil 4.13: (a) 30K ve 77K'de %1.8 ve %3.75 Bi içeren kuantum kuyulu örneklerin normalize PL sonuçları (b) %1.8 ve %3.75 Bi içeren kuantum kuyulu örneklerin PL pik enerjilerinin sıcaklığa bağlı değişimi.	79
Şekil 4.14: %1.8 ve %3.75 Bi içeren kuantum kuyusu örneklerin hesaplanmış enerji öz değerleri ile elektron ve hh/lh alt bant dalga fonksiyonları. Kırmızı renk lh dalga fonksiyonlarını göstermektedir.	80
Şekil 4.15: n tipi GaAsBi _{0.0166} örneğin oda sıcaklığında akım-voltaj eğrisi.	82
Şekil 4.16: n tipi GaAsBi _{0.0166} örneğin sıcaklığa bağlı (a) mobilite ve (b) taşıyıcı konsantrasyonunun değişimi.	82

TABLO LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 2.1: Bazı III. ve V. grup elementlerin özellikleri.....	9
Tablo 3.1: GaAsBi epitabaka örneklerin özellikleri.....	34
Tablo 3.2: [100] Yönelimli GaAs için aşındırıcıların karışım ve aşındırma oranları [99].....	44
Tablo 4.1: 25µm x 25µm alanda yapılan AFM ölçümlerinden elde edilen görüntülerde yüzeydeki mikroyapıların fiziksel özelliklerinin ortalama değerleri.	67
Tablo 4.2: Kimyasal işlemin yüzey damlacıklarının fiziksel özelliklerine etkisi.	71
Tablo 4.3: PL piklerinin Bi konsantrasyonuna ve sıcaklığa bağlı enerji değerleri	81

SİMGE VE KISALTMA LİSTESİ

Simgeler	Açıklama
a	: Örgü sabiti
α	: Termal genleşme katsayısı
β	: Debye sıcaklığı
d	: Örnek kalınlığı
E	: Enerji
$\vec{E}$	: Elektrik alan
E_c	: İletkenlik bandı minimumu (İletkenlik bandı kenarı)
E_F	: Fermi seviyesi
E_g	: Bant aralığı
E_+	: VBAC ile belirlenen Üst Bant Kenarı
E_-	: VBAC ile belirlenen Alt Bant Kenarı
E_p	: Fonon enerjisi
C_{NM}	: E_N ile evsahibi yarıiletkenin iletkenlik bandı arasındaki etkileşim
V_{NM}	: N konsantrasyonuna bağlı E_N ile yarıiletkenin alaşımın iletkenlik bandı arasındaki etkileşmeyi veren matris elemanı
m^*	: Etkin kütle
E_A	: Akseptör seviye enerjisi
E_D	: Donor seviye enerjisi
ϵ_0	: Boşluğun dielektrik sabiti
E_M	: Evsahibi yarıiletkenin iletkenlik bandı enerjisi
E_N	: Azotun lokalize enerji seviyesi
E_V	: Valans bandının maksimumu (Valans bandı kenarı)
V_x	: Örnek üzerine düşen voltaj
E_H	: Hall Elektrik Alanı
E_x	: Eksitonik bağlanma enerjisi
τ_p	: Azınlık Taşıyıcı Elektronların Ömürleri
τ_e	: Azınlık Taşıyıcı Boşlukların Ömürleri

Δ_{so}	: Spin Yörünge Yarıлма Enerjisi
e	: Elektronun yükü
F	: Kuvvet
F_m	: Magnetik kuvvet
B_z	: z yönünde uygulanan magnetik alan
μ_e	: Elektron mobilitesi
μ_h	: Boşluk mobilitesi
n	: Elektron Konsantrasyonu
p	: Boşluk Konsantrasyonu
I_x	: x yönünde uygulanan elektrik akımı
V_H	: Hall voltajı
σ	: İletkenlik
h	: Planck sabiti
$\hbar$	: İndirgenmiş Planck sabiti
$\vec{J}$	: Akım yoğunluğu
k	: Dalga vektörü
$\vec{K}$	: Üç boyutta dalga vektörü

Kısaltmalar	Açıklama
AFM	: Atomic Force Microscope (Atomik Kuvvet Mikroskopisi)
BAC	: Bant Anti – Crossing Model
CB	: Conduction Band (İletkenlik Bandı)
CHSH	: Conduction Band to Heavy hole-split off to Heavy hole (İletkenlik bandından ağır boşluk bandına – split off bandından ağır boşluk bandına)
DI	: Deiyonize water (saf su)
DLTS	: Deep Level Transient Spectroscopy (Derin Seviye Geçiş Spektroskopisi)
EDS	: Energy Dispersive Spectroscopy (Enerji Dağılımı Spektroskopisi)
EFM	: Elektrostatic Force Microscope (Elektrostatik Kuvvet Mikroskopisi)
FIB	: Focused Ion Beam (Odaklanmış Işın Demeti)
FWHM	: Full Width at Half Maximum (Yarı Maksimumdaki Tam Genişlik)
HH	: Heavy Hole Band (Ağır Boşluk Bandı)

HMA s	: Highly Mismatched Alloys (Aşırı Uyumsuz Alaşımlar)
LH	: Light Hole Band (Hafif Boşluk Bandı)
LT	: Low Temperature (Düşük Sıcaklık)
MBE	: Molecular Beam Epitaxy (Moleküler Işın Epitaksisi)
MOCVD	: Metal Organic Chemical Vapour Deposition (Metal Organik Kimyasal Buhar Depolaması)
MOVPE	: Metal Organic Vapour Phase Epitaxy (Metal Organik Buhar Fazı Epitaksisi)
PL	: Photoluminescence
PMT	: Photomultiplier Tube (Fotoçoğaltıcı Tüp)
PSPD	: Position Sensitive Photodetector (Pozisyona Duyarlı Fotodedektör)
SEM	: Scanning Electron Microscopy (Taramalı Elektron Mikroskobu)
SI	: Semi- insulating
SKPM	: Scanning Kelvin-Probe Microscope (Taramalı Kelvin-Prob Mikroskopisi)
SRH	: Shockly Read Hall
SPM	: Scannig Prob Microscope (Taramalı Prob Mikroskopisi)
SO	: Split Off Band
TB	:Tigth Binding
TEM	: Transmission Electron Microscope (Geçirmeli Elektron Mikroskopisi)
XRD	: X-Ray Diffraction (X-Işını Kırınımı)
UV	: Ultraviolet (Ultraviyole)
VCA	: Virtual Crystal Approximation (Sanal Kristal Yaklaşıklığı)
VBAC	:Valans Bant Anti – Crossing Model

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

BİZMUT İÇEREN III-V GRUBU UYUMSUZ YARIİLETKEN ALAŞIMLARIN YAPISAL, OPTİK VE ELEKTRİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Tülin ERUÇAR

İstanbul Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı

Danışman : Prof. Dr. Ayşe EROL

Bu tez çalışmasında, $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımlarının optik, yapısal ve elektriksel özelliklerine bizmut (Bi) konsantrasyonunun ve ısıtılmanın etkileri fotoluminesans, atomik kuvvet mikroskopisi, elektrostatik kuvvet mikroskopisi, taramalı elektron mikroskopisi ve Hall olayı ile incelenmiştir. %2.3 Bi içeren epitakaba $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ örnekler için bant aralığı ısıtılma 300K'de 1.20eV'a, $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ /GaAs kuantum kuyusu yapılar için etkin bant aralığının %1.8 Bi içeren yapıda 1.22eV'a ve %3.75Bi içeren yapıda 1.08 eV'a kaydığı gözlenmiştir. PL spektrumları düşük enerji kuyruğu olan asimetrik değişim sergilemiştir. PL spektrumunun bu asimetrik yapısı valans bandı üzerinde Bi ile ilişkili lokalize seviyelerin varlığı ile açıklanmıştır. Isıl işlem ile optik kalitede herhangi bir iyileşme gözlenmemiştir. Epitakaba $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ 'in yüzeyinde gözlenen damlacıkların yapısı Atomik kuvvet mikroskopisi, elektrostatik kuvvet mikroskopisi ve taramalı elektron mikroskopisi ile incelenmiştir ve elde edilen sonuçlar yüzey damlacıklarının Ga-Bi kompozitinden oluştuğunu ortaya koymuştur. HCl ve H_2SO_4 ile kimyasal işlem uygulanması da yüzey damlacıklarının Ga-Bi kompozit yapısında olduğunu doğrulamıştır. Kimyasal işlem sonrasında yapılan fotoluminesans ölçüleri yüzeydeki damlacıkların kaldırılması ile ışınım şiddetinin arttığını ortaya koymuştur. Bi'un elektronik transporta etkilerinin incelenmesi için %1.66 ve %1 Bi içeren n- ve %1.55 Bi içeren p-tipi $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ örnekler standart fotolitografi tekniği ile Hall bar geometrisinde üretilmiştir. Örnekler $7 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ Si (n-tipi) ve Be (p-tipi) katkılanmıştır. Ancak Hall ölçümleri sadece %1.66 Bi içeren n-tipi örnek üzerinde yapılmıştır. Çünkü p tipi örneğin

direnci çok yüksektir. Hall voltajı sistemin mevcut manyetik alanı ile ölçülemeyecek kadar küçüktür. Bi katılması ile elektron mobilitesinin 300K'de $320\text{cm}^2/\text{V.s}$ olduğu bulunmuştur. Elektron mobilitesinin düşük olmasının yapı içindeki Bi kaynaklı kusurların etkisi, alaşım düzensizlikleri ve iyonize katkı saçılmalarından den kaynaklandığı düşünülmektedir.

Tez çalışmasında ölçülen tüm örnekler elektriksel karakterizasyonu için İstanbul Üniversitesi bünyesinde bulunan İleri Litografik Yöntemler Laboratuvarı'nda gerçekleştirilmiştir. Elektriksel karakterizasyon yapılan tüm ölçümler ise yine İstanbul Üniversitesi bünyesinde bulunan Nano ve Optoelektronik Araştırma Laboratuvarı gerçekleştirilmiştir.

Haziran 2017, 115 sayfa.

Anahtar kelimeler: Bizmutlu alaşımlar, GaAsBi, uyumsuz yarıiletken alaşımlar, damlacık sistemi, Ga-Bi , metalik faz ayrımı

SUMMARY

M.Sc. THESIS

INVESTIGATION OF STRUCTURAL, OPTICAL AND ELECTRONIC PROPERTIES OF BISMUTH CONTAINING III-V GROUP HIGHLY MISMATCHED SEMICONDUCTOR ALLOYS

Tulin ERUCAR

İstanbul University

Institute of Graduate Studies in Science and Engineering

Department of Physics

Supervisor : Prof. Dr. Ayse EROL

In this thesis, effects of bismuth (Bi) composition and thermal annealing on structural, optical and electrical properties of $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alloys have been investigated by photoluminescence (PL), atomic force microscopy (AFM), electrostatic force microscopy (EFM), Scanning electron microscopy (SEM) and Hall effect measurements. The PL results at 300K have revealed that the bandgap of GaAsBi epilayer with %2.3 Bi shifts to 1.20 eV and the effective bandgap of GaAsBi/GaAs quantum well structures with 1.8% and 3.75 % Bi shifts to 1.22eV and 1.08 eV, respectively. The characteristic of PL spectra has asymmetric lineshape due to the existence of Bi-related inhomogeneous located above valance band. The observed droplets on the surface of the $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ epilayers investigated AFM, EFM and SEM images are in the form of Ga-Bi composite. There has not observed a significant improvement following thermal annealing. In order to examine the presence of the droplet on the PL results, a chemical route has been applied. After the chemical process, the droplet density decreased, and it has been observed an enhancement of PL intensity. In order to investigate the influence of Bi on electronic properties of $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alloys, n- and p-type samples doped with the same Si (for n-type) and Be (for p-type) doping density were defined in Hall bar shape using well-known photolithography techniques. Because the resistance of the p-type samples were measured in G Ω range, only the n-type sample with %1.66 Bi was investigates using Hall effect measurement and the electron mobility has been found to be 300 cm²/Vs. The decrease

in electron mobility can be explained by the presence of the Bi-related defects and effect of alloy scattering and ionised impurity scattering on mobility in the structure.

June 2017, 115 pages.

Keywords: Bismuth containing alloys, GaAsBi, highly mismatched alloys, droplet, metallic-phase separation, Bi incorporation, surface droplet



1. GİRİŞ

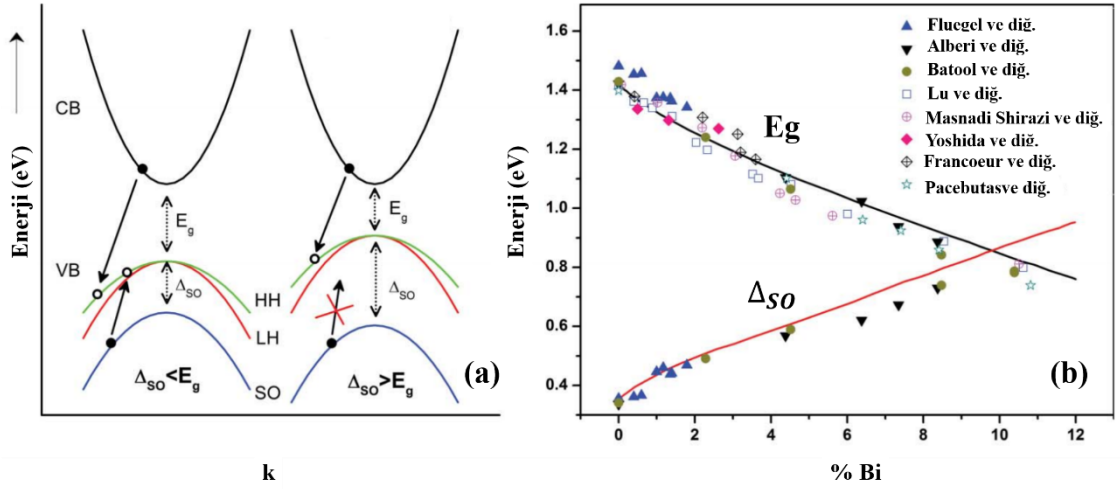
Transistörün bulunuşundan beri yarıiletken malzemelerde süregelen en yeni gelişmeler teknolojinin çağın gereksinimlerine göre şekillendirilmesinde etkin bir rol oynamıştır. Mikroelektronik endüstrisinde bir çığ gibi büyüyerek devam eden bu gelişmelere bir pencere de aşırı uyumsuz alaşımların keşfiyle açılmıştır. Bu alaşım grubunun ilk üyelerinden seyreltik azotlularla başlayan çalışmalar özellikle gelecek nesil telekomünikasyon alanında laser ve dedektör aygıtları üzerine yapılan çalışmaların uygulamalarına önemli katkılar sağlamıştır.

Azotlu bileşikler üzerine yapılan başarılı çalışmaların sonuçları araştırmacıları yeni alaşımlar keşfetmek üzere başka elementlerin arayışına yöneltmiştir. Özellikle NIR ve MIR bölgede klasik III-V grubu alaşımların dalgaboyu aralığının, InAsSb konsantrasyonuna bağlı olarak dalga boyu aralığının $3.5\mu\text{m}$ - $7.5\mu\text{m}$ arasında sınırlı kalması ve $8\mu\text{m}$ - $12\mu\text{m}$ aralığındaki atmosferik pencerede HgCdTe gibi çalışılması birçok açıdan zor olan aygıtların baskın olarak kullanılması yeni alternatiflerin arayışını arttırmada önemli bir etken olmuştur. Bu arayışlarda hedeflenen ilk amaç aslında HgCdTe gibi sıcaklığa karşı hassas olan aygıtların özellikle telekom laserlarında maliyeti arttıran termoelektrik soğutucuların gereksinimi yani malzemelerin sıcaklığa karşı hassasiyetinin azaltmaktır. Dolayısıyla bu düşünceyle klasik III-V grubu alaşımlara Bi katılarak ilk olarak InSbBi/InSb, InAsBi/InAs ve GaInAsBi/InP alaşımları MOCVD ve MBE yöntemleriyle büyütülmüştür. Ancak bu malzemelerde hem uygulanan geleneksel kristal büyütme yöntemlerinden hem de bizmutun evsahibi yarıiletken içerisinde çok düşük çözünebilirliğinden dolayı çok düşük bir kompozisyon aralığında Bi yapıya katılabilmektedir.

Büyütme kinetiğinin daha iyi anlaşılmasıyla MOVPE ve MBE gibi teknikler kullanılarak $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ gibi seyreltik miktarda bizmut içeren yapılar başarılı bir şekilde büyütülmüştür. Her ne kadar da seyreltik olarak ifade edilse de büyütme teknolojilerindeki son gelişmeler ile başarılı bir şekilde GaAs'e önemli derecede büyük oranlarda yaklaşık %21.5'e kadar Bi katılımı mümkün olmuştur [8]. $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ üzerine

yapılan ilk çalışmalar daha ziyade InGaAsBi alaşımlarında bant aralığının sıcaklığa karşı duyarsızlaştırmak ve GaNAs alaşımlarında meydana gelen azot kümelenmelerinin yapıya etkilerini azaltmak için gerçekleştirilmiştir. Dolayısıyla bu amaca yönelik olarak mevcut çalışmalarda büyük ölçüde elektromanyetik spektrumun orta ve yakın kızılötesi bölgede verimli çalışan optoelektronik aygıtların gelişimi üzerine odaklanılmıştır. Bu mevcut çalışmalarda üretilen bizmutlu alaşımlar içerisinde sahip olduğu birçok üstün özellikten dolayı $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımlar en çok çalışılan malzeme olarak literatürde yer almıştır. GaAs yarıiletkenin Bi ile alaşımlanmasının en büyük avantajı GaAs'ın bant aralığında meydana getirdiği %Bi başına yaklaşık 60-90 meV'luk azalmanın olmasıdır. Ayrıca periyodik tabloda radyoaktif olmayan ağır bir element olan Bi'un katıldığı $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımların bir diğer avantajı da Bi miktarına bağlı olarak değişen yüksek spin-yörünge yarıлма enerjilerine sahip olmasıdır. Özellikle klasik III-V grubu örneklerdeki bant aralığındaki değişimler ile kıyaslandığında Bi'un yaratmış olduğu bu etkiler özellikle spintronik aygıtlar için dikkat çekici olmaktadır.

Bilindiği gibi telekomünikasyon ve internet alanında kullanılan laserlar için $1.3\mu\text{m}$ ve $1.55\mu\text{m}$ dalga boyları dispersiyonun sıfır ve kayıpların minimum olmasından dolayı çok büyük bir öneme sahip iki optik penceredir. InP ve InAs tabanlı laserlar bu amaca hizmet etmesine rağmen, hem düşük bant aralığı hem büyük spin yörünge yarıлма enerjisine sahip olmasından dolayı $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımlar, özellikle telekomünikasyon laser diyotların meydana gelen valans bandı arası soğurma ve $\Delta_{SO} \geq E_g$ olduğu durumda Auger rekombinasyonlarının (Conduction band to Heavy hole-Spin orbit to Heavy hole, CHSH) etkilerini ciddi oranda azaltabilmekte ve bu da verimi büyük ölçüde artırabilmektedir (Şekil 1.1 (a))



Şekil 1.1: İki farklı durum için Auger rekombinasyonu kayıp mekanizmalarının gösterimi (b) Bant aralığının ve spin yörünge yarıлма enerjisinin Bi oranına bağlı olarak değişimi [9–12].

Diğer taraftan $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ 'un bant aralığının sıcaklığa bağlı hassasiyetinin düşük olması da bu laserlar için ticari olarak kullanılan ve dış bir Peltier soğutmaya ihtiyaç duyan InGaAs laserlar ile karşılaştırıldığında boyut ve maliyeti düşürmesi açısından ayrıca bir avantaj oluşturmaktadır.

$\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımlar kristal büyütücüleri ve mühendisleri tarafından çok çeşitli alaşım kombinasyonları oluşturması açısından yoğun olarak çalışılmaktadır. Özellikle yüksek kalitede büyütme için kararlı ve elverişli büyütme tekniğinin olmaması da büyütücüler için bu konunun çalışılması ayrıca bir etken olmuştur. Bu sorunu çözmek adına MBE ve MOCVD yöntemleriyle geleneksel büyütme yöntemlerin dışına çıkılarak As, Bi ve Ga akış oranlarının değişimi ile düşük sıcaklıklarda büyütme gibi çeşitli koşullar altında çalışılmıştır.

$\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımlar özellikle laser, p-i-n yapıli güneş hücreleri ve terahertz aygıt uygulamaları açısından da son dönemde yoğun olarak çalışılmaktadır.

Bu tezde ilk olarak genel kısımlarda klasik alaşımların fiziğinden başlanarak, sanal kristal yaklaşıklığının uygulanamadığı uyumsuz yarıiletken alaşımların fiziği anlatılacak olup, sonrasında bu alaşımların son üyesi olan $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımların fiziksel özelliklerinden bahsedilecektir. Ardından malzeme ve yöntem bölümünde tez kapsamında incelenen örnekler hakkında bilgi verilip, örneklerin karakterizasyonunu

gerçekleştirmek için kullanılan ölçüm sistemleri ve örneklere uygulanan işlemler anlatılacaktır. Bulgular kısmında da yapılan ölçümler sonuçları verilip tartışma ve sonuç kısmında analizleri sonuçlandırılacaktır.

Tez çalışması kapsamında katkısız olarak büyütölen %2.3 Bi içeren $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımların ısııl işleme ve kimyasal olarak aşındırmaya bağılı olarak yapısal ve optik karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Literatürle karşılaştırmalı olarak sonuçların analizleri yapılmıştır. Diğör taraftan $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x/\text{GaAs}$ kuantum kuyulu örneklerin konsantrasyona bağılı olarak optik karakterizasyonu fotolüminesans ölçüm yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Katkılı örneklerin ise elektriksel özelliklerini belirlemek için Hall ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Sıcaklığa bağılı bu ölçümlerde taşıyıcı yoğunluğu, tipi ve mobilitenin değışimi belirlenmiştir.

Bu çalışmada elektriksel ölçümleri yapılan tüm örneklerin Hall bar geometrilerinde yapılan fabrikasyonları fotolitografi yöntemiyle yapılmıştır. Tüm örneklerin fabrikasyon işlemleri Nano ve Optoelektronik Araştırma laboratuvarları bünyesinde bulunan İleri Litografik Yöntemler Laboratuvarı'nda yapılmıştır. Örneklerin karakterizasyonu için yapılan deneylerden Fotolüminesans spektroskopisi, Taramalı Elektron Mikroskobu ve Atomik Kuvvet Mikroskobu ve Hall ölçümleri Nano ve Optoelektronik Araştırma Laboratuvarında gerçekleştirilmiştir.

2. GENEL KISIMLAR

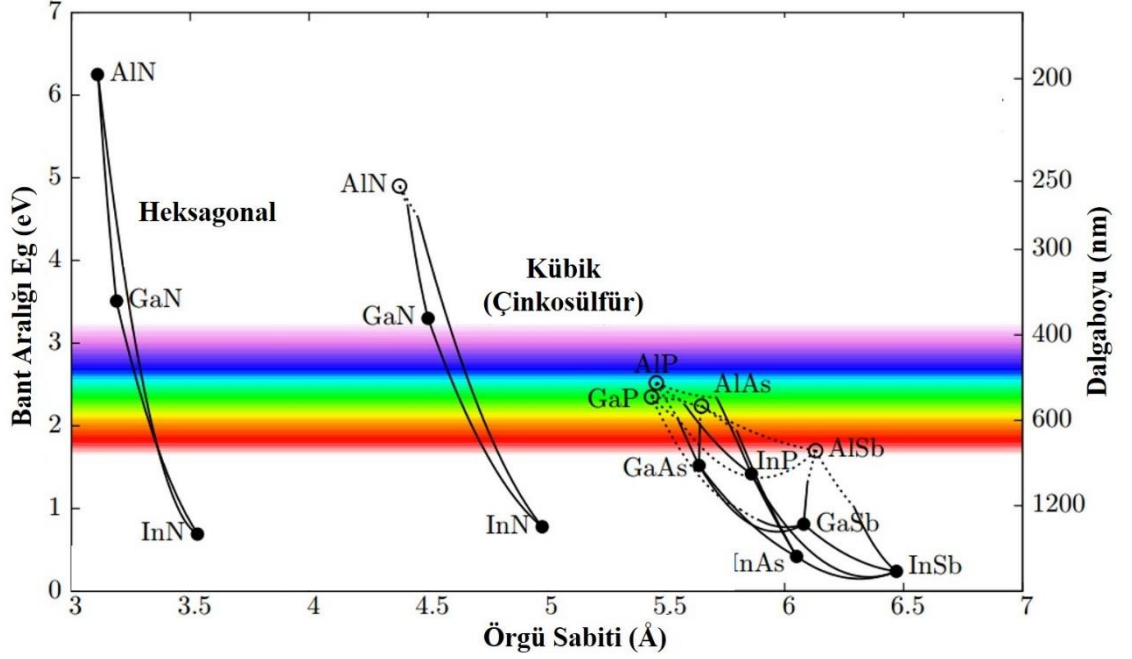
Alaşım yarıiletkenler günümüzde iyi bilinen birçok ticari teknolojinin temelini oluşturmaktadır. Öyle ki yüksek elektron mobiliteli ve heteroyapılı bipolar transistörler, diyot laserler, ışık yayan diyotlar, fotodedektörler, elektro-optik modülatörler ve frekans karıştırıcı bileşenler gibi birçok yarıiletken tabanlı aygıtlar, çağımızın ayrılmaz parçası olan telekomünikasyon sektöründe büyük bir devrim yaratmıştır. Bir çığ gibi büyüyen bu teknolojilerin son gelişim ayaklarından biri de uyumsuz alaşımlardaki ilerlemelerdir. Bu tez kapsamında bu alaşım grubunun son üyesi olan GaAsBi alaşımının yapısal, optik ve elektriksel karakterizasyonu yapılmıştır. Bu nedenle bu bölümde öncelikle klasik alaşımların ve uyumsuz alaşımların fiziği ile GaAsBi'un yapısal optik ve elektriksel özelliklerine değinilecektir.

2.1. KLASİK ALAŞIMLARIN FİZİĞİ

Bir yarıiletkenin tüm fiziksel özelliklerinin kontrol edilebilirliği aygıt optimizasyonu için kritik bir öneme sahiptir. Bu yüzden yarıiletken alaşımlama, malzemelerin optik davranışı ve elektronik yapısı gibi özelliklerini uygun hale getirmek için çok önemli bir tekniktir. Çünkü alaşımlama sayesinde yarıiletkenlerin bant aralıkları, valans ve iletkenlik bandı kenarlarının konumları alaşımlama miktarına bağlı olarak değıştirilerek, kırılma indisi, Debye sıcaklığı ve örgü sabiti gibi parametreleri, optoelektronik endüstrisi için aygıt çeşitliliği arttırabilir hale gelebilmektedir.

Bir yarıiletken alaşım oluşturmak için üç veya daha fazla elemente ihtiyaç vardır. Eğer bir alaşım üç bileşenden meydana geliyorsa üçlü, dört bileşenden meydana geliyorsa dörtlü alaşımdır. Şekil 2.1'de bilinen III-V grubu bileşiklerden alaşımlama ile elde edilebilecek alaşım yarıiletkenlerin bant aralığı-örgü sabiti değışimi verilmektedir. Şekil üzerinde gösterilen ikili alaşımların bağlandığı hat üzerinden farklı bant aralığı ve örgü sabite sahip üçlü alaşımlar oluşturulabilmektedir. Örneğin, GaAs; As atomlarına bağlı Ga

atomlarından oluşan bir bileşiktir. Oysa $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$ ise GaN ve GaAs'dan oluşan $x:(1-x)$ mol oranına sahip bir alaşımdır.



Şekil 2.1: Bazı bilinen yarıiletken bileşiklerden elde edilen bant aralığı örgü sabitinin değişimi [13].

Şekil 2.1’de görüldüğü gibi küçük örgü sabitine sahip yarıiletkenler büyük bant aralığı enerjisini gösterirler. Küçük örgü sabiti ise malzemenin güçlü atomlar arası kuvvetler sergilediğini, kimyasal bağlardan sorumlu en dış kabuktaki elektronların örgüye güçlü bir şekilde bağlanarak geniş bir bant aralığı enerjisine neden olduğunu göstermektedir. Bu üçlü veya dörtlü bileşiklerden oluşan yarıiletken alaşımların fiziksel parametreleri (E_g , a , m^* , vb.) çoğunlukla Vegard yasasına uyarlar. Vegard yasasına göre alaşımın fiziksel özellikleri, alaşımı meydana getiren ikili bileşiklerin örgü sabitleriyle orantılıdır [14].

Örneğin; Vegard yasasına göre $A_xB_{1-x}C$ şeklinde ifade edilen bir alaşımın örgü sabiti x değişkeni cinsinden, AC bileşiğinin örgü sabiti $a_{(AC)}$ ve BC bileşiğinin örgü sabiti $a_{(BC)}$ kullanılarak ifade edilir.

$$a_{A_xB_{1-x}C}(x) = xa_{(AC)} + (1 - x)a_{(BC)} \quad (2.1)$$

Benzer olarak $A_xB_{1-x}C_yD_{1-y}$ şeklindeki dörtlü bir alaşım için;

$$\begin{aligned}
a_{A_xB_{1-x}C_yD_{1-y}}(x) &= xy a_{(AC)} + (1-x)ya_{(BC)} + (1-y)xa_{(AD)} \\
&+ (1-x)(1-y)a_{(BD)}
\end{aligned} \tag{2.2}$$

olarak ifade edilir.

1930'lu yıllarda bazı alaşımların elektronik yapıları üzerinde yapılan çalışmalarda, kristal potansiyelinin alaşım kompozisyonuna lineer olarak bağıllığı ilk yaklaşıklık olarak kabul edilmiştir. Bu yaklaşıklıkta alaşımın düzensizliği ihmal edilmiştir ve alaşımın kristal periyodikliği saf kristal malzemelerde olduğu gibi mükemmel periyodik olduğu varsayılmıştır. Bu varsayım sonucunda alaşım içerisindeki her bir atomun kristalin potansiyelinde yaratacağı rastgele potansiyelin ortalamasını alarak açıklayan yaklaşıma *sanal kristal yaklaşımı* (Virtual Crystal Approximation, VCA) denir [15]. Bu yaklaşıklıkta, alaşımın elektronik özellikleri alaşımı oluşturan bileşiklerin elektronik özellikleri ile orantılıdır. Alaşım bozukluklarının etkisi, VCA'dan sapmayı da gösteren ikinci dereceden kavislenme terimi [4,5] ile gösterilir. Bant aralığı enerjisinin Vegard yasasına göre ifadesi de yine aynı şekilde,

$$E_{gA_xB_{1-x}C}(x) = xE_{g(AC)} + (1-x)E_{g(BC)} - bx(1-x) \tag{2.3}$$

elde edilir. Burada b kavislenme parametresidir.

Birçok III-V grubu alaşım yarıiletkenlerde bant aralığı genellikle lineer interpolasyon sonuçlarından daha küçüktür ve bu yüzden kavislenme parametresi b , pozitif değerdedir. Genellikle b parametresinin büyüklüğü alaşımın kompozisyonuna bağlı değildir ve küçüktür. Örneğin GaInAs ve GaInP için sırasıyla bu parametrenin değeri ~ 0.5 ve $\sim 0.79\text{eV}$ 'dur [18]. Dolayısıyla Şekil 2.2'de görüldüğü gibi GaAs'ten InAs'e ve GaP'tan InP'a geçiş neredeyse doğrusaldır. Ancak klasik III-V grubu alaşımlara nazaran seyreltik olarak bizmut ve azotun katıldığı yapılarda bu kavislenme parametresi büyük ($b \sim 15\text{-}23\text{eV}$) [19] ve azot/bizmut miktarına bağlıdır ve bundan dolayı bant aralığının alaşımlama ile değişimi paraboliktir.

Alaşımlama $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{As}$ 'te olduğu gibi yer değiştiren In ve Ga atomlarının, elektronegatiflikleri, boyutları ve/veya iyonizasyon enerjileri birbirlerine yakın olduğu zaman alaşımın fiziksel özellikleri Vegard yasası ile uyumlu olmaktadır. Aksi durumda

yapının büyütülmesi sırasında büyük uyumsuzluklar meydana gelir ve kaliteli alaşımın büyütülmesi zorlaşır. Bu durumda bant aralığının kompozisyona bağlılığı sanal kristal yaklaşıklığı kullanılarak açıklanamaz. Bant aralığını belirlemek için VCA yaklaşımının uygulanamadığı bu yapıların özelliklerinden Bölüm 2.2’de bahsedilecektir.

2.2. UYUMSUZ ALAŞIMLARIN FİZİĞİ

Geçtiğimiz on beş yıl boyunca, katıldığı yarıiletkenin atomlarına kıyasla farklı atomik boyuta, elektronegatifliğe veya iyonlaşma enerjilerine sahip atomların evsahibi yarıiletken içerisinde izoelektronik yer değiştirmeleri, yarıiletken alaşımların elektronik bantlarını yeniden yapılandığı gözlenmiştir. Böyle özelliklere sahip yarıiletken alaşımlar *aşırı uyumsuz alaşımlar* (Highly Mismatched Alloys, HMAs) olarak bilinmektedir. Bu alaşımlarda III-V grubu örgüsüne katılan atomun valans elektronu sayısı alt-örgüyü paylaşacağı katyon veya anyon ile aynıdır ve *izovalans* ya da *izoelektronik safsızlık* olarak adlandırılmaktadır. Her ne kadar izoelektronik katkılar evsahibi yarıiletken içinde elektriksel olarak nötr olarak davranırlar da yerine geçtikleri atomlardan boyut, elektronegativite ya da iyonlaşma enerjileri açısından farklı olmalarından dolayı özellikleri farklılık gösterebilmektedir. Bu anlamda son yıllardaki yapılan çalışmalarda bu alaşım grubu üyelerinden seyreltik azotlu ve bizmutlular en dikkat çeken üyeler olmuştur. Özellikle GaAs ile alaşımlanan bu seyreltik yapılardan $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$ ve $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ birbirlerine paralel özellikler göstermeleri nedeniyle yoğun çalışılan malzeme sistemleri olarak ön plana çıkmıştır. Öyle ki, As atomundan daha küçük atomik boyuta sahip olan N, GaAs içerisinde gerilme deformasyonuna neden olurken; N’e göre As’ten daha büyük atomik boyuta sahip olan Bi atomu ise yapıda sıkıştırma deformasyonuna neden olmaktadır. Üstelik N atomu V. grup alt örgüsünde As atomundan daha yüksek elektronegatifliğe sahipken Bi atomu As atomundan daha düşük elektronegatiflik özelliği göstermektedir. N ve Bi’un özellikleri III. ve V. gruptan bazı elementlerle birlikte Tablo 2.1’de verilmiştir.

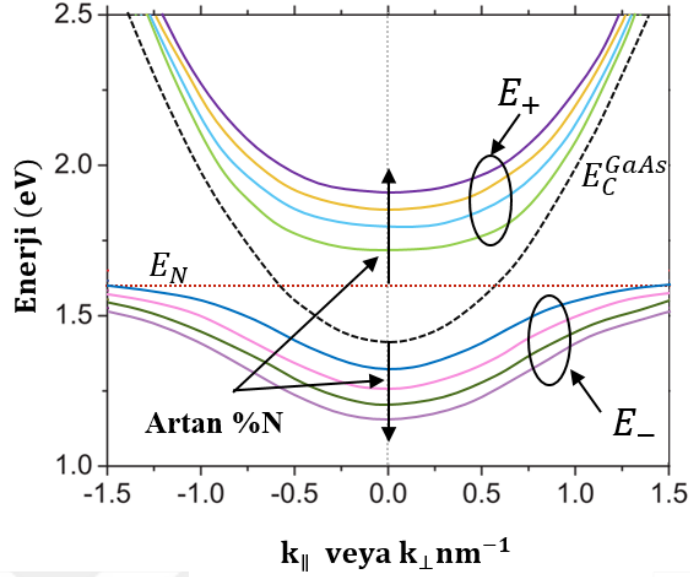
İlerleyen kısımlarda da anlatılacağı üzere her iki element de nispeten küçük oranlarla bile evsahibi GaAs yarıiletkenin bant yapısını büyük oranda değişikliğe uğratarak, alaşımın elektriksel ve optik özelliklerini etkilemektedir.

Tablo 2.1: Bazı III. ve V. grup elementlerin özellikleri

Element	Atom Numarası	Kütle Numarası (akb)	Atomik Yarıçapı Å	Elektronegatifliği (eV)
Ga	31	69.72	1.22	1.81
N	7	14.00	0.71	3.04
As	33	74.92	1.19	2.18
Bi	88	208.98	1.48	2.02

Daha önce de bahsedildiği gibi yapı içerisinde birer safsızlık olarak davranan ve yerine geçtikleri atomlardan çok farklı olan bu atomlar lokalize potansiyeli olan tuzak seviyeleri olarak davranabilmektedirler. Bu tür safsızlık atomlarının enerji seviyeleri iletkenlik ve valans bandının pozisyonuna bağlı olmayıp, lokalizasyon enerjileri safsızlık atomu miktarı ile değişmemektedir. Bu tür uyumsuz alaşımların elektronik bant yapısının belirlenmesi için lokalize katkı seviyesi ile evsahibi yarıiletkenin bantlarının etkileşimini göz önüne alan Band Anti-crossing (BAC) modeli kullanılmaktadır [20]. BAC modeline göre; azot, III-V grubunda GaAs ya da $Ga_{1-x}In_xAs$ için akseptör tipi safsızlıktır ve lokalize enerji seviyesi E_N de iletkenlik bandının üzerinde yer almaktadır. Ancak alaşım oluşturacak konsantrasyonda yapı içine katılan azotun lokalize enerji seviyesi iletkenlik bandı ile rezonanstadır ve azotun güçlü pertürbasyonu sonucunda evsahibi yarıiletkenin iletkenlik bandı Şekil 2.2’de gösterildiği gibi E_- ve E_+ olmak üzere ikiye ayrılır [21]. Düşük E_- enerjili Ga(In)Nas alaşımının iletkenlik bandı olarak kabul edilir. Bu nedenle $Ga_{1-x}In_xAs$ ya da GaAs yarıiletkenine katılan yalnızca %1 miktarında azot, bant aralığının yaklaşık 100-150 meV kadar azalmasına katkıda bulunmaktadır. Bu sayede $Ga(In)N_yAs_{1-y}$ yarıiletkeni, kayıpların en düşük olduğu 1.2-1.6 μm optik haberleşme penceresinde ışıma yapacak laser olarak geliştirilebilme ve optik haberleşmenin dedektör

ve optik yükselteçleri olarak kullanılabilme, çok eklemli güneş hücrelerinde yaklaşık 1eV bant aralıklı yarıiletken olarak kullanılabilme potansiyeline sahip olur.



Şekil 2.2: GaAs'ın iletkenlik bandına artan N'un etkisinin BAC modeline göre gösterimi [21].

