

**YARIİLETKEN İNCE FİLMLEİN X-IŞINI KİRİNİMİ İLE KUSUR  
ANALİZİ**

**Beyza SARIKAVAK**

**DOKTORA TEZİ  
FİZİK**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**EYLÜL 2010  
ANKARA**

Beyza SARIKAVAK tarafından hazırlanan YARIİLETKEN İNCE FİLMLEİN X-İŞİNİ KİRİNİMİ İLE KUSUR ANALİZİ adlı bu tezin Doktora tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

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

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

Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK .....  
Fizik Anabilim Dalı, G. Ü.

Prof. Dr. Ekmel ÖZBAY .....  
Fizik Anabilim Dalı, B. Ü.

Prof. Dr. Mehmet ÇAKMAK .....  
Fizik Anabilim Dalı, G. Ü.

Prof. Dr. Tülay SERİN .....  
Fizik Mühendisliği Anabilim Dalı, Ankara Üniversitesi

Doç. Dr. Şemsettin ALTINDAL .....  
Fizik Anabilim Dalı, G. Ü.

Tarih: 21 / 09 / 2010

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

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

## **TEZ BİLDİRİMİ**

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

Beyza SARIKAVAK

# YARIİLETKEN İNCE FİLMLEİN X-IŞINI KIRINIMI İLE KUSUR ANALİZİ

(Doktora Tezi)

Beyza SARIKAVAK

GAZİ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Eylül 2010

## ÖZET

Bu çalışmada, Moleküler Demet Epitaksi (MBE) ile büyütülen InGaAs/GaAs ve AlGaAs/GaAs yapılarının yüksek çözünürlüklü X-ışınları difraksiyonu kullanılarak yapısal özellikleri incelendi. InGaAs/GaAs yapısı 50 - 775°C ; AlGaAs/GaAs ise 400 - 775°C sıcaklık aralığında hızlı tavlama (RTA) sistemi kullanılarak tavlandı. Yüksek sıcaklıklarda gevşeme mekanizmasının oluştuğunu ve bunun sonucu olarak da interdifüzyon ve göç işlemlerinin gerçekleştiği görüldü. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak herbir numunede detaylı kusur analizi yapıldı. Bu bağlamda paralel (düzlem içi) ve dik (düzlem dışı) gerinmeler, misfit, örgü parametrelerinin sıcaklığa bağlı değişimleri, alaşım oranı, tilt açıları ve dislokasyon hesaplamaları herbir tavlama sıcaklığı için her iki yapı için de belirlendi. Sonuç olarak, (224) asimetrik pikinin simetrik piklere nazaran termal işlemde fazlasıyla etkilendiği gözlemlendi. Homojen olmayan gerinim dağılımı artan tavlama sıcaklığı ile gevşemeye neden olmaktadır. Uygulanan analiz yöntemi ile In atomlarının ve Al atomlarının büyüme doğrultusunda göç ettikleri gözlemlendi. Bunun yanında tavlama sıcaklığının artmasıyla arayüzeylerde ve numunelerin yapısal özelliklerinde bozulmalar olduğu görüldü.

**Ölçümler yüksek çözünürlükteki X-ışınları kırınımı (HR-XRD), spektroskopik elipsometri, optik mikroskop kullanarak yapılmıştır.**

**Bilim Kodu : 202.1.147**  
**Anahtar Kelimeler : AlGaAs/GaAs, InGaAs/GaAs, kusur yapısı, interdifüzyon, tavlama, HR-XRD, elipsometri, MBE.**  
**Sayfa Adedi : 108**  
**Tez Yöneticisi : Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK**

**DEFECT ANALYSIS OF SEMICONDUCTOR THIN FILMS BY  
X-RAY DIFFRACTION**

**(Ph.D. Thesis)**

**Beyza SARIKAVAK**

**GAZI UNIVERSITY**

**INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

**September 2010**

**ABSTRACT**

**In this work we have studied structural properties of InGaAs/GaAs and AlGaAs/GaAs samples, prepared by Molecular Beam Epitaxy (MBE), using high resolution X-ray diffractometer (HRXRD). Increasing strain relaxation and defect generations are observed with the increasing Rapid Thermal Annealing (RTA) temperature up to 775 °C. For InGaAs/GaAs all measurements had done the temperature range of 50 to 775 °C and also for AlGaAs/GaAs all calculations had done the temperature range of 400 to 775 °C. The higher temperatures bring out relaxation mechanisms; interdiffusion and favored migration. The defect structure and the defects which are observed with the increasing annealing temperature were analyzed. Firstly, the in-plane and out-of-plane strains after the annealing of sample were found. Secondly, the structural defect properties such as the parallel strain, perpendicular strain, misfit, tilt angles and dislocation that are obtained from X-ray diffraction (XRD) analysis were carried out at every temperature. Also lattice parameters for all annealing temperatures and x composition were determined. As a result, we observed that the asymmetric peaks especially in asymmetric (224) plane was affected more than symmetric planes. These structural properties exhibit different unfavorable behaviors for every reflection direction at the increasing temperatures. The reason is the relaxation which is caused by spatially**

**inhomogeneous strain distribution with the increasing annealing temperature. In the InGaAs superlattice samples, this process enhances preferential migration of In atoms along the growth direction. For AlGaAs Al atoms migrated along the growth direction. Further increase in the annealing temperature leads to the deterioration of the abrupt interfaces in the sample and degradation in its structural properties. Measurements have done by High Resolution X-Ray Diffraction, ellipsometry and optical microscope.**

**Science Code : 202.1.147**

**Key Words : AlGaAs/GaAs, InGaAs/GaAs, defect analyse,  
interdiffusion, annealing, HR-XRD, ellipsometry, MBE.**

**Page Number: 108**

**Advisor : Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK**

## TEŞEKKÜR

Çalıőmalarım boyunca değerli katkılarıyla beni yönlendiren ve her safhasında bilgisine başvurduğum Sayın Hocam Prof. Dr. Süleyman ÖZÇELİK' e teşekkürü bir borç bilirim. Yine bu çalışmanın her aşamasında beni yönlendiren hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Mustafa Kemal ÖZTÜRK'e şükranlarımı sunarım. Ayrıca maddi ve manevi destekleriyle beni hiçbir zaman yalnız bırakmayan babam Kazım SARIKAVAK'a, annem Satı SARIKAVAK'a ve kardeşim Yasin SARIKAVAK' a teşekkür ederim. Ayrıca Sayın Yrd. Doç. Dr. Sefer Bora LİŐESİVDİN' e verdiği desteklerinden dolayı teşekkür ederim.

## İÇİNDEKİLER

	<b>Sayfa</b>
ÖZET .....	iv
ABSTRACT .....	vi
TEŞEKKÜR .....	viii
İÇİNDEKİLER .....	ix
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	xii
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xiii
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR .....	xviii
1. GİRİŞ .....	1
2. YARIİLETKENLERDE GÖZLENEN KUSUR YAPILARININ OLUŞMASI .....	4
2.1. Atomik Bağlanma .....	4
2.2. Katıların Yapısı .....	8
2.2.1. Amorf katılar .....	8
2.2.2. Kristal katılar ve kristal yapısı .....	9
2.2.3. Birim örgü hücresi .....	10
2.2.4. Temel metalik kristal yapılar .....	10
2.2.5. Mükemmel kristal yapılar .....	13
2.2.6. InGaAs ve AlGaAs yarıiletkenlerin özellikleri ve yapısı .....	17
2.3. Katılaşma .....	21
2.3.1 Dendritler .....	22
2.3.2 Büzülme .....	23