BAC modeline göre, N atomlarının alaşım içinde rastgele dağıldığı, E_N enerji seviyesinin evsahibi alaşımın iletkenlik bandı ile etkileştiği (rezonans durumu) ancak valans bandı enerji seviyeleri ile etkileşiminin ihmal edilebileceği varsayımları yapılarak, yeni iletkenlik bandının enerji özdeğerlerini veren 2×2 'lik özdeğer matrisi [10,11]

$$\begin{vmatrix} E - E_M & V_{NM} \\ V_{NM} & E - E_N \end{vmatrix} = 0 \quad (2.4)$$

şeklinde verilir. Denklemden V_{NM} , N konsantrasyonuna bağlı E_N ile evsahibi alaşımının iletkenlik bandı arasındaki etkileşimi tanımlayan matris elemanıdır ve

$$V_{NM} = C_{NM} \sqrt{y} \quad (2.5)$$

olarak tanımlanır. Burada y , N konsantrasyonu; C_{NM} , E_N ile evsahibi alaşımın iletkenlik bandı arasındaki etkileşimi E_M ise evsahibi yarıiletkenin iletkenlik bandını tanımlar. Evsahibi malzemenin bant aralığının sıcaklıkla değişmesi nedeniyle E_N enerji seviyesi ile etkileşimi de sıcaklıkla değişir. Bundan dolayı C_{NM} parametresinin büyüklüğünün sıcaklığa bağlı olması beklenir. Ancak yapılan çalışmalarda C_{NM} 'nin sıcaklıktan bağımsız olduğu varsayılmıştır ve yaygın olarak kullanılan değeri 2.1-2.7 eV arasındadır [10,11]

İletkenlik bandının dispersiyon bağıntısı Denklem 2.4'ün özdeğer denkleminin çözümü ile elde edilir:

$$E_{\pm} = \frac{E_N + E_M}{2} \pm \frac{1}{2} \sqrt{(E_N - E_M)^2 + 4V_{NM}^2} \quad (2.6)$$

şeklinde bulunur. Bu yeni alaşımın bant aralığı (E_g), BAC modelindeki (E_-) enerjisi olarak alınır;

$$E_- = \frac{1}{2} \left[E_N + E_M - \sqrt{(E_N - E_M)^2 + 4V_{NM}^2} \right] \quad (2.7)$$

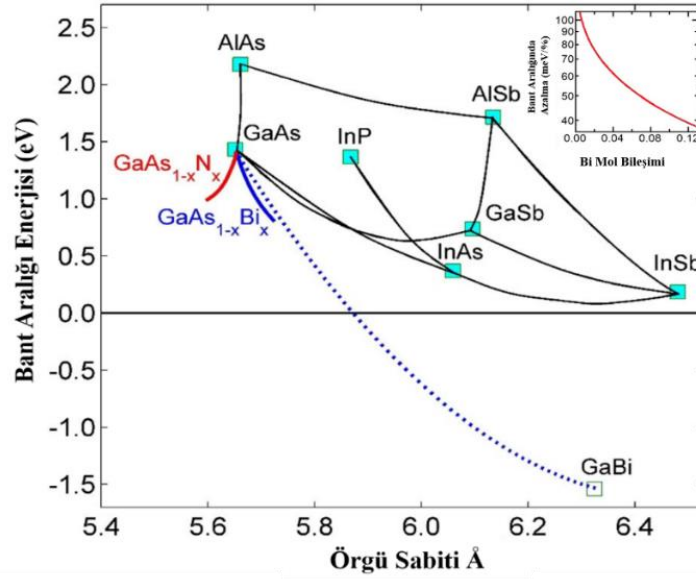
denklemden y , alaşım içerisindeki N oranıdır.

2.2.1. Bizmutlu Alaşım Yarıiletkenler

İlk olarak GaNAs ile keşfedilen uyumsuz alaşım yarıiletkenler ailesinin en yeni üyesi, Ga(In)NAs alaşımına alternatif olup, 1.3-1.6 μ m aralığında çalışan aygıtların aktif bölgesinde kullanılabilecek potansiyel sahip malzeme olarak önerilen bizmutlu alaşımlardır [25–27]. Aslında III-V grubu yarıiletkenlere bizmut katılması yeni bir düşünce değildir. 1971 yılının başlarından itibaren III-V grubu yarıiletken alaşımlara bizmutun dahil edilmesiyle bant aralığı mühendisliğine bir kapı açılmıştır. Bu alanda yapılan ilk çalışmalar orta ve uzun dalga boylu kızılötesi fotodedektör aygıtlar üzerine olmuştur. İlk olarak Joukoff ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada InSb ile yarımetalik olan InBi'un alaşımlanması sonucu InSb'un bant aralığında azalacağı önerilmiştir [28]. InSb_{1-y}Bi_y ve diğer ikili alaşımları (InAsBi, InAsSbBi) büyütmek için Czochralski [28], metal organik buhar faz epitaksisi (MOVPE) [29] ve MBE kullanılmıştır [30]. Yapılan bu çalışma sonrasında InAs_{1-x}Bi_x'un bant aralığının yüzde bizmut başına 55 meV azaldığı, InAsSbBi'nin bant aralığının ise yüzde bizmut başına 46 meV azaldığı görülmüştür [31]. Ancak büyütmeye şartlarının zorluğu ve bizmutun çözülebilirliğinin düşük olması nedeniyle bu malzeme sistemi gelişme gösterememiştir [29,30]. Daha sonra 1998 yılında ilk kez MOVPE yöntemiyle Oe ve arkadaşları GaAs'e bizmut katmış ve ilk çalışmalarını yayınlamışlardır [32]. Beş yıl sonra MBE büyütmeye sistemi ile ilk kez Tixier ve Yoshimoto'nun GaAs_{1-x}Bi_x alaşımları büyütmüşlerdir [33,34]. Bi atomunun As atomuna kıyasla tıpkı Ga(In)NAs'da gözlemlendiği gibi yüksek elektronegatifliğe ve büyük atomik boyuta sahip olmasından dolayı GaAs_{1-x}Bi_x alaşımların büyütmeye koşullarının standart

GaAs alaşımların büyütme koşullarından farklı olduğu bulunmuştur. Özellikle düşük büyütme sıcaklıklarında ve düşük As:Ga akış oranlarında Bi atomunun yapıya dahil olduğu görülmüştür [1,35]. Ancak bu koşullar altında da malzeme yüzeyinin değiştiği Bi ve Ga gibi metalik damlacıkların olduğu gözlemlenmiştir [36]. Mevcut çalışmalarda öncelikle bu bahsedilen koşullar kullanılarak yapı içerisine katılan Bi oranı yaklaşık %21'e kadar ulaşmıştır [1,35].

$\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ hem malzeme bilimi açısından hem de potansiyel uygulamaları açısından birçok çekici özelliğe sahiptir. Bu özelliklerin en göze çarpanı şüphesiz, GaAs örgüsüne katılan küçük miktarda bizmutun evsahibi yarıiletkenin bant aralığını büyük bir oranda değiştirmesidir. Öyle ki yapıya katılan %Bi başına azalma yaklaşık 60-90meV olmaktadır [37]. Bi atomunun meydana getirdiği bu azalma klasik alaşımlardan GaAsP'a In (16meV) [38] ve GaAs'e ise Sb (21meV) [39] katılarak elde edilen azalmaya göre oldukça büyük iken N atomunun yaptığı (100meV-150meV) etkiden daha küçüktür [40].



Şekil 2.3: III-V grubu yarıiletkenler için bant aralığının örgü sabitine göre değişimi. Kırmızı ve mavi çizgiler deneysel olarak doğrulanmış $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ ve $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$ alaşımlarını göstermektedir [40,41]. BAC ile uyumlu Vegard yasasına göre kesikli çizgiler $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ 'e karşılık gelmektedir [42].

Şekil 2.3'te, III-V grubu yarıiletkenler için bant aralığı ve örgü sabitinin alaşımlama ile değişimi gösterilmiştir. Şekil 2.3'e bakıldığında III. veya V. gruptan ortak atoma sahip ikili bileşiklerin bağlı olduğu hat üzerinde üçlü alaşımlar oluşturmak mümkündür. Burada mavi ve kırmızı çizgiler $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ ve $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$ için alınmış deneysel verilerden elde

edilen sonuçlardır [40,41]. Kesikli çizgi ise $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ için Vegard yasasına göre yapılmış ilk hesaplamalarla elde edilmiştir [42]. Ayrıca Şekil 2.3'ten de görüleceği üzere $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımını oluşturan metalik GaBi bileşiğinin, negatif bir bant aralığına (-1.45eV) yani metalik karakteristiğe sahip olacağı öngörülmüştür. Bizmutun bant aralığında meydana getirdiği bu azalma ile GaAs'ın In ve Sb gibi elementlerle yaptığı örgü uyumlu alaşımlama birlikte düşünüldüğünde bizmutlu alaşımların, alaşımlama miktarı ile geniş bir bant aralığı penceresine sahip olacağını söylemek mümkündür.

Bi konsantrasyonuna bağlı olarak bant aralığı ve örgü sabitinde gözlenen değişim GaAsBi 'un GaAs alttaşı üzerinde büyütülebilmesine ve 1.2 -1.6 μm optik haberleşme penceresinde gereksinim duyulan GaAsBi- tabanlı optoelektronik aygıtların üretiminde kullanılabilmesine olanak sağlayacaktır.

İlk GaAsBi tabanlı laser Ludewig ve çalışma arkadaşları tarafından metal organik buhar faz epitaksisi yöntemiyle (Metalorganic Vapour Phase Epitaxy, MOCVD) üretilmiştir. Ancak büyütme koşullarının GaAsBi'un yapısal, optik ve elektronik kalitesine etkisi halen araştırma konusudur. Çünkü Ga(In)NAs ile kıyaslandığında GaAsBi'un büyütme koşullarına bağlı özellikleri daha fazla değişmektedir. Bu nedenle GaAsBi'un optoelektronik aygıt teknolojisindeki uygulamalarına ilişkin çok sınırlı sayıda çalışma vardır.

2.2.2. Valans Bant Anti-Crossing Modeli

BAC model, ilk kez seyreltik azotlularda Vegard yasası ile açıklanamayan bant aralığındaki büyük azalmayı açıklamak için *Shan ve arkadaşları* tarafından öne sürülmüştür [43]. Bu model Bi'un lokalize seviyesinin valans bandı civarında olması nedeniyle valans bandına uygulanmıştır. Alberi ve arkadaşları As ve Bi gibi atomik yarıçapları aşırı uyumsuz olan iki element içeren $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ 'deki bant aralığındaki büyük azalmayı açıklamak için aynı prensipleri kabul etmişlerdir [12]. Bu genişletilmiş model Valans Bant Anti Crossing Model (VBAC) olarak adlandırılmaktadır. GaAs'e, Bi'un dahil edilmesi evsahibi yarıiletkenin seviyeleriyle etkileşen Bi kusur seviyelerini yaratmaktadır. Bizmut, As'e göre daha düşük elektronegatifliğe ve büyük atomik boyuta sahip olduğu için kusur seviyesi GaAs'in valans bandı kenarı civarında olmaktadır. Bu seviyeler arasındaki etkileşim valans bandının E_+ ve E_- diye adlandırılan iki alt banda

yarılmasıyla sonuçlanmaktadır. Bunlardan ilki Bizmutun seviyesinden daha yüksek enerjilerde lokalize olurken, ikincisi daha düşük enerjilerde lokalize olmaktadır.

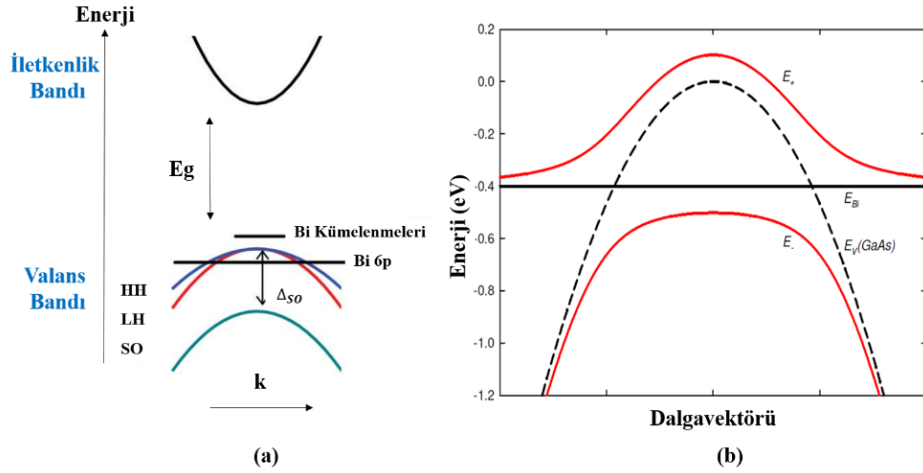
VBAC modeline göre GaAsBi'un valans bandı dispersiyonu,

$$E_{\pm} = \frac{E_v(GaAs) + E_{Bi} \pm \sqrt{(E_v(GaAs) - E_{Bi})^2 + 4xC_{Bi}^2}}{2} \quad (2.8)$$

İle verilir. Valans bandının GaAs için parabolik olduğu varsayıldığında,

$$E_v(GaAs) = -\frac{\hbar^2 k^2}{2m^*}, \quad (2.9)$$

olarak ifade edilir. Burada $\hbar$ Planck sabiti, k momentum m^* boşluğun etkin kütesidir. Şekil 2.4'de GaAs_{0.98}Bi_{0.02} için hesaplanan valans bandı ve dispersiyon ilişkisi verilmektedir. GaAs'in valans bandı maksimumu ile Bi seviyesi arasındaki etkileşim GaAs_{1-x}Bi_x'in valans bandı maksimumunun yükselmesine neden olmaktadır ve sonuç olarak bant aralığını azaltmaktadır.



Şekil 2.4: (a) GaAs_{1-x}Bi_x alaşımı için bant yapısının şematik olarak gösterimi. CB: İletkenlik bandı, HH: Ağır boşluk bandı, LH: Hafif boşluk bandı, SO: split off bandı ve Δ_{SO} : spin yörünge yarıлма enerjisidir. (b) VBAC modeli kullanılarak GaAs_{0.98}Bi_{0.02} hesaplanmış valans bandı yapısı [42].

Eğer iletkenlik bandının bizmutun varlığından etkilenmediğini varsayarsak Bi seviyesi iletkenlik bandından daha düşük enerjilerde lokalize olacaktır. Bu durumda iletkenlik bandı sabit alınıp, $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ 'in bant aralığı ifadesi,

$$E_g(\text{GaAsBi}) = E_c(\text{GaAs}) - E_+(\text{GaAsBi}) \quad (2.10)$$

olur. E_c GaAs'in iletkenlik bandı minimumudur.

$$E_{Bi} = E_v(\text{GaAs}) - \Delta E_{VBM-Bi} \text{ ve } E_g(\text{GaAs}) = E_c(\text{GaAs}) - E_v(\text{GaAs}) \quad (2.11)$$

ΔE_{VBM-Bi} , GaAs'nin valans bandı maksimumu ile Bizmut seviyesi arasındaki fark enerjisidir. Denklem 2.11 kullanılarak $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ 'in bant aralığı basitleştirilebilir.

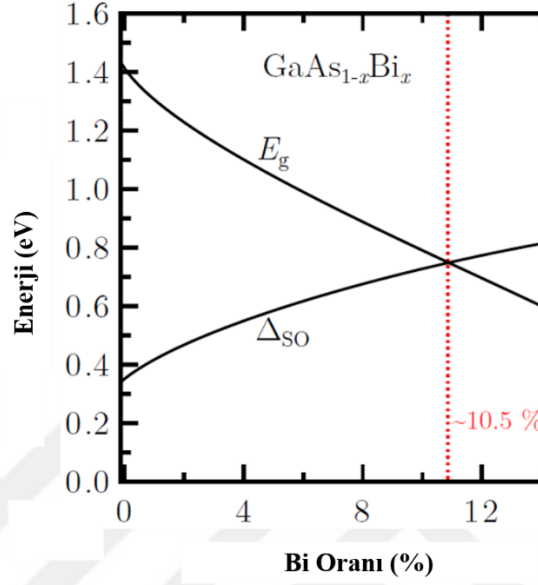
$$\begin{aligned} E_g(\text{GaAsBi}) &= E_c(\text{GaAs}) - \frac{E_v(\text{GaAs}) + E_{Bi} \pm \sqrt{(E_v(\text{GaAs}) - E_{Bi})^2 + 4xC_{Bi}^2}}{2} \\ &= E_c(\text{GaAs}) - \frac{2E_v(\text{GaAs}) + \Delta E_{VBM-Bi} + \sqrt{(\Delta E_{VBM-Bi})^2 + 4xC_{Bi}^2}}{2} \\ &= E_c(\text{GaAs}) - \frac{1}{2} \left(\sqrt{(\Delta E_{VBM-Bi})^2 + 4xC_{Bi}^2} - \Delta E_{VBM-Bi} \right) \\ &= E_c(\text{GaAs}) - \frac{\Delta E_{VBM-Bi}}{2} \left(\sqrt{\frac{(\Delta E_{VBM-Bi})^2 + 4xC_{Bi}^2}{(\Delta E_{VBM-Bi})^2}} - 1 \right) \\ &= E_c(\text{GaAs}) - \frac{\Delta E_{VBM-Bi}}{2} \left(\sqrt{1 + \frac{4xC_{Bi}^2}{(\Delta E_{VBM-Bi})^2}} - 1 \right) \end{aligned}$$

$$E_g(\text{GaAsBi}) = E_g(\text{GaAs}) - \Delta E_{VBAC} \quad (2.12)$$

Burada ΔE_{VBAC} , bizmut katılımından dolayı bant aralığındaki azalmayı temsil eder ve

$$\Delta E_{VBAC} = \frac{\Delta E_{VBM-Bi}}{2} \left(\sqrt{1 + \frac{4xC_{Bi}^2}{(\Delta E_{VBM-Bi})^2}} - 1 \right) \quad (2.13)$$

şeklinde tanımlanır. Bizmulu alaşımların valans bandındaki bu değişimi hesaplamak için VBAC modelinin dışında sıkı bağ modeli (Tight Binding-TB) ve $k.p$ gibi çeşitli modeller de kullanılmıştır.



Şekil 2.5: $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ bant aralığı enerjisinin ve spin yörünge enerjisinin Bi oranına bağlı değişimi [44]

Yapılan çalışmalarda split off (SO) bandının konumunun önemli derecede değişmediği spin yörünge yarıma enerjisinin (Δ_{SO}) Şekil 2.5'te gösterildiği gibi büyük bir oranda arttığı bulunmuştur [45]. Bant aralığının azalmasına paralel olarak artan spin yörünge enerjiden dolayı Bi atomunun GaAs alaşımına katılmasıyla özellikle Bi oranının %10'u geçtiği malzemelerde bu enerji bant aralığı enerjisini ($\Delta_{SO} \geq E_g$) aşmaktadır [44]. Böylece Auger rekombinasyonlarının baskılanması mümkün olmaktadır.

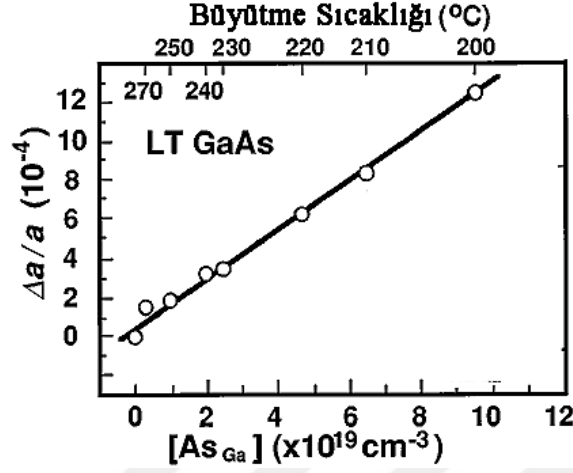
2.2.3. $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ Alaşımlarının Büyütme Koşulları

Uyumsuz alaşımlar düşük sıcaklıklarda büyütülmektedir. Çünkü yapı içerisine uyumsuz elementin katılabilmesi düşük sıcaklıklarda mümkün olmaktadır. GaAsBi , GaAs 'in ideal büyütme sıcaklığı olan 580°C 'den çok daha düşük sıcaklıklarda büyütülmektedir. GaAsBi alaşımlarının yapısal özelliklerinin büyütme koşullarına çok bağlı olması uygun büyütme koşullarının halen daha yoğun olarak çalışılan araştırma konusu olması sebebiyle bu bölümde büyütme koşullarının GaAsBi 'un özelliklerine etkisi tartışılacaktır.

Bi atomunun yarıçapının ($1.48\text{\AA}$) As atomun çapından ($1.19\text{\AA}$) çok büyük olması, yüzeyde kümelenme/gruplaşma özelliği göstermesi ve buhar basıncının As atomundan fazla olması nedeniyle homojen GaAsBi alaşımının büyütme koşullarının diğer III-V grubu alaşımlara göre farklı olduğu çok sayıda çalışma ile gösterilmiştir [1,46,47]. Büyütme yüzeyinde Bi atomlarının Ga atomlarının çevresinden uzaklaşmaması ve buharlaşmaması için düşük büyütme sıcaklığı gerekmektedir. Bi'lu alaşımının düşük sıcaklıkta büyütülmesi, Ga ve As atomu kaynaklı noktasal kusurların oluşmasına neden olmaktadır. GaAsBi alaşımının yapısal özelliklerinin daha iyi anlaşılabilmesi için GaAs için belirlenmiş olan uygun büyütme sıcaklığından ($580\text{-}600^\circ\text{C}$) daha düşük sıcaklıkta büyütülen GaAs'in (Low Temperature, LT GaAs) yapısal özellikleri incelenmesi gerekmektedir. Bu yüzden GaAsBi alaşımının yapısal özellikleri verilmeden önce LT GaAs yarıiletkeninin yapısal özelliklerinden bahsedilecektir.

İdeal büyütme sıcaklığından daha düşük sıcaklıkta büyütülen LT GaAs yarıiletken yapılarında As atomlarının yüzey tutunması Ga atomlarına göre zayıf olduğu için As/Ga akı oranı ideal olarak büyütülen GaAs'e benzer olarak 1'den büyük yani $\cong 8$ seçilir ve büyütme hızı da normal GaAs büyütme hızına göre çok yavaştır [48]. Düşük büyütme sıcaklığında As/Ga akı oranının birden büyük olması ve daha ağır olan As atomlarının yüzey hareketliğinin Ga atomlarına göre yavaş olması nedeniyle büyütme sıcaklığına bağlı olarak yapıda % $\sim 1\text{-}2$ 'lik As atomu fazlalığı vardır. Fazla As atomları örgü içerisinde *nokta kusurları* oluşturur. Elektron paramanyetik rezonans ölçümlerinde *yer değiştirme (antisite) kusurlarının* (As_{Ga}) yoğunluğunun büyütme sıcaklığına bağlı olarak $\sim 10^{20}\text{cm}^{-3}$ değerine kadar çıktığı tespit edilmiştir [49,50]. Bu kusurlar fazla As atomlarının Ga atomları yerine geçmesiyle meydana gelir ve As_{Ga}^0 , As_{Ga}^+ veya $\text{As}_{\text{Ga}}^{++}$ şeklinde olabilir. As atomlarından kaynaklanan nokta kusurlarından *araya yerleşme* ve *yer değiştirme* şeklinde olanları, As atomunun çapının Ga atomunun çapından büyük olması nedeniyle örgü sabitinin artmasına neden olur. Liu ve arkadaşları yüksek çözünürlüklü X ışını kırınımalarını inceledikleri deneysel çalışmada, büyütme sıcaklığına bağlı As nokta kusurlarının yoğunluğunu ve örgü sabitinin artışını belirlemiştir [51] (Şekil 2.6) . Şekil 2.6 'da verilen grafiğe göre, büyütme sıcaklığı azaldıkça As_{Ga} kusur yoğunluğu ve örgü sabiti artmaktadır. Elektron kaynağı olarak davranan yüklü kusurların yoğunluğu büyütme sıcaklığına bağlı olarak $10^{19}\text{-}10^{20}\text{cm}^{-3}$ arasında değişmektedir.

$\text{As}_{\text{Ga}}^0/\text{As}_{\text{Ga}}^+$ kusurları, ideal büyütme sıcaklığında büyütülmüş GaAs yapılarında da gözlenmektedir ancak yoğunluğu çok düşüktür.



Şekil 2.6: LT GaAs'ın büyütme sıcaklığına ve As_{Ga} konsantrasyonuna bağlı örgü sabiti değişimi [51].

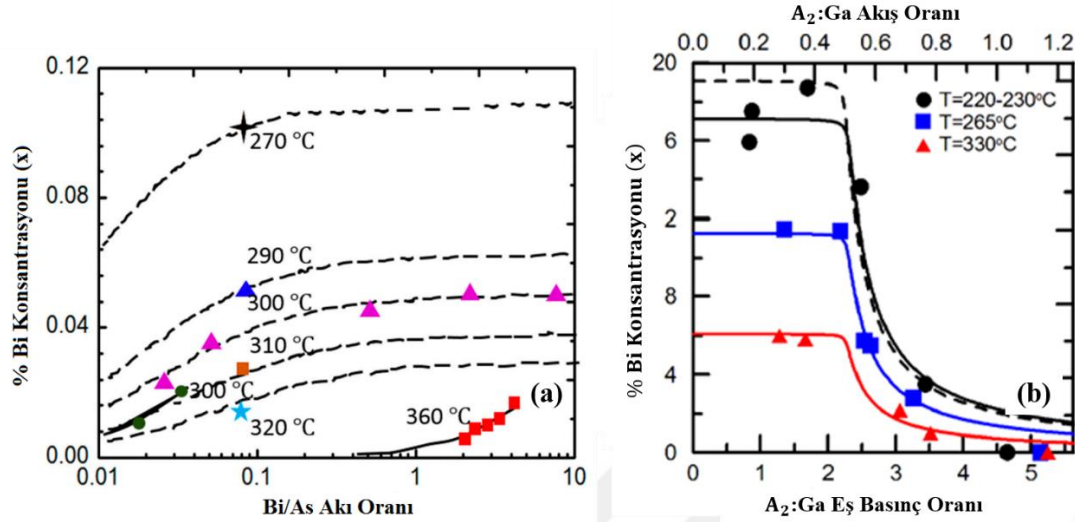
$\text{As}_{\text{Ga}}^0/\text{As}_{\text{Ga}}^+$ kusurları bant ortasına yakın 0.65-0.71eV değerinde lokalize seviyeler oluşturur [52–55]. As_{Ga}^+ kusurları elektron tuzağı olarak davranır ve bu tuzakların tuzaklama hızı çok yüksektir. İletkenlik bandından $\text{As}_{\text{Ga}}^0/\text{As}_{\text{Ga}}^+$ kusur seviyesine geçiş hızı fs mertebesinde ve bu özellik yüksek hızda çalışan optik anahtar yapımında kullanılmaktadır [56–58]. $\text{As}_{\text{Ga}}^{++}$ kusurları, MBE yöntemi ile büyütülmüş p-tipi LT GaAs ve MOVPE yöntemi ile büyütülmüş katkısız LT GaAs üzerinde yapılan derin tuzak geçiş spektroskopisi (deep level transient spectroscopy, DLTS) ölçümlerinde gözlenmiştir. Bu kusurların valans bandından 0.52-0.54eV yukarıda yer aldığı ve boşluk tuzağı olarak davrandığı belirlenmiştir [59]. As fazlalığından dolayı örgü içinde Ga boşluğu oluşur (V_{Ga}) ve bu kusur seviyelerinin boşluk tuzağı olarak davrandığı belirlenmiştir. V_{Ga} enerji seviyesi valans bandının 0.34-0.4eV yukarısında yer alır. Bu kusur seviyesinin yoğunluğu büyütme sıcaklığının artmasıyla azalmaktadır [60,61].

Benzer olarak GaAsBi alaşımlarında da Bi ve As atomu kaynaklı örgü uyumsuzluğu ve düşük büyütme sıcaklığı nedeniyle nokta kusurlarının olması beklenir. Kunzer ve arkadaşları'nın elektronegatifliği ve atomik çapları baz alarak yaptığı çalışmada, LT GaAs tabakası içerisinde çok yoğun görülen As_{Ga} kusurlarının oluşma olasılığının Bi_{Ga} kusurlarının oluşma olasılığından beş kat daha düşük olduğunu belirlemişlerdir [62]. Bu çalışma sonucuna göre, GaAsBi alaşımları içerisinde nokta kusurlarının kaynağı Bi atomlarıdır. GaAsBi alaşımları içindeki kusurların belirlenmesi için bugüne kadar en

ayrıntılı çalışmayı Jiang ve arkadaşları yapmıştır [59]. Bu çalışmada, DLTS deneysel tekniği kullanılarak ideal sıcaklıklarda büyütülmüş GaAs'den oluşan p-n eklemının arınmış bölgesinin içine yerleştirilen ve %1.4, %1.8 ve %4.7 Bi'lu GaAsBi alaşımlarının kusur seviyelerini araştırılmıştır. Bu çalışmada, farklı aktivasyon enerjisine sahip farklı yoğunlukta tuzak seviyelerinin olduğu ve kusurların GaAsBi alaşım tabakasının içinde olduğu türlerinin de noktasal kusurlar olduğu belirlenmiştir. İletkenlik bandından 0.65-0.7eV enerjisi kadar aşağıda belirlenen kusurlar Bi_{Ga}^+/Bi_{Ga}^{++} , 0.2-0.3eV ve 0.35-0.5eV enerji aralıklarında belirlenen kusurlar Bi_{Ga}^0/Bi_{Ga}^+ kusurlarından kaynaklandığı belirlenmiştir. Ciatto ve arkadaşları, GaAsBi alaşımının içerisinde Bi atomunun en yakın komşu konfigürasyonunu göz önüne alarak oluşabilecek maksimum Bi_{Ga} kusur yoğunluğunun en fazla Bi miktarının %10'u kadar olabileceğini belirlemiştir [62–64].

Düşük büyütme sıcaklığında, Bi ve As atomlarının yüzey tutunmasının Ga atomlarına göre zayıf olması ve kütlesi büyük olan Bi atomlarının termal enerji nedeniyle hareketliğinin As ve Ga'a atomlarına göre düşük olması nedeniyle Bi'lu alaşımın büyütme hızı LT GaAs büyütme hızından (1 μ m/saat) yaklaşık olarak on kat daha düşük olacak şekilde büyütme gerçekleştirilmektedir (0.1 μ m/saat) [65]. Alaşım içerisindeki Bi miktarı, Bi atomlarının yer değiştirdiği As miktarına ve büyütme sıcaklığına bağlıdır. Büyütme sırasında farklı akılarda ve sıcaklarda Bi ve As gönderilmesi ile farklı Bi kompozisyonu içeren alaşımlar elde edilmektedir. Lu ve arkadaşları MBE ile yarıyalıtkan GaAs üzerine GaAsBi alaşımını, farklı büyütme sıcaklığı ve farklı Bi/As akı oranı kullanarak büyütürken Şekil 2.7'de büyütme şartlarına göre örgüye katılan Bi miktarını belirlemiştir [1]. Şekil 2.7(a)'da gösterildiği gibi verilen sonuçlarda, alaşım içindeki farklı Bi miktarı, As/Ga akı oranı sabit tutulup (~ 1) Bi/As akı oranı ve büyütme sıcaklığı değiştirilerek elde edilmiştir. Bi/As akı oranını değiştirmek için sadece Bi akısı

değiştirilmiş. As/Ga akı oranı 1'den büyük tutularak yüzeyde Ga adacıklarının oluşması engellenmiştir.



Şekil 2.7: (a) Bi/As akı oranına ve büyütme sıcaklığına bağlı olarak Bi konsantrasyonu. Kesikli Çizgiler X-ışını kırınımı deneyinden yararlanılarak hesaplanan Bi konsantrasyonudur [1] (b) Düşük sıcaklıkta ve farklı akı oranlarında büyütülen GaAsBi alaşımının akı oranlarına bağlı değişimi [2].

Şekil 2.7(a)'da verilen büyütme sonuçlarına göre, 300 °C'de büyütülen ($\blacktriangle$ ve $\bullet$) ve sadece Bi/As akı oranları farklı olan alaşımların Bi konsantrasyonları $\sim\%$ 3.2 ve $\sim\%$ 1.7 olarak elde edilmiştir. Bi/As akı oranının bu kadar hassas bir şekilde alaşım içerisindeki atom oranını değiştirmesi akı oranlarını dikkatli şekilde kontrol etme zorunluluğu getirmiştir [65]. 290 °C'nin altındaki büyütme sıcaklığında Bi/As akı oranına bağlı Bi konsantrasyonu büyük oranda değişmektedir. Akı oranının 0.1'den küçük olduğu farklı büyütme sıcaklıklarında (360 °C hariç) Bi konsantrasyonu akı oranı ile doğrusal olarak değişmektedir. Akı oranının 0.1-10 arasında seçilmesiyle Bi konsantrasyonu her bir büyütme sıcaklığında satürasyona uğrayarak Bi/As akı oranından bağımsız hale gelmektedir. Şekil 2.7 (a)'da verilen sonuçlara göre tekrarlanabilir alaşım büyütmesi için Bi/As akı oranının 0.1'den büyük seçilmelidir.

Ayrıca Ga-Bi bağları termal enerji nedeniyle koparsa, Ga atomları As atomları ile bağlar yapar ve açıkta kalan Bi'lar faz ayrımına veya yüzeyde adacıklar oluşumuna neden olur. Farklı büyütme merkezleri tarafından üretilen örneklerde, farklı As/Ga akı oranına bağlı olarak farklı Bi/As akı oranları için farklı miktarda Bi içeren alaşımların da üretilebildiği görülmektedir [56,65]. 290 °C ve daha düşük büyütme sıcaklığına inilmesi durumunda Bi

miktarını belirleyen parametreler değişmektedir. Lewis ve arkadaşları büyütme sıcaklığını 220-330°C aralığında seçmiş ve As/Ga akı oranını 1'den çok küçük tutarak farklı Bi/As akı oranları için alaşım elde etmişlerdir [2]. Bu koşullarda en yüksek Bi miktarı %22 olarak belirlenmiştir.

Şekil 2.7 (b)'de verilen grafiğe göre, As/Ga akı oranının ≤ 0.5 olduğu değerlerde, her bir akı oranında Bi miktarı değişmez. Bu As/Ga akı oranlarında Bi konsantrasyonunu belirleyen büyütme sıcaklığıdır. Büyütme sıcaklığı azaldıkça Bi konsantrasyonu artmaktadır. As/Ga akı oranının ≥ 0.5 olması durumunda Bi konsantrasyonu eksponansiyel olarak hızla azalmaktadır. Düşük sıcaklıkta büyütülen bu alaşımlarda da stokiyometri sağlanmıştır. Ancak yüzeyde fazlalık Bi atomları yani bir diğer deyişle metalik damlacık sistemleri bulunmaktadır.

GaAs_{1-x}Bi_x sistemlerinin büyütülmesinde yüzeyler üzerinde oluşan metalik damlacıkları, yüzeylerde pürüzlülüğe ve bismut miktarının bölgesel olarak değişimine neden olduğu için istenmemektedir. Ancak bu yapıların büyütülmesi sırasında GaAs yüzeyinden buharlaşmayan Bi atomları ya fiziksel olarak yüzeye tutunacaklar ya da GaAsBi alaşımını oluşturmak için yapıya dahil olacaklardır. Bilindiği gibi GaAs üzerindeki Bi atomlarının yüzeydeki kapladığı alan toplam yüzey enerjisini düşürebilmektedir [8]. Bu yüzden fiziksel olarak yüzeye tutunan Bi atomları başlangıçta yüzey aktif maddesi olarak GaAs'ın tüm yüzeyini kaplayacaktır. Fiziksel tutunmadaki zayıf Van der Waals bağlanması sonucu, difüzyon uzunluğunun da büyük olması nedeniyle Bi atomlarının yüzeydeki difüzyonunu kolaylaştıracaktır.

Yapıya katılan Bi miktarı arttırılmaya başladığında yüzey üzerinde metalik bir Bi filmi oluşur. Bu metalik film kritik bir kalınlığa gelince metalik damlacıklar ortaya çıkmaya başlar. Dahası yüzey üzerinde biriken Bi atomları damlacıkların birleşmesine neden olmaktadır. Bu yüzden büyütme sıcaklığı, büyütme oranı, gibi kinetik faktörler Bi damlacıklarının oluşumunu geciktirmek hatta engellemek için etkileyici faktörlerdir.

Bi içeren GaAsBi, GaInAsBi gibi alaşımların büyütülmesi ve yapılarına Bi atomlarının katılımını kolaylaştırmak için grup V'e ait diğer elementlerin akışının düşük olması gerekmektedir. Ancak bu da yüzey üzerinde Ga ve In gibi III. gruba ait damlacıkların oluşum olasılığını arttırmaktadır. Bu yüzden en uygun büyütme koşullarından küçük bir sapma yüzey üzerinde hem Bi hem de III. grup elementlerinin bir arada olmasıyla

sonuçlanacaktır. Ayrıca damlacıkların oluşumu yüzeye tutunan atomların zamanla bir araya gelip birikmesi sonucu oluşan film kalınlığına bağlıdır. Buradan hareketle aygıt uygulamalarında ince filmler üretmek yerine damlacık oluşumunun olmadığı GaAsBi kuantum kuyuları büyütme pratikte daha avantajlıdır.

Nejad ve arkadaşları [9] yapmış oldukları çalışmalarda $As_2:Ga$ akış oranının sitokiyometrik oranın altında ve üstünde olması durumunda $GaAs_{1-x}Bi_x$ alaşımların yüzeylerini incelemişlerdir. Akış oranının düşük olduğu durumda yapının galyumca zengin ve mikron altı boyutlarda faz ayrımlı Ga-Bi damlacıklarının oluşumunu gözlemlemişlerdir. Hatta $220^\circ C$ 'den yüksek büyütme sıcaklıklarında Ga-Bi damlacıklarının çok daha homojen olduğunu ve faz ayrımının çok daha belirgin olduğunu göstermişlerdir. Nejad ve arkadaşları Ga-Bi damlacıklarının oluşumunu büyütme sırasında Ga ile sonlanan yüzey üzerinde As'ın sınırlı olmasından dolayı kaynaklandığını belirtmişlerdir. Böylelikle yüzey As atomu yerine Bi atomu ile dolup Ga ile Bi birbiri içerisinde çözünemediğinden faz ayrımlı bir yapı oluşmaktadır [36,66]. Dolayısıyla bu durum Ga-Ga ve/veya Bi-Bi bağlanmanın, Ga-Bi bağlanmaya göre daha güçlü olduğunu göstermektedir.

Sitokiyometrik oranın üstünde $As_2:Ga$ akış oranında yani yapının arsenik tarafından zengin olduğu durumda yüzeyde saf, yüksek yoğunlukta ve küçük boyutta (nano ölçekte) Bi damlacıkları gözlemlemişlerdir. Dolayısıyla bu koşullarda yapılan büyütme Bi akışının yapı içerisinde bir süre sonra doygunluğa eriştiğini ve artan akış ile beraber artık yüzeyde Bi damlacıklarının oluştuğunu göstermiştir [8].

Yüksek As akış oranında Nejad ve arkadaşları [8] (Şekil 2.7(b)'de $As_2:Ga$ eş basınç oranı (≥ 4.5 olduğu bölgede) bizmutun yapıya katılamadığını gözlemişler ve gelen bizmut akışının nano damlacıklar halinde kümелendiğini ya da buharlaştığını SEM sonuçlarıyla göstermişlerdir.

Bu durum yüksek As akış oranıyla beraber yüzeyde bağlı olan Ga ve Bi atomlarının bağlarının kırılması ve Bi'un katılımını engellemesi olarak düşünülebilir.

Şekil 2.7(b)'de $\text{As}_2\text{:Ga}$ eş basınç oranının arttığı bölgede damlacıkların yüzey hareketliliği önemli ölçüde azalmakta ve bu da arsenik açısından zengin koşullarda lokalize olan Bi nano damlacık oluşumu ile sonuçlandığı gösterilmiştir.

Arsenik açısından zengin büyütme koşullarında Bi akışının kontrolü dikkatli bir şekilde gerçekleştirilirse $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımları yüzeylerinde damlacık oluşumu olmadan büyütme mümkündür. Nejad ve arkadaşları bu yöntemi kullanarak %5.8 Bi oranına sahip damlacık içermeyen örnekler üretmişlerdir.

Sonuç olarak günümüze kadar yapılan çalışmalarda asıl amaç yapı içerisinde Bi atomunu yapının kalitesini bozmayacak şekilde yüksek oranlarda katmaktır. Ancak büyütme parametrelerinin çok büyük bir öneme sahip olduğu bu yapılarda parametrelere bağlı olarak çeşitli reçeteler elde edilebilmektedir. İşte bu reçetelerin sonuçlarını yapılan çalışmalardan yararlanarak kısaca özetleyebiliriz:

- **Alaşıma yüksek oranda Bi katılımını sağlamak için;**

Yapıdaki V. grup elementinin (As) akış oranı düşük olmalıdır. Yani yapı galyumca zengin olarak büyütülmelidir. Ancak böyle bir büyütmenin sonucunda yapı üzerinde Ga damlacıklarının oluşumu meydana gelecektir. Eğer yapıda meydana gelecek olan bozukluklar göz ardı edilirse Bi atomunun 271°C 'deki erime sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda bizmutun katılımı artırılabilir. (265°C 'de en yüksek Bi oranı %21.5 elde edilmiştir.) Diğer taraftan erime sıcaklığından yüksek sıcaklıklarda büyütme yapılırsa bu durumda V. grup akışı düşük olmalıdır. Ancak bu durumda ise yüzeyde Ga-Bi droplet oluşumu meydana gelmektedir. Son olarak eğer V. grup (As) akışı sabit tutulursa yapıya Bi katılımını arttırmak için büyütme hızı yüksek olmalıdır.

- **Damlacıksız bir yüzey meydana getirmek için;**

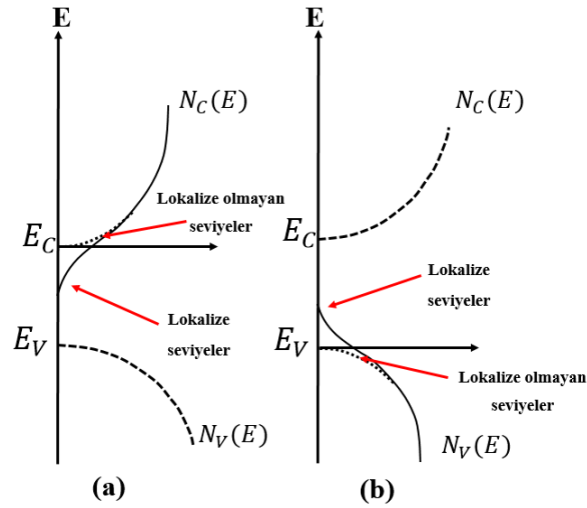
Damlacıksız bir yapı oluşumunda asıl hedef yüzeyde fazlalık Bi elementinin oluşumunu engellemektir. Dolayısıyla ilk olarak bizmut akışının kontrolünün sağlanması koşuluyla As akışı yüksek olmalıdır (≥ 4.5). Büyütme sıcaklığı 350°C - 400°C aralığında olacak şekilde arttırılmalıdır. Çünkü böyle sıcaklıklarda gerçekleştirilen büyütmelelerde Bi yüzeyde, yüzeyi aktifleştiren madde olarak davranacak ve yapıya dahil olamamış damlacıkların kümelenme oluşumu gerçekleşmeden Bi yüzeyden ayrılmış olacaktır.

- **Hem damlacıksız hem yüksek oranda Bi katılımı sağlamak için;**

Yüzey üzerinde damlacık sisteminin oluşmayıp aynı zamanda yüksek Bi oranına sahip yapılar oluşturmak için ilk olarak büyütme hızı yavaş olmalıdır. Aynı zamanda Bi atomunun yapıya katılım hızı değeri ile buharlaşma hızı değerinin birbirine yakın olmalı veya Bi akış oranı bu iki değer toplamından düşük olmalıdır. Bu şartlar altında yüzeyi damlacıksız olacak şekilde %5.8' kadar Bi katılımı gerçekleşmiştir.

2.2.4. $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ Alaşımların Optik Özellikleri

Uyumsuz alaşımların PL spektrumları genelde, asimetrik yapıda olup düşük enerji kuyruğuna sahiptir. Ayrıca PL maksimumunun değerinin sıcaklığa bağlılığında da S-şeklinde değişim gözlenmektedir. Bu davranışın nedeni iletkenlik veya valans bandı durum yoğunluğunda kuyruğa neden olan lokalize seviyelerin varlığıdır. Lokalize seviyelerin kaynağı uyumsuz atomun örgü içerisindeki homojen olmayan dağılım ve yaratmış olduğu kusurlardır [3] (Şekil 2.8). Ayrıca uyumsuz alaşımlarda alaşım düzensizliği ya da uyumsuz elementin kümelenmesi (N-N, N-N-N, Bi-Bi, Bi-Bi-Bi) ile ilgili olarak bant aralığı içerisinde lokalize durumların oluştuğu bilinmektedir. Ga(In)NAs'da N- ile ilgili düzensizlikler iletkenlik bandı altında, GaAsBi'da ise Bi ile ilgili düzensizlikler valans bandı üzerinde lokalize durumlar oluşturarak durum yoğunluğu kuyruğu olarak adlandırılan lokalize durumlara neden olurlar.



Şekil 2.8: Bir yarıiletkenin lokalize seviyelerin seviye yoğunluklarının gösterimi[3] .

Imhof ve arkadaşları, $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ 'da düşük sıcaklıklarda optik geçişlerin bandan banda değil bant kenarına yakın lokalize enerji seviyelerinden olması gerektiğini

göstermişlerdir. Bu lokalize seviyelerden birincisi, alaşım düzensizliğinden kaynaklanan lokalize seviyelerdir ve enerjileri $\sim 45\text{meV}$ 'dur. İkincisi, Bi dimerleri (Bi-Bi) veya daha çok Bi kümelenmesi içeren yapılarının tek Bi seviyesinin aksine valans bandının üzerinde lokalize enerji seviyelerinin oluşturduğu seviyelerdir ve seviyelerin enerjisinin valans bandından $10\text{-}15\text{meV}$ yukarıda olması gerektiğini belirlenmiştir [67,68]. Birçok farklı grup tarafından yapılan çalışmalar incelendiğinde, valans bandı üzerinde oluşan lokalize enerji seviyelerin bismut miktarına bağlı olarak enerjisinin $10\text{-}90\text{meV}$ arasında değiştiği gözlenmiştir. [10,69–74].

Bizmutun GaAs'e katılmasıyla ortaya çıkan lokalize seviyeler düşük sıcaklıklarda daha belirgin başka bir deyişle davranışı gözlemlenebilir olmaktadır [75]. Öyle ki lokalize seviyelerin meydana getirdiği bu gözlemlenebilir etkilerin bazıları, düşük konsantrasyonlarda nispeten küçük bir bağlanma enerjisine sahip lokalize seviyelerdeki güçlü elektron-fonon etkileşimleri ile yüksek konsantrasyonlarda meydana gelen geniş luminesans spektrumlarıdır. Bu etkiler GaAs'e katılan Bi atomlarının yapı içerisinde bir izoelektronik safsızlık olarak davrandığını doğrulamaktadır. Ayrıca bu izole olan Bi seviyelerinin alaşımın valans bandı ile rezonansta olduğunu da ortaya koyulmuştur.

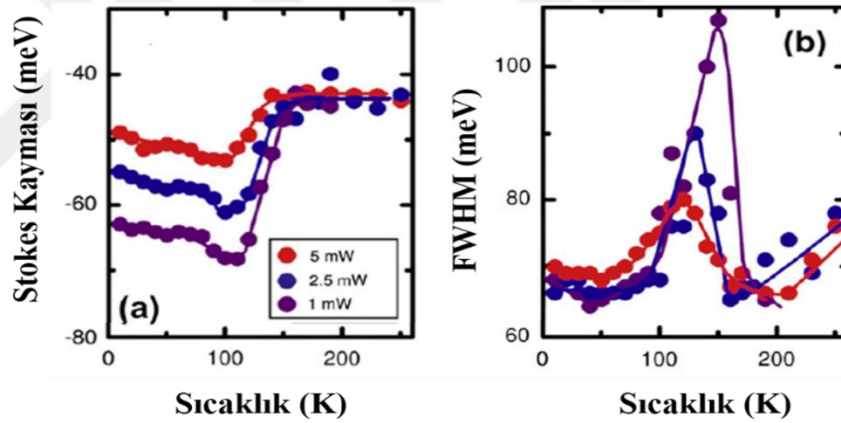
Uyarım şiddetine ve sıcaklığa bağlı olarak yapılan PL çalışmaları, $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımı içerisinde bismuttan kaynaklı oluşan kusurların etkilerini göstermiştir. Örneğin Imhof ve arkadaşları yapış oldukları bir çalışmada yapıdaki başlıca meydana gelen bozuklukların sadece valans bandını değil aynı zamanda iletkenlik bandını da etkilediğini BAC modeline dayanarak göstermişlerdir. Elde edilen soğurma spektrumlarından 1.19 eV 'da düşük enerjilerde Gaussyen tipi bant kuyruğu olarak adlandırılan güçlü, genişlemiş bir eksitonik geçişlerden kaynaklı geçişlerin olduğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca sıcaklığa bağlı PL pik enerjilerinin değişiminin kristal kalitesi bozulmuş bir malzemede gözlenen tipik S şeklindeki değişim (kırmızıya kayma-maviye kayma-kırmızıya kayma) olduğunu bildirmişlerdir. Bu S şeklindeki davranış bu tip uyumsuz alaşımların genel bir karakteristiği haline gelmiştir. Özellikle bu davranış kendini düşük sıcaklıklarda ve düşük uyarım şiddetlerinde göstermiştir. S şekilli davranışın gözlenmeye başladığı sıcaklıklarda PL maksimumunun enerjisindeki kaymaya bağlı olarak lokalizasyon enerjileri bulma da Varshni bağıntısından yararlanılmaktadır. [76].

$$E_g(T) = E_0 - \frac{\alpha T^2}{(T + \beta)} \quad (2.15)$$

Burada E_0 , 0K'deki enerji, α termal genleşme katsayısı ve β ise Debye sıcaklığıdır.

Şekil 2.9'a bakıldığında grafiklerdeki 150 K'nin alındaki sıcaklıklarda 45 meV'lık bir Stokes kaymasının olduğu, grafikte iki sıcaklık için de S- şekli bir davranış göstermektedir.

Yüksek uyarım şiddetiyle, PL'deki güçlü maviye kayış yapıdaki bozukluklardan kaynaklı meydana gelen S- şekli oluşumunu da desteklemektedir. FWHM değişiminde de bu durum bazı uyarım şiddetleri dışında 130K 'de en yüksek değerine ulaşmaktadır. Bu gözlemlerden S-şekli davranışı standart zıplama modeli ile açıklanamayacağı görülmektedir.

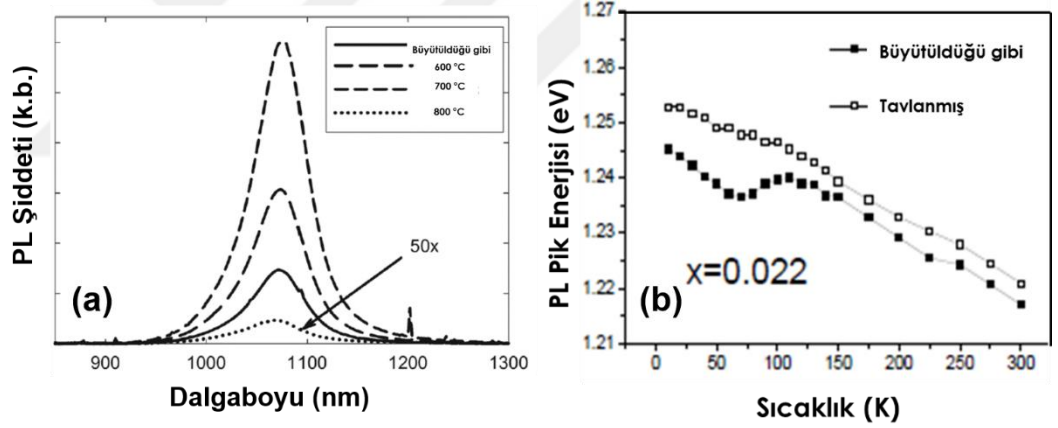


Şekil 2.9: Deneysel sonuçlardan uyarım şiddetine bağlı olarak (a) Stokes Kayması ve (b) FWHM [75].

GaAs_{1-x}Bi_x 'da lokalize seviyelerin detaylı sonuçları Yoshimoto ve arkadaşları tarafından sunulmuştur [77]. Lokalizasyon seviyelerinin uyarım enerjisine bağlılığından ve Varshni formülünden lokalizasyon seviyelerin enerjileri 50meV-90 meV olarak valans bandının üstünde yer almaktadır. Bi lokalize seviyelerinin varlığının bir diğer ispatı da PL pikinde kaymadır. Bu çalışmada 52 meV'luk aktivasyon enerjisi ve 50meV 'luk maviye kaymadan ortaya çıkan sonuç doğrultusunda (katkısız GaAs_{0.974}As_{0.026})Bi atomundan kaynaklı lokalize seviyeler valans bandından 52 meV yukarıya kadar lokalize olmuşlardır. Ancak sıcaklığa bağlı PL ölçümlerinden 100K de 90 meV'luk en yüksek

kırmızıya kaymanın gözlemlendiği ve bizmut lokalize seviyelerinin valans bandı kenarından 90 meV yukarıya yerleştiğini açıklamışlardır.

Mazzucato ve arkadaşları tarafından %4'ten küçük Bi içeren $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ epitabaka örneklerde PL daralmasının etkilerini artan PL uyarım şiddeti altında belli Bi konsantrasyonu için araştırmışlardır. Artan Bi konsantrasyonu ile FWHM'un arttığını 10K ve düşük uyarım şiddetinde yüksek lokalizasyon etkilerini gözlemlemişlerdir. Düşük sıcaklıklarda bizmuttan kaynaklı lokalize seviyelerin dolmasından dolayı bu etki yüksek sıcaklıklarda kendini göstermeye başladığını bildirmişlerdir. Diğer taraftan alaşım içerisinde bölgesel olarak bulunan Bi kompozisyonundan dolayı yapıdaki meydana gelen dalgalanmalar kaynaklı yüksek uyarım şiddetlerinde lokalize seviyelerin doygunluğa ulaştığını açıklamışlardır.



Şekil 2.10: $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ örneğin ısı işleme bağlı olarak değişimi (a) oda sıcaklığında katksız $x=0.04$ ve (b) sıcaklığa bağlı katksız $x=0.022$ [75]

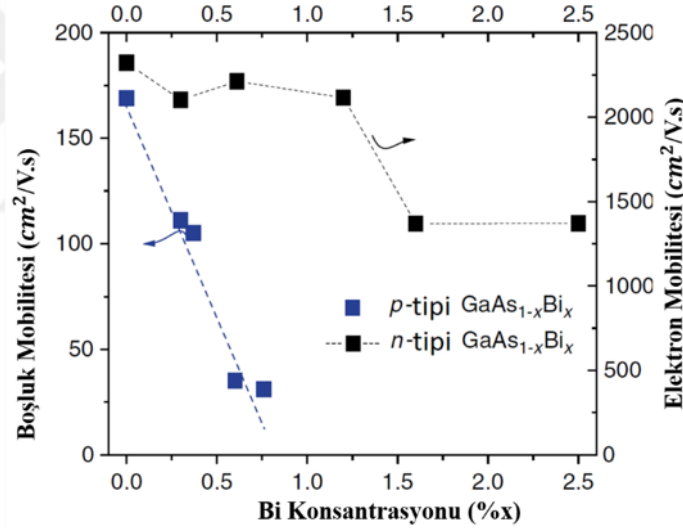
Yapı içerisinde bulunan kusurların sayısını azaltmak için uyumsuz alaşımlarda ısı işlem standart olarak uygulanan bir yöntemdir. Şekil 2.10'da görüldüğü gibi ısı işlem uygulanmasıyla $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımının kristal örgü kalitesi artar ve içindeki yapısal kusurlar azalır. 700°C sıcaklığına kadar yapılan ısı işlem uygulamalarında, PL şiddetinin arttığı, 700-800°C sıcaklık aralığında ısı işlem uygulanması durumunda epitabaka yapılarında PL pik enerjisinin azaldığı gözlenmiştir [78–80]. Isıl işlem ile bant kenarına yakın ve Bi'tan kaynaklanan kusur seviyelerinin azalması nedeniyle optik geçişlerin banttan banda gerçekleştiği belirlenmiştir. Isıl işlem ile Bi atomlarının noktasal kusurları azalarak alaşım içindeki dağılımı bozmayacak şekilde yapı içerisinde nanometre

boyutunda adacıklar oluşturur. Isıl işlem ile yüzeyde oluşan Bi kaynaklı yüzey kusurlarında da azalma gözlenir [69,80–86].

2.2.5. $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ Alaşımının Elektronik Özellikleri

$\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımının elektronik transport özellikleri aygıt uygulamaları açısından önem taşıyan özelliklerden birisidir. Bu alanda yapılan çalışmalarda literatürde genellikle epitabaka örnekler incelenmiştir. Bunlardan birkaçı Kini, Cooke, Lewis, Beaton gibi araştırmacıların çalışmalarıdır.

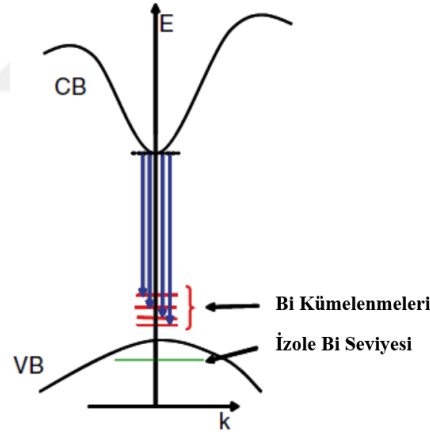
Cooke ve arkadaşlarının bizmut oranının %1.4'e kadar değiştiği deneysel çalışmasında elektron mobilitelerini $2700\text{--}2800\text{ cm}^2/\text{V.s}$ olarak elde etmişlerdir [87]. Diğer taraftan Kini ve Mascarenhas'ın çalışmasında $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alaşımının elektronun etkin kütlesine ve taşıyıcı konsantrasyonuna bizmutun etkilerini incelemişlerdir.



Şekil 2.11: n tipi ve p tipi $\text{GaAs}_{(1-x)}\text{Bi}_x$ epitabaka için boşluk hall mobilitelerinin konsantrasyona bağlı değişimi. $\text{Ga N}_{(x)}\text{As}_{(1-x)}$ için bilgiler ref[5]'den alınmıştır [6].

Şekil 2.11'de Kini'nin incelediği örneklerin elektron mobilitesi yer almaktadır. Bu şekil oda sıcaklığında n ve p tipi GaAsBi örneklerin elektron Hall mobilitelerini göstermektedir. Bizmut oranı $\leq \%1.2$ 'den küçük olan n-tipi GaAsBi örnekler için oda sıcaklığında elektron mobilitelerini $\sim 2100 - 2300\text{ cm}^2/\text{V.s}$ elde etmişlerdir. Bu değer literatürde düşük sıcaklıkla büyütülen yaklaşık 10^{18} cm^{-3} taşıyıcı konsantrasyonuna sahip GaAs ile karşılaştırıldığında kabul edilebilir bir değerdir [88]. Bu gerçekleştirilen

transport ölçümleri Bi'un katıldığı yapıda teorik ve deneysel sonuçlarla uyumlu olarak elektron mobilitelerini belli bir Bi konsantrasyonuna kadar bozmadığını doğrulanmıştır [73,89]. Aksine azot atomu yapıya çok düşük (~ 0.1) miktarlarda katılsa bile elektron mobilitelerini düşürmektedir. Bunun temel sebebi ise izole N ve N-N kümelenmelerinden dolayı lokalize seviyelerde meydana gelen taşıyıcı saçılmaları ve nokta kusurlardır. Ayrıca azotun varlığı ile m_e^* artmaktadır. Teorik olarak gösterilmiştir ki izole olan Bi safsızlık atomları evsahibi yarıiletkenin valans bandında rezonans bir seviye ve bu seviyenin haricinde Bi-Bi kümelenmeleri oluşturacaktır (Şekil 2.12). Çünkü Bi atomunun 6p seviyesi As atomunun 4p seviyesinde önemli derecede büyüktür ve bu boşluklar için potansiyel bir tuzak seviyesi oluşturacaktır. Ayrıca GaAsBi'un valans bandı eğriği VBAC modeline göre GaAs'den daha az olduğundan m_h^* 'de artacaktır ve bu boşluk mobilitelerinin azalmasına neden olacaktır. Bu yüzden Bi alaşımlama elektron mobilitelerinden ziyade boşluk mobilitelerine etkileyecektir. Kını de yapmış olduğu bu çalışmasıyla yapıya katılan Bi atomunun elektronun mobilitelerine önemli ölçüde etkilemediğini doğrulamıştır.

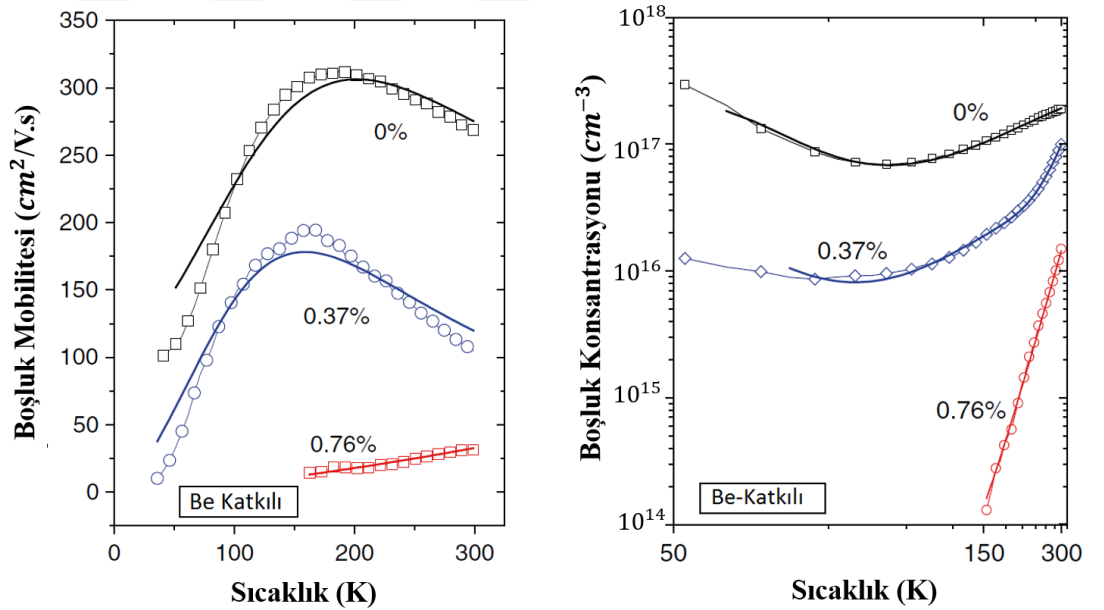


Şekil 2.12: GaAs'de izole Bi ve Bi-Bi seviyelerinin şematik gösterimi [7].

Bizmut oranı $\geq 1.6\%$ olan örneklerde ise elektron mobilitelerinin azaldığı elde edilmiştir. Bu durumu açıklamak için yüksek Bi konsantrasyonlarında örgüde meydana gelen gevşemelerin yüksek dislokasyon yoğunlukları oluşmasını neden olması mümkündür açıklaması yapılabilir. Bu durumda GaAsBi alaşımında izoelektronik Bi safsızlık atomu ile evsahibi As atomu arasındaki büyük uyumsuzluk meydana gelir ve bu da örgü içerisinde büyük çapta genişlemeye neden olur. Ancak Kını ve arkadaşlarının yapmış oldukları bu çalışmada XRD ile incelenen örneklerde örgüde herhangi bir gevşeme

gözlememişlerdir. Mobilitedeki bu azalmayı bizmutun yüzeyden ayrılması veya optimize olmamış büyüme şartları ile açıklamışlardır.

Ayrıca Kini ve arkadaşları boşluk mobilitesinin üzerine Bi'un etkisini Bi oranının ≤ 1.2 [90] ve ≤ 5.5 [65] olduğu C veya Be katkılı p-tipi GaAsBi örnekler ile Bi oranının $2.5\%-6.3\%$ aralığında değişen katkısız GaAsBi örnekler üzerinde incelemişlerdir [91]. Şekil 2.13'de görüldüğü gibi genel olarak Bi konsantrasyonuna bağlı olarak boşluk mobilitesinin azaldığı bu çalışma deneysel olarak boşluk mobilitesine Bi'un etkisini inceleyen ilk çalışmadır. Ayrıca Pettinari ve arkadaşları tarafından da bu etki Bi oranının ≤ 10.6 olduğu katkısız GaAsBi epitabaka örnekler için gösterilmiştir [92]. p tipi örneklerde artan Bi konsantrasyonu ile boşluğu Hall mobilitesi azalmasının temel sebebi olarak Şekil 2.12'de şematik olarak gibi izole olan Bi atomunun ve kümelenmesi/çiftlenmesi sonucunda boşluklar için potansiyel bir tuzak seviyesi meydana getirmesiyle açıklanabilir. Bu seviyelerde meydana gelen saçılmalar ve valans bandının azalan eğriğinden dolayı m_h^* artacak ve boşluk mobilitesi azalacaktır.



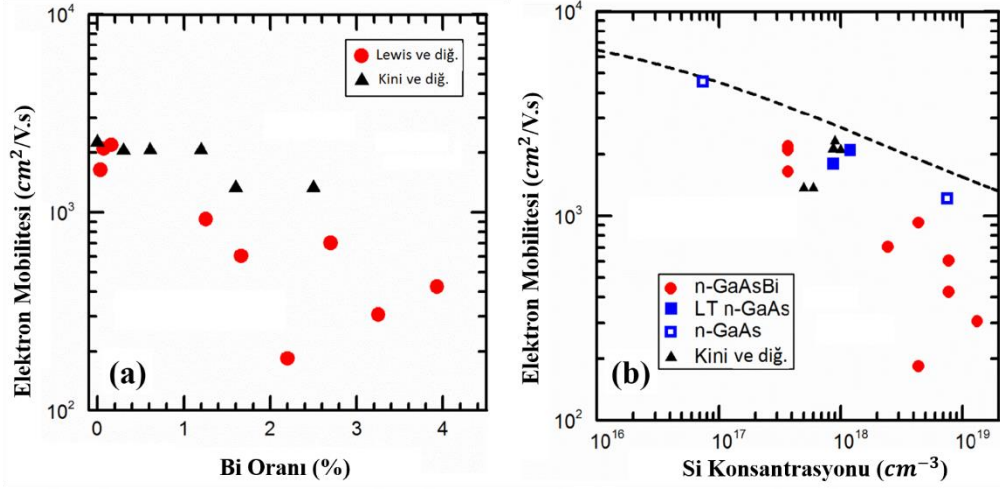
Şekil 2.13: Be katkılı GaAsBi alaşımların (a) boşluk Hall mobilitesinin (b) boşluk konsantrasyonunun sıcaklığa bağlı değişimi [90].

Şekil 2.13 (a)'da Be katkılı örnekler için Hall ölçümü sonuçlarından elde edilen sıcaklığa bağlı mobiliteler ve taşıyıcı konsantrasyonu değişimini göstermektedir. Sıcaklığın 300K'den 185K'ne azaldığı bölgede azalan fonon saçılmalarından dolayı mobilitede artış meydana gelmiştir. Ancak 185K'den düşük sıcaklıklarda iyonize safsızlıklarından

kaynaklı saçılmalardan dolayı azalan sıcaklıkla beraber mobilite azalmıştır. Burada %0 Bi içeren örneğin sıcaklığa bağlı davranışı tipik p tipi GaAs davranışdır. Ancak Bi oranı %0.37 olan örneğe bakılırsa Bi içermeyen örneğe kıyasla 300K'de çok daha düşük mobilite değerine sahiptir. Benzer şekilde bizmut içermeyen örneğin mobilitesinin sıcaklığa bağlı değişimine bakılırsa 160K'den daha düşük sıcaklıklara düştükçe mobilite artarken daha da düşük sıcaklıklara inildiğinde mobilite azalmaktadır. Boşluğun mobilitesinin sıcaklığa bağlı değişimi, iyonize safsızlıklardan kaynaklı saçılmalar $\mu_{iyonize} \sim T^{3/2}$ ve örgü saçılmaları $\mu_{örgü} \sim T^{-3/2}$ v gibi saçılma mekanizmaları aracılığıyla açıklanabilir. Her bir saçılma sonucu elde edilen mobilite değerlerinden net mobilite Mattheiessen kuralı $\mu = (1/\mu_{iyonize} + \mu_{örgü})^{-1}$ ile verilmektedir. Bi oranı %0.76 olan örnek için bakıldığında sıcaklık azaldıkça mobilite de azalmaktadır. Bu davranış ise iyonize safsızlık saçılmalarıyla açıklanabilir. Dolayısıyla buradan hareketle yüksek Bi konsantrasyonlarında iyonize safsızlık saçılmaları baskındır.

Şekil 2.13 (b) ise Be katkılı örneklerin taşıyıcı konsantrasyonlarını göstermektedir. Burada Bi oranı %0 ve %0.37 olan örneklerde sıcaklık azaldıkça taşıyıcı konsantrasyonu azalmakta ve bir safsızlık bandı iletimi oluşmaktadır. Diğer örnek için ise sıcaklığın azalmasıyla taşıyıcı konsantrasyonu azalırken safsızlık bandı oluşmamaktadır.

Literatürdeki bir diğer çalışma olarak Lewis'in yaptığı çalışmada (Şekil 2.14 (a)) n tipi GaAsBi epitabakanın Bi oranına bağlı olarak elektron mobilitesinin değişimini göstermektedir ve aynı zamanda Kini'nin çalışmasıyla karşılaştırma yapmaktadır. Bu çalışmada yüksek Bi oranlarında elektron mobilitesi Kini'nin çalışmasından daha düşüktür. Lewis bu durumu yüksek Bi oranına sahip örnekleri için yapıya katılan yüksek Si katkısıyla ya da büyüme koşullarıyla ilişkilendirmektedir.



Şekil 2.14: (a) n- tipi GaAsBi'un Bi oranına bağlı olarak elektron Hall mobilitesinin değişimi (b) n- tipi GaAsBi ve n tipi GaAs için Si katkı konsantrasyonuna bağlı olarak elektron Hall mobilitesinin değişimi [93,94].

Şekil 2.14 (b)'de ise GaAs ve GaAsBi için Si katkı konsantrasyonuna bağlı olarak elektron mobilitesinin değişimini göstermektedir. GaAs mobilitesi iyonize safsızlıklarından kaynaklı saçılmalarından dolayı artan katkı konsantrasyonu ile azalmaktadır. Si katkı konsantrasyonu $\sim 2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ olan ve Bi oranının % 0.2'den küçük olduğu GaAsBi örneklerde $\text{As}_2:\text{Ga}$ eş basınç oranları sırasıyla 3.5, 3.8 ve 4.2 ayarlanmış olup diğer koşullar sabit tutulmuştur. Bu örneklerde mobilite artan $\text{As}_2:\text{Ga}$ eş basınç oranı ile azalmaktadır.

n tipi GaAsBi örnekte elektron mobilitesi n tipi GaAs ile kıyaslandığında önemli ölçüde düşüktür. Artan Bi oranı ile mobilite azalmaktadır. Buna rağmen bu azalmanın bir kısmı büyütme sırasında oluşan kusurlardan dolayı serbest boşlukların yoğunluğunu kompanse etmek için arttırılan Si katkı konsantrasyonu ile ilişkilendirilebilir. Elektron mobilitesi genel olarak Kini'nin çalışmalarından daha düşüktür. Bununla birlikte sebebi olarak daha düşük büyütme sıcaklığı, yüksek katkı konsantrasyonları ya da büyütme sırasındaki farklı $\text{As}_2:\text{Ga}$ eş basınç oranları göstermek mümkündür.

3. MALZEME VE YÖNTEM

Bu bölümde ilk olarak, tez çalışması kapsamında üzerinde çalışılan seyreltik bizmutlu örneklerin yapılarından bahsedilecek olup, ardından fabrikasyon süreçleri ve kimyasal aşındırma işlemleri sonrasında yüzey, optik ve elektriksel ölçümlerin analizleri için kullanılan karakterizasyon teknikleri açıklanacaktır.

3.1. ÖRNEKLERİN YAPISI

Tez çalışması kapsamında 3 farklı tür örnek kullanılmıştır. İlk grup LAAS tarafından büyütülmüş olan %2.3 Bi içeren ve farklı sıcaklıklarda ısıtılma işlemi görmüş katkısız örneklerdir. Bu örneklerin yapısal ve optik özellikleri üzerine ısıtılma işleminin ve kimyasal aşındırmanın etkileri incelenmiştir. 2. grup örnek ise Victoria Üniversitesi tarafından büyütülen farklı Bi konsantrasyonuna sahip olan GaAsBi kuantum kuyusu örnekleri olup, bu örneklerde Bi konsantrasyonunun bant aralığına etkisi belirlenmiştir. 3. grup örnek de yine Victoria Üniversitesi tarafından büyütülmüş olan katkılı GaAsBi epitabaka örneklerdir ve elektronik özelliklere bizmutun etkisinin belirlenmesi için incelenmiştir.

3.1.1. Epitabaka Yapılı GaAsBi Örnekler

LAAS tarafından büyütülen örnekler, örnekle yapısal anlamda uyumlu ancak elektriksel özellikleri açısından etkisi olmayan bir yarıyalıtkan (Semi-Insulating, SI) [001] yönelimli GaAs alttaş üzerine 580°C’de tampon tabaka büyütülmüştür. As₄’ün yüzey üzerine 1ml/s akış hızında gönderildiği örneğin üstüne daha sonra 380°C’de GaAsBi aktif tabakası büyütülmüştür. Yapıya bizmut atomunun katılması için sıcaklığın düşürüldüğü bu örneklerde GaAs stokiometrisini sağlamak amacıyla As₄/Ga oranı minimum değerlerde tutulmuş olup, saniyede 0.25 tek katman büyütülmüştür. Büyütme sonrasında galyum tarafından zengin bir yapı elde edilmiştir. Sonrasında ısıtılma işleminin yapı üzerinde etkilerini incelemek amacıyla sırasıyla 750°C, 800°C ve 850°C’de 60 s olmak üzere ısıtılma işlemi uygulanmıştır. Bu örneğin yapısı Şekil 3.1a’da gösterildiği gibidir. Diğer yandan Victoria Üniversitesi’nin büyüttüğü elektriksel karakterizasyonu yapılacak %1.66 Bi oranına sahip kompanse katkılı n- tipi GaAs_{0.9834}Bi_{0.0166}/GaAs epitabaka örnek bir önceki sınıfa benzer olarak üretilmiş olup yapısı Şekil 3.1b’de verilmiştir. Tablo 3.1.’de bu epitabaka yapılarla ilgili bilgiler gösterilmiştir.



Şekil 3.1: (a) LAAS tarafından büyütülen katkısız epitabaka örnek yapısı ile (b) Victoria Üniversitesi tarafından büyütülen n- tipi kompanse ve p tipi katkılı epitabaka örnek yapıları.

Tablo 3.1: GaAsBi epitabaka örneklerin özellikleri.

Büyütme Sıcaklığı (°C)	Katkı Tipi	%Bi
380	Katkısız	2.3
330	Kompense n- tipi Si Katkılı ($N_D = 1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$)	1.66
	p- tipi Be Katkılı ($N_A = 7 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$)	1.55

3.1.2. GaAs_{1-x}Bi_x/GaAs Kuantum Kuyulu Örnekler

Tez çalışması kapsamında farklı iki konsantrasyona sahip katkısız GaAs_{1-x}Bi_x/GaAs tek kuantum kuyulu heteroeklem yapıların optik özellikleri incelenmiştir. Bu örneklerin tümü de epitabaka yapılara benzer olarak MBE tekniği kullanılarak, Victoria Üniversitesi tarafından büyütülmüştür. Bu örnekler yapısal olarak uyumlu olacak şekilde yarıyalıtkan GaAs üzerine büyütülen katkısız GaAs tampon tabaka, katkısız GaAs_{1-x}Bi_x/GaAs tabaka ve GaAs koruyucu tabakadan oluşmaktadır. Farklı konsantrasyonlara sahip bu örnekler 330°C’de büyütülmüştür. Şekil 3.2’de örnek yapısı gösterilmektedir. Bu örnekler değişen Bi oranlarıyla beraber aynı kuantum kuyusu kalınlıklarına ancak farklı tampon tabaka ve koruyucu tabaka kalınlıklarına sahiptir. Örnekler %1.8 ve %3.75 olmak üzere iki farklı Bi konsantrasyona sahiptir. Her iki örnek için kuantum kuyusu genişliği 12 nm olup,

tampon tabaka kalınlıkları sırasıyla 500nm ve 1000nm iken koruyucu tabaka kalınları ise sırasıyla 300nm ve 162nm'dir .

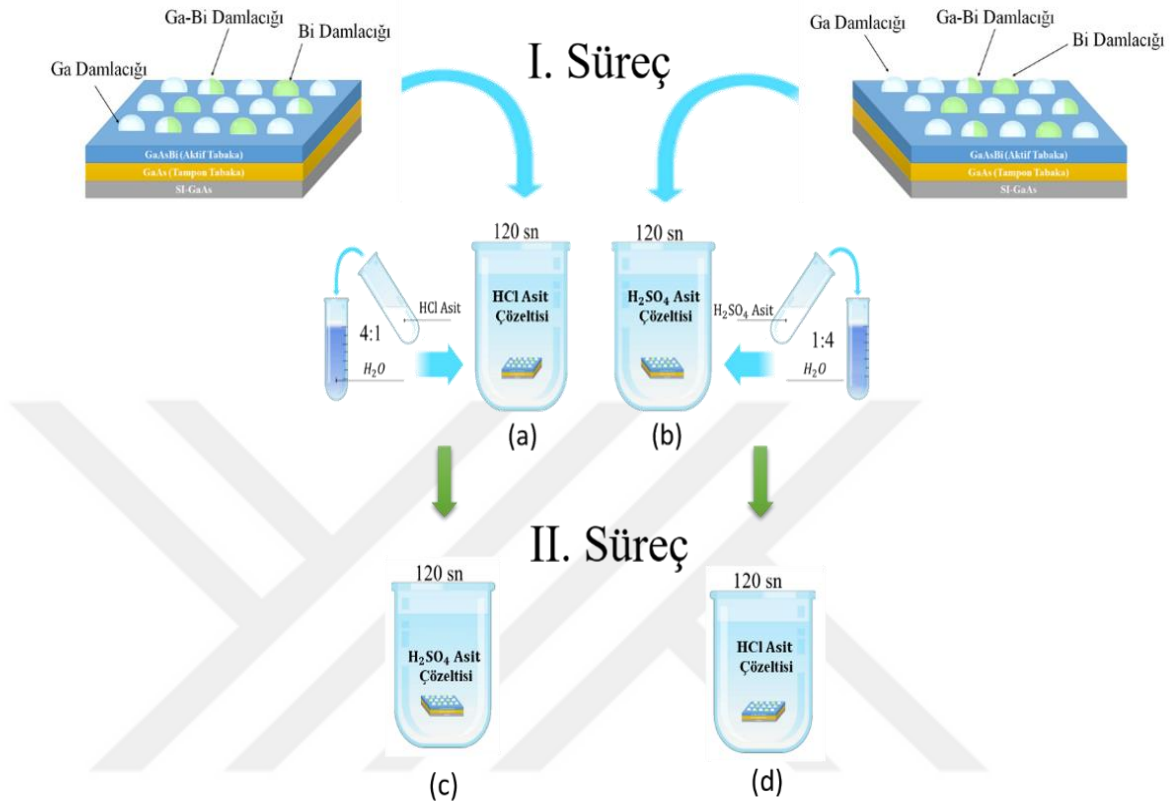
	GaAs (Koruyucu Tabaka)	Katkısız
12nm	$GaAs_{1-x}Bi_x$ (Aktif Tabaka)	Katkısız
	GaAs (Tampon Tabaka)	Katkısız
350 μ m	SI-GaAs	Katkısız

Şekil 3.2: Victoria Üniversitesi tarafından büyütülen katkısız GaAsBi/GaAs kuantum kuyusu örneğin yapısı.