**Sayfa**

2.4. Kristal Kusurlar.....	23
2.4.1. Nokta kusurlar .....	24
2.4.2. Çizgisel kusurlar (Dislokasyonlar) .....	26
2.4.3. Örgü uyumsuzluğu ve misfit.....	31
2.4.4. Çizgisel kusur yoğunluğu .....	32
2.4.5. Polikristallerde tanecik sınırları.....	33
2.4.6. Hacimsel kusurlar .....	33
2.4.7. Elastik/ Plastik bozulma.....	34
2.4.8. Stres ve gerinim.....	36
2.4.9. Difüzyon .....	37
2.5. III-V Grubu Yarıiletkenlerde Kusurlar.....	38
2.5.1. GaAs temelli yapılardaki kusurlar.....	39
2.5.2. AlGaAs/GaAs yapısında As çökelti oluşması ve Al-Ga interdifüzyonu .....	42
2.5.3. InGaAs/GaAs yapısında In-Ga interdifüzyonu .....	42
3. KULLANILAN YÖNTEMLER VE DENEYSEL SİSTEMLER.....	43
3.1. Moleküler Demet Epitaksi Kristal Büyütme Yöntemi.....	43
3.1.1. InGaAs/GaAs süperörgü yapısının büyütülmesi.....	46
3.1.2. AlGaAs/GaAs yapısının büyütülmesi .....	47
3.2 Yüksek Çözünürlüklü X-Işınları Difraksiyonu (HR – XRD).....	48
3.2.1. Difraktometrenin dizayını .....	51
3.2.2. Goniometre.....	51
3.2.3. Difraktometrenin ayarlanması.....	52

	<b>Sayfa</b>
3.2.4. Monokromatör.....	52
3.2.5. Yüksek Çözünürlüklü X- Işınlari Difraksiyonu Hesaplamalarında Kullanılan Bazı Nicelikler .....	53
3.3. Hızlı Tavlama.....	55
3.4. Optik Mikroskop .....	56
3.5. Spektroskopik Elipsometri .....	57
4. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	61
4.1. Hızlı Tavlama İşlemi .....	61
4.2. Yüksek Çözünürlüklü X-Işınlari Kırınımı Sonuçları .....	61
4.2.1. InGaAs/GaAs numunesinin X-Işınlari kırınımı yoluyla kusur analizi sonuçları.....	61
4.2.2. AlGaAs/GaAs yapısının X-Işınlari kırınımı yoluyla kusur analizi sonuçları.....	74
4.3. Optik Mikroskop ile Karakterizasyon Sonuçları .....	79
4.3.1. InGaAs/GaAs ve AlGaAs/GaAs numunelerinin optik mikroskop yoluyla hızlı tavlama sonrasında meydana gelen değişiminin incelenmesi .....	79
4.4. InGaAs/GaAs ve AlGaAs/GaAs Yapılarının Spektroskopik Elipsometri Sonuçları.....	82
5. SONUÇ VE ÖNERİLER .....	93
KAYNAKLAR.....	95
ÖZGEÇMİŞ.....	108

**ÇİZELGELERİN LİSTESİ**

<b>Çizelge</b>	<b>Sayfa</b>
Çizelge 2.1. AlGaAs ve InGaAs için kırılma indekslerinin farklı x bileşim oranlarında değerleri.....	18
Çizelge 2.2. GaAs için sıcaklığa bağlı kırılma indekslerinin değişim değerleri.....	19
Çizelge 2.3. GaInAs yapısına ait bazı temel değerler.....	20
Çizelge 2.4. AlGaAs yapısına ait bazı temel değerler.....	20
Çizelge 4.1. InGaAs için farklı tavlama sıcaklıklarında aşındırmadan önce (A.Ö.) ve aşındırmadan sonra (A.S.) $E_1$ , $E_1+\Delta_1$ ve $E_2$ değerleri.....	89
Çizelge 4.2. AlGaAs için farklı tavlama sıcaklıklarında aşındırmadan önce (A.Ö.) ve aşındırmadan sonra (A.S.) $E_1$ , $E_1+\Delta_1$ ve $E_2$ değerleri.....	90

## ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Bohr atomunun şematik gösterimi.....	4
Şekil 2.2. Metal ve ametal atomlar arasında meydana gelen iyonik bağlanma.....	5
Şekil 2.3. Kovalent bağ yapmış atomlar.....	6
Şekil 2.4. Metalik bağ yapmış atomlar.....	7
Şekil 2.5. Kuartz ve camın moleküler olarak yapısının gösterilmesi.....	9
Şekil 2.6. Bir kenarı a uzunlukta olan basit örgü yapısı.....	11
Şekil 2.7. Cisim merkezli kübik yapıda $a_1$ , $a_2$ ve $a_3$ vektörleri.....	11
Şekil 2.8. Yüzey merkezli kübik yapının şematik olarak gösterilmesi.....	13
Şekil 2.9. NaCl yapısının şematik gösterimi.....	14
Şekil 2.10. Sezyum Klorür yapısı.....	15
Şekil 2.11. Sıkı paket altıgen yapısı.....	16
Şekil 2.12. Elmas yapısının birim hücresinde atomların pozisyonları ve birim hücrede bağların pozisyonu.....	17
Şekil 2.13. Silikanın( $SiO_2$ ) tetrahedral yapının şematik olarak gösterilmesi.....	17
Şekil 2.14. GaAs, InAs, AlAs ve bunların alaşımlarının kristal yapısı olan çinko sülfür yapısı.....	18
Şekil 2.15. a) Kristallerin çekirdekleşmesi, b) Kristal büyütme, c) Düzenli olmayan taneciklerin kristal gibi birlikte büyümesi, d) Mikroskopta görülebilecek tanecik sınırları.....	21
Şekil 2.16. Katılma sırasında yapıda meydana gelen dendritlerin şekli.....	23
Şekil 2.17. Nokta kusurların şematik olarak gösterimi.....	26
Şekil 2.18. Kenar dislokasyonlarının şematik gösterimi.....	27
Şekil 2.19. Dislokasyon hareketinin şematik gösterimi.....	28
Şekil 2.20. Vida dislokasyonların şematik gösterimi.....	29

<b>Şekil</b>	<b>Sayfa</b>
Şekil 2.21. Kenar dislokasyonlar şekilde olduğu gibi stres doğrultusuna paralel, vada dislokasyonlar ise stres doğrultusuna dik hareket ederler.....	30
Şekil 2.22. Si alttaş üzerine SiGe yapısı; Örgü sabitleri birbirinden farklı iki yapının gösterimi.....	31
Şekil 2.23. Elastik ve plastik deformasyonun gözlemlendiği bir şekil.....	35
Şekil 2.24. Birim yüzeye etki eden kuvvet ve birim yüzey alanının şematik gösterimi.....	36
Şekil 2.25. $L_0$ uzunluğuna sahip, kuvvet uygulanan bir telin şematik gösterimi.....	37
Şekil 2.26. Boşluk ve dokulararası difüzyon.....	38
Şekil 2.27. GaAs' ın kristal yapısı tetrahedral bağ yapılanması gösterir, ABCD Thompson tetrahedralini meydana getirir.....	40
Şekil 2.28. GaAs içi hesaplanan tekli ve çiftli periyod yeniden oluşumu 90 derece parça dislokasyonlar.....	41
Şekil 3.1. Kesicinin açık ve kapalı olması durumunda iyon ölçerden okunan değerlerin şematik gösterimi. $BEP I(AI)=P(AI)=I(AI)=I_2-I_1 = P_2-P_1$ .....	44
Şekil 3.2. RHEED sisteminin şematik gösterimi.....	45
Şekil 3.3. Bir tam tek tabakanın oluşumunu gösteren şekil .....	45
Şekil 3.4. Büyütülen $In_xGa_{1-x}As / GaAs$ süperörgü yapısı.....	47
Şekil 3.5. Büyütülen $Al_xGa_{1-x}As / GaAs$ süperörgü yapısı.....	48
Şekil 3.6. Bragg Yasasının şematik gösterimi.....	49
Şekil 3.7. Yüksek çözünürlüklü x-ışınları ölçüm sistemi elemanları ve bazı yönler..	50
Şekil 3.8. Yüksek çözünürlüklü XRD cihazı ile Teta ( $\theta$ ) – 2 Teta ( $\theta$ ) kurulumunun şematik gösterimi.....	52
Şekil 3.9. Bragg pikinin kesin pozisyonundaki değişim ve demet çapının şematik gösterimi.....	53
Şekil 3.10. Numune $\alpha$ açısıyla yönelmesi durumunda, (x,y) koordinatlarına sahip bir noktanın gösterimi.....	54

<b>Şekil</b>	<b>Sayfa</b>
Şekil 3.11. Simetrik ve Asimetrik yansımaların gösterimi.....	55
Şekil 4.1. a) (004), b) (115), c) (224) yansımaları için artan tavlama sıcaklıklarında $\omega - 2\theta$ taramaları.....	63
Şekil 4.2. (004), (115) ve (224) yansımalarının a) InGaAs ve b) GaAs tabakalar için örgü sabitlerinin sıcaklığa bağlı değişimleri.....	65
Şekil 4.3. InGaAs yapısı için In bileşen oranının sıcaklığa bağlı değişim grafiği.....	66
Şekil 4.4. Düzlemiçi ve düzlemdışı gerinimlerin tavlama sıcaklığına bağlı değişim grafiği.....	68
Şekil 4.5. Farklı sıcaklıklarda InGaAs ve GaAs tabakaların çeşitli düzlemlerinde kırılma pikleri için ortalama yarıgenişlik değerleri , a) (004), b) (115), c) (224).....	68
Şekil 4.6. Farklı tavlama sıcaklıklarında (004), (115) ve (224) için tilt açılarının değişimi.....	70
Şekil 4.7. (004), (115) ve (224) için a) D ve b) $\rho$ değerlerinin sıcaklığa bağlı değişim grafiği.....	71
Şekil 4.8. (004), (115) ve (224) için dislokasyon yoğunluğu, $\rho$ , değerlerinin sıcaklığa bağlı değişim grafiği.....	71
Şekil 4.9. InGaAs tabakaların (004), (115) ve (224) yansımaları için tavlama sıcaklığına bağlı eğrilik yarıçapının değişimi grafiği.....	73
Şekil 4.10. a) (004), b) (115), c) (224) yansımaları için artan tavlama sıcaklıklarında AlGaAs/GaAs yapısı için $\omega - 2\theta$ taramaları.....	74
Şekil 4.11. a) GaAs ve b) AlGaAs için örgü sabitinin tavlama sıcaklığına bağlı değişim grafiği.....	76
Şekil 4.12. Misfit parametresinin sıcaklığa bağlı değişimi.....	77
Şekil 4.13. Dik ve Paralel gerinimlerin tavlama sıcaklığına bağlı değişim grafiği.....	77
Şekil 4.14. Dislokasyonların ortalama boşluğunun sıcaklığa bağlı değişimi.....	78
Şekil 4.15. Dislokasyon yoğunluğunun sıcaklığa bağlı değişimi.....	78
Şekil 4.16. GaAs'in band yapısı. $E_1$ , $E_1 + \Delta_1$ , $E_0$ ve $E_2$ kritik noktaları gösterilmiştir.....	82

<b>Şekil</b>	<b>Sayfa</b>
Şekil 4.17. a) AlGaAs/GaAs için dielektrik fonksiyonun reel kısmının spektral değişimi. b) InGaAs/GaAs için dielektrik fonksiyonun reel kısmının spektral değişimi.....	85
Şekil 4.18. Dielektrik fonksiyonun reel kısmının geniş bir foton enerjisi aralığında tavlama sıcaklığına göre değişimi grafikleri a) AlGaAs için, b) InGaAs için.....	86
Şekil 4.19. a)AlGaAs/GaAs için dielektrik fonksiyonun imajiner kısmının spektral değişimi. b) InGaAs/GaAs için dielektrik fonksiyonun imajiner kısmının spektral değişimi.....	88
Şekil 4.20. AlGaAs yapısının aşındırmadan önce ve sonra 400°C, 500°C, 600°C, 750°C ve 775°C tavlama sıcaklıklarında dielektrik fonksiyonun imajiner kısmının foton enerjisine bağlı grafikleri.....	91
Şekil 4.21. InGaAs yapısının aşındırmadan önce ve sonra 400°C, 500°C, 600°C, 750°C ve 775°C tavlama sıcaklıklarında dielektrik fonksiyonun imajiner kısmının foton enerjisine bağlı grafikleri.....	92

## RESİMLERİN LİSTESİ

<b>Resim</b>	<b>Sayfa</b>
Resim 2.1. Hacimsel kusurların yer aldığı bir görüntü.....	34
Resim 3.1. Bruker D8 Discover XRD sistemi.....	50
Resim 3.2. D8 difraktometre, düşey pozisyon.....	51
Resim 3.3. HRXRD sisteminde yer alan monokromatör.....	53
Resim 3.4. Deneysel ölçümlerde kullanılan hızlı tavlama sistemi.....	55
Resim 3.5. Deneysel ölçümlerde kullanılan optik mikroskop sistemi.....	56
Resim 3.6. Deneysel sırasında kullandığımız spektroskopik elipsometre.....	60
Resim 4.1. AlGaAs/GaAs yapısının 50-775 °C sıcaklık aralığında hızlı tavlama sonrası optik mikroskop görüntüleri.....	80
Resim 4.2. InGaAs/GaAs yapısının 50 - 775 °C sıcaklık aralığında hızlı tavlama sonrası optik mikroskop görüntüleri.....	81

## SİMGELER VE KISALTMALAR

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

<b>Simgeler</b>	<b>Açıklama</b>
$a_s$	Altaş örgü sabiti
$a_f$	Film örgü sabiti
$\varepsilon_{\perp}$	Dik (düzlemdışı) gerinim
$\varepsilon_{\parallel}$	Paralel (düzlemiçi) gerinim
$\beta$	Eğim açısı
$d$	Numune kalınlığı
$E_I$	Birinci uyarılmış enerji seviyesi
$E_D$	Verici aktivasyon enerjisi
$E_g$	Yasak band aralığı enerjisi
$E_F$	Fermi enerjisi
$m^*$	Misfit
$\Delta\theta$	Kayma
$\varepsilon_f$	Yapının misfit parametresi
$\rho$	Dislokasyon yoğunluğu
$h$	Planck sabiti
$\nu$	Poison oranı
$R$	Eğrilik Yarıçapı
$T_{L,S}$	Tabakaların tilt açıları
$k_B$	Boltzmann sabiti
$\lambda$	Dalgaboyu
$\theta$	Kırınım Açısı
$r_p$	Paralel polarize olmuş yansıma genliğinin büyüklüğü
$r_s$	Dik polarize olmuş yansıma genliği

**Simgeler****Açıklama****fcc**

Yüzey merkezli kübik yapı

**hcp**

Sıkı paket altıgen yapı

**bcc**

Cisim merkezli kübik yapı

**Kısaltmalar****Açıklama*****FET***

Alan Etkili Transistör

**HRXRD**

Yüksek çözünürlüklü x-ışınları kırınımı

**RHEED**

Yüksek Enerjili Elektronların Yansıma Kırınımı

**MBE**

Moleküler Demet Epitaksi

**PL**

Fotoluminesans

**SL**

Süperörgü

**UHV**

Çok yüksek vakum

## 1. GİRİŞ

Arsenik temelli yarıiletken cihazlar (lazerler, infrared dedektörler, fotodedektörler, v.b.) çoğu zaman örgü sabitlerindeki düşük uyumluluk ve bundan dolayı dislokasyon özelliklerine sahip olmakla beraber, geniş kullanım alanlarına sahiptirler. InGaAs dedektörler atmosferik ölçümlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. Balonlarla yapılan optiksel auroral gözlemlerinde, ozonun morötesi dalgaboylarını emmesi ve görünür dalgaboylarında ise çok güçlü güneş ışığı nedeniyle mevcut InGaAs dedektörler iyi performans gösteremezler [1-3]. InGaAs/GaAs yapısının yüksek sıcaklık ve düşük basınç altında nasıl davrandığını incelemek bu açıdan faydalıdır.