3.2. KİMYASAL SÜREÇ

Bu kısımda LAAS tarafından büyütülen GaAsBi epitabaka yapılar üzerine uygulanan kimyasal işlem den bahsedilecektir. Daha önce Bölüm 2.2.3'de anlatıldığı gibi $GaAs_{1-x}Bi_x$ alaşımlarında büyütme koşullarından kaynaklı oluşan Ga ve Bi damlacıkları istenen bir durum değildir. Özellikle optik ölçümleri, birer saçılma merkezi gibi davranarak etkileyen bu yüzey oluşumlarını engellemek adına büyütme şartlarındaki zorluklarda optimizasyona gidilmeye çalışılsa da halen daha damlacıklı yapıların oluşumuna rastlanmaktadır. Yüzey üzerindeki bu oluşumların ısı işlem yoluyla ortadan kaldırıldığı daha önce rapor edilmiştir [95]. Ancak son yıllarda yapılan birkaç çalışmada bu yüzey damlacıklarını kimyasal yöntemlerle de ortadan kaldırmak mümkün olmuştur. Bilindiği gibi HCl asit yoğunlukla GaAs yapıları yüzeylerindeki oluşan yerel oksitlerin temizliğinde kullanılmaktadır [15,16]. Bu işlem uygulandığında GaAs yapısına zarar vermemektedir. Ancak yüzey üzerinde meydana gelen Ga ve Bi damlacıklarını kaldırmaktadır. Öte yandan %95-98 konsantre H_2SO_4 asit de yüzey üzerinde seçici aşındırma yapmakta ve Ga meteline dokunmadan, Bi metallerinin kaldırılmasına yardımcı olmaktadır. Aslında aşındırma işlemindeki temel amaç yüzey üzerindeki bu oluşumları kaldırarak optik şiddeti arttırmaktır. Bu doğrultuda tez çalışması kapsamında P. Ludewig ve M.S. Nejad'ın çalışmalarından [8,97] yararlanarak, LAAS tarafından büyütülen örnekler üzerinde gözlenen damlacıkların kaldırılması kimyasal aşındırma işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu örnekler her iki kimyasal sürece hazırlamak için ilk olarak düzleme dik doğrultularından iki parçaya ayrıldıktan sonra temizlik işlemine tabi

tutulmuştur. Bir yandan $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$ ve $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}$ asit çözeltileri (1:4) oranında hazırlanmıştır.



Şekil 3.3: (a) GaAs_{1-x}Bi_x örneğine $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$ asit çözeltisinin uygulanması (b) GaAs_{1-x}Bi_x örneğine $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}$ asit çözeltisinin uygulanması (c) HCl asit çözeltisinden sonra örneğe H_2SO_4 çözeltisinin, (d) H_2SO_4 çözeltisinden sonra HCl çözeltisinin uygulanması

Daha sonra ayrılan örneklerin ilkinde yüzeydeki çoğunlukla Ga damlacıkları kaldıran $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}$ asit çözeltisi, ikincisine de yüzeyden sadece Bi metalini kaldıran sadece $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}$ asit çözeltisi uygulanmıştır. Her iki süreçte örnekler asit çözeltisi içerisinde 2 dakika bekletilmiştir ve ardından deiyonize su ile temizlendikten sonra azot gazı ile kurutulmuştur. P. Ludewig ve M.S. Nejad'ın [8,98] çalışmasından farklı olarak bu örnekler fazladan iki süreç daha eklenmiş olup, aşınan örnekler çaprazlanarak asit çözeltisi uygulanmıştır. Yani birinci süreçte yer alan örnekler daha sonra ikinci süreç, ikinci süreçte yer alan örnekler birinci süreç uygulanmıştır. Tüm bu süreçler Şekil 3.3.'te şematik olarak gösterilmiştir. Her süreç sonrasında Bölüm 4'te anlatılacağı üzere, tüm

örneklerin AFM, EFM ve PL ölçümleri gerçekleştirilip, optik ve yapısal olarak etkileri analiz edilmiştir.

3.3. FABRİKASYON

Yarıiletken tabanlı aygıt teknolojisinin üretimi olarak da bilinen mikrofabrikasyon süreci mikron ve mikron altı ölçekte elektronik ve optik aygıtların üretimi olarak adlandırılmaktadır. Son yirmi yıldır daha alt dallara doğru genişleyen ve daha küçük aygıt boyutlarına inen bu üretim sürecinde fabrikasyon teknikleri çok önemli bir etkindir. Bu tekniklerden günümüz çalışmalarında yoğun olarak kullanılanı litografik yöntemlerdir. Bu yöntemler de kendi içerisinde fotolitografi, X-ışını litografisi ve iyon-elektron demet litografisi gibi dallara ayrılmaktadır. Ancak tez kapsamında kullanılan yöntem özellikle mikro elektronik aygıtların üretiminde sık kullanılan fotolitografi yöntemidir. Bu yöntem ultraviyole (UV) ışığa karşı kimyasal olarak hassas bir malzeme olan fotodirenç ile örnek yüzeyinin kaplanıp daha sonra belli bir geometrik desene sahip maskenin UV ışın aracılığıyla örnek yüzeyine deseninin işlenmesidir. Bu alanda kullanılacak olan maske ve desenleri yapılan araştırmaya ve üretimi yapılacak olan aygıtı göre özel olarak tasarlanmaktadır. Genellikle kuartz üzerine krom kaplanarak yapılan bu maskelere pozitif fotodirençli örnek üzerindeyken ultraviyole ışık düşürüldüğünde krom kaplı yerler sayesinde istenmeyen kısımları deseni örnek yüzeyi üzerinde oluşmaz.

Örnek yüzeylerinin mikro boyutta desenlenmesinde kullanılan oldukça gelişmiş bir teknik olan fotolitografi, temiz oda koşullarına gereksinim duymaktadır. Çünkü atmosferde gözle görülemeyen mikron boyutlarında oldukça fazla parçacık bulunduğundan, mikron veya mikron-altı boyutlarda şekillendirilmesi yapılacak aygıtlar üzerinde fabrikasyon süreçlerinde veya daha sonra bu parçacıkların yer alması aygıtların elektriksel ve optiksel özelliklerini olumsuz etkilemektedir.

Tez kapsamında incelenen n-tipi $\text{GaAs}_{0.9834}\text{Bi}_{0.0166}$ ve p- tipi $\text{GaAs}_{0.9845}\text{Bi}_{0.0155}$ aygıtının fabrikasyon çalışmaları İstanbul Üniversitesi Fizik Bölümü Nano ve Optoelektronik Araştırma Laboratuvarları bünyesinde bulunan İleri Litografik Yöntemler Laboratuvarı'nda gerçekleştirildi. İleri Litografik Yöntemler Laboratuvarı bünyesinde kurulan temiz oda, içerisinde ft^3 hacim başına 0.5 mikron boyutunda olan partikül sayısı 10, 100 ve 1000 olan üç bölümden oluşmaktadır. Bu bölümler sırasıyla 'on sınıfı' (ISO 4 sınıfı), 'yüz sınıfı' (ISO 5 sınıfı) ve 'bin sınıfı' (ISO 6 sınıfı) olarak adlandırılan

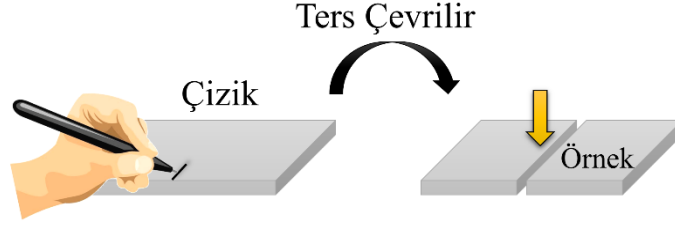
bölümlerdir. Fotodirencin yapısı sarı ışıktan etkilenmediği için fotolitografinin metalizasyon aşamasına kadar olan süreçleri ‘sarı oda’ olarak adlandırılan 100 sınıfı laboratuvar da gerçekleştirilmiştir. Metalizasyon, akım-voltaj karakteristiği kontrolü ve tel bağlama süreçleri ise 1000 sınıfı laboratuvar da gerçekleştirilmiştir. n-tipi $\text{GaAs}_{0.9834}\text{Bi}_{0.0166}$ ve p- tipi $\text{GaAs}_{0.9845}\text{Bi}_{0.0155}$ örnek Hall bar geometrisinde hazırlanmıştır. Fotolitografi süreci genel olarak aşağıdaki adımları içerir:

1. Örneklerin kesilmesi,
2. Örneklerin kimyasal temizliği,
3. Fotodirenç kaplama,
4. Pozlama
5. Islak aşındırma,
6. Metalizasyon
7. Isıl işlem
8. Tel Bağlama

3.3.1. Örneklerin Kesilmesi

Büyütülmüş olan örneklerin büyütme doğrultuları baz alınarak kesim yapılacak doğrultunun belirlenmesi gerekir. Yonganın alt kısmında düz kesilmiş bir kısım yer alır ve bu düz kesilmiş kısım büyütme düzlemini göstermektedir. Kübik sistemlerde büyütme doğrultusu büyütme düzlemine diktir. Bu nedenle büyütme doğrultusuna dik olan doğrultuda kristal kesilir. Bu doğrultu kesimin en rahat yapılabileceği doğrultudur ve bu düzleme dik doğrultuda yapılacak kesme işlemi düzgün bir kesim sağlar. Çünkü paralel düzlemleri içerir. Kesim yapılan doğrultuların her biri kesme doğrultusu olarak adlandırılır. Örneğin arka yüzeyinden kesim yapılacak doğrultu boyunca elmas uçlu kristal kesme kalemi ile kenardan küçük, derin olmayan bir çizik atıldı. Örneğin ön yüzü çevrilerek temiz ve yumuşak bir bez üzerinden, çizik atılan doğrultu boyunca örneğin

üzerine hafif bir şekilde kuvvet uygulandı. Bu şekilde kristal kesme doğrultusu boyunca kesilmiş olur (Şekil 3.4).



Şekil 3.4: Örneğin istenen uygun boyutlarda kesilmesi

Fabrikasyon sürecinin sonunda örnekler altın kontakları bulunan seramik taşıyıcı üzerine yapıştırılacağından; seramik ped üzerindeki alan ve uygun maskedeki Hall bar boyutu göz önüne alınarak örneklerin boyutları belirlendi. Seramik taşıyıcı altın kontaklar içinde kalan uygun alanı 0.9cm x 0.8cm'dir. Dolayısıyla Hall bar geometrisinde olacak örnekler 0.6cm x 0.5cm boyutlarında kesildi.

3.3.2. Örneklerin Kimyasal Olarak Temizlenmesi

- Kesilme işleminden sonra örnek yüzeyinde ve kenarlarında kalan kalıntıların ve tozların temizlenmesi ve yüzeyde oluşabilecek diğer kirliliklerin temizlenmesi için kimyasal temizleme prosedürü kullanıldı. Örnekler 2 aşamalı temizlik süreci uygulandı. İlk aşamada öncelikle ön bir temizlik yapıldı.
- Ön temizlik için ilk olarak göz ile görülen toz ve kalıntıları atmak için örnek deiyonize (DI) su ile yıkandı. Daha sonra sırasıyla aseton ve isopropanol ile yıkandı. Bu işlem, aseton ve isopropanol örnek üzerine püskürtülerek ve örnekler sırası ile aseton ve alkol dolu beherler içinde bir süre bekletilerek yapıldı. Her bir yıkama süreci arasında örnek DI su ile yıkandı.
- Örnek daha sonra sırasıyla 80 °C sıcaklıkta tutulan aseton ve sonrasında isopropanol içinde 60 s bekletildi. Bu işlem sonunda örnek üzerindeki yağ tabakaları ve hidrofobik atıklar temizlenmiş oldu. Böylelikle örnek ikinci aşama temizlik için hazır hale geldi.
- İkinci aşamada örnek yüzeyinden oksit tabakasını kaldırmak için örnek HCl:H₂O (1:1) karışımı içerisinde 30 s tutuldu. GaAs tabanlı örneklerde oda sıcaklığında bu karışım 1 dakikada 1.55 µm aşındırma meydana getirir.

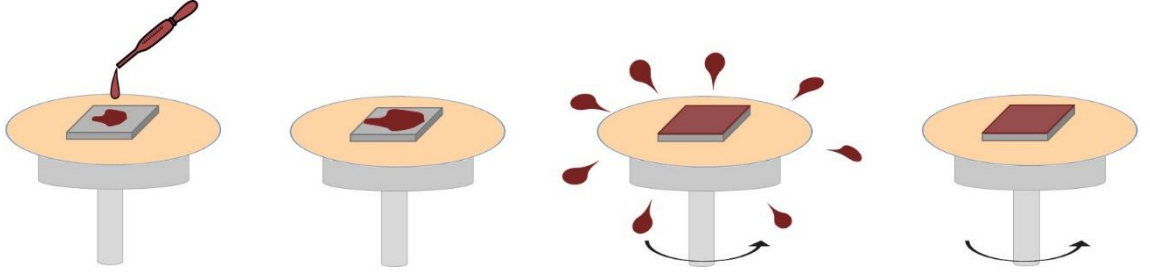
- Temizlenen örnek DI su ile yıkanarak yüzeyde bulunan alkol ve organik çözücülerden arındırıldı. Saf azot gazı (99.999%) ile örnek kurutuldu.
- DI su ile yıkanan ve kurutulan örnek yüzeyinde nemin buharlaştırılması için örnek 110 °C 'de 60 s boyunca ısıtıcı üzerinde ısıtıldı.
- Her temizlik aşamasından sonra mikroskop altında yüzeyin temizliği kontrol edildi.

Fabrikasyonun her ara aşamalarında örneklerin temizleme işlemi bu adımlar tekrar edilerek yapıldı.

3.3.3. Fotodirenç Kaplaması

Fotodirenç kaplamak için dönme hızı kontrol edilebilen bir tabla (spin coater) kullanıldı. Tablanın orta kısmı üzerine yerleştirilecek örneğin dönerek savrulmaması için tabla ortası ince bir kanal ile vakum sistemine bağlıdır. Bu dönerek kaplama sistemi ince ve düzgün bir fotodirenç tabakasının örnek yüzeyine kaplanmasında kullanılır.

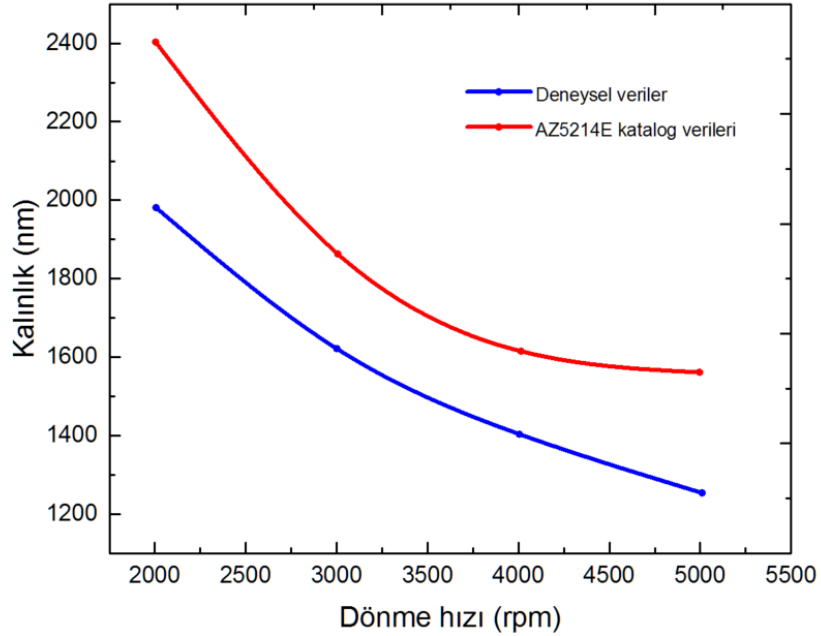
Bu aşamada, temizlenen örnekler Şekil 3.5'te olduğu gibi döndürerek kaplama yöntemi (spin coating) ile pozitif (AZ5214E) fotodirenç kullanılarak kaplandı. Fotodirenç kaplama işlemi kimyasal tezgahın döndürerek kaplama sistemi (spin coater) ünitesinde yapıldı. İstenilen dönme hızına 1000 rpm hızla ulaşılması için kaplama sistemi programlandı. Şekil 3.6'da gösterildiği gibi dönme hızı ile kalınlık azalmaktadır. Yaklaşık 1.2 μm kalınlık elde etmek için dönme hızı 5000 rpm'e ayarlandı ve dönme süresi 5000 rpm'e ulaşıldıktan sonra 60 s olacak şekilde seçildi. Her fotodirenç için hangi dönme hızlarında ne kadar fotodirenç kaplanacağı bilgisi fotodirenç ile birlikte verilmektedir. AZ5124E ile gelen kalınlık-dönme hızı eğrisi Şekil 3.6'da verilmektedir. Ancak emin olmak için bu ölçümler farklı dönme hızlarında yapılmış ve farklı kalınlıklar ölçülerek Şekil 3.6'da sunulmuştur.



Şekil 3.5: Döndürerek kaplama yönteminin adımları

Bu süreçte yapılan işlemler şu şekildedir;

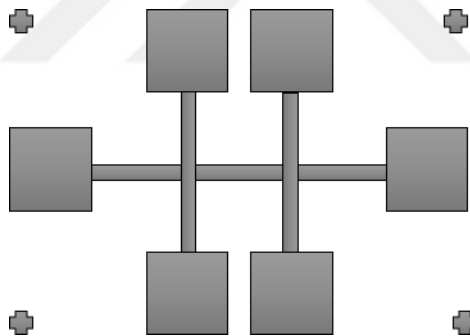
- Döndürerek kaplama sisteminin tablasına yerleştirilen örnekler üzerine AZ5214E pozitif fotodirenci örnek yüzeyini tam kaplayacak şekilde damlatıldı (yaklaşık 1-2 damla miktarında).
- Üzerine fotodirenç damlatılan örnekler 5000 rpm dönme hızında 60s döndürülerek yüzeyleri fotodirenç kaplandı.
- Malzeme yüzeyine homojen olarak kaplanan fotodirenç çözeltisi içerisinde bulunan çözücünün buharlaşması ve fotodirencin örnek yüzeyine daha iyi tutunması için malzeme 100°C'de 60 saniye kadar ısıtıldı.



Şekil 3.6: AZ5214E pozitif fotodirencin dönme hızına karşılık kaplama kalınlığı.

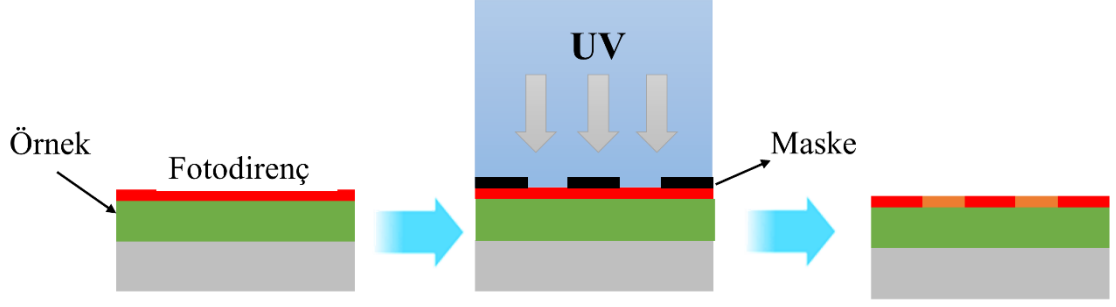
3.3.4. Pozlama

- Fotodirenç kaplanan ve kurutulan örnek maske hizalayıcıya (SUSS MicroTec MJB4 type:191247) yerleştirildi. Örnek boyutlarına göre maske hizalayıcının uygun tutucusu seçildi. Bu süreçte maske hizalayıcının Hard Contact modu tercih edildi. Bu modun $1\ \mu\text{m}$ fotodirenç kaplı yüzeyinde 405 nm (h-line) UV ışıkla çözünürlüğü $1\ \mu\text{m}$ 'dir. Hard Contact modu maske yüzeyi ile örneğin tam temas ettiği durumdur. Kırılgan örneklerde örneğe zarar vermemek için çözünürlüğü daha kötü olmakla birlikte Soft Contact modu tercih edilebilir. Bu modda örnek ile maske temas etmez.
- Maske hizalayıcının Hard Contact modunda cam üzerine UV ışınını geçirmeyecek kısımları krom kaplanarak elde edilen maske (Şekil 3.7) örnek üzerine dokundurulacak kadar yaklaştırılır. UV ışığı geçirecek olan kısım kuartzdır. Burada önemli olan örnek ile maske arasında boşluk kalmamasıdır. Böylece küçük boyuttaki şekillerde kırınım desenleri oluşmaz, daha kesin şekiller elde edilir.



Şekil 3.7: Hall bar şeklinde oluşturulmuş maske. Gri kısımlar krom olup kuartz üzerine kaplanmıştır.

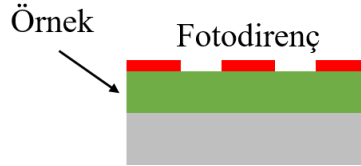
- Hizalama tamamlandıktan sonra örnek uygun maske altında yüzeye dik gelen UV ışığa Şekil 3.8’ de gösterildiği gibi maruz bırakıldı. Maske hizalayıcının UV ışık kaynağı (HBO 350) 405 nm (h-line)’de 23 mW/cm² ve 365 nm (g-line)’de 11 mW/cm² şiddete sahiptir. Tüm litografi süreçlerinde ışığa maruz bırakma süresi (expose time) 20 saniye olarak ayarlandı. Pozlama h-çizgisi kullanılarak yapıldı.



Şekil 3.8: Fotodirenç kaplanmış örnek yüzeyinin UV ışınlarına maruz bırakılması.

- Pozitif fotodirencin yapısı UV ışığa maruz kaldığında bozulur. Bu işlem ile Hall bar geometrisinin UV ışığa maruz bırakılan kısımlarında fotodirenç bağları zayıflatılmış olur ve bu kısımlar uygun çözelti (AZ400K developer:DI su, 3:1) ile temizlenir.

20 s UV ışığa maruz kalmış örnek üzerinden 1:3 oranında AZ400K developer ile DI su karışımında 60 s bekletilerek temizlendi. Eğer maskedeki şekil örnek üzerinde net olarak oluşmamışsa 1:3 developer-DI su çözeltisinde örnek daha uzun süre tutulmalıdır. Tüm örnekler için develop işlemi yaklaşık 60 saniyede tamamlandı (Şekil 3.9) Temizleme sonrasında örnek DI su ile yıkandı ve saf azot gazı kurutuldu.



Şekil 3.9: Pozlamanın ardından develop edilmiş örnek

3.3.5. Islak Aşındırma İşlemi

Örnek üzerinde fotodirenç kısmı dışında kalan alanların aşındırılmasında kimyasal (ıslak) aşındırma işlemi uygulanmıştır. Bu süreç UV ışına maruz kalmamış fotodirenç ile kaplı kısma zarar vermez. Kimyasal aşındırma işleminde istenilen aşındırma hızlarına bağlı olarak H_2SO_4 , H_2O_2 ve H_2O farklı oranlarda alınarak çözeltiler oluşturulur. Aşındırıcı karışımların oranları ve aşındırma hızları Tablo 3.3'de verilmiştir. Islak aşındırma işlemi uygulanacak örneklerin 1.3 μm kalınlığında aktif bölgeleri bulunmaktadır. Aşındırılacak kalınlığın en az 1.3 μm olması hedeflenmiştir.

Tablo 3.2:[100] Yönelimli GaAs için aşındırıcıların karışım ve aşındırma oranları [99]

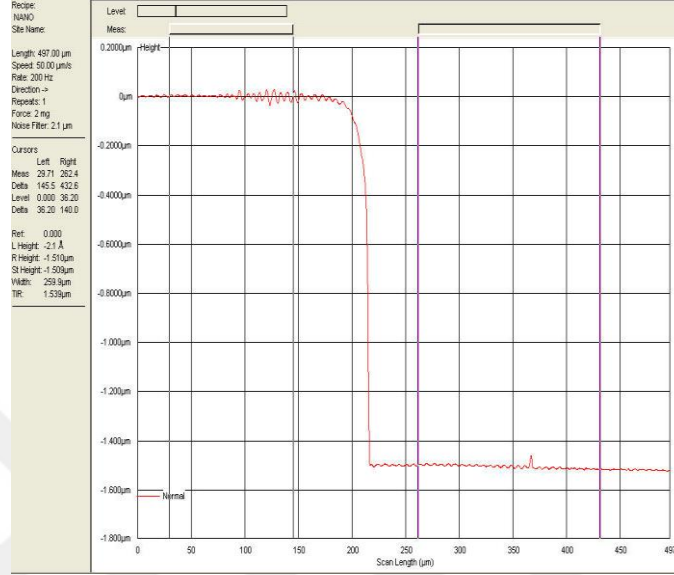
Aşındırıcı Karışım	Karışım Oranı	Açıklama	Aşındırma Hızı
$H_2SO_4 - H_2O_2 - H_2O$	8 : 1 : 1	Fotodirenç ve Au film ile etkileşmez.	1 $\mu m/dak$
	8 : 1 : 10	Fotodirenç ve Au film ile etkileşmez.	1.8 $\mu m/dak$
	8 : 1 : 30	Fotodirenç ve Au film ile etkileşmez.	0.5 $\mu m/dak$
	1 : 8 : 1	Derin aşındırmada kullanılır, oldukça düz aşınma yüzeyi sağlar.	2.4 $\mu m/dak$
	1 : 8 : 80	Sıg aşındırma işleminde kullanılır.	0.5 $\mu m/dak$
$NaOH - H_2O_2 - NH_4OH$	5 : 1 : 1	Düz aşınma yüzeyi sağlar.	2.8 $\mu m/dak$
$C_6H_{10}O_8 - H_2O_2$	10 : 1	Daha hassas ve yavaş bir aşındırma sağlar	0.1 $\mu m/dak$

n-tipi $GaAs_{0.9834}Bi_{0.0166}$ ve p- tipi $GaAs_{0.9845}Bi_{0.0155}$ aygıtının aşındırma işleminde 0.5 $\mu m/dak$ aşındırma için $H_2SO_4 - H_2O_2 - H_2O$ çözeltisi 1:8:80 oranlarında hazırlandı. Tablo 3.3’de belirtildiği gibi bu oranlarda hazırlanan asit çözeltisi [100] doğrultusunda büyütülmüş GaAs için 0.5 $\mu m/dak$ aşındırma hızına sahiptir.

- İlk olarak ölçekli cam behere sırası ile 1 oranında H_2SO_4 (Sülfürik asit), ardından 8 oranında H_2O_2 (Hidrojen peroksit) eklendi ve karıştırıldı. Daha sonra ayrı bir behere 80 oranında hazırlanan DI su içine yavaş bir şekilde dökülerek karıştırıldı ve çözelti hazırlanmış oldu.
- Örnekler 250 s toplam olmak üzere; 60s’lik sürelerde aşamalı ve kontrollü olarak asit çözeltisinde bekletildi. Her 60 s’de aşındırılan kalınlık profilmetre (KLA Tencor) ile ölçüldü. Hall bar şeklindeki örneğin aşındırma profili Şekil 3.10’da verilmektedir. Aşındırma kalınlığı 2.059 μm ’dir.
- Aşındırma işleminden sonra örnek yüzeyindeki fotodirenç, aseton ve alkol ile temizlendi (Şekil 3.10). Her bir aşamada örnek DI su ile çalkalandı.



Şekil 3.10: Aşındırma sonrası örneğin şekli.

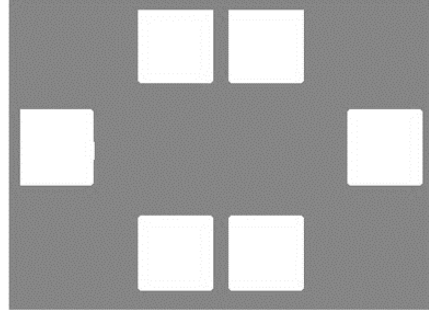


Şekil 3.11: Aşındırma sonrasında profilmetrede ölçülen örneğin kalınlığı.

3.3.6. Metalizasyon İşlemi

Örneklerin elektrotlarını oluşturarak iyi bir elektriksel kontak alabilmek için metalizasyon işlemi yapılır. Bu işlem, örnek üzerinde sadece kontak alınacak bölgesine örneğin tipine göre (n-tipi veya p-tipi) uygun alaşım sistemini oluşturmak için çeşitli metallerin kaplanması içerir. Çalışma kapsamında metalizasyon süreci aşağıdaki adımlarda gerçekleşmiştir:

- Aşındırma işlemi yapılan örneklerin üzeri döndürerek kaplama yöntemi (spin coating) ile AZ5214 fotodirenci ile kaplandı. Döndürerek kaplama işleminde, 1000 rpm artış ile 5000 rpm'e ulaşıldı ve bu hızda 60 s sürede kaplama tamamlandı.
- Malzeme yüzeyine homojen olarak kaplanan fotodirenç çözeltisi içerisinde bulunan sıvının buharlaşması ve fotodirencin örnek yüzeyine daha iyi tutunması için malzeme 100°C'de 60 s kadar ısıtıldı.
- Ardından örnek üzerinde oluşan Hall bar şekline uygun olarak şeklin maskedeki negatif deseni olan kontak maskesi (Şekil 3.12) örnek üzerinde oluşturulmuş işaretler referans alınarak hizalandı ve örnekler 20 saniye UV ışığa maruz bırakıldı.

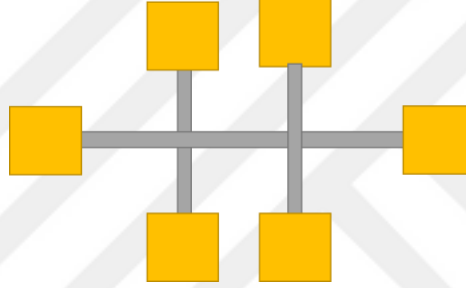


Şekil 3.12: Hall bar şeklinde oluşturulmuş kontak maskesi. Gri olan kısımlar krom, beyaz olan kısımlar kuartz bölgeyi temsil etmektedir.

- UV ışığa maruz bırakılan örnekler developer-DI su (1:3) çözeltisinde yaklaşık 60 s tutularak metal kaplanacak yerler fotodirençten arındırılmış oldu. Ardından DI su ile yıkandı ve saf azot gazı (%99.999) ile kurutuldu.
- Metalizasyon aşamasına geçilmeden önce örnek üzerindeki fotodirencin yapısının biraz bozulması için maskesiz olarak UV ışınına maruz bırakıldı. Bu işlem metalizasyon sonrasında üzeri kaplanan fotodirencin daha iyi temizlenebilmesi için önemlidir. Bu aşamalardan sonra örnekler kaplamaya hazır hale geldi.
- Metalizasyon işlemi için kaplanmak istenen metallerin miktarı kaplama kalınlığına ve alaşımlama oranına göre belirlenir. Metalizasyon işlemi yüksek vakum ortamı sağlayan termal buharlaştırma sisteminde (Vaksis twin chamber thermal evaporator) termal buharlaştırma yöntemi ile gerçekleştirildi.
- Termal buharlaştırma sistemine yerleştirilen örnekler sırası ile 10 nm Au, 120 nm Au-Ge (%88 Au, %12 Ge), 20 nm Ni ve son olarak 200 nm Au kaplandı (Au/Ni/AuGe/Au). p-tipi örnekler ise sırası ile 20 nm Ti ve 200 nm Au (Au/Ti) kaplandı.

Metal- n-tipi yarıiletken eklemesinde iyi bir ohmik kontakt davranışı elde etmek için Au-Ge/Ni/Au metal alaşımı sık kullanılan bir alaşımdır. İlk kaplanan 10 nm kalınlığındaki Au tabakası yarıiletken yüzeyinde pürüzlülükler meydana getirecektir ve ardından

kaplanacak metallerin yüzeye daha iyi tutunmasını sağlayacaktır [18,19,20,21]. İkinci tabaka ve 361 °C ötektik sıcaklığa sahip alaşım olan Au-Ge tabakası metalizasyonda yüksek katkılı n-tipi iletken bir tabaka görevindedir. Üçüncü tabaka olan Ni, n-tipi GaAs yarıiletkeninin aktif bölgesinden As atomlarını sökerek bağ yapar. As atomlarından arda kalan boşluğa Ge atomları yerleşir ve yapıya elektron sağlar [21,22,23]. Bu sayede düşük dirençli, ohmik yapıda metal-yarıiletken kontağı sağlanmış olur. En kalın ve son tabaka olan Au tabakası, metalizasyon yapılan kısmın korozyonunu önler [22,17]. Ayrıca bu tabaka, metalizasyonu tamamlanmış örnek üzerine elektriksel bağlantıların yapılmasında önemli bir rol üstlenen tel bağlama (bonding) işleminde altın tellerin yüzeye tutunmasına yardımcı olur.



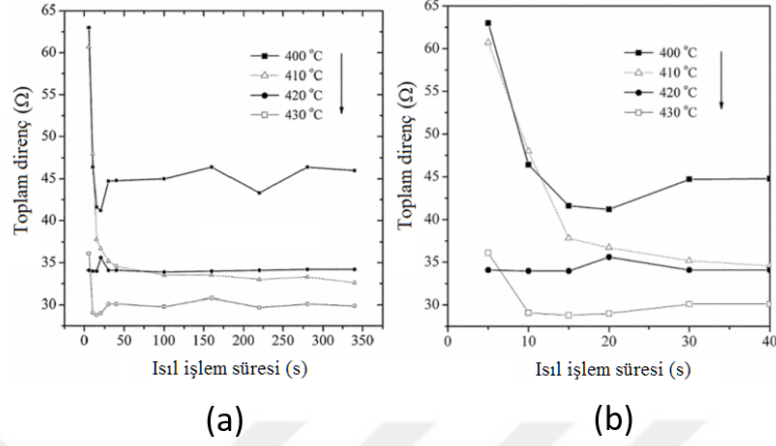
Şekil 3.13: Metalizasyon sonrası Hall bar desenli örneğin şekli.

- Son olarak, kaplaması yapılmış örnekler fotodirenç kaldırma işlemi (Lift-off) için aseton içerisine bekletilmiş ve kaplamadan önce örneğin fotodirenç kaplı bölgesindeki fotodirenç tabakası kaplanan metal ile birlikte örnek üzerinden atılmıştır.

3.3.7. Isıl İşlem

Kaplanan malzemelerin belirli bir sıcaklıkta alaşım oluşturarak yarıiletken yapı içerisine tabakalar boyunca difüzyonu, yarıiletken malzeme ve metal tabakalar arasında direncin azalmasına ve ohmik bir kontak davranışı elde edilmesini sağlar. Bu amaç doğrultusunda metalizasyon işleminden sonra örnekler hızlı ısıtım cihazında (Solaris 100 rapid thermal processing system) hızlı ısıtım işlemi uygulanmıştır. Isıl işlem sırasında oksitlenmeyi önlemek için örneklerin bulunduğu ortama saf azot gazı (%99,999) verilmiştir. Isıl işlemde, sıcaklık ve ısıtım süresi kontak direncini ve akım-voltaj karakteristiğini doğrudan etkiler. Şekil 3.14’de ısıtım süresi ve ısıtım sıcaklığına

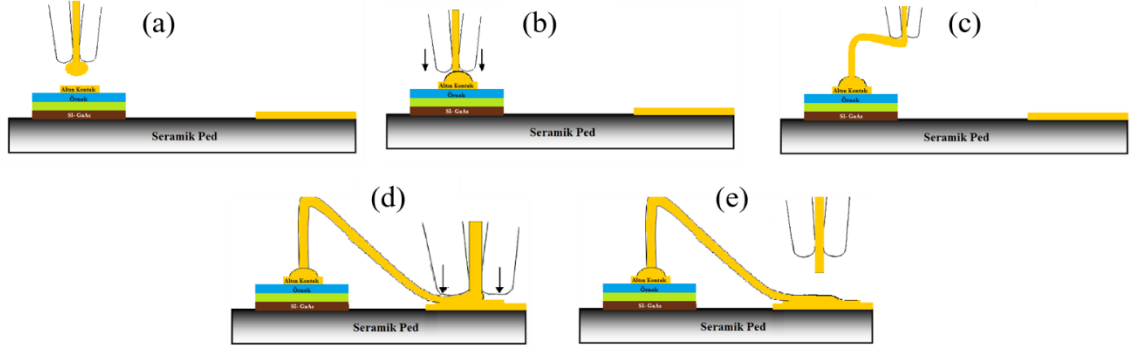
göre direnç değişimi verilmiştir. Bu eğriler referans alınarak örneklere 430°C’de 30 saniye ısıtıl işlem uygulanmıştır. Bu sıcaklıkta Au:Ge sıvı fazdadır.



Şekil 3.14: (a) Geniş sıcaklık bölgesinde (b) Düşük sıcaklıklarda toplam direncin ısıtıl işlem sıcaklığı ve ısıtıl işlem süresine bağlı olarak değişimi [99].

3.3.8. Tel Bağlama

Fabrikasyon süreçlerinin son adımı olan tel bağlama, mikro elektronik endüstrisinde önemli bir süreç olduğu gibi örneklerin bazı elektriksel karakterizasyonlarının yapılması açısından gerekli bir süreçtir. Temelde bu olay ısı veya/ve ultrasonik enerji ile bir anlamda metalleri birbirine kaynak yaparak elektronik ölçümler için ara bir bağlantı oluşturmaya dayanmaktadır. Bu bağlantılar çeşitli yöntemler, çeşitli tel kalınlıkları ve türleriyle gerçekleştirilebilmektedir. Tel bağlama işlemi genel olarak 25µm veya 50µm çaplı ince altın tellerle, top veya kama tipi bağlanma ve termokompresyon, ultrasonik, termosonik yöntemleriyle gerçekleştirilmektedir. Tez çalışması kapsamında incelenen örneğin bağlantıları Kulicke & Soffa 4524 model Wire Bonder cihaz ile yapılmıştır. Yüzeyinde Hall bar deseni oluşan örnek, ilk olarak ge-varnish ile elektronik ölçümlerde ara bağlantıyı sağlayan, 6 adet noktası altın ile kaplı seramik bir ped üzerine yapıştırıldı ve tel bağlama işlemine hazır hale getirildi. Bağlantı işlemi ilk önce örneğe daha sonra örnekten seramik üzerinde altın alanlara olacak şekilde iki adımda gerçekleştirilmektedir. Dolayısıyla genel olarak GaAs tabanlı örneklerde de geçerli olan, güç, kuvvet, döngü, örneğin yerleştirildiği tabla sıcaklığı gibi parametreler ayarlandıktan sonra Şekil 3.15’te gösterildiği gibi top tipi bağlanma ile örnek yüzeyine bağlantı gerçekleştirildi. Daha sonra örnekten seramik taşıyıcının istenen noktasına gidilerek bağlantı yapıldı. Bu işlem Hall bar geometrisindeki tüm kontaklar için tekrarlandı. Böylelikle elektriksel ölçümler için örnek hazır hale getirilmiştir.



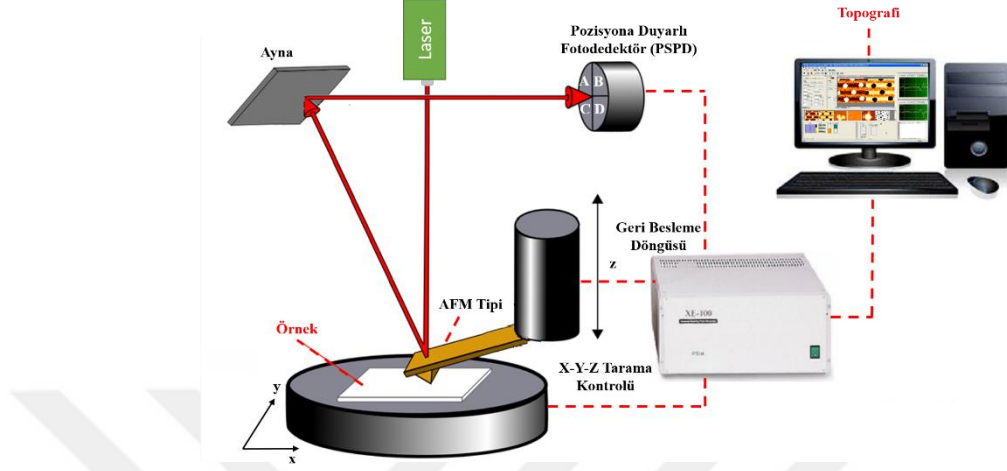
Şekil 3.15: (a) Tel bağlama cihazının tipinin ucunda top oluşumu (b) Örnek yüzeyine ilk bağın yapılması (c) Cihaz tipinin seramik pedin kontağına doğru ilerlemesi (d) Seramik ped üzerine bağ yapılması (e) Tel bağlama işleminin sonlanması.

3.4. ATOMİK/ ELEKTROSTATİK KUVVET MİKROSKOBİSİ

Taramalı Prob mikroskobu (SPM) teknikleri ile çok sayıda malzemenin yüzeyi atomik ölçekte başarılı bir biçimde araştırılmıştır. SPM tekniklerinden biri olan AFM, yüzey topografisini Å seviyesinden 100-150 mikrona kadar ölçebilen bir tekniktir. AFM 1986'da Binnig, Quate ve Gerber tarafından icat edilmiştir [106]. Ölçüm tekniği, uç-yüzey arasındaki atomlararası etkileşimleri esas alır. Tipik bir AFM'nin çalışma prensibi oldukça basittir.

Şekil 3.16'da görüldüğü üzere AFM tarama ucu birkaç mikron uzunluğunda atomik sivrilikte bir uçtur ve AFM'de bu uçla örnek yüzeyi taranır. Tarama esnasında uç-yüzey arasındaki atomlararası kuvvetler (10^{-11} - 10^{-6} N) tarama ucunun sapmasına sebep olur. Bu sapma örnek yüzeyine gönderilen laser ışığının da sapmasına neden olur ve pozisyona duyarlı bir fotodedektör (Position Sensitive Photodetector, PSPD) ile bu sapma miktarı ölçülerek örnek yüzeyinde taranan alanın yüzey topografisi elde edilmesini sağlar. AFM ile incelenen örneğin yüzey topografisinden büyüme modu, örneğin yüzey pürüzlülüğü, örnek yüzeyindeki kusur tipleri ve kusur yoğunluğu hakkında bilgi edinilebilir. Tekniğin en büyük avantajı incelenecek malzemenin iletken olmasını gerektirmemesidir. AFM; benzer amaçlar için kullanılan diğer teknikler (SEM, TEM, STM) gibi vakum gerektirmez, hava ve sıvı içerisinde çalışabilir. Ayrıca kaplama vb. numune hazırlığı gerektirmediğinden yüzeye zarar vermez. Bu nedenle çok yönlü, hızlı ve düşük maliyetli bir tekniktir. AFM'nin çözünürlüğü SEM'den daha iyidir, uygun şartlar sağlandığında STM ve TEM ile karşılaştırılabilecek düzeydedir. Görüntü boyutları (tarama alanı ve

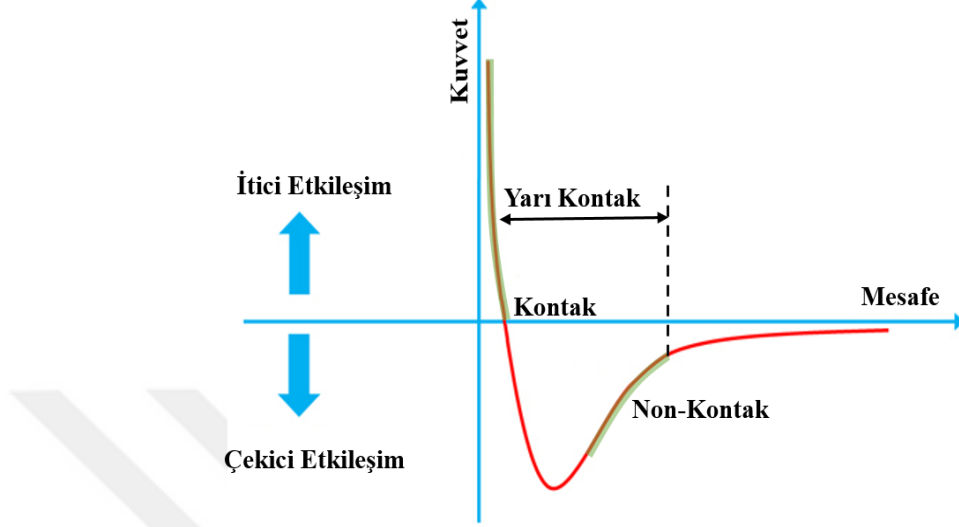
derinlik), görüntü kalitesinin tipin eğrilik yarıçapıyla sınırlı olması ve piezoelektrik malzemeden etkilenmesi AFM tekniğinin önemli dezavantajlarıdır.



Şekil 3.16: Atomik kuvvet mikroskopunun çalışma prensibinin şematik olarak gösterimi.

AFM ölçümleri *kontak*, *non-kontak* ve *yarı-kontak* (*semicontact or tapping*) olmak üzere üç farklı modda gerçekleştirilir. İşlemin modu uç-örnek mesafesine göre belirlenir. Bunun için öncelikle tip ve örnek yüzeyi arasındaki kuvvetlerin mesafeye bağlı değişiminin verildiği Şekil 3.17'yi gözönüne almak gerekmektedir. Uçun numuneye yaklaştırıldığı ilk durumda uç, örnek yüzeyi tarafından zayıf bir biçimde çekilir (eğrinin sağ tarafı). Uç-örnek mesafesinin azalmasıyla bu çekim, uç-örnek yüzeylerindeki atomların elektron bulutlarının birbirlerini elektrostatik olarak itmeye başladığı mesafeye kadar artar. Mesafenin biraz daha azalması durumunda itici kuvvet artar ve net kuvvet kimyasal bağ uzunluğu mertebesinde (birkaç Å) bir mesafede sıfır olur. Bu noktada uç ile örnek yüzeyi arasında fiziksel kontak başlar. Bundan sonraki daha yakın mesafelerde ise itici kuvvet baskındır (eğrinin sol tarafı). Kontak modda uç-örnek mesafesi birkaç Å mertebesinde dir. Bu yüzden tip, örnek yüzeyi ile hafif fiziksel temas halindedir ve itici kuvvetlere (10^{-9} N) tabiidir. Bu modda yüzey topografisi, sabit yükseklikte tarama sonucu uç sapmasından veya uç sapması sabit tutularak yüzey yükseklik değişiminden olmak üzere iki değişik şekilde elde edilebilir. Non-kontak modda ise uç-örnek mesafesi yaklaşık 50-150 Å mertebesinde dir. Bu durumda uç zayıf çekici kuvvetlere maruz kalır. Bu çekici kuvvet kontak moddaki kuvvetlerden daha zayıftır ve kuvvet-mesafe eğrisinden de görüleceği

üzere yüzey yükseklik değişimine daha az duyarlıdır. Bu yüzden bu modda yüzey topografisini elde etmek için kontak moddakinden farklı bir mekanizma kullanılır.



Şekil 3.17: Uç-örnek arasındaki van der Waals kuvvetinin mesafe ile değişimi.

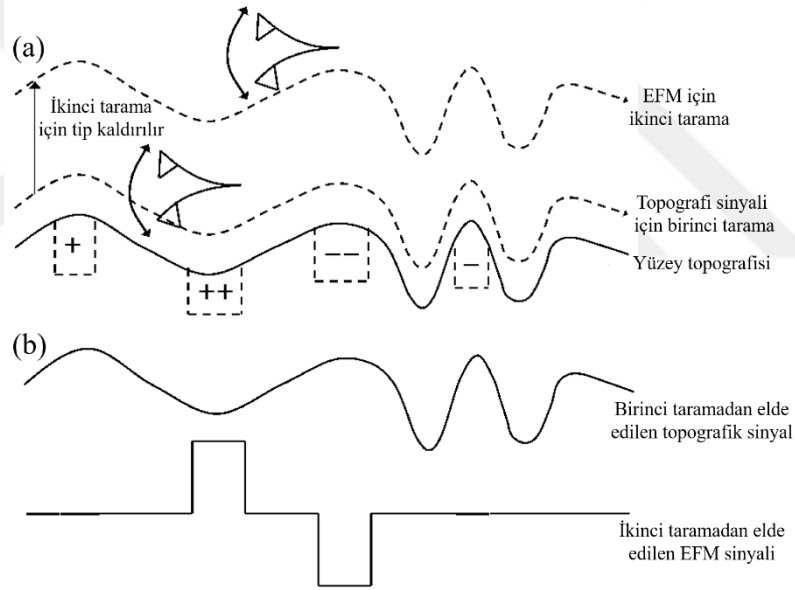
AFM ucu, rezonans frekansına yakın bir frekansta titreştirilir. Uç örneğe yaklaştırıldığında frekans veya genlikteki değişimler saptanır. Non-kontak ölçümler dış titreşimlerden, tip ve uç kalitesinden çok etkilenir. Yarı-kontak mod non-kontak modun biraz değişik şeklidir. Bu modda uç kendi rezonans frekansında titreştirilir. Uç her bir salınımında numune yüzeyi ile anlık fiziksel temas sağlar. Örneğe yaklaşma durumunda salınımın şiddetinde meydana gelen değişim esas alınır. Ancak bu modda kuvvetler non-kontak moddakinden daha yüksek olduğundan ölçüm ucun kalitesine veya dış titreşimlere karşı duyarsızdır [107]. Bir örneğin AFM ile yüzey analizini yapmak için örnek mikroskoba yerleştirilir. Kaliteli bir görüntü için laser kaynağı AFM ucunun merkezine düşürülerek PSPD ayarı yapılır ve örnek yüzeyine z doğrultusunda yaklaşılar. Taranacak bölgenin x ve y doğrultularında konumu belirlendikten sonra program aracılığıyla ve örnek yüzeyinin tip ile etkileşimine bağlı olarak istenen hız, mod ve alanda tarama gerçekleştirilir. Tarama sonrası örnek yüzeyinin topografisi elde edilmiş olur.

3.4.1. Standart Elektrostatik Kuvvet Mikroskobisi

Günümüzde artık AFM tekniğinden türemiş, temelde işlevsel olarak aynı mekanizmada çalışan birçok teknik de geliştirilmiştir. Bu tekniklerin hepsinin özünde kullanılan tiplerin özelliklerinin farklılığı yatmaktadır. Çok farklı malzeme türlerinde, boyutta, istenilen ölçümler için gerekecek tüm özelliklerle donatılmış uçlar geliştirilerek incelenen

örnekten çok daha fazla bilgi alınabilmektedir. Bu tekniklerden biri olan elektrostatik kuvvet mikroskobu (Electrostatic Force Mikroskopy, EFM) temelde bir besleme voltajının uygulandığı AFM tipi ile yüzey arasındaki ölçülen elektrostatik kuvvetin aracılığıyla örnek yüzeyinin elektriksel özelliklerinin haritalanması esasına dayanmaktadır.

EFM görüntüleri, örnek yüzeyi üzerinde yük dağılımı ve yüzey potansiyeli gibi elektriksel özellikler hakkında bilgiler içermektedir. Bu bilgileri elde etmek için kullanılan dört farklı EFM modu mevcuttur. Bunlar sırasıyla Standart EFM, Geliştirilmiş EFM (Enhanced EFM), Dinamik-Kontak EFM ve Taramalı Kelvin- Probe Mikroskobudur (Scanning Kelvin- Probe Microscopy, SKPM).

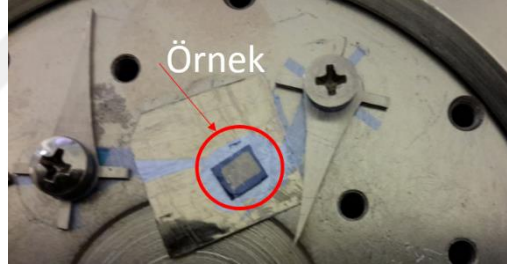


Şekil 3.18: (a) Standart EFM'de tarama (b) Standart EFM'de elde edilen sinyaller.

Bu çalışma kapsamında kullanılan teknik ise Standart EFM tekniği olmuştur. Ölçüm yöntemindeki basitlik ve örnekten alınacak bilgi için yeterli bir teknik olan Standart EFM esas olarak iki faktöre dayanmaktadır. Bu faktörlerden ilki uç ile örnek arasındaki Van der Waals kuvvetleri ve elektrostatik kuvvetlerinin ölçüm esnasında baskınlığın değişimidir. Bilindiği gibi Van der Waals kuvvetleri $1/r^6$ ile orantılı iken elektrostatik kuvvetler ise $1/r^2$ ile orantılıdır. Bu yüzden ölçümü yapılacak bir örneğe tip yaklaştığı zaman Van der Waals kuvvetleri baskın hale gelmektedir. Ancak tipin ölçüm sırasında örnek yüzeyinden uzaklaşmasıyla bu kuvvetler hızlı bir şekilde azalmakta ve elektrostatik kuvvetler baskın olmaktadır. Diğer bir faktör ise topografi çizgisinin sabit örnek tip

mesafesi yani sabit bir Van der Waals kuvvetinin çizgisine eşit olmasıdır. Standart EFM ölçümleri, AFM ölçümlerine göre örneği iki kere taramaktadır. İlk taramada non-kontak AFM ölçümü gibi örnek yüzeyi normal bir şekilde taranır ve örneğin topografisi elde edilir. Bu aşamada Van der Waals kuvvetleri etkindir ve topografi çizgisi de bu sabit kuvvetin çizgisine eşittir. İkinci taramada ise sistem tipi kaldırır ve örnek ile tip arasındaki mesafeyi artırır ve elektrostatik kuvvetler etkin olmaya başlar. Daha sonra Şekil 3.18’de gösterildiği gibi voltajla beslenen tip ilk taramaya paralel olarak örneğin yüzeyinin taramasını gerçekleştirir ve EFM sinyali elde edilir. Burada değişen sinyal sadece elektrostatik kuvvetleri etkiler, Van der Waals kuvveti ilk taramadaki gibi sabit kalır.

Tez kapsamında LAAS tarafından büyütülen örneklerin AFM ve EFM ölçümleri non - kontak modda sırasıyla NSC-15 ve NSC-14 Au/Cr kodlu uçlar ile gerçekleştirilmiştir. Her iki teknikte kullanılan uçlar Si malzemeden yapılmıştır. Ancak EFM tipi bunun haricinde



Şekil 3.19: EFM ölçümü için örneklerin alt kısmının kaplanması.

elektriksel olarak iletken olması gerektiği için tüm yüzeyi altın ile kaplı olarak üretilmiştir. Ayrıca EFM ölçümlerinde ölçüm esnasında iletkenliği devamlı kılmak için tüm örneklerin alt kısmı ölçüm öncesinde Şekil 3.19 ‘da gösterildiği gibi 50 nm altın ile kaplanmıştır.

3.5. TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBİSİ

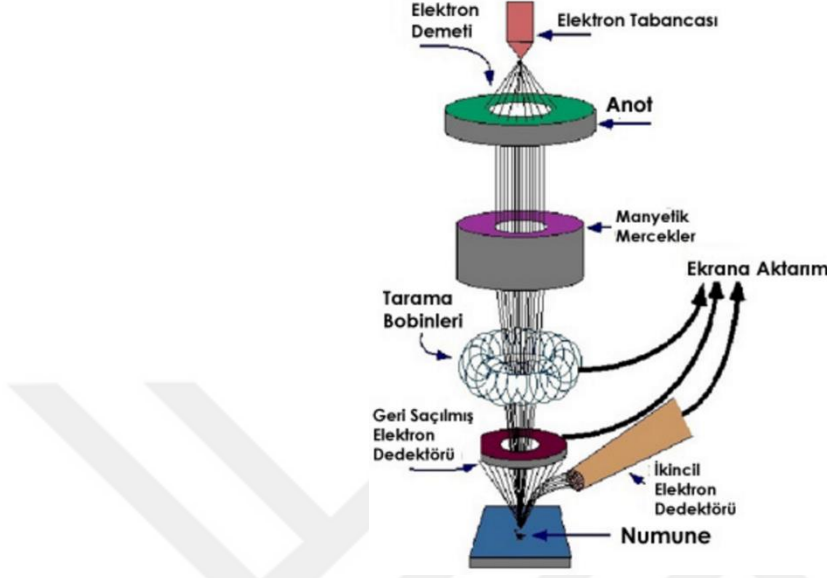
Elektro-optik prensipler çerçevesinde tasarlanmış taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscope, SEM) bilimsel çalışmalarda araştırmacıların daha küçük ayrıntıları görebilme amacıyla yüksek büyütme üzerine işlem ve analiz yapabilen görüntülerin elde edilebilmesine olanak sağlayan cihazlardan birisidir.

Taramalı elektron mikroskobu pek çok alanda araştırma-geliştirme çalışmalarında kullanımının yanı sıra mikro elektronikte yonga üretiminde, sanayinin farklı kollarında

hata analizlerinde, biyolojik bilimlerde, tıp ve kriminal uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. SEM görüntü temel olarak, yüksek voltaj ile hızlandırılmış elektronların örnek üzerine odaklanması, bu elektron demetinin örnek yüzeyinde taratılması sırasında elektron ve örneğin atomları arasında oluşan çeşitli girişimler sonucunda meydana gelen etkilerin uygun dedektörlerde toplanması ve sinyal güçlendiricilerinden geçirildikten sonra bir katot ışınları tüpünün ekranına aktarılmasıyla elde edilir. Modern sistemlerde bu dedektörlerden gelen sinyaller dijital sinyallere çevrilip bilgisayar monitörüne verilmektedir. Gerek ayırım gücü (resolution), gerek odak derinliği (depth of focus) gerekse görüntü ve analizi birleştirebilme özelliği, taramalı elektron mikroskobunun kullanım alanını genişletmektedir. Örneğin 1000X büyütmede optik mikroskobun odak derinliği yalnızca 0.1µm iken taramalı elektron mikroskobunun odak derinliği 30µm'dir. Günümüzde modern taramalı elektron mikroskoplarının ayırım gücü 0,05 nm'ye kadar inmiştir. Büyütme miktarı ise 5X - 500 000X arasında değişmektedir.

SEM optik kolon, örnek hücresi ve görüntüleme sistemi olmak üzere üç temel kısımdan oluşmaktadır (Şekil 3.20). Optik kolon kısmında; elektron demetinin kaynağı olan elektron tabancası, elektronları örneğe doğru hızlandırmak için yüksek gerilimin uygulandığı anot plakası, ince elektron demeti elde etmek için yoğunlaştırıcı mercekler, demeti örnek üzerinde odaklamak için objektif merceği, ve elektron demetinin örnek yüzeyini taraması için tarama bobinleri yer almaktadır. Mercek sistemleri elektromanyetik alan ile elektron demetini inceltmekte veya örnek üzerine odaklamaktadır. Tüm optik kolon ve örneğin bulunduğu hazne yaklaşık 10^{-4} - 10^{-6} mbar gibi bir vakumda tutulmaktadır. Görüntü sisteminde, elektron demeti ile örnek girişimi sonucunda oluşan çeşitli elektron ve ışınları toplayan dedektörler, bunların sinyal

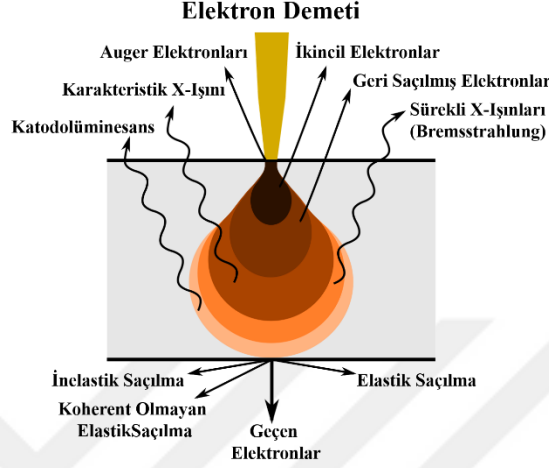
çoğaltıcıları ve örnek yüzeyinde elektron demetini görüntü ekranıyla senkronize tarayan manyetik bobinler bulunmaktadır.



Şekil 3.20: Bir taramalı elektron mikroskobunun şematik gösterimi.

Yüksek voltaj altında ivmelendirilen elektron demeti ile örnek arasındaki etkileşim sonuçları Şekil 3.21'de şematik olarak gösterilmektedir. Bu girişim hacmi su damlası görünümü olarak tanımlanır. Yüksek enerjili demet elektronları örneğin atomlarının dış yörünge elektronları ile elastik olmayan girişimi sonucunda düşük enerjili Auger elektronları oluşur. Bu elektronlar örnek yüzeyi hakkında bilgi taşır ve Auger Spektroskopisinin çalışma prensibini oluşturur. Yine yörünge elektronları ile olan girişimler sonucunda yörüngelerinden atılan veya enerjisi azalan demet elektronları örnek yüzeyine doğru hareket ederek yüzeyde toplanırlar. Bu elektronlar ikincil elektron (seconder electrons) olarak tanımlanır. İkincil elektronlar örneğin yer aldığı haznede bulunan sintilatörde toplanarak ikincil elektron görüntüsü sinyaline çevrilir. İkincil elektronlar örnek yüzeyinin 10 nm veya daha düşük derinlikten geldiği için örneğin yüksek çözünürlüğe sahip topografik görüntüsünün elde edilmesinde kullanılır. Ayrıca örneğin atomları ile elektron demeti arasında elastik olmayan girişimler sonucu numunede karakteristik X-ışınları ve sürekli ışımlar da meydana gelmektedir. Karakteristik ışımlar, dalgaboyu veya enerji dağılımlı X-ışını analitik sistemlerde değerlendirildiğinde, örneğin kimyasal bileşimi hakkında bilgi vermektedir.

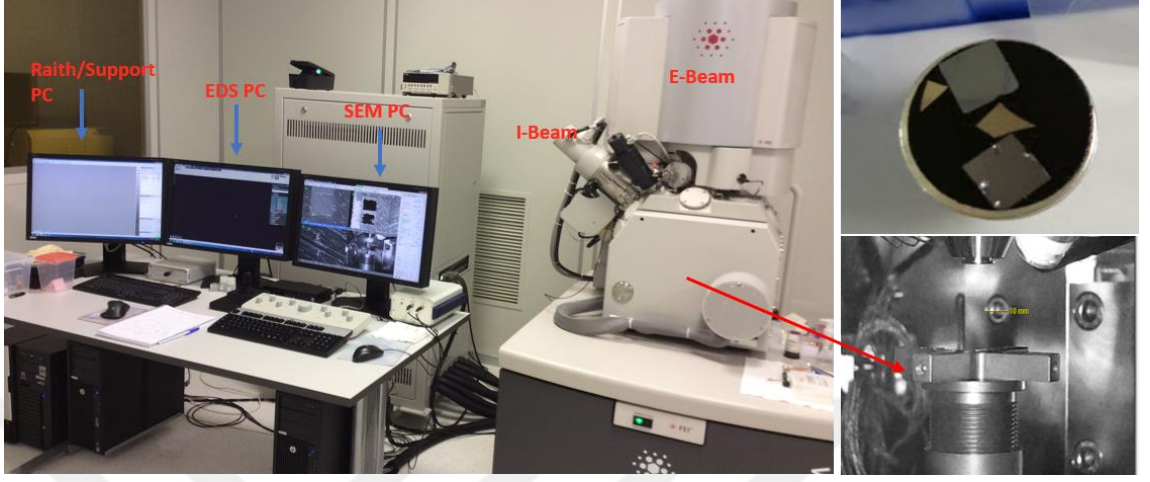
Bu yöntem Enerji Dağılımı Spektroskopisi (Electron Dispersive Spectroscopy, EDS) olarak bilinir.



Şekil 3.21: Elektron ışını demeti ile örnek arasındaki etkileşim.

Örnek üzerine odaklanan elektron demeti, örneğin atomları ile ayrıca elastik etkileşimlerde de bulunabilir. Bu etkileşimlerde demet elektronları, örneğin atomlarının çekirdeğinin çekim kuvveti ile saptırılarak örnek yüzeyinden geri saçılmaktadır. Bu elektronlar geri saçılmış (back scattered) elektronlar olarak tanımlanır ve objektif merceğin altında dedektörde toplanarak görüntü oluşumunda kullanılır. Böyle bir görüntü geri saçılmış (back scattered) elektron görüntüsü olarak tanımlanır. Geri saçılmış elektron yoğunluğu, örneğin atom numarasıyla orantılıdır. Bu nedenle geri saçılmış elektron görüntüsü özellikle çok fazlı sistemlerde atom numarası farkına dayanan kontrast içerir. Geri saçılmış elektronlar, ikincil elektronlara göre örnek yüzeyinin daha derin bölgesinden geldiği için görüntünün ayırım gücü düşük olmaktadır. Bu nedenle geri saçılmış elektron görüntüleri en fazla 2000X büyötmeye kadar olan incelemelerde kullanılmaktadır. SEM içerisinde görüntüsü alınacak örneklerin kaliteli bir görüntü elde etmek adına bazı parametrelere dikkat edilerek hazırlanması gerekmektedir. Öncelikle örneğin vakuma karşı dirençli, yüzeyi temiz olması gerekmektedir. Daha sonra örnek eğer iletken bir malzeme değilse, örneğin yerleştirildiği örnek tutucusu arasında elektriksel iletkenliği sağlayacak hale getirilmelidir ya da örnek kaplanmalıdır. Örnek iletken bir malzeme ise böyle bir hazırlığa gerek yoktur. Ancak örnek tutucusunun mümkün olduğunca az, geri saçılmış ve ikincil elektronlara

yol açmalıdır. Bu yüzden genellikle alüminyum veya karbon bantlı tutucular (stub) kullanılır.



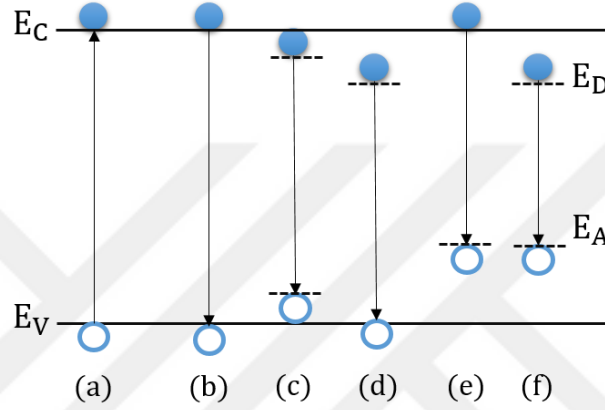
Şekil 3.22: (a) FEI Versa 3D FIB (b) Örneğin hazırlanması ve örneğin yerleştirildiği kısım.

Çalışma kapsamında incelenen epitabaka örneklerin yüzey görüntüleri İstanbul Üniversitesi Fen Fakültesi İleri Litografik Yöntemler Laboratuvarı bünyesinde bulunan FEI Versa 3D Focus Ion Beam (FIB) ile alınmıştır. Şekil 3.22 (b)'de gösterildiği gibi karbon bantlı örnek tutucusuna yerleştirilen örnekler sonrasında görüntüsü alınmak üzere örnek haznesine yerleştirilmiştir. Yaklaşık 3.3×10^{-6} mbar vakum altında farklı boyutlarda ve buna bağlı olarak farklı hızlandırma voltajlarında görüntüler alınmıştır. Bu görüntülerin analizi Bölüm 4'te yapılacaktır.

3.6. FOTOLÜMİNESANS SPEKTROSKOPİSİ

Yarıiletken malzemelerin optik özelliklerini incelemek için sık kullanılan bilindik yöntemlerden biri olan fotolüminesans, genel olarak foton enerjisi yarıiletkenin bant aralığı enerjisinden büyük olan monokromatik bir ışığın yarıiletken üzerine düşürülmesi ve valans bandından iletkenlik bandına uyarılan elektronların valans bandına dönerken yaptıkları ışımalı rekombinasyona dayanır. Bu ölçüm tekniğinde örnekten yayılan ışıma, yapı içerisindeki asal elektronik geçişlerden kaynaklanabileceği gibi katkı ve kusurlardan da kaynaklanabilir, bu nedenle fotolüminesans ölçümü yarıiletkenin bant aralığının yanı sıra içerisinde var olan kusurlar hakkında da bilgi verir.

Bir yarıiletkene, bant aralığı enerjisinden çok daha büyük enerjili fotonlar gönderildiğinde valans bandındaki elektronlar iletkenlik bandının üst seviyelerine kadar çıkar. Ancak pek çok yarıiletkende görüldüğü gibi güçlü elektron-fonon kuplajı ve kısa sürede ($\sim 10^{-13}$ s) gerçekleşen saçılmalarından kaynaklı olarak çıktıkları bu seviyede uzun süre kalamazlar ve enerjilerinin bir kısmını fonon olarak yayarak iletkenlik bandının en alt kısmına inerler. Bu sefer de fazla olan enerjilerini foton olarak ışımalı geçiş olarak gerçekleştirirler.



Şekil 3.23: Fotoluminesans olayında gerçekleşen ışımalı rekombinasyon süreçleri.

Fotonların enerjileri rekombinasyon süreçleriyle ilişkilidir. Şekil 3.23'te yaygın olarak gözlenen beş fotoluminesans geçişi gösterilmiştir [108]. Bu süreçlerden en sık gözleneni genellikle oda sıcaklığında baskın olan (a) banttandır. Ancak küçük etkin kütleyle sahip bazı malzemelerde de düşük sıcaklıklarda gözlenebilmektedir. Bu sıcaklıklarda yoğun olarak gözlenen bir diğer geçişler ise serbest ve bağlı eksitonik geçişlerdir (b, c ve d). Eğer bir malzeme yeteri kadar kusursuz bir yapıya sahip ise bu yapı içerisinde serbest eksitonlar oluşabilir ve bu serbest eksitonlar foton yayarak rekombine olabilirler. Diğer taraftan yapıdaki iyonize olmamış katkı atomları serbest boşluk veya elektronla birleşebilir ve bağlı bir eksiton oluşturabilirler. Bu durumda açığa çıkan foton enerjisi direk ve indirek bant aralıklı yarıiletkenler için Denklem 3.1 ve Denklem 3.2 'de verilmektedir.;

$$h\nu = E_g - E_x \quad (3.1)$$

$$h\nu = E_g - E_x - E_p \quad (3.2)$$

Burada E_g yarıiletkenin bant aralığı enerjisi, E_x eksitonik bağlanma enerjisi E_p ise fonon enerjisidir [108]. Denklem 3.2’de momentum korunumu gereği geçişlerde fononların da etkisi olacağından fonon enerjisi terimi gelmiştir. Son olarak çok düşük sıcaklıklarda iyonize olmamış katkı atomlarının seviyeleri arasında da geçişler gözlenebilmektedir. Bu geçişler donör – akseptör geçişleri olarak bilinmektedir. Bu rekombinasyon da açığa çıkan foton enerjisi donör ve akseptör arasındaki Coulombik etkileşim ile modifiye edilerek ;

$$h\nu = E_g - (E_A + E_D) + \frac{q^2}{K_s \epsilon_0 r} \quad (3.3)$$

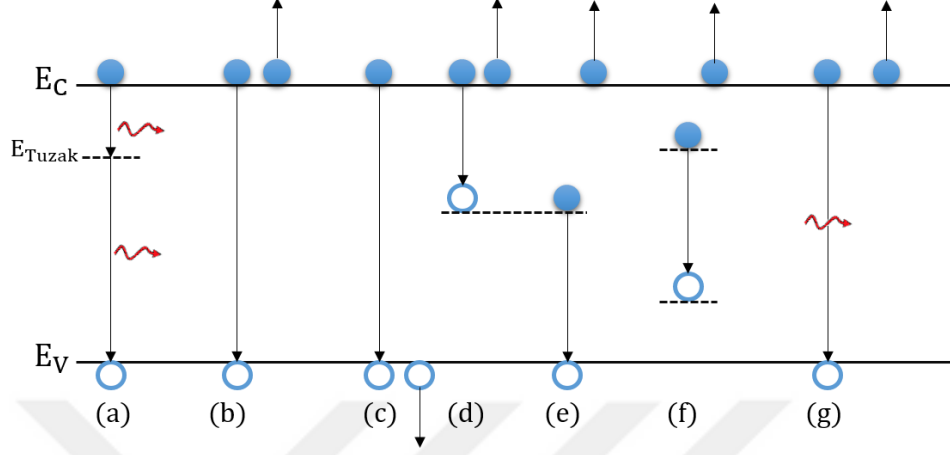
şeklinde verilir [108]. Burada r katkı atomları arasındaki mesafedir. Görüldüğü üzere yapı içerisinde geçişler; banttı banta olabileceği gibi, iletkenlik bantındaki seviyelerden akseptör seviyesine veya derin tuzak seviyelerine, derin tuzak seviyelerinden veya donör seviyesinden valans bandının enerji seviyelerine olabilir. İşte bu geçişler ışımalı olabileceği gibi ışımasız da gerçekleşebilir (Şekil 3.24) .

Bu ışımasız geçişlerden en yaygın olanı tuzak seviyelerden kaynaklı rekombinasyonlar, Auger rekombinasyonları ve yüzey rekombinasyonlarıdır. Tuzak seviyelerden kaynaklı ışımasız rekombinasyon süreci bir elektronun, yapısal kusurlardan veya yabancı atomlardan kaynaklı olarak malzemenin bant aralığında oluşan tuzak enerji seviyesine düştüğünde gerçekleşir. Bu süreç Shockley Read Hall (SRH) rekombinasyonu olarak bilinir. Bu rekombinasyon modeline göre tuzak seviyeleri varlığı taşıyıcılardan daha fazladır ve geçişler en yoğun olarak bant aralığının ortasında asal taşıyıcı yoğunluğuna eşit olduğu zaman gerçekleşir. Denklem 3.4’te SRH rekombinasyon hızının ($1/\text{cm}^3\text{s}$) matematiksel olarak ifadesi yer almaktadır.

$$R_{SRH} = \frac{np - n_i^2}{\tau_p(n + n_1) + \tau_n(p + p_1)} \quad (3.4)$$

$$n_1 = n_i \exp\left(\frac{E_t - E_i}{k_B T}\right), \quad p_1 = n_i \exp\left(\frac{E_i - E_t}{k_B T}\right) \quad (3.5)$$

Burada τ_p ve τ_n azınlık taşıyıcı elektron ve boşluğun ömürleri E_i ve E_t ise sırasıyla asal taşıyıcı ve rekombinasyon seviyeleridir[108].

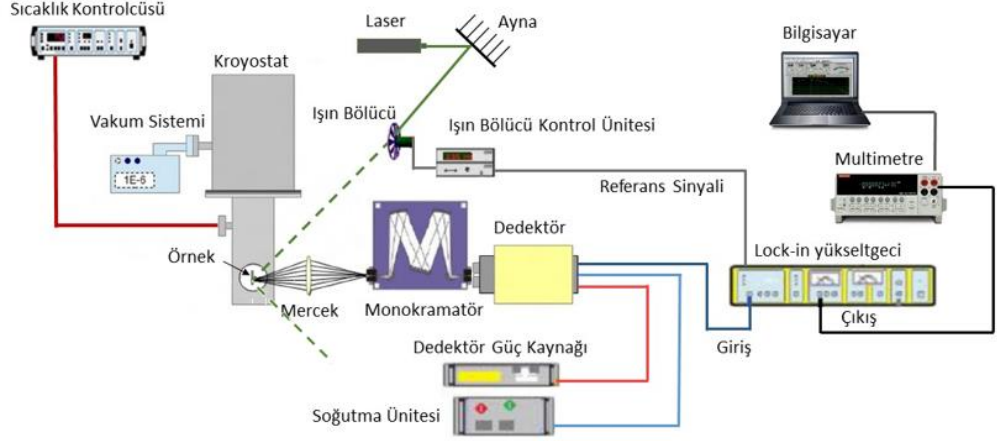


Şekil 3.24: Fotolüminesans olayında gerçekleşen ışımasız rekombinasyon süreçleri.

Bir başka etki ise metal-oksit yapılarda gözlenen yüzey rekombinasyonudur. Yarıiletken yüzeyi ile yarıiletken ve yalıtkan malzeme arasındaki arayüzey büyük oranda kusurlar içermektedir. Arayüzeyler ve yarıiletken yüzeylerde rekombinasyon merkezleri bir aygıtın optik davranışı üzerinde önemli etkilere sahiptir. Bu rekombinasyon süreci de SRH rekombinasyon denkleminde modellenenebilir. Auger rekombinasyonu ise genel olarak banttan banda geçişler ile uyarılan taşıyıcıların diğer taşıyıcılara enerjilerini vererek rekombine oldukları geçişleri kapsayan bir süreçtir.