X-ışını kırınım tekniği, farklı yapılardaki yarıiletkenlerde gerinim ve alaşımların bileşim oranına karar vermek amacıyla kullanımı, ölçülen numunelere zarar vermemesi ve sunduğu nicel ve nitel çeşitlilik ve tutarlılık bakımından diğer optiksel, elektriksel ve yapısal tekniklere göre tercih sebebidir.

Mükemmel kristallere gönderilen X-ışınları, Bragg şartının gerçekleştiği durumlarda şiddetli kırınım desenleri oluştururlar [4,5]. Bu kırınım desenlerinin oluştuğu açılar analiz edilerek yapıdaki katmanlar, varsa katmanların alaşım oranları ve katmanlar arası gerinim değerleri elde edilebilir. Alaşım oranlarının tayini, alaşımın alaşım olmayan durumdaki sapması lineer Vegard yasası kullanarak kolaylıkla elde edilebilir [6].

InGaAs ve AlGaAs yapılar kübik yapıya sahip olup, örgü sabitleri GaAs'in örgü sabitinden farklı olmaları sebebiyle kullanıldıkları sistemlerde gerinime sebebiyet vermeleri bakımından önemlidir. Yüksek gerinimli durumlarda, gerinimin yerel boşalıklarına bağlı sistemlerde yapısal kusurlar gözlemlenebilir. Böyle kusurlara sahip bir yapıdan üretilen cihazların çalışma performansı düşük olacağından, cihaz yapmadan evvel yapının kusur analizinin yapılması önemlidir. Bu kusurlar üretim esnasında oluşabileceği gibi üretim sonrasında da cihazın çalışma esnasında maruz kalabileceği yüksek sıcaklıklarda ya da yüksek elektrik alanlarda da oluşabilir. Örnek

göstermesi bakımından arsenür temelli yapıları nitür temelli yapılarla karşılaştırabiliriz. Arsenür temelli yapıların polarlığı nitür temelli yapılara göre daha küçük olduğundan yüksek elektrik alanların kusur oluşumuna etkisi nitürlerdeki kadar önemli değildir [7]. Fakat arsenür temelli yapıların ısı kararlılığı nitürlerle göre daha kötü olduğundan [7], artan sıcaklıkla baskın hale gelen interdifüzyon mekanizmasına bağlı kusur oluşumu arsenür temelli cihazlarda önem kazanmaktadır. Bu oluşan yapısal kusurlar içinde, dislokasyonlar önemli bir yere sahiptir. InGaAs/GaAs çoklu yapılarında kenar dislokasyon kusurları alaşımdaki In oranının  $x < 0.2$  olması durumunda sıkça gözlenmektedir [8,9].

Kübik yapılar için iyi bilinen bir kusur olan kenar dislokasyonu iki  $60^\circ$  derece uyumsuzluk (misfit) dislokasyonun kombinasyonunun bir sonucudur. Bu dislokasyonlar genel olarak alttaşıdan arayüze kadar ilerler [10]. Dislokasyonlar, alttaşıta, tampon tabakasında ve nadir olarak da süperörgüde gergin tabakalarda oluşmaktadırlar [11]. Yüksek sıcaklıklarda, III-V grubu çoklu yapılarda grup III atomları diğer tabakalara difuz etmektedir. Bu difüzyon genellikle arayüzeylerde oluşmaktadır.

Bu durumu gözlemek ve değerlendirmek amacıyla çoklu yapılar ısı işleme tabi tutulabilir. Isıl işlemin vakum ortamında ve hızlı tavlama yöntemi (RTA) ile yapılması; tavlama sıcaklıklarının istenilen değerinin hassas belirlenmesi ve etkilerinin daha doğru bir biçimde analizi bakımından gereklidir. RTA işleminde tavlama sıcaklığının artması ile, yapının fotoluminesans (PL) piki maviye kayıp ve pik yarıgenişliği daralmaktadır [12]. Bu durum InAs ve InAlAs/InGaAs ve GaAs/InGaAs yapıları arasında tavlama işlemi süresince interdifüzyon nedeniyle meydana gelebilir [13].

Atomların hareketi ile hem bant yapısı hem de kuantum etkileşimlere sahip bölgelerin optiksel özellikleri değişir [14]. HRXRD ölçümleri ile nadiren çalışılan interdifüzyon olayı genellikle PL çalışmalarında gerinimi açıklamak için kullanılır. Ancak gerginlik analizi X-ışınları difraksiyon çalışmalarından direk olarak

yapılabilmektedir. Artan tavlama sıcaklığında, homojen olmayan gerinim dağılımı yarıkarakarlı yapıda gevşemeye neden olur. In atomları göçü, bu atomların bağlanma enerjileri durumları nedeniyle genellikle büyütme doğrultusu boyunca gerçekleşir [15].

Bu çalışmada, InGaAs/GaAs ve AlGaAs/GaAs numuneleri MBE tekniği ile büyütülüp, elde edilen numunelerdeki alaşım oranları ve tabakalar arası gerginlikler HRXRD tekniği ile ölçülerek, hesaplandı. Gerginlik analizi ile yapısal özelliklerin araştırılması, mozaik kusurlar ve farklı simetrik ve asimetrik düzlemlerde InGaAs/GaAs süperörgüde ısıl etkili interdifüzyon ve bu kusurların  $w-2\theta$  ölçümleri kullanılarak HRXRD roking eğrilerinin analizi ile yapıldı.

Bunun yanında spektroskopik elipsometri ile optik ölçümler alınarak, dielektrik fonksiyonun spektral değişimi her tavlama sıcaklığı için InGaAs/GaAs ve AlGaAs/GaAs yapıları için gösterilmiştir. Bu sonuçlardan yapıda oksit tabakasının varlığı anlaşılmış olup bu tabakayı kaldırmak için numuneler ıslak aşındırma işlemine tabi tutulup tekrar optiksel hesaplamalar yapılmış ve karşılaştırılmıştır.

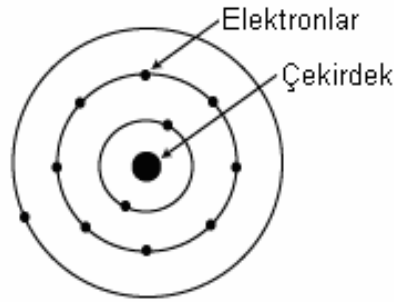
Daha sonra, numuneler artan sıcaklıklarda tavlаныp, InGaAs/GaAs yapısı için büyütme doğrultusu boyunca In atomlarının yapının yüzeyinde göçünün artması sağlanmıştır. Yukarıda bahsi geçen yapısal ve optiksel ölçüm ve hesaplamalar her bir tavlama işlemi sonrasında da gerçekleştirilerek, artan sıcaklığın numunelerdeki yapısal ve optiksel değişimleri irdelenmiştir.

Yapısal ve optiksel analizlere ilaveten, Optik mikroskop ile numunelerin yüzey görüntüleri alınarak, yüksek sıcaklıkların yapıda makroskopik boyutlarda katastrofik etkilere sahip bozulmalara sebep olduğu gözlemlendi.

## 2. YARIİLETKENLERDE KUSUR YAPILARININ OLUŞMASI

### 2.1. Atomik Bağlanma (Metalik, İyonik, Kovalent ve Van der Waals Bağları)

Herhangi bir elementin atomik yapısı Şekil 2.1 'de gösterildiği gibi pozitif yüklü çekirdek ve onun etrafında dolanan elektronlardan oluşur. Elektronlar çekirdeğin çevresinde farklı izinli enerjilere sahip yörüngelerde hareket ederler. En dış kabukta bulunan elektronlar, o atomun yapabileceği kimyasal bağların özelliklerini belirler.