Bu çalışmada kullanılan fotolüminesans deney düzeneği Şekil 3.25'te verilmektedir. 514 nm'de ışıma yapan Ar^+ laserden (Coherent Inova 70) çıkan fotonlar ışın bölücü (Stanford Research System SR540) yardımı ile belirli bir frekansta modüle edilir. Modüle edilen laser ışını kroyostat içerisinde bulunan örnek üzerine, örnek yüzeyinden tam yansıma yapacak şekilde gönderilir. Örnekten farklı yönlerde ve farklı dalgalıboylarında çıkan ışınlar ince kenarlı mercek yardımı ile monokromatörün (Acton 2500i) girişine odaklanır. Monokromatör yardımı ile ışıma dalgalıboyları taranır ve monokromatörün çıkışından dedektöre, yani fotoçoğaltıcı tüpe (GaInAs fotokatotlu Hamamatsu R5509PMT) gönderilir. Dedektörde elde edilen elektrik sinyali, ışın bölücünün frekansına kilitlenen Lock-in yükselteci (Lock-in amplifier, LIA) (Stanford Research Systems SR530) gönderilerek sadece referans frekansındaki sinyal yükseltilerek multimetreye (Keithley

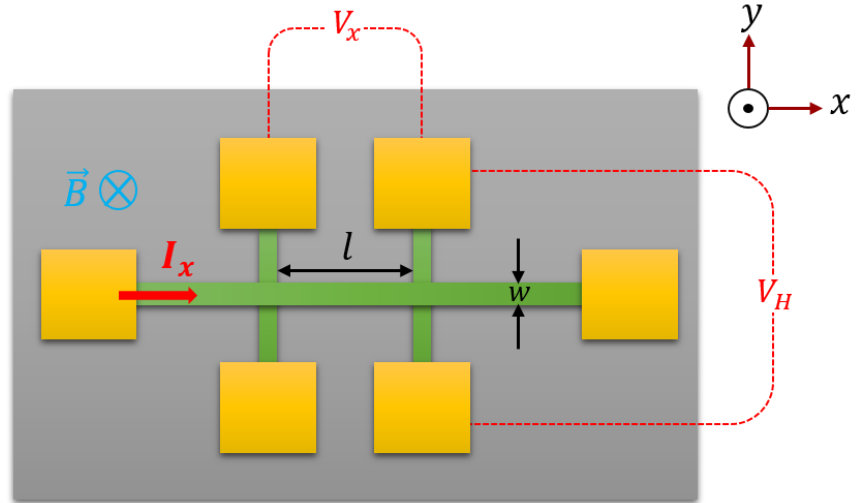
2000) gönderilir. Monokromatörde her bir adıma karşılık multimetrede elde edilen sinyal, bilgisayarda Labview programı yardımı ile eşzamanlı kaydedilir.



Şekil 3.25 : Fotoluminesans deney düzeneği.

3.7. HALL OLAYI

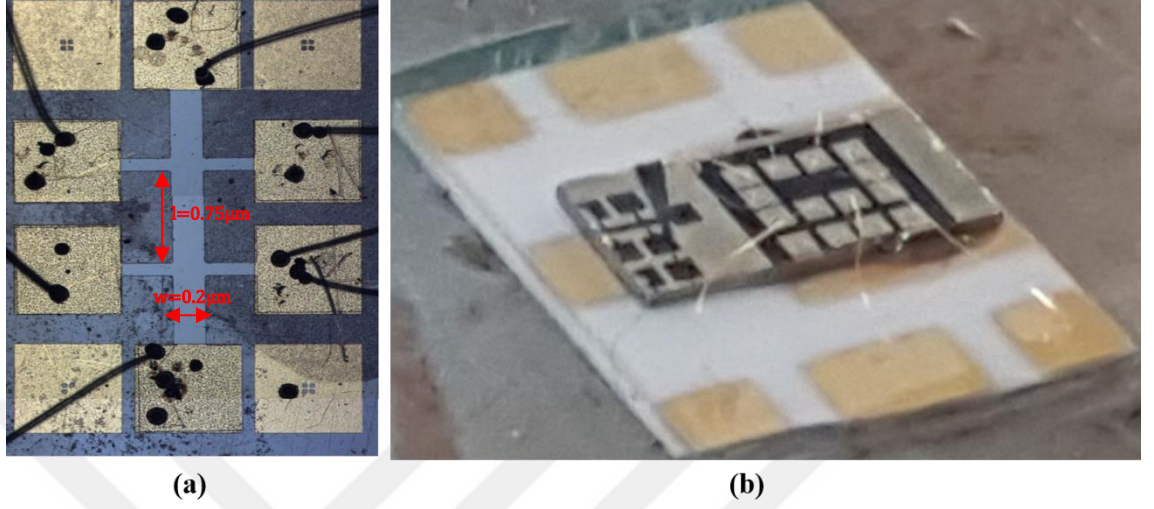
Hall olayı ölçümü, örneğin tipini, taşıyıcı yoğunluğunu ve taşıyıcı mobilitesini belirlemek için kullanılan yöntemdir. İlk olarak 1879'da Edwin Herbert Hall [109] tarafından metallerde gözlenen Hall olayı sayesinde uygulanan elektrik ve manyetik alandan bağımsız olarak malzemenin taşıyıcı konsantrasyonu ve taşıyıcı mobilitesi belirlenebilir. Yarıiletkenlerde elektronlar ve boşluklar olmak üzere farklı iki tip taşıyıcı olduğu için, Hall olayı sayesinde yarıiletkenin tipi (n- veya p-tipi) de belirlenebilir.



Şekil 3.26: Hall bar geometrisi.

Hall ölçümlerinin yapılabilmesi için elektrik alanının uygulanacağı ve Hall potansiyelinin ölçüleceği dört kontak gereksinim vardır. Ancak örneklerde Hall direnci ve örnek direnci eşzamanlı olarak ölçülecekse altı kontak gerekmektedir. Bu altı kontaklı özel geometrik

şekle *Hall bar geometrisi* denir (Şekil 3.26). Bölüm 3.3’de örneklerin nasıl Hall bar geometrisi şeklinde oluşturulduğu anlatılmıştır.



Şekil 3.27: (a) Hall bar desenli örneğin mikroskop görüntüsü (b) Seramik ped üzerine bağ işlemi yapılmış örneğin görüntüsü.

w örneğin genişliği, d kalınlığı ve l uzunluğu olmak üzere, elektrik alan $+x$ doğrultusunda uygulandığında taşıyıcılar anakol boyunca v_x sürüklenme hızı ile hareket etmeye başlar. Elektrik alan yönüne dik $+z$ doğrultusunda manyetik alan uygulandığında, taşıyıcılar oluşan manyetik kuvvetin etkisi ile hareket doğrultusuna ve manyetik alana dik yönde y doğrultusunda bir elektrik alan, Hall elektrik alanı oluştururlar. Kararlı durumda, bu elektrik alanının oluşturduğu elektriksel kuvvet ile manyetik kuvveti birbirine eşittir.

$$F_m = ev_x \times B_z = eE_H \quad (3.6)$$

Örnekte $+x$ doğrultusunda geçen akım,

$$i_x = \sigma E_x w d \quad (3.7)$$

şeklinde ifade edilir. Burada E_x elektrik alanını, σ iletkenliği, w ve d sırası ile örneğin genişliği ve kalınlığını temsil etmektedir. İletkenlik,

$$\sigma = ne\mu_e + pe\mu_h \quad (3.8)$$

şeklinde tanımlanır. Yarıiletken n-tipi olduğu gözönüne alındığında iletkenlik $\sigma = ne\mu_e$ şeklinde olur. Denklem 3.3’de n ve p sırası ile n-tipi ve p-tipi malzemelerin taşıyıcı konsantrasyonunu, μ_e ise elektronun Hall mobilitesi temsil etmektedir. Hall mobilitesi, Denklem 3.4’de görüldüğü gibi birim elektrik alan altındaki sürüklenme hızıdır.

$$\mu_e = \frac{v_x}{E_x} \quad (3.9)$$

Denklem 3.3'deki iletkenlik ve Denklem 3.4'de verilen Hall mobilitisini Denklem 3.2'de yerine yazdığımızda, uygulanan akım değeri,

$$i_x = ne\mu_e E_x w d = nev_x w d \quad (3.10)$$

şeklinde elde edilir. Denklem 3.5'de hızı çekip, Denklem 3.1'de yerine yazdığımızda,

$$eE_H = \frac{i_x B_z}{nwd} \quad (3.11)$$

eşitliği elde edilir. Hall elektrik alanı, y doğrultusunda kontaklar arasında oluşan ve *Hall potansiyeli* (V_H) olarak isimlendirilen potansiyel fark cinsinden Denklem 3.6'da yerine yazıldığında,

$$\frac{i_x B_z}{nwd} = e \frac{V_H}{w} \quad (3.12)$$

ifadesi elde edilir. Denklem 3.7'de gerekli düzenlemeler yapılarak Hall potansiyeli yalnız bırakılırsa,

$$V_H = \frac{1}{ne d} i_x B_z \quad (3.13)$$

denklemini elde edilir. Denklem 3.8'deki $1/ne$ değeri R_H , *Hall sabiti* olarak bilinmektedir. Denklem 3.8'de n yalnız bırakılarak, üç boyutta taşıyıcı konsantrasyonu,

$$n = \frac{i_x B_z}{ed V_H} \quad (3.14)$$

şeklinde elde edilir.

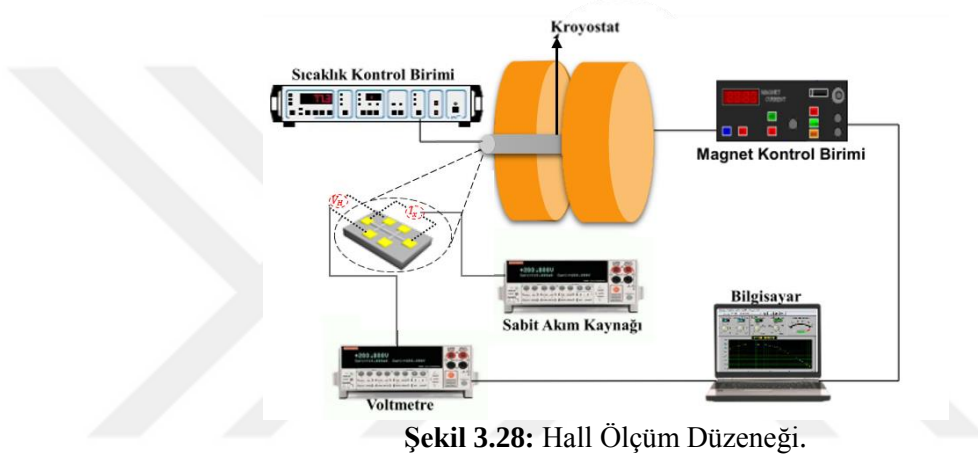
Denklem 3.9'da görüldüğü gibi anakol üzerinden uygulanan akım ve manyetik alan değerleri ile oluşan Hall voltajı ölçülerek örneğin taşıyıcı konsantrasyonu belirlenebilir. Denklem 3.3'deki iletkenlik ifadesi Denklem 3.2'de yerine yazılıp, taşıyıcı konsantrasyonu çekilerek Denklem 3.9'da yerine yazıldığında,

$$\frac{i_x B_z}{ed V_H} = \frac{i_x}{w d e E_x \mu_e} \quad (3.15)$$

eşitliği elde edilir. Bu eşitlikte elektrik alanının potansiyel fark cinsinden değeri yerine yazılarak gerekli düzenlemeler yapıp μ_e yalnız bırakıldığında Hall mobilitesi,

$$\mu_e = \frac{V_H l}{B_z V_x w} \quad (3.16)$$

şeklinde elde edilir. Burada V_x , x eksenı boyunca sabit bir akım geçirilebilmesi için uygulanan potansiyel fark, l ise anakol uzunluğunu temsil etmektedir. Denklem 3.11’de görüldüğü gibi uygulanan manyetik alan, oluşan Hall voltajı ve örneğe uygulanan voltaj bilindiği takdirde taşıyıcıların Hall mobilitesi belirlenebilir. Bu çalışmada kullanılan Hall ölçüm düzeneği Şekil 3.28’de verilmektedir. Örnek iki sargı (Bruker elektromagnet) arasında bulunan kroyostata manyetik alan çizgileri örnek



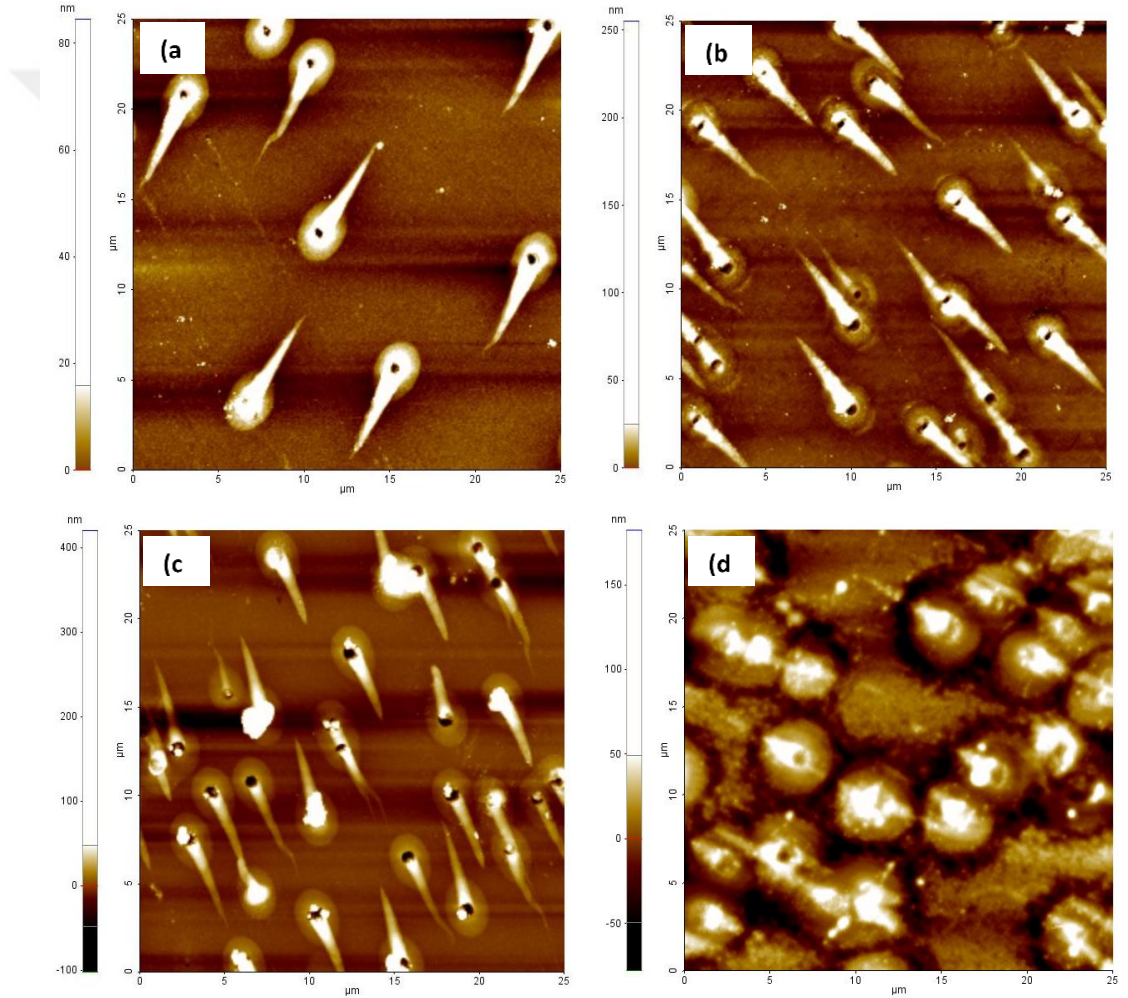
Şekil 3.28: Hall Ölçüm Düzeneği.

yüzeyine dik gelecek şekilde yerleştirilir ve sabit bir manyetik alan uygulanır. Hall bar şeklindeki örneğin altı kolundan alınan kontaklar Hall kutusuna gönderildi. Örneğe anakoldan sabit akım kaynağıyla (Keithley 2400 Sourcemeter) akım sürülerek elektrik alan oluşturuldu. Diğer kollardan alınan kontaklar yardımı ile manyetik alan varlığında oluşan Hall voltajı (Keithley 199) ve manyetik alan yokken elde edilen örnek voltajları okundu. Gerekli hesaplamalar yapılarak taşıyıcı konsantrasyonu ve mobilite belirlendi. Ölçümler sıcaklığa bağlı olarak yapıldığından örnek kroyostat içine tutuldu ve sürekli azot akışı ile soğutma sağlandı. Sıcaklık, 30Ω 'luk direnç teline uygulanan potansiyel fark ile 77K referans sıcaklığına göre Altın/(0.03)Kromel-Demir termocift kullanılarak sıcaklık kontrol birimi (Oxford ITC4) ile kontrol edildi.

4. BULGULAR

4.1. YAPISAL KARAKTERİZASYON SONUÇLARI

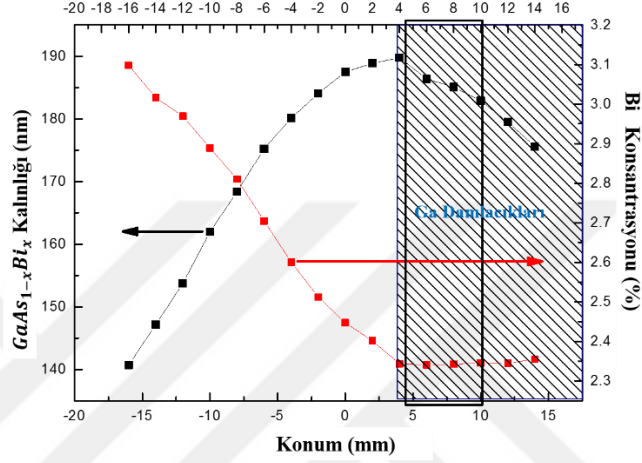
LAAS tarafından büyütülen ve yapısında %2.3 Bi bulunduran GaAsBi epitabaka örneklerin yüzeylerinde büyütme şartlarına bağlı olarak oluşan damlacıkların morfolojisinin ısıtılma işlemine bağlı olarak değişimi AFM ve SEM ölçümleri ile incelenmiştir.



Şekil 4.1: 25µm x 25µm'lik alanda taranmış GaBi_{0.023}As_{0.977}'nin 2 boyutta AFM görüntüleri. (a) Büyütüldüğü gibi (b) 750°C, (c) 800°C ve (d) 850°C'de ısıtılma işlemi görmüş örnekler.

Şekil 4.1'de %2.3 Bi oranına sahip örneklerin 2 boyutta AFM görüntüleri yer almaktadır. 25µm x 25µm'lik alanda non-kontak modda yapılan ölçümlerde yüzey damlacıklarının morfolojisi görüntülenmiştir. Büyütücüden gelen bilgi doğrultusunda büyütme

sonrasında elde edilen yongada, bu damlacıkların yonganın merkezinde üniform olarak dağılmadığı sadece yonga kenarlarında olduğu bilinmektedir. Çünkü büyütme koşullarında farklı element akışlarının ve büyütme sonrasında düşürülen alttaş sıcaklığının yonga sınırlarında yavaşça düşmesi nedeniyle örnek yüzeyinin morfolojisi ile yüzey üzerindeki Bi konsantrasyonu farklı uzaysal dağılıma sahip olmuştur.



Şekil 4.2: Alttaş tutucusunun döndürülmeden büyütülen örneğin yonga konumuna bağlı olarak GaAsBi kalınlığının ve Bi konsantrasyonunun değişimi

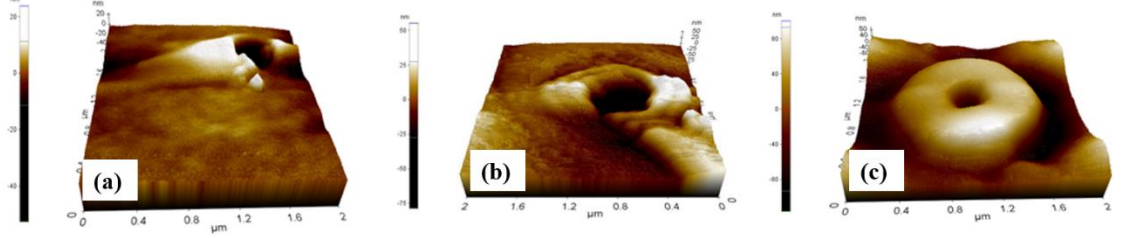
Şekil 4.2’de görüldüğü gibi örneğin kalınlığı örnek uzunluğu boyunca değişmektedir. Bu durumun temel sebebi ise Ga akışının örnek yüzeyi üzerinde üniform olmamasıdır. Büyütme koşullarında konumun $x=4$ mm olduğu noktada V/III sitokiyometrik oranının alt sınır değerinde olmasından dolayı bu bölgede çoğunlukla Ga damlacıkları yer almaktadır. Şekil 4.2’nin sağ kısmında (taralı alan) ise V/III sitokiyometrik oranının alt sınırından daha düşük değerde olmasından dolayı kalınlığın azalmasına bağlı olarak Ga damlacıklarının oluşumu azalmaktadır. Diğer taraftan bu taralı alanda Bi oranı değişmemektedir. Örnek (yonga) konumunun 5-10 mm olduğu bölge Ga açısından en zengin bölgedir. Tez kapsamında incelenen örnek de bu kısımdan elde edilmiştir. Ga damlacıklarının yoğun olarak olduğu bu bölgenin büyütülmesi esnasında III-V sitokiyometrisini korumak için V/III akış oranı minimum değerinin altında tutulmuştur. Mazzucato ve arkadaşları tarafından yapılan çalışma bu yonganın damlacık içermeyen bölgesinden elde edilen örnek üzerinde yapılmıştır [110] .

Literatürde yapılan çalışmalarda örneklerin optik şiddetini arttırmak için ısıtma işlemi uygulandığı bilinmektedir. Ancak bu ısıtma işlemi yapının optik şiddetini arttırdığı gibi yüzey morfolojisini de etkilemektedir. Öyle ki bahsedilen bu çalışmalarda yüzey üzerindeki damlacıkların ya büyüdüğü ya da merkezlerinden sökülüp bir çukur oluşturduğu gözlenmiştir [95]. Burada ise incelenen örneklerde ısıtma işleminin etkisi literatüre göre biraz farklılık göstermektedir. Büyütüldüğü gibi gelen örneğin topografisine bakıldığında (a) damlacıkların, bir kuyrukla ve merkezlerinin etrafında bir disk ile sistem oluşturduğu görülmektedir. Bu mikro yapıların ısıtma işlemine karşı nasıl bir davranış gösterdiği ise Şekil 4.2 (b-d)'de görülmektedir. (a-c)'deki görüntülere bakıldığında başlangıçta, ısıtma işlemi yok iken taramanın yapıldığı alan içerisinde damlacık sisteminin yoğunluğunun az olduğu görülmektedir. Ancak 800°C sıcaklığa doğru gidildikçe bu ısıtma işleminin kümelenmeye olan etkisinden dolayı belirtilen alan içerisinde yoğunluğunun ve bununla beraber boyutun da arttığı nitel olarak gözlenmektedir. Öyle ki 850°C sıcaklıkta boyutları artan damlacık sisteminin yoğunluğu bu alanda yine nitel olarak azalmaktadır. Ancak ölçümü yapılan tarama alanı içerisinde toplam damlacık alanı yoğunluğu ve hacim yoğunluğunun nicel olarak arttığı elde edilmiştir. Ayrıca yine artan ısıtma işlemi ile beraber yapıdaki kuyruk oluşumlarının azalmaya başladığı ve merkezlerine doğru çekildiği gözlemlenmiştir. Bu yapılan yüzey analizlerinin Gwyddion programı aracılığıyla elde edilen sayısal sonuçları Tablo 4.1'de yer almaktadır.

Tablo 4.1: 25µm x 25µm alanda yapılan AFM ölçümlerinden elde edilen görüntülerde yüzeydeki mikroyapıların fiziksel özelliklerinin ortalama değerleri.

Örnek	Toplam Alan (µm ²)	Toplam Hacim (µm ³)	Ortalama Kuyruk Uzunluğu (µm)	Ortalama Kuyruk Yüksekliği (nm)	Ortalama Çukur Çapı (µm)
Büyütüldüğü gibi	71	1.51	5.470	19.6	0.482
750°C'de Tavlınmış	122	2.09	4.551	15.1	0.505
800°C'de Tavlınmış	151	2.26	3.895	8.6	0.851
850°C'de Tavlınmış	247	3.6	3.582	6	1.011

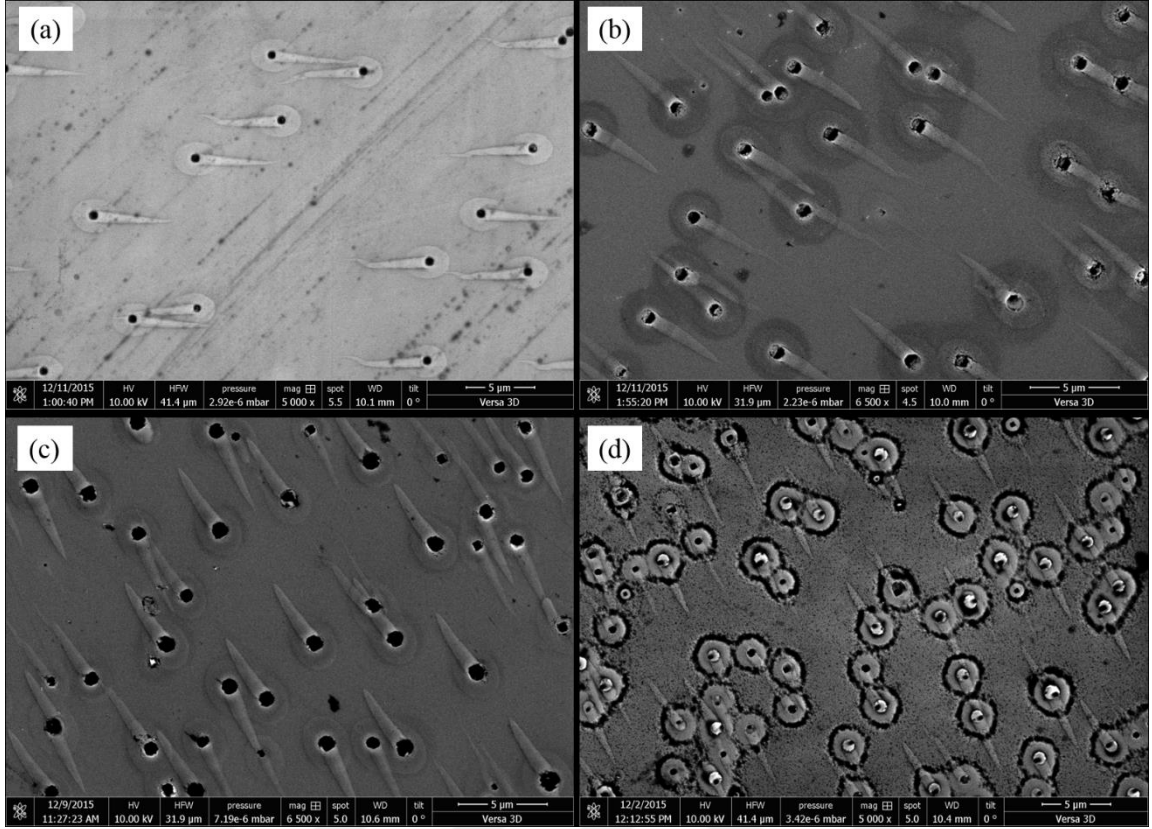
Ayrıca yine Tablo 4.1’de görüldüğü üzere yapılarıdaki kuyukların yüksekliklerinin azaldığı yer yer ısıtılma işlemle beraber meydana gelen çukurların çaplarının da arttığı görülmektedir.



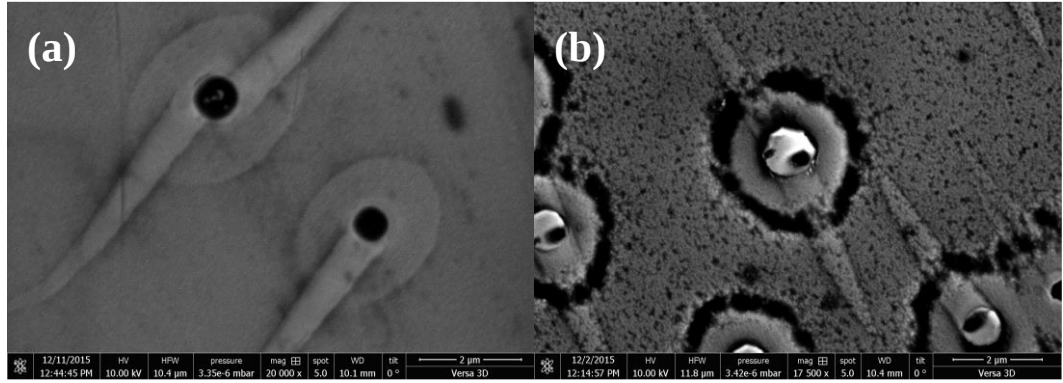
Şekil 4.3: $2\mu\text{m} \times 2\mu\text{m}$ alanda (a) 750°C , (b) 800°C ve (c) 850°C de ısıtılma işlem görmüş örneklerin 3 boyutta AFM görüntüleri

Şekil 4.3’de ise bu örnek grubunda ısıtılma işlem görmüş olanların 3 boyutta AFM görüntüleri verilmiştir. Burada 3 boyutta sıcaklık arttıkça damlacık sisteminin büyüdüğüne kuyruk oluşumlarının neredeyse yol olduğunu söyleyebiliriz.

Şekil 4.4’te her bir örneğin $5\mu\text{m}$, $10\mu\text{m}$ ve $50\mu\text{m}$ ölçeklerinde SEM görüntüleri yer almaktadır. AFM sonuçlarından elde edilen bilgiler SEM görüntüleri ile tutarlı sonuçlar göstermiştir. Bu görüntülerde de ısıtılma işlem sıcaklığının artmasıyla damlacık sisteminin boyutlarının arttığı gözlenmiştir. Daha önce de bahsedildiği gibi yapı üzerinde meydana gelen damlacıkların oluşumu ve yoğunluğu Bi ve Ga akışına, büyütme hızına III/V oranına ve büyütme sıcaklığı gibi büyütme şartlarına son derece bağlıdır. Dolayısıyla sitokiyometri eşik değerinin aşıldığı bu yapılarda, eğer yapı $\text{As}_2\text{:Ga}$ akış oranının sitokiyometrik oranın altında yani Galyumca zengin bir şekilde büyütülmüşse yapı üzerinde meydana gelen damlacık sistemlerinin sadece Bi atomundan oluşmadığı Ga-Bi kompozit yapısında oluştuğu gösterilmiştir [2,123]. Bu doğrultuda Şekil 4.4 ve Şekil 4.5’te gösterildiği gibi özellikle 850°C ’de ısıtılma işlem maruz bırakılan örnekte bu iki metalin varlığının gözlemlendiği söylenebilir. Şekil 4.4’e bakıldığında örneğin $2\mu\text{m}$ ’lik ölçekte görüntüsünde Bi metalinin Ga ve As’e göre daha büyük atom numarasına sahip olduğundan parlak yani iletkenliği daha fazla olan kısımların Bi metaline ait olduğunu söyleyebiliriz [112]. SEM görüntüleri alınan bu örnekler 10 kV hızlandırma voltajında görüntülenmiştir.



Şekil 4.4: 5µm ölçeğinde (a) büyütüldüğü gibi (b) 750°C (c) 800°C ve (d) 850°C ısıtıl işlem görmüş örneklerin SEM görüntüsü

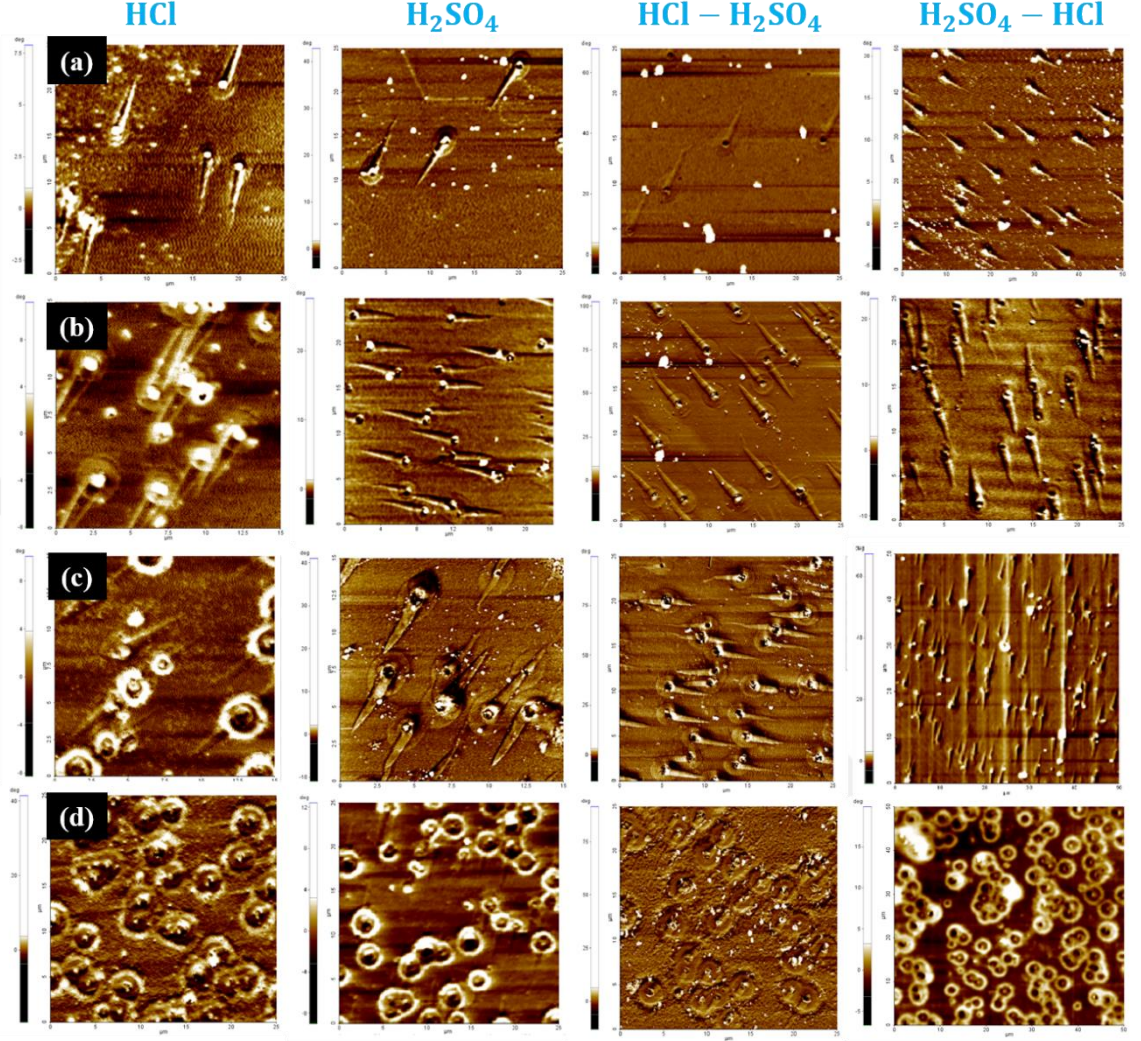


Şekil 4.5: 2 µm ölçeğinde (a) büyütüldüğü gibi ve (b) 850°C’de ısıtıl işlem görmüş örnek.

Yüzeylerdeki metallerin faz ayrımını belirlemek için yapılan kimyasal aşındırmanın etkileri 25µm x 25µm alanda EFM sinyali faz ölçümü ile farklı kimyasal süreç için Şekil 4.6’da gösterilmiştir.

EFM ölçümleri yüzey üzerindeki damlacıklarda biriken yük dağılımı aracılığıyla metaller arasındaki faz ayrımını vermektedir. Tüm EFM ölçümleri tipe +10V’luk bir gerilim

uygulanarak, 15, 25 ve $50\mu\text{m}^2$ lik tarama alanlarında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.6: $25\mu\text{m} \times 25\mu\text{m}$ ölçeğinde (a) büyütüldüğü gibi (b) 750°C (c) 800°C ve (d) 850°C ısıtıl işlem görmüş örneklerin EFM faz sinyalleri.

Örneklerin yüzeyi üzerinde büyütme koşullarından ve kimyasal işlem öncesinde yapılan optik ölçümlerden Ga ve Bi damlacıklarının oluşumu beklenmektedir. Ancak bu oluşum yapı üzerinde nasıl bir sistem halinde olduğunu belirlemek için sırasıyla HCl, H_2SO_4 , önce HCl sonra H_2SO_4 , önce H_2SO_4 sonra HCl olacak şekilde dört farklı kimyasal süreç uygulanmıştır. EFM faz sinyali görüntülerinde parlak olan kısımlar yüzeyde nerelerde daha fazla yük biriktiğini ve bununla ilişkili olarak ne kadar metalik bir özellik gösterdiği anlaşılabilir. Bundan dolayı Şekil 4.6’da yer alan görüntülerde HCl asit çözeltisinin uygulandığı her bir örnekte damlacık sistemlerinin çoğunlukla kuyruk kısımları başta olmak üzere merkezlerinde de aşınmalar olduğu görülmektedir. Bu durumda HCl asit çözeltisinin yapıdaki hem Ga ve Bi atomlarını kaldırması en büyük etkidir. Bu çözelti

aracılığıyla ilk olarak yapı üzerinde sadece Ga veya sadece Bi damlacıklarının olmadığı görülmüştür. Yapıdaki Bi atomlarının varlığını belirlemek amacıyla yapılan ikinci bir adım ise H_2SO_4 çözeltisinin uygulanmasıdır. Bu çözelti, ısıtma işlemi ile merkeze doğru toplanan Bi atomlarını kaldırarak Bi'un yüzeydeki varlığını göstermiştir. Öyle ki ilk olarak büyütüldüğü gibi örneğe bakıldığında aşınmaların kuyruk kısımlarında başladığı ve ısıtma işlemi arttıkça önce disk çevresinde sonra damlacık sisteminin merkezinde aşınmalar olduğu görülmektedir. Üçüncü adım olarak çapraz olarak asit çözeltisi işlemi uygulanmıştır. Bu işlemde önce HCl asit çözeltisine sonra H_2SO_4 , çözeltisine sokulan örneklerin görüntülerine bakıldığında tüm örneklerde damlacık sisteminin neredeyse tümünün aşınmayla kalktığı görülmektedir.

Tablo 4.2: Kimyasal işlemin yüzey damlacıklarının fiziksel özelliklerine etkisi.

Örnek	Kimyasal Süreç	Toplam Alan(μm^2)	Toplam Hacim(μm^3)	Ortalama Aşınma Derinliği (μm)
Büyütüldüğü gibi	HCl	1.1	47.1	0.21
	H_2SO_4	0.61	10	0.34
	HCl - H_2SO_4	0.48	7	0.22
	H_2SO_4 -HCl	0.18	3.15	0.37
750°C'de Isıl İşlem	HCl	1.18	63.2	0.27
	H_2SO_4	1.15	34.35	0.33
	HCl - H_2SO_4	0.92	30.6	0.28
	H_2SO_4 -HCl	0.57	4.14	0.32
800°C'de Isıl İşlem	HCl	0.54	120.7	0.16
	H_2SO_4	0.82	117.2	0.22
	HCl - H_2SO_4	0.25	42.3	7.21
	H_2SO_4 -HCl	0.11	7.21	0.29
850°C'de Isıl İşlem	HCl	2.7	139.4	0.11
	H_2SO_4	1.918	134.1	0.35
	HCl - H_2SO_4	0.51	129.9	0.43
	H_2SO_4 -HCl	0.19	1.2	0.51

Dördüncü adımda ise önce H_2SO_4 çözeltisine sonra HCl çözeltisine giren örneklerin görüntülerinde ikinci adıma benzer sonuçlar elde edilmiştir. Burada H_2SO_4 çözeltisinden sonra uygulanan HCl çözeltisinin etkinliğini biraz daha azaldığını söyleyebiliriz. Tablo 4.2'de kimyasal aşındırmanın örnek yüzeylerine olan etkilerinin sayısal olarak değerleri verilmiştir. Buna göre kimyasal işlem sonrasında alına EFM, SEM ve AFM görüntülerinden yüzeydeki damlacıklarının Ga-Bi kompozit yapıda olduğu anlaşılmıştır. Önce H_2SO_4 sonra HCl çözeltisinin uygulanması sonucu yüzey üzerinde daha yüksek deformasyon (daha fazla alanın aşınması) meydana gelmiştir. Kuyruk uzunluğunun değişimi kimyasal işlem öncesindeki süreçten farksızdır. Kimyasal işlem yüzeydeki var

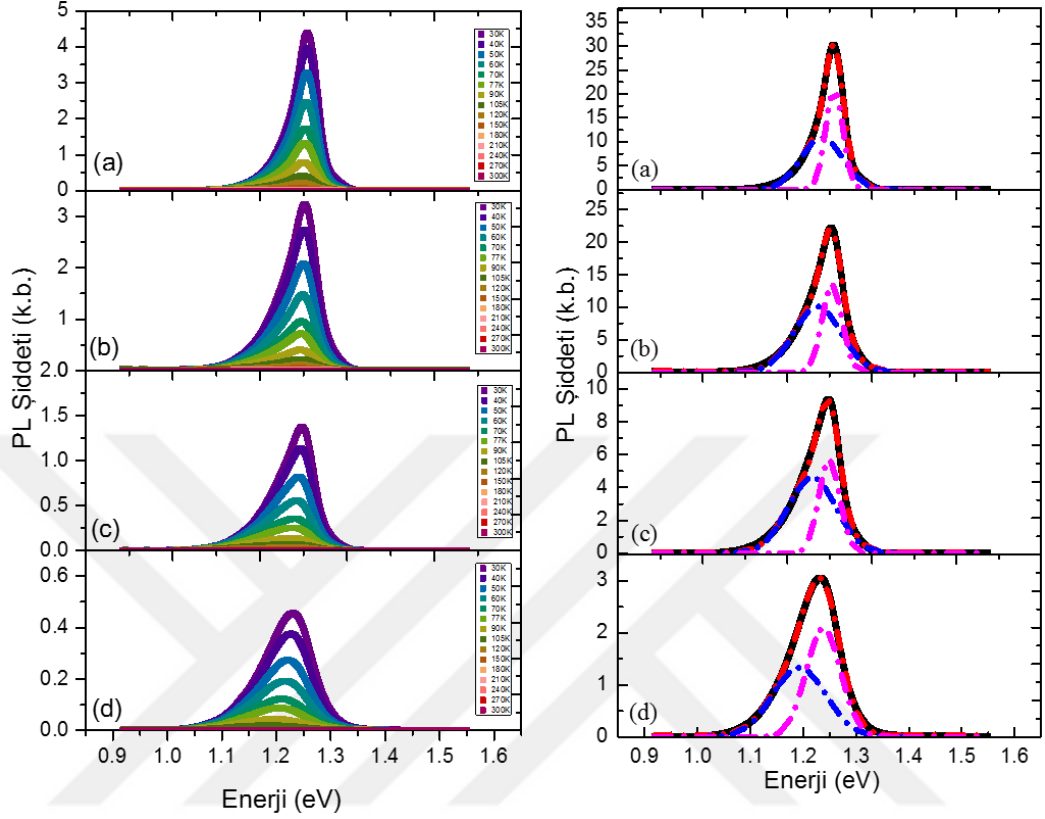
olan kuyrukların boyutunu değiştirmemiş kuyruk yapısında var olan atomları yüzeyden kaldırmıştır. Yapı içerisinde meydana gelen aşınmanın en yüksek toplam hacmi HCl özeltisinin sürecinde meydana gelmiştir. Bu işlem sırasında yapıdan hem galyum hem bizmut ayrılmaktadır. Aşınan toplam hacmin bu süreçte daha yüksek olması aşınmanın sadece yüzeyde sınırlı kalmadığını göstermektedir. Tüm süreçlerde her bir örnek için en yüksek aşınma derinliği H_2SO_4 asit çözeltisinin uygulandığı süreçte elde edilmiştir. Bu da bizmutun sadece yüzey üzerinde toplanmadığını göstermektedir.

4.2. OPTİK KARAKTERİZASYON SONUÇLARI

4.2.1. Isıl İşlemin Etkileri

Ölçümlerde uyarım kaynağı olan Ar^+ laserin gücü örnek üzerinde 155 mW olarak ayarlanmıştır. Tüm örnekler için yapılan sıcaklığa bağlı ölçümlerde uyarım kaynağının şiddeti sabit tutuldu. Alınan tüm spektrumlarda monokromatörün yarık genişlikleri 1 mm'ye ayarlandı ve spektrumlar dedektörün cevap eğrisine göre normalize edildi. Bu yüzden örneklerin fotoluminesans spektrumlarının şiddet eksenleri birbirleri ile kıyaslanabilir niteliktedir. Ayrıca sıcaklığa bağlı olarak optik geçiş enerjisinin değişiminin incelenmesi için tüm örneklerin 30K-300K sıcaklık aralığında 1250V fotoçoğaltıcı (Photomultiplier Tube, PMT) besleme voltajında PL ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

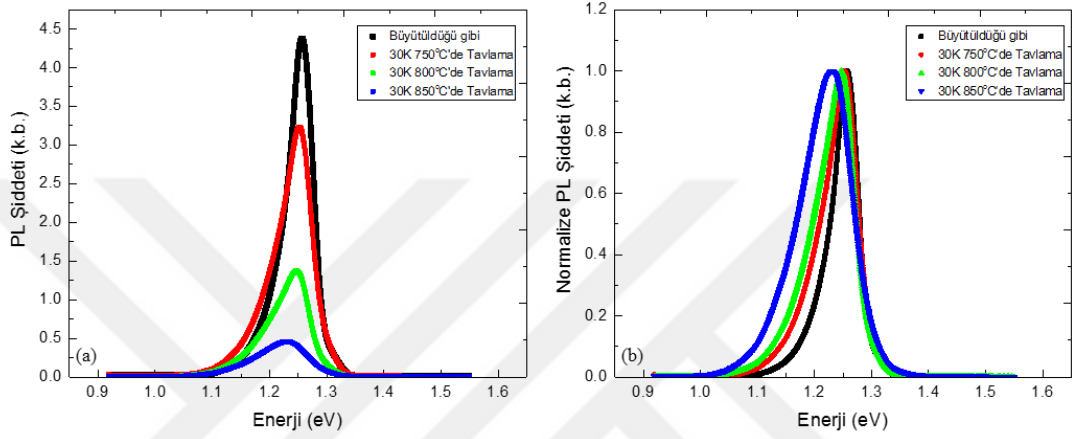
GaAs içerisine Bi atomlarının katılması ile bant kenarı civarında lokalize seviyeler oluştuğundan PL spektrumları asimetrik şekle sahiptir.



Şekil 4.7: Sıcaklığa bağlı PL sonuçları ile 30K'deki PL spektrumlarının alt pikleri (a) büyütüldüğü gibi (b) 750°C (c) 800°C (d) 850°C .

Şekil 4.7'de görüldüğü gibi düşük enerji kuyruğuna sahip olduğundan fotoluminesans sinyali asimetriktir. Şekilde sıcaklığa bağlı olarak alınan fotoluminesans ölçümünden ısı işlemin etkisi görülmektedir. Ayrıca 30K büyütüldüğü gibi ve tavllanmış örneklerin 19.74W/cm^2 lik uyarım şiddeti altında Gaussyen fitleri verilmektedir. PL spektrumları sıcaklığa bağlı olarak asimetrik bir davranış göstermekte ve spektrumlar genişlemeye başlamaktadır. FWHM'da gözlenen genişlemeden dolayı her bir sıcaklıktaki PL pikleri PeakFit programı ile alt piklerine ayrılmıştır. Şekil 4.7'de 19.74W/cm^2 de alınan ölçümlerde en iyi fit 2 Gaussyen eğrisi ile elde edilmiştir. Bu piklerden biri düşük enerjilerdeki lokalize seviyelerden iletkenlik bandına geçişe karşılık gelirken diğeri ise yüksek enerjilerde lokalize olan valans bandında iletkenlik bandına geçişlere karşılık gelmektedir. Artan tavlama sıcaklığı ile beraber bu iki eğrinin piklerinin yaklaştığı görülmektedir. Şekil 4.8'de tüm örneklerin bant aralığı enerjisinin sıcaklığa bağlı değişimi ve teorik fit olan Varshni fiti verilmektedir. Sıcaklığa bağlı PL ölçümleri

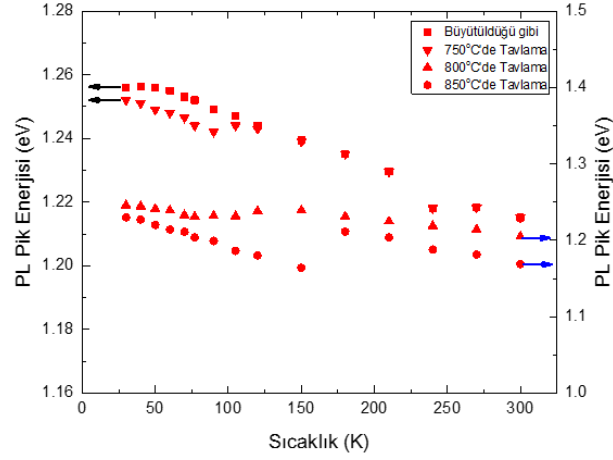
19.74W/cm² uyarım şiddeti altında, 30K-300K aralığında gerçekleştirilmiştir. Tavlama işlemi ile beraber bant aralığı enerjisi kırmızıya kaymaktadır. Düşük sıcaklıklarda ise aşırı uyumsuz alaşımların genel karakteristiği olan S-şekli davranışı gözlenmiştir [113] Sıcaklık 100K'i geçtiğinde PL spektrumunda banttan banda geçişler baskın hale gelmektedir.



Şekil 4.8: 30K'de PL spektrumlarının tüm örnekler için değişimi.

Şekil 4.8'de görüldüğü gibi 30K'deki ölçümlerde ısıtılma sıcaklığı arttıkça spektrumların kırmızıya doğru yani daha düşük enerjilere doğru kaydığı görülmektedir. 30K'deki bu kaymanın miktarı yaklaşık 25meV'tur ve bu değer klasik III/V grubu alaşımlara göre daha küçük bir değerdir. Ayrıca ısıtılma işlemi ile beraber bu örneklerde literatürdeki sonuçlardan farklı olarak PL pik şiddetinde azalma gözlenmektedir.

İncelenen örneklerin bant aralığının sıcaklığa bağlı değişimi tipik yarıiletken davranışından farklı bir sonuç göstermektedir. Bir yarıiletken sıcaklık arttıkça atomlar arasındaki uzaklığın artması kristal içerisinde elektronların etkilendiği potansiyel alanın azalmasına neden olur ve bant aralığının azalması ile sonuçlanır.

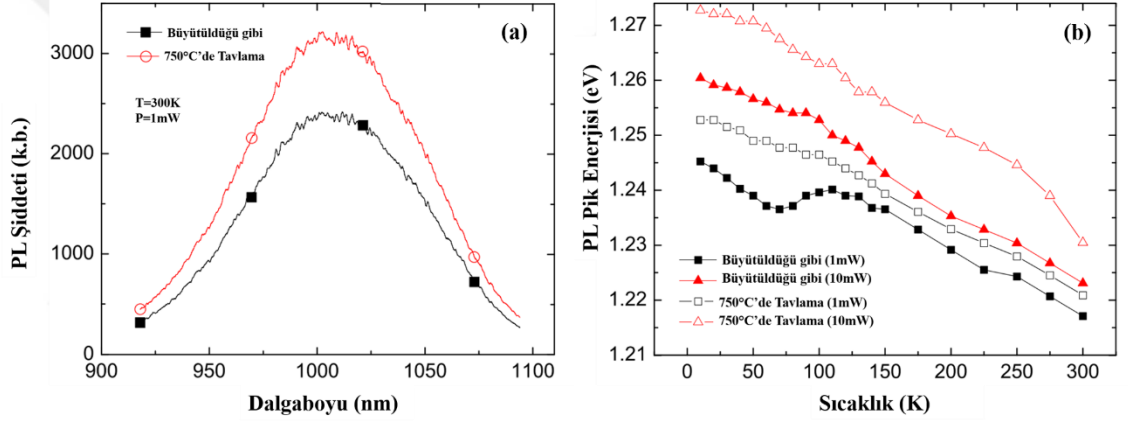


Şekil 4.9: Büyütüldüğü gibi ve ısıtılma işlem görmüş örneklerin bant aralıklarının sıcaklığa bağlı değişimi.

Çalışma kapsamında incelenen tüm epitabaka örneklerin bant aralığının sıcaklığa bağlı değişimi Şekil 4.9’ da verilmektedir.

Şekil 4.9’ da örneklerin davranışı literatürdeki sonuçlara benzer özellikler göstermemektedir. İlk olarak literatürde yapılan çalışmalarda ısıtılma işlemle beraber yapıdaki kusurların azaldığı ve dolayısıyla PL pik şiddetinde artma gözlemlendiği dayalı sonuçlar yer almaktadır. Ancak burada örneklerin yapısal kalitesini arttırmak adına yapılan ısıtılma işlem yapıyı kusurlardan kurtarmadığını aksine ısıtılma işlem ile beraber gözlenen S-şekilli davranışa dayanarak kusurlu bir yapıya dönüştüğü görülmektedir. Bunun nedeni olarak da yine literatürde ısıtılma işlem ile yüzeydeki meydana gelen damlacık oluşumlarının ortadan kalktığı bilinmektedir. Ancak burada incelenen örneklerde Bölüm 4.1’de AFM analizlerinden çıkan sonuç doğrultusunda ısıtılma işlem yüzeydeki damlacıkları atmak yerine var olan damlacıkları merkezlerine toplayarak alan ve hacim de artışa neden olmuştur. Dolayısıyla yapıdaki var olan kusurların ısıtılma işlem ile ortadan kalkmak yerine yapıdaki varlıklarını arttırdıklarını söyleyebilir. Bu yüzden de artan ısıtılma işlem ile PL pik şiddeti kırmızıya kaymakla beraber S- şekli davranış göstermektedir. Bu S-şekilli davranış 750°C’de tavllanmış örnekte 100K civarında ortaya çıkarken 800°C ve 850°C’de tavllanmış örneklerde 150K civarında meydana gelmektedir. Her bir örnek için PL piki 2 pik içerdiğinden Varshni ile uyumlu fit yapılamamıştır. Örneklerin PL piklerinin ayrıştırılmasında, her bir pikin artan sıcaklıkla beraber genişlemesi ve şiddetinin düşmesi nedeniyle ayrıştırılmış piklerin sıcaklığa göre değişimleri hataya açıktır. Bu nedenle

çalışmada ölçüm sonuçlarından elde edilen PL piklerine yer verilmiştir. Ayrıca bu PL piklerinin sıcaklığa bağlı değişimlerine bakıldığında 850°C’de tavllanmış örnekte S-şekilli davranışın meydana geldiği görülmektedir. Bu durum örneğin yüksek ısı işlem sonucunda yapısal kalitesinin bozulmasıyla açıklanabilir. Dolayısıyla literatüre benzer olarak ısı işlemin en uygun olduğu maksimum sıcaklık için 750°C’den düşük sıcaklıkları olduğu söylenebilir. Diğer durumlarda yani bu değerden yüksek sıcaklıklarda yapılan ısı işlem uygulamalarında yapı kalitesi bozulacak ve optik özellikleri de etkileyecektir. Ayrıca büyütüldüğü gibi olan örnek için 300K’de elde edilen PL sonucunda, bant aralığının değeri 1.196 eV olduğu bulunmuştur. Bi’un yapıya katılmasıyla evsahibi yarıiletkenin bant aralığında GaAs’e göre (1.424 eV) 22.8 meV’luk bir kayma meydana gelmiştir.



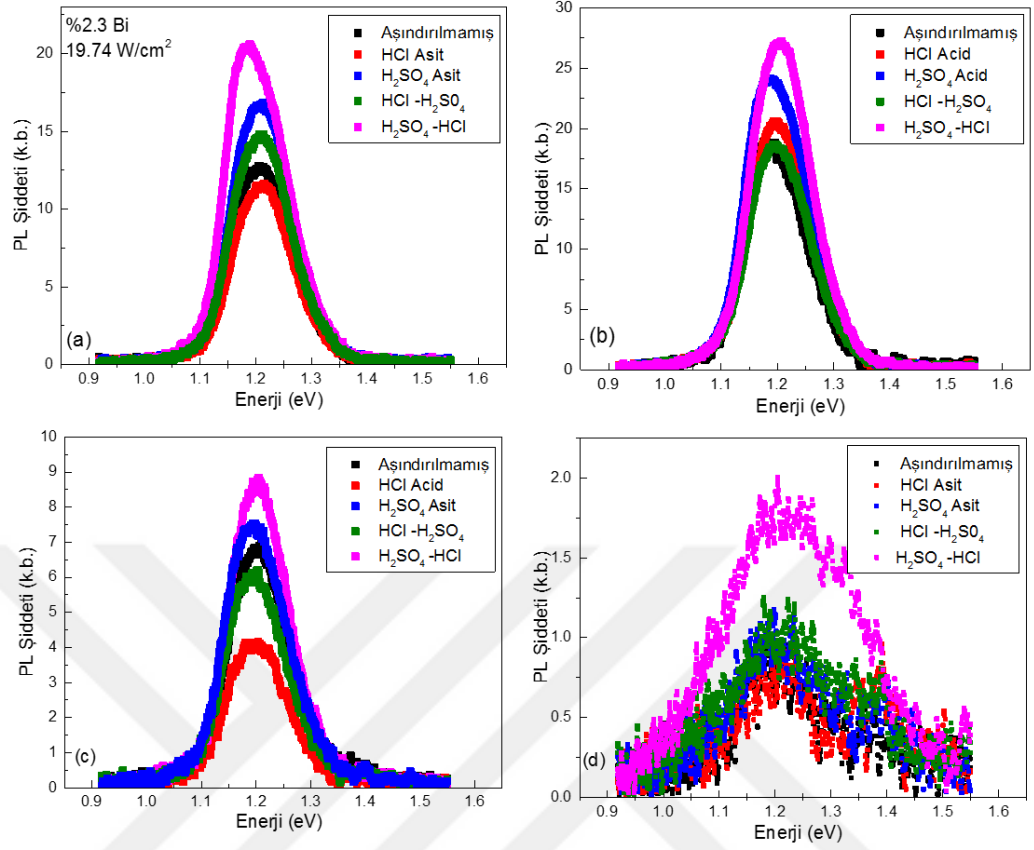
Şekil 4.10: (a) 300K’de 1mW laser gücünde büyütüldüğü gibi ve 750°C’de ısı işlem görmüş örneklerin PL şiddeti (b) büyütüldüğü gibi ve 750°C’de ısı işlem görmüş örneklerin PL pik enerjilerinin sıcaklığa ve şiddete bağlı olarak değişimi [110].

Şekil 4.10 ‘da Mazzucato ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışma yer almaktadır. Burada kullanılan örnek tez kapsamında incelenen %2.3 Bi oranına sahip örnektir. Ancak Mazzucato’nun yapmış olduğu çalışmada kullanılan örnekler yonganın merkezinden olup, bu çalışmada kullanılan örnekler ise yonganın kenarından yani yüzey üzerinde damlacık oluşumunun yer aldığı örneklerdir.

Mazzucato bu çalışmasında (Şekil 4.10 (a)) 300K’de ve 1mW laser gücünde büyütüldüğü gibi ve 750°C’de tavllanmış örnek için PL şiddetinin dalgalı boyuna göre değişimini incelemiştir. PL şiddetinin ısı işlem sonrasında %30 arttığını bulmuştur ve örneğin ışıma dalgalı boyunun hemen hemen değişmediğini belirtmiştir. Ancak tez kapsamında incelenen örneklerde aynı koşullar ve aynı Bi oranına sahip olmasına rağmen

şiddette artış gözlenmemiştir. Çünkü örneğin yonga kenarından (damlacıklı bölge) olması ve ısıtma işlemi ile yüzey damlacıklarının atılamaması bu durumun oluşumunda etkili olmuştur. Mazzucato yonga merkezinden (damlacıksız bölge) çalıştığı bu örnekte ısıtma işlemi ile beraber ışımazlık rekombinasyon sürecinde dikkate değer olmayan bir azalma meydana geldiğini açıklamıştır. Şekil 4.10 (b)'de ise yine Mazzucato'nun çalışmasında yer alan büyütüldüğü gibi ve 750°C'de ısıtma işlemi görmüş örneklerin PL pik enerjilerinin sıcaklığa ve şiddete bağlı olarak değişimi verilmiştir. Burada şekilde de görüldüğü gibi PL pik enerji değerleri beklenen Bi konsantrasyonlarını doğrulamaktadır. Ayrıca kristalin yapısındaki bozukluklardan dolayı S- şekilli bir davranış görülmektedir. Varshni fitlerinden elde edilen sapmalar yapıdaki lokalize seviyeleriyle, alaşım bozukluklarıyla, potansiyel dalgalanmalarıyla ve kümelenmelerin lokalizasyonu ile ilişkilendirilmiştir [110]. Sıcaklığa bağlı lokal minimum değerinin 70K civarında olup maksimum lokalizasyon enerjisi yaklaşık 8meV'dir. Şekil 4.10 (b)'de de görüldüğü gibi büyütüldüğü gibi örnekte yüksek uyarımda lokalizasyon seviyeleri tamamen dolduğu için S-şekilli davranış ortadan kalkmıştır. Aynı durum ısıtma işlemi görmüş örnek için de geçerlidir. Ancak burada ısıtma işlemi ile lokalize kusur seviyeleri azalmakta, örnek kalitesi artmaktadır ve S-şekilli davranış ortadan kalkmaktadır.

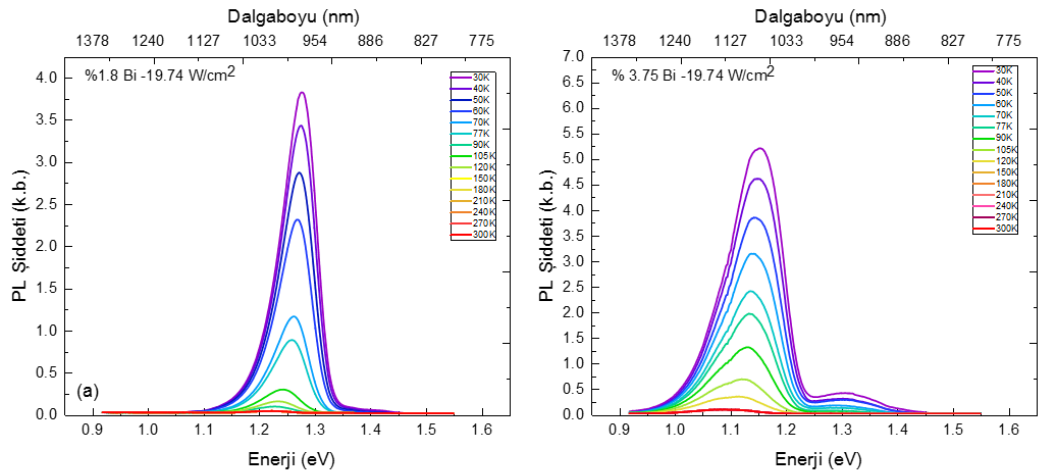
Yüzey üzerinde oluşan damlacık yapılarını ortadan kaldırarak optik şiddet değişimini incelemek amacıyla oda sıcaklığında yapılan ölçümler Şekil 4.11'de verilmektedir. Burada her bir kimyasal süreç ve örnek için sonuçlar verilmektedir. İlk olarak genel davranışa bakıldığında örnekler önce H₂SO₄ sonra HCL çözeltisinin uygulanması sonucu yüzey üzerinde daha yüksek deformasyon (daha fazla alanın aşınması) meydana gelmiştir ve PL şiddeti artmıştır. Bu durum GaAsBi'un büyütülmesi sırasında büyüyen yüzey boyunca yapının yüzeyinin bizmutca zengin olduğu ve yapıya katılan bizmutun yüzeyde homojen bir şekilde dağılmadığı durumu ile tutarlıdır [1]. Yüzeyde meydana gelen aşırı Bi büyütme sonrası kısa bir ısıtma işlemi ile ortadan kaldırılabilir. Ancak bu örneklerde böyle kısa süreli bir tavlama işlemi uygulanmadığı için yüzeyde hala Bi varlığını korumuştur. 750°C'de tavlama işlemi dışında tüm örneklerde, sadece HCL sürecinin uygulanması örneklerin PL şiddetini azaltmıştır.



Şekil 4.11: Kimyasal işlem sonrasında (a) büyütüldüğü gibi (b) 750°C, (c) 800°C ve (d) 850°C’de ısıtılmış örneklerin 300K’deki PL sonuçları.

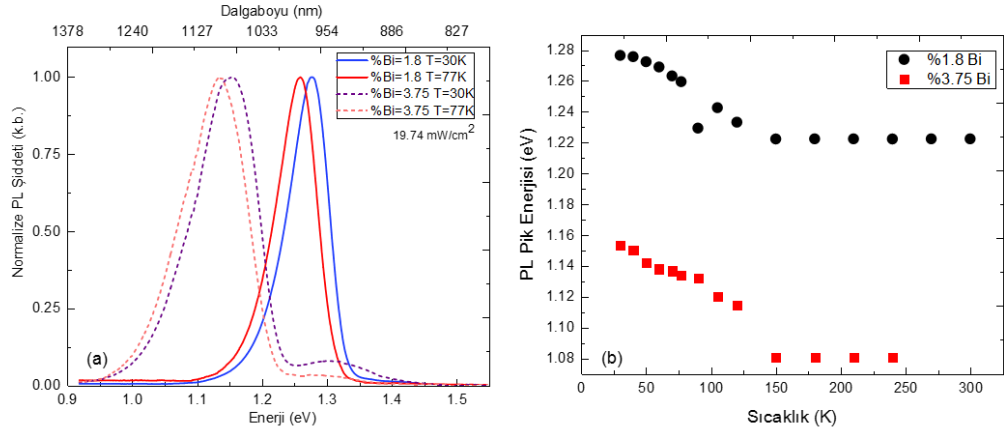
4.2.2. Bi Konsantrasyonunun Bant Aralığına Etkileri

Bi konsantrasyonunun bant aralığına etkisi GaAsBi/GaBi kuantum kuyulu örneklerde sıcaklığa bağlı olarak incelenmiştir.



Şekil 4.12 (a) %1.8 ve (b) %3.75 Bi içeren kuantum kuyulu örneklerin sıcaklığa bağlı PL sonuçları .

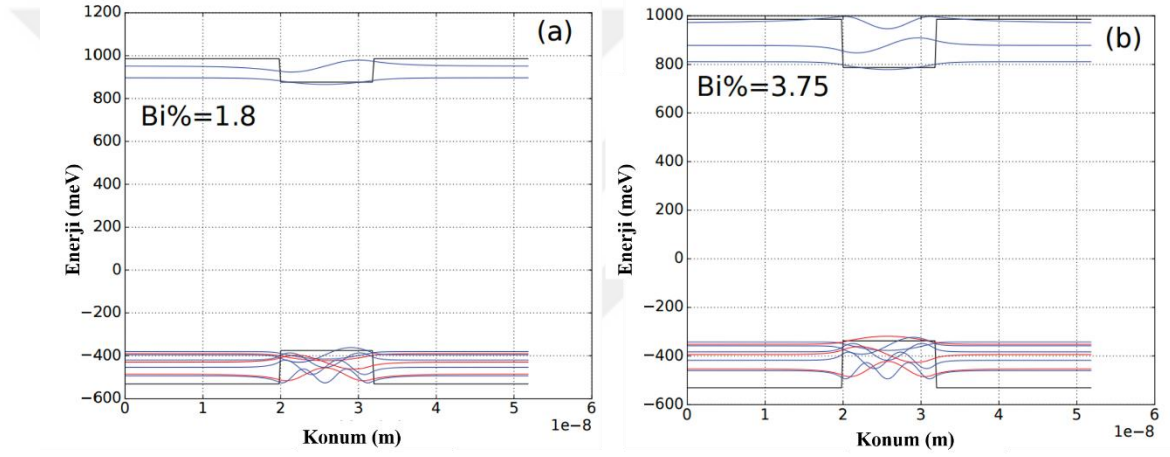
Şekil 4.12’de görüldüğü gibi alaşım içersindeki bizmut miktarı arttıkça PL pik enerjisi azalmaktadır. Bi oranı arttıkça valans bandı kenarında oluşan kusurların da sayısı artacağından ışımasız geçiş merkezlerin sayısı artacağından PL şiddetinde azalma gözlenecektir. Ancak bu örneklerde artan Bi oranı ile pik enerjisinin azalmasıyla beraber PL şiddetinde bir artış gözlenmiştir. Bu durum Lu ve Tiedje’nin yapmış oldukları çalışmada gözlenmiştir. Lu ve arkadaşları Bi oranının %4.5’e kadar olduğu örneklerde, artan Bi oranı ile PL pik şiddetinin arttığını göstermişlerdir [116]. Bilindiği gibi bantlar arası geçiş matrisine elektronik dalga fonksiyonun lokalizasyonunun etkisinden dolayı yapı içerisindeki izoelektronik kusurlar indirek bant aralıklı yarıiletkenlerde (GaP:N) PL şiddetini arttırırken, direk bant aralıklı yarıiletkenlerde (GaAs) aynı etki gözlenmez. Ancak yapıya Bi’un katılmasıyla ışımasız rekombinasyon süreçlerine neden olan kusurların oluştuğu optimum sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda büyütülme süreçleri de söz konusudur. Çünkü Bi safsızlıkları VBM kenarında lokalize elektronik seviyeler oluşturur ve bu seviyeler, ışımasız rekombinasyon merkezlerinden kaynaklanan kayıpları azaltan bağlı boşlukların oluşumu için tuzak seviyeler gibi davranır. Diğer taraftan Bi konsantrasyonu daha fazla arttırılırsa daha fazla kusur merkezi oluşacağından bu etki azalır ve PL şiddetinde azalma meydana gelir [116].



Şekil 4.13: (a) 30K ve 77K’de %1.8 ve %3.75 Bi içeren kuantum kuyulu örneklerin normalize PL sonuçları (b) %1.8 ve %3.75 Bi içeren kuantum kuyulu örneklerin PL pik enerjilerinin sıcaklığa bağlı değişimi.

Şekil 4.13(a)’da PL spektrumları, valans bandı üstünde lokalize olan bizmutlu seviyelerin varlığından dolayı düşük enerjili seviye yoğunluğu kuyruklarına sahip bir asimetriklik göstermektedir. Bu karakteristik düşük enerji kuyruğu aynı zamanda diğer GaNAs ve

GaInNAs aşırı uyumsuz yapılarda da gözlenmiştir. Bizmut konsantrasyonunun artmasıyla lokalize seviye yoğunlukları artar ve Bi oranının artmasıyla Bi'dan kaynaklı kusurlar PL pikinin FWHM değerini genişletir. Bilindiği gibi GaAsBi için PL'in iletkenlik bandından valans bandının üzerinde yer alan lokalize seviyelere olan geçişleri baskındır. Ancak yüksek sıcaklıklarda ($>150\text{K}$) buralarda lokalize olan taşıyıcılar bu seviyelerden artan sıcaklıkla delokalize olmaya başlarlar ve serbest eksitonların baskın olmasıyla banttan banda rekombinasyona ve PL şiddetinin azalmasına katkı sağlar. Bu yüzden 150K 'den daha düşük sıcaklıklarda gözlenen PL sinyalinin iletkenlik bandından lokalizasyon seviyesine olduğu varsayılabilir.



Şekil 4.14: %1.8 ve %3.75 Bi içeren kuantum kuyusu örneklerin hesaplanmış enerji öz değerleri ile elektron ve hh/lh alt bant dalga fonksiyonları. Kırmızı renk lh dalga fonksiyonlarını göstermektedir.

Elektron ve HH/LH altbant enerjileri Schrodinger denklemi çözülerek Aestimo 1D kod ile Nutku tarafından hesaplanmıştır [117].

Şekil 4.14 (a) ve (b)'de görüldüğü gibi altbant enerji hesaplamalarından birçok sayıda elektron altbandı bulunabilir. %1.8 ve %3.75 Bi içeren örnekler için iletkenlik bandı içerisinde verilen örnek sırasıyla 2 ve 3 tane altbant bulunmuştur. %1.8 Bi oranına sahip örnek için izinli bantlar arası geçişler e1-hh1, e2-hh2.. vb. şeklindedir. Hesaplanan etkin bant aralığı bu geçişler e1-hh1 geçişleri olup gözlenen PL pik enerjisi ile aynı eşleşmektedir.

$$E_g(T) = E_0 - \frac{\alpha T^2}{(T + \beta)} + c(T)k_b T \quad (4.1)$$

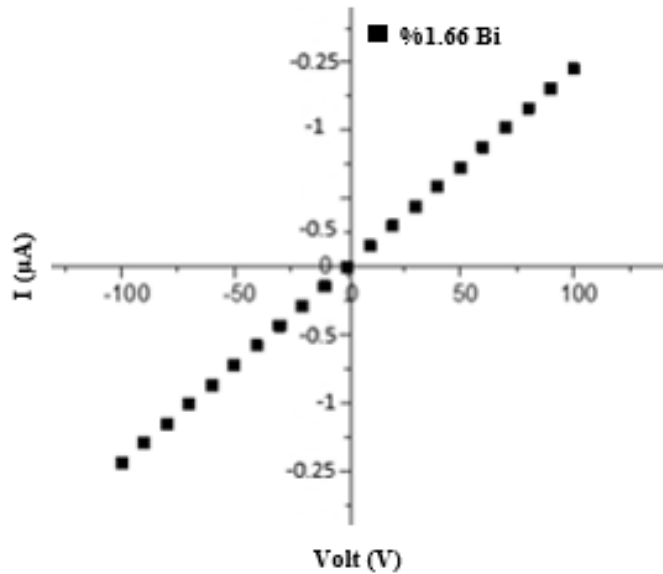
Ayrıca PL pik enerjisinin sıcaklığa bağlılığından Denklem 4.2'den $c(T)$ değeri hesaplanabilmektedir. Bu $c(T)$ değeri Varshni ifadesine bir anlamda düzeltme olarak gelen fit parametresidir ve Varshni bağıntısına $c(T)k_b T$ terimi eklenerek hesaplamalar gerçekleştirilmektedir. $c(T)$ terimi artan sıcaklıkla beraber azalmaktadır. Yani lokalize seviyelerin etkin bant aralığı küçülmektedir. Tablo 4.3'de görüldüğü üzere 30K'den 77K'ne doğru etkin bant aralığı azalmaktadır.

Tablo 4.3: PL piklerinin Bi konsantrasyonuna ve sıcaklığa bağlı enerji değerleri

%Bi	Sıcaklık(K)	Etkin Bant Aralığı e1-hh1 (eV)	e1-lh1 (eV)	FWHM (meV)	c
1.8	30	1.277	1.287	73.1	40
3.75	30	1.153	1.163	114	42.5
1.8	77	1.260	1.270	74.4	16.8
3.75	77	1.134	1.143	114.8	18.1

4.3. ELEKTRİKSEL KARAKTERİZASYON SONUÇLARI

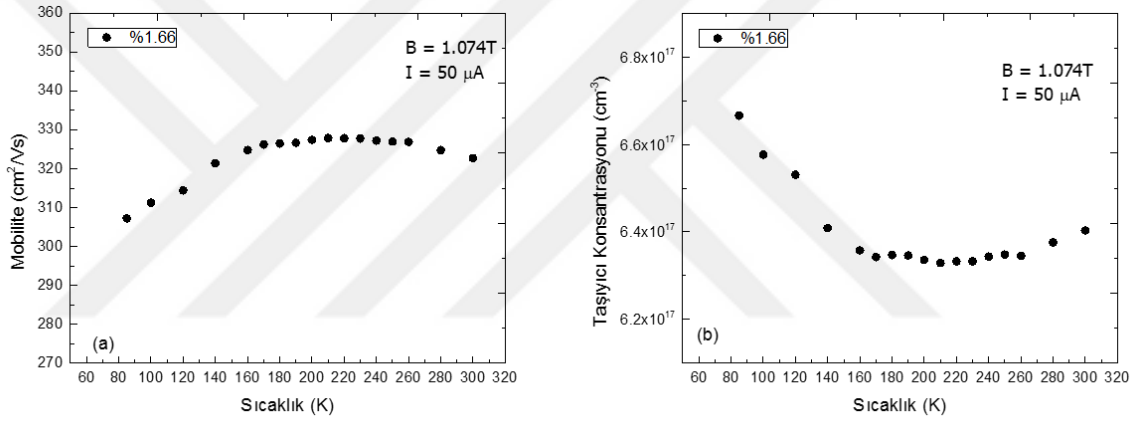
Tez kapsamında n-tipi $\text{GaAs}_{0.9834}\text{Bi}_{0.0166}/\text{GaAs}$ kuantum kuyulu örneğin Hall ölçümleri 1.074 T sabit manyetik alan altında, 77 – 300 K sıcaklık aralığında, direncin lineer olduğu düşük akım değerinde ($I = 50 \mu\text{A}$) uygulanarak yapıldı. %1 oranında Bi içeren n tipi



örnek ile p-tipi örneğin oda sıcaklığında karşılaşılan yüksek direnç değeri nedeniyle ($G\Omega$ mertebelerinde) Hall olayı ölçümü yalnızca % 1.66 Bi içeren n tipi örnek ile gerçekleştirilmiştir. Yapılan ölçümler sonucunda taşıyıcı konsantrasyonu ve taşıyıcı mobilitesi değerleri Denklem (3.14) ve Denklem (3.16)'dan faydalanarak hesaplandı.

Şekil 4.15: n tipi $\text{GaAsBi}_{0.0166}$ örneğin oda sıcaklığında akım-voltaj eğrisi

Şekil 4.15'te düşük elektrik alanlar altında n-tipi GaAsBi örneğinin akım-voltaj eğrisi verilmiştir. Görüldüğü gibi örnekte düşük elektrik alanlarda herhangi bir sorun yoktur ve ohmik değişime sahiptir.



Şekil 4.16: n tipi $\text{GaAsBi}_{0.0166}$ örneğin sıcaklığa bağlı (a) mobilitesi ve (b) taşıyıcı konsantrasyonunun değişimi.