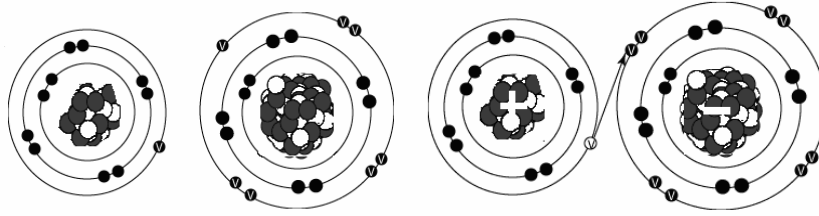
Şekil 2.1. Bohr atomunun şematik gösterimi

Metali oluşturan atomların son yörüngelerindeki elektronlar metal boyunca hareketliliğe sahip olmasından ötürü bir başka atomun son yörüngesindeki fazla sayıda bulunan boş orbitallerde dolaşabilir. Bu şekilde de metalik bağ oluşur. İki ametal atomu arasındaki elektron ortaklaşmasına dayanan bağ kovalent bağdır [16, 17].

#### İyonik Bağlar

İyonik bağlar yüklü parçacıklar arasında olurlar. İyonik bağlanma metal ve ametal atomlar arasında meydana gelir. Metaller genellikle dış kabuklarında 1, 2 veya 3 elektrona sahiptir. Ametaller ise dış kabuklarında 5, 6 veya 7 elektrona sahiptir. Dış kabuğu tamamen dolu olmayan atomlar kararlı değildir [18]. Kararlı olmaları için,

metal atomları dış kabuktaki bir veya daha fazla elektronu rahatsız etmek isteyeceklerdir.



Şekil 2.2. Metal ve ametal atomlar arasında meydana gelen iyonik bağlanma.

Element negatif yüklü olduğunda, atom elektron kazanarak ve negatif yüklü iyonla dönüşmüştür çünkü artık protondan fazla elektrona sahiptir. Bunun yanında atom elektronlarını kaybederse pozitif yüklü iyon olur. Genellikle iyonik bağlı katı maddeler sıkıcıdır ve birinden diğerine kolayca kayarak geçemezler. İyi bir yalıtıcıdır çünkü serbest elektron yada iyonlar yoktur, saydamdır görünür bölgede elektronlar foton soğurmazlar, kırılındır ve bağları güçlü olduğu için deforme olmuş yapılara göre daha kuvvetlidirler. İyonik bağlar güçlü olduğu için yüksek kaynama noktasına sahiptirler [19]. Şekil 2.2’de bu tür metal-ametal arası gerçekleşen iyonik karakterli bağlar görülmektedir.

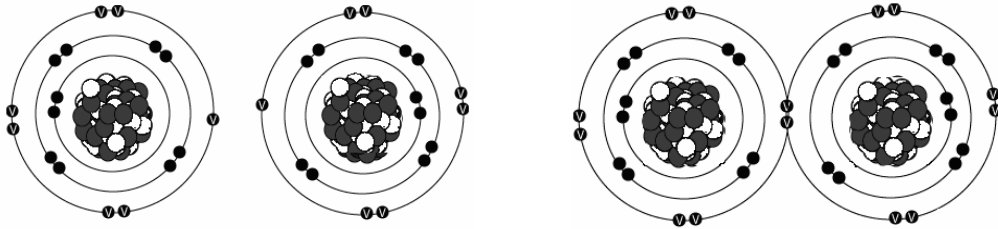
### Kovalent Bağlar

İki atom arasında bir veya daha fazla elektronun paylaşılmasıyla oluşan bağlara kovalent bağlar denir. Alaşımlar yalnızca ametal atomları içeriyorsa, bir kovalent bağ atomda iki veya daha fazla elektronun ortak kullanılmasıyla meydana gelirler. Ametaller Boron dışında dış yörüngelerinde 4 veya daha fazla elektrona sahiptirler. Genellikle bağ, ortaya çıkan moleküllü bir arada tutan ortak çekim gücü olarak tanımlanabilir [20]. Paylaşılan elektron ya da elektronlar, her iki çekirdek etrafında dolanırlar, iki çekirdek arasındaki bölgede daha uzun süre buldukları için bu bölgede (-) yüklü bir alan yaratacaklardır. Bu alan, her iki çekirdeğe bir çekme kuvveti uygulayarak bir bağ yaratır.

Şekil 2.3'de de görülen kovalent bağ, söz konusu atomların dış yörüngelerinin dolması ile meydana gelir. Bu tür bağlar, moleküller arası hidrojen bağından daima daha güçlüdür.

Kovalent bağ yönlüdür; bağ açılarının etkileşimin gücü üzerinde etkisi büyüktür. Bu etkinin kaynağı, kovalent bağların, atomik yörüngelerin üst üste binmesiyle oluşmasından ileri gelir. Atomik yörüngeler (p, d ve f orbitalleri) hepsi yönlü karakterde olup, bağlanma esnasında önemli ölçüde yöne bağlı etkileşime neden olurlar.

Kovalent bağ, genellikle benzer elektronegatifliğe sahip atomlar arasında gerçekleşir. Bu nedenle ametaller, daha kolaylıkla kovalent bağı tercih eder ve metaller de kolayca yerlerinden oynatılabilen elektronların daha serbestçe dolaşabildiği metalik bağ yaparlar. Ametallerde bir elektronun serbest kalması daha zordur, dolayısıyla benzer elektronegatifliğe sahip bir madde ile birleşme söz konusu olduğunda o elektronun paylaşılması tek seçenek haline gelir.



Şekil 2.3. Kovalent bağ yapmış atomlar.

### Metalik Bağlanma

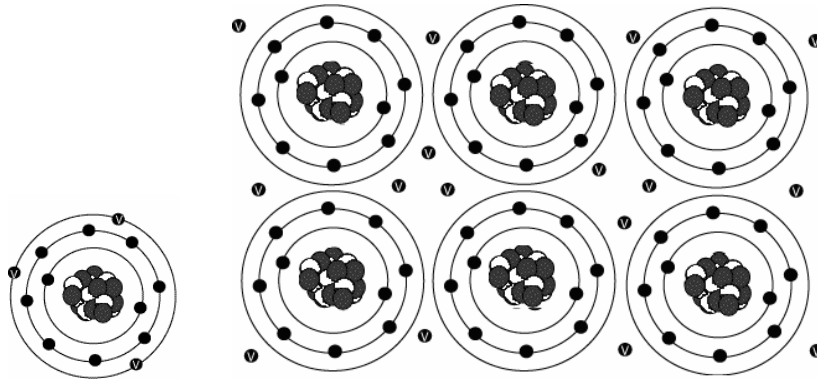
Metaller arasında, bir ya da daha çok atomu bir arada tutarak oluşan bağlara metalik bağlar denir. Metal atomlarının örgüsündeki serbest elektronların yer değiştirmiş olarak paylaşılması esasına dayanır [20, 21].

Metal atomları valans bantında dış yörüngelerinde periyotlarına veya enerji seviyelerine oranla yüksek sayıda elektron içerirler. Bu elektronlar, Şekil 2.4'de de görüldüğü üzere, atomdan ayrılarak bir pozitif iyonun dev örgüsünün etrafını saran

bir elektron zarfı, gazı oluştururlar. Negatif elektron gazı ile pozitif çekirdekler arasında oluşan elektrostatik çekme kuvvetleri metal atomlarının bir arada kalmalarını sağlar. Burada, kovalent ve iyonik bağlardaki gibi merkezi bir bağ söz konusu değildir. Metalik bağ, düzgün pozitif iyon yığını ile bu yığını kuşatan elektron gazı arasında ortaya çıkar.

Metaller genellikle yüksek kaynama ve ergime noktalarına sahiptirler ve bu da atomlar arasında güçlü bir bağ olduğuna işaret eder. Metalik bağ polar değildir ve bağlanma etkileşimi içerisindeki atomlar arasında ya hiç (saf elementel metaller) elektronegatiflik farkı yoktur, ya da çok az (alaşımlar) elektronegatiflik farkı vardır. Bu etkileşim içindeki elektronlar metalin kristal yapısı boyunca yer değiştirirler. Metalik bağ, metalin dayanımı, ısı iletkenliği, elektrik iletkenliği ve parlaklığı gibi pek çok özelliğini etkilemektedir.

Metalik bağ, metal atomları veya iyonlar ile yer değiştirmiş elektronlar arasındaki elektrostatik çekimdir. Bu nedenle, atomların veya tabakaların birbiri üzerinde kayması ile dövülebilirlik ve süneklik gibi karakteristik özellikler ortaya çıkar. Metal atomlarının en az bir valans elektronu vardır ve bu elektronu ne bir komşu atomla paylaşır ne de iyon oluşturmak üzere verirler [22]. Bunun yerine, metal atomlarının dış enerji seviyeleri üst üste biner ve bu anlamda kovalent bağa benzerlik gösterirler.



Şekil 2.4. Metalik bağ yapmış atomlar

### Van Der Waals Bağları

Van der Waals bağlarının görüldüğü bazı ametal elementler (He, Ne, Ar) ve apolar moleküller ( $H_2$ ,  $O_2$ ,  $CO_2$ ,... gibi) oda koşullarında gaz halindedir. Bu gazlar soğutulduğunda ve yüksek basınç uygulandığında moleküller birbirine yaklaşır ve sıvı hale geçer. Moleküller bir birlerine yaklaştıklarında elektron dağılımlarındaki simetri bozulabilir. Molekülde elektronların yoğun olduğu taraf kısmen negatif, diğer taraf da kısmen pozitif yükü yüklenir. Bir molekülün pozitif diğerinin de negatif yüklü kısımları arasında kısa süreli zayıf çekim kuvvetleri oluşur. Bu kuvvetlerin etkisi ile moleküller arasında oluşan bağlara Van der Waals bağları denir [23, 17]. Oldukça zayıf olan bu bağ çeşidinin kuvveti molekül büyüklüğü arttıkça artar.

## **2.2. Katıların Yapısı**

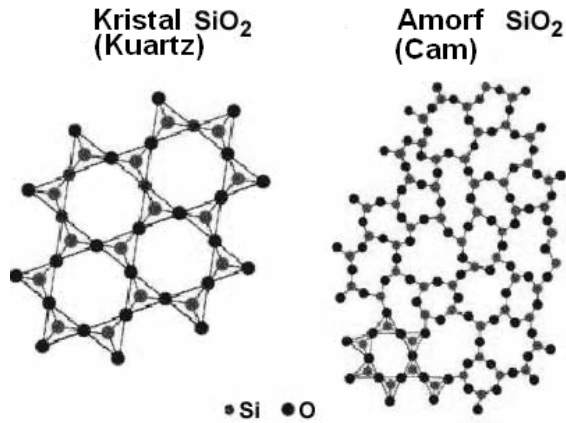
Maddenin, atomları arasındaki boşluğun en az olduğu "katı" olarak adlandırılan bu haldeki maddelerin kütlesi, hacmi ve şekli belirlidir. Bir dış etkiye maruz kalmadıkça değişmez. Gaz ya da sıvı haldeki madde katı hale dönüşürken maddeyi oluşturan atomlar daha düzenli bir üç boyutlu yapıya geçer ve atomların enerjisi azalır [23, 17]. Katı durumdaki bir maddenin atomları arasındaki boşluk azalır. Bu nedenle aralarındaki çekim kuvveti de artar. Katı maddelerin biçim değiştirebilmesi için dışarıdan bir kuvvetin etki etmesi gerekir [23]. Maddenin bu kuvvete göstereceği direniş, onun dayanıklılığını gösterir. Her maddeye göre değişen bu dayanıklılık belli katsayılarla gösterilir. Maddenin dayanıklılık özelliklerini mekanik bilimi inceler. Katıların yapısı genel olarak iki grup altında incelenebilir:

- Amorf yapılar
- Kristal yapılar

### **2.2.1. Amorf katılar**

Amorf yapı atomların kararlı bir kristal yapıya sahip olmadığı katılardır. Cam gibi maddeler amorf katılara örnek gösterilebilir [24-26]. Cam genellikle silikon dioksit

ya da kuartz tuzlarından yapılabilir. Bunlar kristal yapıya sahiptirler. Tuz eritildiğinde ve eriyik hızlıca soğutulduğunda kristalizasyonu önler, cam olarak adlandırılan amorf katı meydana gelir. Şekil 2.5’de  $\text{SiO}_2$ ’in kristal ve amorf biçimleri görülmektedir. Belirli bir erime noktasında amorf katılar, katıdan sıvıya keskin faz değişimi göstermezler.



Şekil 2.5. Kuartz ve camın moleküler olarak yapısının gösterilmesi.

### 2.2.2. Kristal katılar ve kristal yapısı

Atomların üç boyutlu uzayda düzenli (kendini tekrar eden) bir şekilde dizilmesiyle oluşan yapıya kristal yapı denir [27]. Yapılan araştırmalara göre hemen hemen bütün katı maddelerde atomlar tekrarlı bir sıra halinde dizilmiştir ve bundan dolayı kristalleşme teşkil ederler. Cam ve plastik başlıca istisnalardır. Bu maddelerde kristalleşme görülmez. Düzenli tekrar eden bir desendeki atomların düzenlemeleri kristal örgü olarak adlandırılır [28].

Kristal maddeler; metaller, mücevher taşları ve tuzlardan toz taneciklerine kadar geniş bir dağılım gösterirler. Kristallerin her birinin atomları sıralı bir tarzda dizilmiştir. Bir kristal, yüzeyleri arasındaki açının gösterdiği temel yapıları ile tanınır ve başlıca yedi türü mevcuttur [28]:

1. Triklinik,
2. Monoklinik,

3. Ortorombik,
4. Trigonal (Rombohedral),
5. Hekzagonal,
6. Tetragonal,
7. Kübik.

Bazı maddeler birden fazla kristal çeşidi meydana getirir ki, buna o maddenin allotropları denir.

### **2.2.3. Birim örgü hücresi**

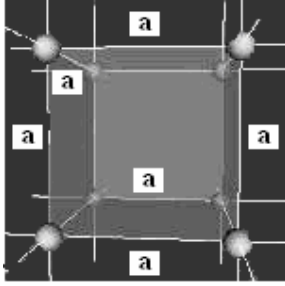
Kristal yapı belirli bir düzen içerisinde bir araya gelen atomların bu düzenlerini üç boyutta periyodik olarak devam ettirmeleri ile oluşur. Atomların ortaya çıkardığı düzeni bir nokta ile gösterecek olursak üç boyutta oluşan kristal noktalardan yapılmış bir kafes gibi düşünülebilir. İşte kristali hayalimizde canlandırmaya çok yardım edecek olan bu şekile bir uzay örgüsü ya da sadece örgü denir [28-30]. Örgüyü oluşturan her bir noktanın çevresinde nasıl bir düzen varsa diğer noktaların çevresinde de aynı düzen vardır.

### **2.2.4. Temel metalik kristal yapılar**

Kristal katılarda atomlar, moleküller ya da iyonlar düzgün bir biçimde sıralanırlar ve bir örgü oluştururlar. Örgünün tekrarlanabilen en basit birimine birim hücre denir. Kübik kristal sınıfında üç birim hücre türü bulunur. Bunlar basit , cisim merkezli ve yüzey merkezli örgülerdir.

#### Basit örgü yapısı

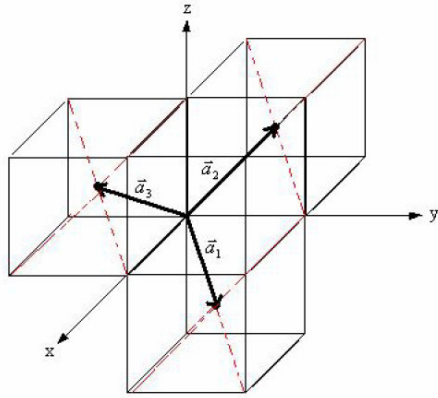
Basit örgü yapısı, en basit kristal yapıdır. Şekil 2.6'daki gibi kenar uzunlukları birbirine eşit ve aralarındaki açılar  $90^0$ 'ar derecedir.



Şekil. 2.6. Bir kenarı a uzunlukta olan basit örgü yapısı.

Köşelerindeki atomlar sekiz kübik yapı tarafından paylaşıldığından ve kübik yapının sekiz köşesinde sekiz atom bulunduğundan dolayı basit hücrede toplam  $\frac{1}{8} \times 8 = 1$  örgü noktasına sahiptir denir.