Şekil 4.16 (a)'da 77 K'den yaklaşık 200 K'e kadar mobilitenin arttığı gözlemlendi. 100-120 K'den küçük sıcaklık değerlerinde iyonize katkı atomu saçılması etkindir. Sıcaklık arttıkça elektronların ortalama enerjileri arttığı için, elektronlar donör atomları ile etkileşimlerini azaltır ve bu durum mobilitenin artışına sebep olur [118]. 100-120 K'in üzerindeki sıcaklık bölgesinde, polar LO fonon saçılma mekanizması etkinliğini gösterir ve elektronun mobilitesi sıcaklık ile azalır [119]. Taşıyıcı konsantrasyonu ise 200K'ne kadar azalan bir rejim izlerken 200K'den sonra artan sıcaklıkla beraber taşıyıcı yoğunluğunun arttığı görülmektedir. 77K-300K aralığında gerçekleştirilen ölçümlerde 300K'deki elektronun Hall mobilitesi $320 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ iken 77K'deki mobilitesi değeri ise $310 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ 'dir. Taşıyıcı konsantrasyonun değeri ise 300K'de $6.4 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ iken 77K 'de elde edilen taşıyıcı yoğunluğu ise $6.59 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ değerindedir. Elde edilen bu mobilitesi değerleri literatürde yapılan çalışmalar ile kıyaslandığında oldukça düşük değerlerdir.

[90,93]. Diğer taraftan Hall ölçümleri kapsamında incelenen örneklerden p tipi örnek ile %1 Bi içeren n tipi örneklerin direnç değerlerinin $G\Omega$ mertebelerinde olmasından dolayı ölçümlerinin gerçekleştirilemediği daha önce belirtilmişti. Tüm bu katkılı örneklerde taşıyıcı konsantrasyonu $7.0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ olacak şekilde katkılanmıştır ve büyütme şartları da bu değeri sağlayacak şekilde ayarlanmıştır. Ancak n tipi örnekler için elde edilen taşıyıcı konsantrasyonu beklenen bu değerden çok daha düşük elde edilmiştir. GaAsBi alaşımının kusurlardan dolayı büyütülme sırasında p tipi olarak büyümesi ve n tipi katkılanmadan dolayı taşıyıcıların bir kısmının kompanse olması bu durum gerçekleşmiştir. Özellikle n tipi %1 Bi içeren örnekte tam kompensasyonun olmasından dolayı direnç değerleri çok yüksek çıkmış olup, Hall ölçümü gerçekleştirilememiştir. Dolayısıyla her ne kadar VBAC modeline göre iletkenlik bandı eğriliği değişmiyor olsa da n tipi %1.66 Bi içeren örneğin GaAs' göre mobilitesinin çok düşük olması Bi ile ilişkili kusurlardan ve alaşım düzensizliklerinden etkilenecek bu kadar küçük değerde olmuş olabilir.

5. TARTIŞMA VE SONUÇ

Çalışma kapsamında %2.3 Bi içeren GaAsBi epitabaka örneklerin yapısal ve optik özelliklerinin üzerine ısıtılma işleminin ve kimyasal aşındırma işleminin etkisi incelendi. Yapılan karakterizasyon çalışmaları kapsamında yüzeylerin morfolojik analizleri gerçekleştirildi. Optik ölçümler ise yapı üzerinde meydana gelen oluşumların analizi desteklemek için gerçekleştirildi.

Bi konsantrasyonunun bant aralığına etkisini belirlemek amacıyla iki farklı Bi konsantrasyonu içeren GaAsBi (%1.8 ve %3.75) örneklerin fotoluminesans ölçümleri yapıldı. Son olarak elektriksel özellikler üzerine Bi'un etkisini incelemek amacıyla Hall olayı ölçümleri gerçekleştirildi.

İlk olarak MBE sistemi ile büyütülmüş %2.3 Bi'lu epitabaka örneklerin yüzey analizleri gerçekleştirmek amacıyla AFM ile ölçümler alındı. Büyütüldüğü gibi, 750°C, 800°C ve 850°C gibi 3 farklı tavlama işlemine tabi tutulan örneklerde ısıtılma işleminin nasıl bir etkisi olacağını belirlemek amacıyla AFM ölçümleri alındı. Yüzeyde var olan damlacık sistemlerinin boyutları yüzeyde kapladıkları alan ve ısıtılma işlemi ile nasıl değiştiği belirlendi. Isıtılma işlemi sonucunda yüzeydeki damlacık sistemlerinin kendi merkezlerine doğru çekildiği ortaya koyuldu. Literatürdeki çalışmalardan farklı olarak yüzeyden sökülüp kalkmadığı aksine yüzeyde varlığını sürdürdüğü belirlendi [82]. Bu analizler AFM ölçümlerinin yanında SEM ile desteklendi.

Yüzeyde oluşan bu damlacık sistemlerin optik sinyale nasıl bir etkisi olduğunu belirlemek, malzemenin bant aralığı enerjisi hakkında bilgi almak ve aynı zamanda yapı içerisindeki kusurların enerjilerinin belirlenmesi amacıyla sıcaklığa bağlı fotoluminesans ölçümleri gerçekleştirildi. Yapılan ölçümlerden PL pik enerjilerinin literatürdeki çalışmalara benzer olarak kırmızıya kayma olduğu gözlemlendi. Ancak kayma miktarının literatürdeki değerlere nispeten küçük olduğu belirlendi. Özellikle ısıtılma işlemi birlikte optik şiddetin arttığını ve yapı içerisindeki kusurlardan da kurtulduğunu gösteren birçok çalışma mevcutken bu çalışma da ısıtılma işlemi ile yapıdaki kusurların ortadan kalkmadığı aksine alan ve boyutta büyüyerek yapı üzerinde varlığını devam ettirdiğini gösterdi. Ayrıca 850°C'deki enerjideki büyük fark yapının ısıtılma işlemi ile kalitesinin bozulduğunu göstermiştir.

Isıl işlem ile yapı üzerinde istenmeyen bu damlacık sisteminin kaldırılması sağlanamayınca, hem yüzeydeki bu oluşum mekanizmalarının belirlemek hem de optik sinyali arttırmak amacıyla örnekler bir dizi toplamda 4 süreci kapsayacak şekilde kimyasal aşındırma işlemi uygulandı. Bu aşındırma işleminde yüzey üzerinde Ga-Bi damlacık sisteminin oluştuğunu bir başka deyişle metalik faz ayrımını göstermek amacıyla EFM ölçümleri gerçekleştirildi. EFM ölçümleri sonucunda yüzeyde hem Ga-Bi damlacık sisteminin oluştuğu he yapı içerisine Bi'un dahil olamadığı ve büyütme koşullarından dolayı sadece yüzey üzerinde kümелendiği ortaya koyuldu.

Yapılan kimyasal işlem sonucunda yapı üzerinde birer saçılma merkezi gibi davranan bu damlacık sisteminin etkileri aza indirildiğini göstermek buna bağlı olarak optik şiddetinin arttığını göstermek amacıyla oda sıcaklığında fotoluminesans ölçümleri gerçekleştirildi.

Yapılan optik ölçümlerin sonucunda EFM analizleri ile tutarlı şekilde fotoışına genel davranışa uygun olarak arttığı belirlendi.

%1.8 ve %3.75 Bi içeren örnekler için iletkenlik bandı içerisinde verilen örnek sırasıyla 2 ve 3 tane altbant bulunmuştur. Hesaplanan etkin bant aralığı bu geçişler e1-hh1 geçişleri olup gözlenen PL pik enerjisi ile aynı eşleşmektedir. %1.8 Bi içeren yapıda 1.22eV'a ve %3.75 Bi içeren yapıda 1.08 eV'a kaydığı gözlenmiştir. PL spektrumları düşük enerji kuyruğu olan asimetric değişim sergilemiştir. PL spektrumunun bu asimetric yapısı valans bandı üzerinde Bi ile ilişkili lokalize seviyelerin varlığı ile açıklanmıştır.

Sırasıyla %1.55 (p tipi) ile %1.66 ve %1 (n tipi) Bi oranı içeren katkılı GaAsBi alaşımların mobilitelerini, taşıyıcı yoğunluğunu belirlemek için sıcaklığa bağlı Hall olayı ölçümü gerçekleştirildi. İncelenen olan örneklerin her birinin fabrikasyonu gerçekleştirildi ancak p tipi ve %1 Bi içeren n tipi örneğin $G\Omega$ mertebelerinde dirence sahip olmalarından dolayı sadece %1.66 Bi içeren örnek Hall olayı kapsamında incelendi.

Yapılan ölçümler 77K-300K aralığında gerçekleştirildi ve 200K'den sonra artan sıcaklıkla beraber taşıyıcı yoğunluğunun arttığı görülmektedir. 77K-300K aralığında gerçekleştirilen ölçümlerde 300K'deki elektronun Hall mobilitesi $322 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ iken 77K'deki mobilite değeri ise $310 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ olarak bulunmuştur. Taşıyıcı konsantrasyonun değeri ise 300K'de 6.403×10^{17} iken 77K'de elde edilen taşıyıcı yoğunluğu ise $6.592 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ değerinde olduğu belirlendi.

Gelecekte GaAsBi epitabaka yapıların büyüme koşullarının olgunlaşmasıyla yüzeylerinin üzerinde meydana gelen damlacık sistemlerinin oluşumunun engellenmesi mümkün olabilir. Ayrıca bu kusurların yapıdaki varlığı DLTS ölçüm tekniği ile belirlenebilir ve ilerleyen çalışmalarda bu kusurlar elektron ışınlama tekniği kullanılarak ortadan kaldırılması mümkün olabilir.



KAYNAKLAR

- [1]. Lu, X., Beaton, D. A., Lewis, R. B., Tiedje, T., and Whitwick, M. B., 2008, Effect of molecular beam epitaxy growth conditions on the Bi content of $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$, *Appl. Phys. Lett.* 92 (19), 192110.
- [2]. Lewis, R. B., Masnadi-Shirazi, M., and Tiedje, T., 2012, Growth of high Bi concentration $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ by molecular beam epitaxy, *Appl. Phys. Lett.* 101 (8), 82112.
- [3]. Erol, A., editor, 2008, *Dilute III-V Nitride Semiconductors and Material Systems*, Berlin, Heidelberg, Springer Berlin Heidelberg, ISBN: 978-3-540-74528-0.
- [4]. Mohmad, a. R., Bastiman, F., Hunter, C. J., Richards, R., Sweeney, S. J., Ng, J. S., and David, J. P. R., 2012, Effects of rapid thermal annealing on $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alloys, *Appl. Phys. Lett.* 101 (1), 12106.
- [5]. Young, D. L., Geisz, J. F., and Coutts, T. J., 2003, Nitrogen-induced decrease of the electron effective mass in $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$ thin films measured by thermomagnetic transport phenomena, *Appl. Phys. Lett.* American Institute of Physics. 82 (8), 1236–1238.
- [6]. Kini, R. N., and Mascarenhas, A., 2013, Effect of Bismuth Alloying on the Transport Properties of the Dilute Bismide Alloy, $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$, Springer New York. p. 181–200.
- [7]. Kini, R. N., Ptak, a. J., Fluegel, B., France, R., Reedy, R. C., and Mascarenhas, a., 2011, Effect of Bi alloying on the hole transport in the dilute bismide alloy $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$, *Phys. Rev. B.* 83 (7), 75307.
- [8]. Nejad, M., 2015, *Optical and Electronic Properties of GaAsBi Alloys for Device Applications*, Thesis (PhD), University of British Columbia
- [9]. Nejad, M. M. S., 2015, Optical and Electronic Properties of GaAsBi Alloys for Device Applications, (August), 1–129.
- [10]. Francoeur, S., Tixier, S., Young, E., Tiedje, T., and Mascarenhas, A., 2008, Bi isoelectronic impurities in GaAs, *Phys. Rev. B - Condens. Matter Mater. Phys.* 77 (8), 1–5.
- [11]. Batool, Z., Hild, K., Hosea, T. J. C., Lu, X., Tiedje, T., and Sweeney, S. J., 2012, The electronic band structure of GaBiAs/GaAs layers: Influence of strain and band anti-crossing, *J. Appl. Phys.* 111 (11), 2–8.

- [12]. Alberi, K., Wu, J., Walukiewicz, W., Yu, K. M., Dubon, O. D., Watkins, S. P., Wang, C. X., Liu, X., Cho, Y. J., and Furdyna, J., 2007, Valence-band anticrossing in mismatched III-V semiconductor alloys, *Phys. Rev. B - Condens. Matter Mater. Phys.* 75 (4), 1–6.
- [13]. Caro Bayo, M. Á., 2013, *Theory of elasticity and electric polarization effects in the group-III nitrides*, Thesis(PhD), University College Cork.
- [14]. Adachi, S., 1985, GaAs, AlAs, and AlGaAs: Material parameters for use in research and device applications, *J. Appl. Phys.* 58 .
- [15]. Vechten V., J.A. and Bergstresser, T. K., 1970, Electronic structures of semiconductor alloys, *Phys. Rev. B.* 1 (3351).
- [16]. Arif Khan, Nicole Nelson, James A. Griffin, David J. Smith, Todd Steiner, S., and NoorMohammed, 2004, Solid State Electronics, *Solid State Electron.* 48 .
- [17]. Buyanova, I. and C. W. M., 2004, *Physics and Application of Dilute Nitrides*, CRC Press, ISBN: 9781591690191.
- [18]. Panish, H. C. C. J. and M. B., 1978, *Heterostructure lasers*; Part B, Academic Press.
- [19]. K. Takeuchi, T. Miyamoto, T. Kageyama, F. K. and K. I., 1998, Chemical beam epitaxy growth and characterization of GaNAs/GaAs, *Jpn. J. Appl. Phys.* 37 (1603).
- [20]. Wu, J., Shan, W. and Walukiewicz, W., 2002, Band anticrossing in highly mismatched III–V semiconductor alloys, *Semicond. Sci. Technol.* 860 (17).
- [21]. Yuen, H. B., 2006, Growth and characterization of dilute nitride antimonides for long-wavelength optoelectronics, Thesis (PhD)Stanford University.
- [22]. Shan, W., Yu, K. M., Walukiewicz, W., Wu, J., Ager, J. W., and Haller, E. E., 2004, Band anticrossing in dilute nitrides, *J. Phys. Condens. Matter.* IOP Publishing. 16 (31), S3355–S3372.
- [23]. Kudrawiec, R., 2007, Alloying of $\text{Ga}_x\text{N}_{1-x}\text{As}_1$ with $\text{In}_x\text{N}_{1-x}\text{As}_1$: A simple formula for the band gap parametrization of $\text{Ga}_{1-y}\text{In}_y\text{N}_x\text{As}_{1-x}$ alloys, *J. Appl. Phys.* American Institute of Physics. 101 (2), 23522.
- [24]. Potter, R. J., and Balkan, N., 2004, Optical properties of GaNAs and GaInAsN quantum wells, *J. Phys. Condens. Matter.* IOP Publishing. 16 (31), S3387–S3412.
- [25]. Bertulis, K., Krotkus, A., Aleksejenko, G., Pačebutas, V., Adomavičius, R., Molis, G., and Marcinkevičius, S., 2006, GaBiAs: A material for optoelectronic terahertz devices, *Appl. Phys. Lett.* 88 (20), 201112.
- [26]. Lewis, R. B., 2006, $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ Light Emitting Diodes: A New Long Wavelength Semiconductor Light Source, Thesis (PhD), The University of British Columbia.

- [27]. Tominaga, Y., Kinoshita, Y., Oe, K., and Yoshimoto, M., 2008, Structural investigation of $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ /GaAs multiquantum wells, *Appl. Phys. Lett.* 93 (13), 1–4.
- [28]. Joukoff, B., and Jean-Louis, A. M., 1972, Growth of $\text{InSb}_{1-x}\text{Bi}_x$ single crystals by Czochralski method, *J. Cryst. Growth.* 12 (2), 169–172.
- [29]. Lee, J. J., Kim, J. D., and Razeghi, M., 1998, Growth and characterization of InSbBi for long wavelength infrared photodetectors, *Appl. Phys. Lett.* American Institute of Physics. 70 (24).
- [30]. Noreika, A. J., Takei, W. J., Francombe, M. H., and Wood, C. E. C., 1982, Indium antimonide- bismuth compositions grown by molecular beam epitaxy, *J. Appl. Phys.* American Institute of Physics. 53 (7), 4932–4937.
- [31]. Fang, Z. M., Ma, K. Y., Cohen, R. M., and Stringfellow, G. B., 1990, Photoluminescence of InAsBi and InAsSbBi grown by organometallic vapor phase epitaxy, *J. Appl. Phys.* American Institute of Physics. 68 (3), 1187–1191.
- [32]. Oe, K., and Okamoto, H., 1998, New Semiconductor Alloy $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ Grown by Metal Organic Vapor Phase Epitaxy, *Jpn. J. Appl. Phys.* IOP Publishing. 37 (Part 2, No. 11A), L1283–L1285.
- [33]. Tixier, S., Adamcyk, M., Tiedje, T., Francoeur, S., Mascarenhas, A., Wei, P., and Schiettekatte, F., 2003, Molecular beam epitaxy growth of $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$, *Appl. Phys. Lett.* 82 (14), 2245–2247.
- [34]. Yoshimoto, M., Murata, S., Chayahara, A., Horino, Y., Saraie, J., and Oe, K., 2003, Metastable GaAsBi Alloy Grown by Molecular Beam Epitaxy, *Jpn. J. Appl. Phys.* IOP Publishing. 42 (Part 2, No. 10B), L1235–L1237.
- [35]. Pačebutas, V., Bertulis, K., Aleksejenko, G., and Krotkus, A., 2009, Molecular-beam-epitaxy grown GaBiAs for terahertz optoelectronic applications, *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* 20 (SUPPL. 1), 363–366.
- [36]. Henini, M., *Molecular Beam Epitaxy From research to mass production*, ISBN: 9780123878397.
- [37]. Francoeur, S., Seong, M. J., Mascarenhas, A., Tixier, S., Adamcyk, M., and Tiedje, T., 2003, Band gap of GaAsBi , *Appl. Phys. Lett.* 82 (22), 3874.
- [38]. Moon, R. L., Antypas, G. A., and James, L. W., 1974, Bandgap and lattice constant of GaInAsP as a function of alloy composition, *J. Electron. Mater.* Springer-Verlag. 3 (3), 635–644.

- [39]. Liu, G., Chuang, S. L., and Park, S. H., 2000, Optical gain of strained GaAsSb/GaAs quantum-well lasers: A self-consistent approach, *J. Appl. Phys.* American Institute of Physics. 88 (10).
- [40]. Tisch, U., Finkman, E., and Salzman, J., 2002, The anomalous bandgap bowing in GaAsN, *Appl. Phys. Lett.* American Institute of Physics. 81 (3), 463–465.
- [41]. Lu, X., Beaton, D. a., Lewis, R. B., Tiedje, T., and Zhang, Y., 2009, Composition dependence of photoluminescence of GaAs_{1-x}Bi_x alloys, *Appl. Phys. Lett.* 95 (2009), 41903.
- [42]. Janotti, a., Wei, S. H., and Zhang, S., 2002, Theoretical study of the effects of isovalent coalloing of Bi and N in GaAs, *Phys. Rev. B.* 65 (11), 14–18.
- [43]. Shan, W., Walukiewicz, W., Ager, J., Haller, E., Geisz, J., Friedman, D., Olson, J., and Kurtz, S., 1999, Band Anticrossing in GaInNAs Alloys, *Phys. Rev. Lett.* 82 (6), 1221–1224.
- [44]. Broderick, C. a, Usman, M., Sweeney, S. J., and O'Reilly, E. P., 2012, Band engineering in dilute nitride and bismide semiconductor lasers, *Semicond. Sci. Technol.* 27 (9), 94011.
- [45]. Fluegel, B., Kini, R. N., Ptak, A. J., Beaton, D., Alberi, K., and Mascarenhas, A., 2011, Shubnikov-de Haas measurement of electron effective mass in GaAs 1-xBi_x, *Appl. Phys. Lett.* 99 (16), 22–25.
- [46]. Lewis, R. B., 2014, Molecular Beam Epitaxy Growth Technology and Properties of GaAsBi Alloys, PhD Thesis, University of British Columbia
- [47]. Tiedje, T., Young, E. C., and Mascarenhas, A., 2008, Growth and properties of the dilute bismide semiconductor GaAs_{1-x}Bi_x a complementary alloy to the dilute nitrides, *Int. J. Nanotechnol.* 5 (9/10/11/12), 963.
- [48]. Beaton, D. A., Lewis, R. B., Masnadi-Shirazi, M., and Tiedje, T., 2010, Temperature dependence of hole mobility in GaAs_{1-x}Bi_x alloys, *J. Appl. Phys.* 108 (8), 83708.
- [49]. Baranowski, J. M., Liliental-We, Z., and ber, W.-F. Yau, and E. R. W., 1991, Evidence for superconductivity in low-temperature-grown GaAs, *Phys. Rev. Lett.* 66 (23), 3079–3082.
- [50]. Warren, A. C., Woodall, J. M., and Kirchner, P. D., 1992, Role of excess As in low-temperature-grown GaAs, *Phys. Rev. B.* 46 (8), 4617–4620.
- [51]. Liu, X., Prasad, A., Nishio, J., Weber, E. R., and Walukiewicz, W., 2001, Native point defects in low-temperature-grown GaAs, *Appl. Phys. Lett.* 67 (July 1995), 279–281.

- [52]. Chen, N. C., Wang, P. Y., and Chen, J. F., 1998, Role of 0.66eV dominant trap in annealed low temperature grown molecular beam epitaxial GaAs, *J. Appl. Phys.* 83 (3), 1403.
- [53]. Look, D. C., Fang, Z. Q., Yamamoto, H., Sizelove, J. R., Mier, M. G., and Stutz, C. E., 1994, Deep traps in molecular beam epitaxial GaAs grown at low temperatures, *J. Appl. Phys.* 76 (2), 1029.
- [54]. Look, Z. Q. F. and D. C., 1993, Beam epitaxial GaAs grown at low temperatures, *J. Electron. Mater.* 22 (12).
- [55]. Look, D. C., 1993, Molecular beam epitaxial GaAs grown at low temperatures, *Thin Solid Films.* 231 , 61–73.
- [56]. Arlauskas, A., Svidovsky, P., Bertulis, K., Adomavičius, R., and Krotkus, A., 2012, GaAsBi photoconductive terahertz detector sensitivity at long excitation wavelengths, *Appl. Phys. Express.* 5 (2), 22601.
- [57]. Němec, H., Pashkin, a., Kužel, P., Khazan, M., Schnüll, S., and Wilke, I., 2001, Carrier dynamics in low-temperature grown GaAs studied by terahertz emission spectroscopy, *J. Appl. Phys.* 90 (3), 1303.
- [58]. Zhang, J., Hong, Y., Braunstein, S. L., and Shore, K. A., 2004, Terahertz pulse generation and detection with LT-GaAs photoconductive antenna, *IEE. Proc. Optoelectron. Proc.* 151 (2), 4–7.
- [59]. Jiang, Z., Beaton, D. a, Lewis, R. B., Basile, a F., Tiedje, T., and Mooney, P. M., 2011, Deep level defects in GaAs_{1-x} Bi_x/GaAs heterostructures, *Semicond. Sci. Technol.* 26 (5), 55020.
- [60]. Gregory, I., Tey, C., Cullis, a., Evans, M., Beere, H., and Farrer, I., 2006, Two-trap model for carrier lifetime and resistivity behavior in partially annealed GaAs grown at low temperature, *Phys. Rev. B.* 73 (19), 195201.
- [61]. Gebauer, J., Krause-rehberg, R., and Eichler, S., 2001, Ga vacancies in low-temperature-grown GaAs identified by slow positrons, *Appl. Phys. Lett.* 71 (5), 638–640.
- [62]. Kunzer, M., Jost, W., Kaufmann, U., Hobgood, H. M., and N, R. T., 1993, Identification of the Bi_Ga, heteroantisite defect in GaAs:Bi, *Phys. Rev. B.* 48 (7), 4437.
- [63]. Ciatto, G., Alippi, P., A. Bonapasta, and Tiedje, T., 2011, How much room for Bi Ga heteroantisites in GaAs_{1-x} Bi_x, *Appl. Phys. Lett.* 99 , 141912.

- [64]. Li, D., Yang, M., Zhao, S., Cai, Y., Lu, Y., Bai, Z., and Feng, Y., 2012, First-principles study of the effect of Bi Ga heteroantisites in GaAs:Bi alloy, *Comput. Mater. Sci.* Elsevier B.V. 63 , 178–181.
- [65]. Beaton, D. A., Lewis, R. B., Masnadi-Shirazi, M., and Tiedje, T., 2010, Temperature dependence of hole mobility in GaAsBi alloys, *J. Appl. Phys.* 108 , 83708.
- [66]. Huber, P., Shpyrko, O. G., Pershan, P. S., Ocko, B. M., DiMasi, E., and Deutsch, M., 2002, Tetra Point Wetting at the Free Surface of Liquid Ga-Bi, *Phys. Rev. Lett.* 89 (3), 35502.
- [67]. Imhof, S., Thränhardt, A., Chernikov, A., Koch, M., Köster, N. S., Kolata, K., Chatterjee, S., Koch, S. W., Lu, X., Johnson, S. R., Beaton, D. a., Tiedje, T., and Rubel, O., 2010, Clustering effects in Ga(AsBi), *Appl. Phys. Lett.* 96 (13), 131115.
- [68]. Imhof, S., Wagner, C., Chernikov, A., Koch, M., Kolata, K., Köster, N. S., Chatterjee, S., Koch, S. W., Lu, X., Johnson, S. R., Beaton, D. A., Tiedje, T., Rubel, O., and Thränhardt, A., 2011, Evidence of two disorder scales in Ga(AsBi), *Phys. Status Solidi Basic Res.* 248 (4), 851–854.
- [69]. Čechavičius, B., Adomavicius, R., Koroliou, A., and Krotkus, A., 2011, Thermal annealing effect on photoexcited carrier dynamics in GaBiAs, *Semicond. Sci. Technol.* 26 , 85033.
- [70]. Kudrawiec, R., Kopaczek, J., Sitarek, P., Misiewicz, J., Henini, M., and Novikov, S. V., 2012, Unusual broadening of E0 and E0 + Δ SO transitions in GaAsBi studied by electromodulation spectroscopy, *J. Appl. Phys.* 111 (6), 66103.
- [71]. Kudrawiec, R., Syperek, M., Poloczek, P., Misiewicz, J., Mari, R. H., Shafi, M., Henini, M., Gobato, Y. G., Novikov, S. V., Ibáñez, J., Schmidbauer, M., and Molina, S. I., 2009, Carrier localization in GaBiAs probed by photomodulated transmittance and photoluminescence, *J. Appl. Phys.* 106 (2), 23518.
- [72]. Pettinari, G., Patane, A., Polimeni, A., Capizzi, M., Lu, X., and Tiedje, T., 2012, Bi-induced p-type conductivity in nominally undoped GaAsBi, *Appl. Phys. Lett.* 100 , 92109.
- [73]. Zhang, Y., and Mascarenhas, A., 2005, Similar and dissimilar aspects of III-V semiconductors containing Bi versus N, *Phys. Rev. B.* 71 , 155201.
- [74]. Mazur, Y. I., Dorogan, V. G., Benamara, M., Ware, M. E., Schmidbauer, M., Tarasov, G. G., Johnson, S. R., Lu, X., Yu, S. Q., Tiedje, T., and Salamo, G. J., 2013, Effects of spatial confinement and layer disorder in photoluminescence of GaAs_{1-x} Bi_x /GaAs heterostructures, *J. Phys. D. Appl. Phys.* 46 (6), 65306.

- [75]. Imhof, S., Thränhardt, A., Chernikov, A., Koch, M., Köster, N. S., Kolata, K., Chatterjee, S., Koch, S. W., Lu, X., Johnson, S. R., Beaton, D. A., Tiedje, T., and Rubel, O., 2010, Clustering effects in Ga(AsBi), *Appl. Phys. Lett.* 96 (13), 2010–2013.
- [76]. Varshni, Y. P., 1967, Temperature dependence of the energy gap in semiconductors, *Physica*. p. 149–154.
- [77]. Yoshimoto, M., Itoh, M., Tominaga, Y., and Oe, K., 2013, Quantitative estimation of density of Bi-induced localized states in GaAs_{1-x}Bi_x grown by molecular beam epitaxy, *J. Cryst. Growth*. 378 , 73–76.
- [78]. Yoshimoto, M., Feng, G., and Oe, K., 2007, Annealing effects of diluted GaAs nitride and bismide on photoluminescence, *ECS Trans.* 6 (2), 45.
- [79]. Munoz, M., Lu, H., Guo, S., Zhou, X., Tamargo, M. C., Pollak, F. H., Huang, Y. S., and Rodríguez, A. H., 2004, Contactless electroreflectance studies of II – VI nanostructures grown by molecular beam epitaxy, *Phys. Status Solidi*. 549 (3), 546–549.
- [80]. Mohmad, A. R., Bastiman, F., Hunter, C. J., Richards, R., Sweeney, S. J., Ng, J. S., and David, J. P. R., 2012, Effects of rapid thermal annealing on GaAs_{1-x}Bi_x alloys, *Appl. Phys. Lett.* 101 (1), 12106.
- [81]. Rodrigo, J. F., Sales, D. L., Shafi, M., Henini, M., Turyanska, L., Novikov, S., and Molina, S. I., 2010, Effect of annealing on the structural and optical properties of (311) GaAsBi layers, *Appl. Surf. Sci.* Elsevier B.V. 256 (18), 5688–5690.
- [82]. Moussa, I., Fitouri, H., Chine, Z., Rebey, A., and Jani, B. El, 2008, Effect of thermal annealing on structural and optical properties of the GaAsBi alloy, *Semicond. Sci. Technol.* 23 , 125034.
- [83]. Fitouri, H., Moussa, I., Rebey, A., and El Jani, B., 2007, Surface analysis of different oriented GaAs substrates annealed under bismuth flow, *J. Cryst. Growth*. 300 (2), 347–352.
- [84]. Chine, Z., Fitouri, H., Zaied, I., Rebey, a, and El Jani, B., 2010, Photoreflectance and photoluminescence study of annealing effects on GaAsBi layers grown by metalorganic vapor phase epitaxy, *Semicond. Sci. Technol.* 25 (6), 65009.
- [85]. Butkutė, R., Pačebutas, V., and Čechavičius, B., 2012, Thermal annealing effect on the properties of GaBiAs, *Phys. Status Solidi*. 1616 (7), 1614–1616.
- [86]. Sales, D. L., Guerrero, E., Rodrigo, J. F., Galindo, P. L., Yáñez, a., Shafí, M., Khatab, a., Mari, R. H., Henini, M., Novikov, S., Chisholm, M. F., and Molina, S. I., 2011, Distribution of bismuth atoms in epitaxial GaAsBi, *Appl. Phys. Lett.* 98 (10), 101902.

- [87]. Cooke, D. G., Hegmann, F. A., Young, E. C., and Tiedje, T., 2006, Electron mobility in dilute GaAs bismide and nitride alloys measured by time-resolved terahertz spectroscopy, *Appl. Phys. Lett.* 89 (12), 122103.
- [88]. Rode, D. L., 1975, Chapter 1 Low-Field Electron Transport, p. 1–89.
- [89]. Cooke, D. G., Hegmann, F. a., Young, E. C., and Tiedje, T., 2006, Electron mobility in dilute GaAs bismide and nitride alloys measured by time-resolved terahertz spectroscopy, *Appl. Phys. Lett.* 89 (12), 122103.
- [90]. Kini, R. N., Ptak, A. J., Fluegel, B., France, R., Reedy, R. C., and Mascarenhas, A., 2011, Effect of Bi alloying on the hole transport in the dilute bismide alloy GaAs_{1-x}Bi_x, *Phys. Rev. B - Condens. Matter Mater. Phys.* 83 (7), 75307.
- [91]. Nargelas, S., Jarašiusas, K., Bertulis, K., and Pačebutas, V., 2011, Hole diffusivity in GaAsBi alloys measured by a picosecond transient grating technique, *Appl. Phys. Lett.* 98 (8), 82115.
- [92]. Pettinari, G., Patanè, A., Polimeni, A., Capizzi, M., Lu, X., and Tiedje, T., 2012, Bi-induced p-type conductivity in nominally undoped Ga(AsBi), *Appl. Phys. Lett.* 100 (9), 92109.
- [93]. Lewis, R. B., 2014, Molecular Beam Epitaxy Growth Technology and Properties of GaAsBi Alloys, (April), 139.
- [94]. Kini R, M. A., 2013, Effect of Bismuth Alloying on the Transport Properties of the Dilute Bismide Alloy, GaAs(1-x)Bi(x), *Bismuth Contain. Compd.* Springer New York. p. 181–200.
- [95]. Moussa, I., Fitouri, H., Chine, Z., Rebey, a., and El Jani, B., 2008, Effect of thermal annealing on structural and optical properties of the GaAs 0.963 Bi 0.037 alloy, *Semicond. Sci. Technol.* 23 (12), 125034.
- [96]. Sterzer, E., Knaub, N., Ludewig, P., Straubinger, R., Beyer, A., and Volz, K., 2014, Investigation of the microstructure of metallic droplets on Ga(AsBi)/GaAs, *J. Cryst. Growth.* Elsevier. 408 , 71–77.
- [97]. Ludewig, P., 2014, Growth and characterization of dilute bismide GaAs based alloys for high efficiency infra red laser diodes, Thesis (PhD), University of British Columbia
- [98]. Ludewig, P., Bushell, Z.L., Nattermann, L., Knaub, N., Stolz, W., Volz, K., 2014, Growth of Ga (AsBi) on GaAs by continuous flow MOVPE, *Journal of Crystal Growth*, 396 95-99
- [99]. Chung, S. H., 2005, Gunn Laser, Thesis (PhD), University of Essex.

- [100]. Kirchner, P.D., Jackson, T. N., Pettit, G.D. and Woodall, J. M., 1985, Low-resistance nonalloyed ohmic contacts to Si-doped molecular beam epitaxial GaAs, *Appl. Phys. Lett.* 69 (27), 4197.
- [101]. Schroder, D. K., *Semiconductor Material And Device Characterization*, Third Edit., John Wiley & Sons, Newyork.
- [102]. Townsend, M. , Missous, S., 1997, Low resistance ohmic contacts to millimetre-wave graded gap gunn diode oscillators, *IEEE Trans. Electron Devices.* 237–242.
- [103]. Piotrowska, A. , Guivarc'h, A. and Pelous, G., 1983, Ohmic contacts to III–V compound semiconductors: A review of fabrication techniques, *Solid. State. Electron.* 26 (3), 179–197.
- [104]. Baca, A.G., Ren, F., Zolper, J.C. , Briggs, R.D., and Pearton, S. J., 1997, A survey of ohmic contacts to III-V compound semiconductors, *Solid. State. Electron.* 309 , 599–606.
- [105]. Mosfets, G., Lin, H. cheng, Senanayake, S., Cheng, K. yung, Hong, M., and Member, S., 2003, Optimization of AuGe – Ni – Au Ohmic Contacts for, 50 (4), 880–885.
- [106]. Binnig, G., Quate, C. F., and Gerber, C., 1986, Atomic Force Microscope, *Phys. Rev. Lett.* American Physical Society. 56 (9), 930–933.
- [107]. Oura, K., Katayama, M., Zotov, A. V., Lifshits, V. G., and Saranin, A. A., 2003, Surface Science : an Introduction, Springer Berlin Heidelberg, ISBN: 9783642056062.
- [108]. Schroder, D. K., 2006, *Semiconductor material and device characterization*, IEEE Press, ISBN: 0471739065.
- [109]. Hall, E. H., 1879, On a New Action of the Magnet on Electric Currents, *Am. J. Math.* 2 (3), 287.
- [110]. Mazzucato, S., Boonpeng, P., Carrère, H., Lagarde, D., Arnoult, a, Lacoste, G., Zhang, T., Balocchi, a, Amand, T., Marie, X., and Fontaine, C., 2013, Reduction of defect density by rapid thermal annealing in GaAsBi studied by time-resolved photoluminescence, *Semicond. Sci. Technol.* 28 , 22001.
- [111]. Vardar, G., Paleg, S. W., Warren, M. V., Kang, M., Jeon, S., and Goldman, R. S., 2013, Mechanisms of droplet formation and Bi incorporation during molecular beam epitaxy of GaAsBi, *Appl. Phys. Lett.* 102 (4), 42106.
- [112]. Essouda, Y., Fitouri, H., Boussaha, R., Elayech, N., Rebey, A., and Jani, B. El, 2015, Bismuth catalyzed growth of GaAsBi nanowires by metalorganic vapor phase epitaxy, *Mater. Lett.* 152 , 298–301.

- [113]. Baranovskii, S., Eichmann, R., and Thomas, P., 1998, Temperature-dependent exciton luminescence in quantum wells by computer simulation, *Phys. Rev. B. Aps.* 58 (19), 13081–13087.
- [114]. Donmez, O., Kara, K., Erol, A., Akalin, E., Makhoulfi, H., Arnoult, A., and Fontaine, C., 2016, Thermal annealing effects on optical and structural properties of GaBiAs epilayers: Origin of the thermal annealing-induced redshift in GaBiAs, *J. Alloys Compd.* Elsevier Ltd. 686 , 976–981.
- [115]. Puustinen, J., Schramm, a, Laukkanen, P., and Juhola, L., 2012, The influence of annealing on the properties of GaAsBi grown at different temperatures, Optoelectronic Research Center
- [116]. Lu, X., Beaton, D. A., Lewis, R. B., Tiedje, T., and Zhang, Y., 2009, Composition dependence of photoluminescence of $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ alloys, *Appl. Phys. Lett.* American Institute of Physics. 95 (4), 41903.
- [117]. Erucar, T., Nutku, F., Donmez, O., and Erol, A., 2017, Electronic bandstructure of semiconductor dilute bismide structures, *AIP Conf. Proc.* 1815 .
- [118]. Zanoni, E., Vendrame, L., Pavan, P., Manfredi, M., Bigliardi, S., Malik, R., and Canali, C., 1993, Hot-electron electroluminescence in AlGaAs/GaAs heterojunction bipolar transistors, *Appl. Phys. Lett.* 62 (4), 402.
- [119]. Jacoboni, Carlo; Lugli, P., 1989, *The Monte Carlo Method for Semiconductor Device Simulation*, ISBN: 9783709174531.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler	
Adı Soyadı	Tülin ERUÇAR
Doğum Yeri	FATİH
Doğum Tarihi	04.07.1991
Uyruğu	☒ T.C. ☐ Diğer:
Telefon	0543 934 57 55
E-Posta Adresi	erucart@gmail.com
Web Adresi	www.nano-optoelectronics.org



Eğitim Bilgileri	
Lisans	
Üniversite	İstanbul Üniversitesi
Fakülte	Fen Fakültesi
Bölümü	Fizik Bölümü
Mezuniyet Yılı	28.06.2013

Yüksek Lisans	
Üniversite	İstanbul Üniversitesi
Enstitü Adı	Fen Bilimleri Enstitüsü
Anabilim Dalı	Fizik Anabilim Dalı
Programı	Katıhal Fiziği
Mezuniyet Tarihi	30.06.2017

Makale ve Bildiriler
Erucar, T., Nutku, F., Donmez, O. and Erol, A., 2017, "Electronic bandstructure of semiconductor dilute bismide structures", AIP Conf. Proc., 1815
Erucar, T., Donmez, O., Kara, K., Kuruoglu, F., Erol, A. and Science, F.O., 2016, "Structural and Optical Investigation of Annealing Effects on GaBiAs Alloys", (September), 32nd Turkish Physics Society 32nd International Physics Congress, Turkey, Oral Presentation
Erucar, T., Kara, K., Donmez, O., Erol, A., Arnoult, A. And Fontaine, C., 2017, "Influence of chemical process on structural and optical properties of as-grown and thermal annealed GaAsBi alloys", 8th International Workshop on Bismuth-Containing Semiconductors, 23-26 July 2017, Margburg, Germany, Poster Presentation