#### Cisim Merkezli Kübik Yapı (bcc)



Şekil 2.7. Cisim merkezli kübik yapıda  $a_1$ ,  $a_2$  ve  $a_3$  vektörleri.

Basit kübik bir yapı ve onun merkezindeki atomdan oluşmuştur [30, 21]. İlkel vektörleri; Şekil 2.7'de görüldüğü gibi üç komşu küpün merkezini o orijini ile birleştiren vektörlerdir ve Eş. 2.2' de bcc ilkel hücresinin hacmi verilmiştir.

$$\begin{aligned}
\vec{a}_1 &= \frac{a}{2}\hat{i} + \frac{a}{2}\hat{j} - \frac{a}{2}\hat{k}; \\
\vec{a}_2 &= -\frac{a}{2}\hat{i} + \frac{a}{2}\hat{j} + \frac{a}{2}\hat{k}; & \text{bcc ilkel hücre} \\
\vec{a}_3 &= \frac{a}{2}\hat{i} - \frac{a}{2}\hat{j} - \frac{a}{2}\hat{k}
\end{aligned} \tag{2.1}$$

bcc ilkel hücrenin hacmi ,

$$V = |\vec{a}_1 \cdot (\vec{a}_2 \times \vec{a}_3)| = \begin{vmatrix} \frac{a}{2} & \frac{a}{2} & -\frac{a}{2} \\ -\frac{a}{2} & \frac{a}{2} & \frac{a}{2} \\ \frac{a}{2} & -\frac{a}{2} & -\frac{a}{2} \end{vmatrix} = a^3/2 \tag{2.2}$$

a; kübik yapının kenar uzunluğudur.

### Yüzey Merkezli Kübik Yapı (fcc)

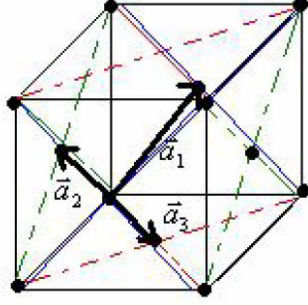
Basit bir kübik yapı ve küpün yüzeylerindeki atomlardan oluşmuştur. Birim hücrenin koordinatları, köşe atomlarından biri koordinat düzleminin merkezinde alındığında;

$$(x, y, z) \Rightarrow (0, 0, 0); \left(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 0\right); \left(\frac{1}{2}, 0, \frac{1}{2}\right); \left(0, \frac{1}{2}, \frac{1}{2}\right) \tag{2.3}$$

biçiminde yazılabilir. Şekil 2.8'de gösterilen hücrenin ilkel vektörleri

$$\vec{a}_1 = \frac{a}{2}\hat{i} + \frac{a}{2}\hat{j}; \vec{a}_2 = \frac{a}{2}\hat{j} + \frac{a}{2}\hat{k}; \vec{a}_3 = \frac{a}{2}\hat{i} + \frac{a}{2}\hat{k} \tag{2.4}$$

biçimindedir.



Şekil 2.8. Yüzey merkezli kübik yapının şematik olarak gösterilmesi.

İlkel hücrenin hacmi:

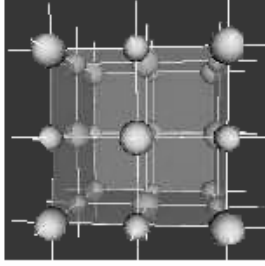
$$V = |\vec{a}_1 \cdot (\vec{a}_2 \times \vec{a}_3)| = \begin{vmatrix} \frac{a}{2} & \frac{a}{2} & 0 \\ 0 & \frac{a}{2} & \frac{a}{2} \\ \frac{a}{2} & 0 & \frac{a}{2} \end{vmatrix} = \frac{a^3}{4} \quad (2.5)$$

olarak hesaplanır. Burada  $a$ ; küpün kenar uzunluğudur [31,32].

## 2.2.5. Mükemmel kristal yapılar

### Sodyum klorür yapısı

Şekil 2.9' da sodyum klorür (NaCl) kristal yapısı gösterilmiştir. Örgüsü yüzey merkezli kübiktir. Örgü noktası ise, aralarındaki uzaklık küpün cisim köşegenin yarısı kadar olan bir Na ve Cl atomundan oluşur [32].



Şekil 2.9. NaCl yapısının şematik gösterimi.

Her ilkel küpte dört NaCl birimi olup atomların konumları şöyledir:

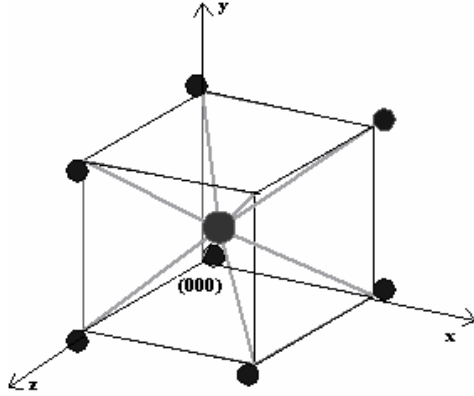
$$\text{Cl: } 000 \quad \frac{1}{2}\frac{1}{2}0 \quad \frac{1}{2}0\frac{1}{2} \quad 0\frac{1}{2}\frac{1}{2}$$

$$\text{Na: } \frac{1}{2}\frac{1}{2}\frac{1}{2} \quad 00\frac{1}{2} \quad 0\frac{1}{2}0 \quad \frac{1}{2}00$$

Her atomun en yakın komşuları karşı cinsten altı atomdur.

### Sezyum klorür yapısı

Sezyum klorür yapısı Şekil 2.10' da gösterilmiştir [32]. Burada ilkel hücre başına bir sezyum ve bir klor atomu bulunur, ve bu atomlar kübik örgünün 000 köşesi ve cisim köşegeni üzerindeki  $\frac{1}{2}\frac{1}{2}\frac{1}{2}$  konumlu yerdedir. Her atom karşı cinsten atomların oluşturduğu bir küpün merkezindeymiş gibi görülebilir. Bu durumda, en yakın komşu sayısı sekizdir.

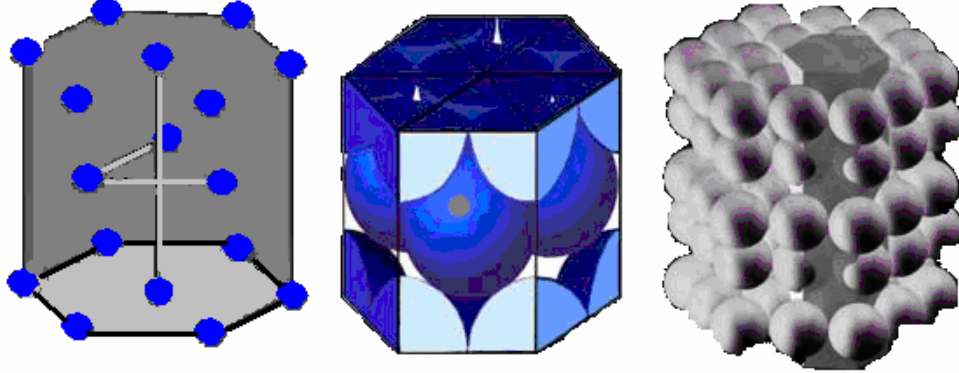


Şekil 2.10. Sezyum klorür yapısı.

#### Sıkı paket altıgen yapı (hcp)

Özdeş küreleri uzayda yerleştirirken paketlenme oranını maksimum kılmak için çok sayıda yöntem vardır. Bunlardan biri yüzey merkezli kübik yapı, diğeri ise sıkı paketli altıgen yapıdır [32 - 35]. Her iki yapıda da toplam hacmin kullanılma oranı 0.74 dür.

Şekil 2.11'de hcp yapı görülmektedir. Küreler önce bir düz düzlemde, her küre komşu altı küreye değecek şekilde sıkı paketlenmiş bir tabakaya yerleştirilir. Bu tabaka hem hcp yapısının taban düzlemine ve hem de fcc yapısının (111) düzlemine karşılık gelir. İkinci bir tabaka bunun üstüne ve alt tabakadaki üç küreye değecek şekilde yerleştirilir. Üçüncü tabaka ise iki farklı şekilde konulabilir. Eğer üçüncü tabakanın küreleri, en alttaki tabakanın bıraktığı boşlukların üzerine ve ikinci tabakada boş bırakılan yerlere geliyorsa fcc yapısı elde ederiz. Tersine, üçüncü tabakanın küreleri birinci tabakadaki kürelerin tam üstüne gelecek şekilde yerleştirilirse hcp yapısı oluşur.



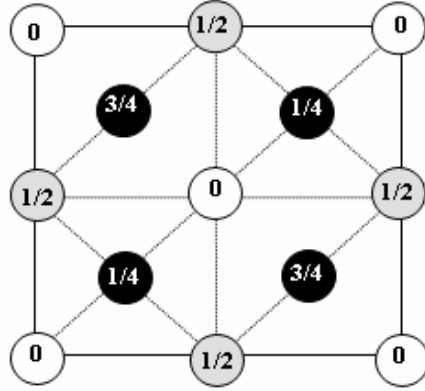
Şekil 2.11. Sıkı paket altıgen yapısı [35]

### Elmas yapısı

Elmas yapının uzay örgüsü fcc dir. Bu örgünün her noktasına bağlı ilkel bazda 000 ve  $\frac{1}{4}\frac{1}{4}\frac{1}{4}$  konumlarında özdeş iki atom bulunur. Şekil 2.12'de elmas yapının birim hücreesindeki atomların pozisyonları gösterilmiştir. Elmas yapısında tek atomlu bir baz oluşturacak şekilde ilkel hücre seçme olanağı yoktur [32, 36].

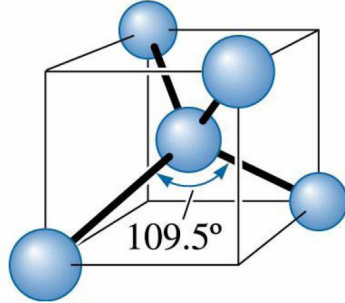
Her atomun en yakın komşu sayısı 4, ikinci en yakın komşu sayısı 12 dir. Elmas yapısı dolayısıyla fcc ve hcp yapılara göre boş demektir. Kürelerle doldurulabilen maksimum hacim oranı ise 0,34'dür. Bu, hcp ve fcc gibi sıkı paketlenmiş yapıların doluluk faktörlerinin sadece % 46'sı kadar bir hacmi doldurabildiği anlamına gelmektedir. Elmas yapısı kovalent bağın bir örneğidir.

Karbon, silisyum, germanyum ve kalay, elmas yapısında kristalleşir ve örgü sabitleri sırasıyla  $a = 3,56; 5,43; 5,65$  ve  $6,46 \text{ \AA}$  dir. Bu tip kristal yapısı özellikle elektronik materyeller için önemlidir. Çünkü Si, Ge gibi elementel yarı iletkenler tetrahedral yapıdadır.



Şekil 2.12. Elmas yapısının birim hücresinde atomların pozisyonları ve birim hücrede bağların pozisyonu [37].

Şekil 2.13' de atomlarının yerleşimlerinin gösterildiği tetrahedral yapının muntazamlığı oldukça düşüktür, devamlı değişme eğilimindedir.

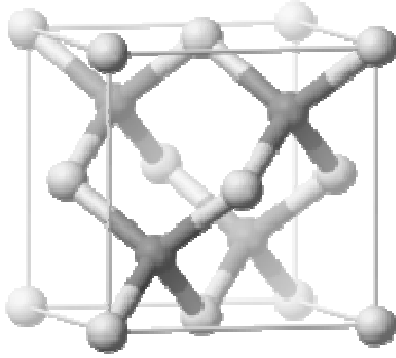


Şekil 2.13.Silikanın (SiO<sub>2</sub>) tetrahedral yapının şematik olarak gösterilmesi.

Bu yapıya çok benzeyen çinko sülfür yapısı da aynı derecede elektronik malzeme için önemlidir. Elektronik sanayiinde çok kullanılan ve bu tez dahilinde incelenen GaAs malzemeside çinko sülfür yapısındadır.

## 2.2.6. InGaAs ve AlGaAs yarıiletkenlerin özellikleri ve yapısı

InGaAs ve AlGaAs alaşım yarıiletkenlerinin kristal yapısı yapılarını oluşturan GaAs, InAs ve AlAs bileşik yarıiletkenleri gibi çinko sülfür olup, bu yapılardaki atomların konumları Şekil 2.14' deki gibidir.



Şekil 2.14. GaAs, InAs, AlAs ve bunların alaşımlarının kristal yapısı olan çinko sülfür yapısı.

Elipsometrik ölçümlerden belirlenebilen kırılma indekslerinin Al ve In bileşim oranlarına göre değişimi AlGaAs ve InGaAs için Çizelge 2.1' de verilmiştir.

Çizelge 2.1. AlGaAs ve InGaAs için kırılma indekslerinin farklı x bileşim oranlarında değerleri[38].

x, bileşim oranı	Kırılma indeksi (n) ( $Al_xGa_{1-x}As$ )	Kırılma indeksi (n) ( $Ga_xIn_{1-x}As$ )
0,10	3,248	3,494
0,15	3,223	3,486
0,20	3,198	3,478
0,25	3,173	3,470
0,30	3,149	3,462
0,35	3,126	3,454
0,40	3,102	3,446
0,50	3,058	3,430
0,60	3,014	3,414
0,70	2,973	3,398
0,80	2,934	3,382
0,90	2,896	3,366

Literatüre göre GaAs'in kırılma indeksinin sıcaklığa bağlı değişim değerleri ise Çizelge 2.2' de verilmiştir [38].

Çizelge 2.2. GaAs için sıcaklığa bağlı kırılma indekslerinin değışim değeri.

T (K)	Kırılma indeksi (n) (GaAs için)
323	3,302
673	3,353
773	3,368
873	3,382
1023	3,405
1048	3,409

### InGaAs Yapısı

Bu yapı İndiyum, Galyum ve Arsenikten oluşan bir alaşımdır. Yüksek güç ve yüksek frekans elektroniklerinde GaAs ve Si gibi yaygın yarıiletkenlerden daha yüksek elektron hareketliliğine sahip olmasından dolayı ilgi görmektedir. Bant aralığı 1,42 eV (GaAs) ve 0,35 eV (InAs) arasında çeşitliliğe sahiptir. InGaAs'ın bant aralığının küçük olması sebebiyle 1300 ve 1550 nm dalgaboylarında geniş uygulamaları olan optik fiber iletim hatlarında dedektör malzemesi olarak kullanılmaktadır. In bileşeninin değıştirilmesi çalışılan dalgaboyunu ve elektriksel parametreler olan hareketlilik ve iki boyutlu taşıyıcı yoğunluğunu değıştirir [39].

Çizelge 2.3'de yapının bazı temel parametrelerinin bileşim oranına göre değışebilen değeri verilmiştir. Yüksek elektron hareketliliğine sahip transistör yapılarında kullanılan InGaAs kanallar diğer malzeme sistemlerine göre üstünlük sağlamasını sağlamış, çok yüksek hızlı transistörler üretilmesine olanak sağlamıştır [40, 41]. Bu yapılar infrared dedektör yapımında kullanılmaktadır. Germanyum da dedektör maddesi olarak kullanılmaktadır. Ancak avalanche fotodiyotlarda InGaAs Germanyuma göre daha düşük gürültü çoğalmasına sahiptir. InAs, GaAs ve InGaAs için örgü sabitleri sırasıyla; 6,0585 Å, 5,6534 Å, 5,7929 Å' dur.

Çizelge 2.3. GaInAs yapısına ait bazı temel değerler [42].

Ga <sub>x</sub> In <sub>1-x</sub> As	
E <sub>g</sub>	(0,36+0,63x+0,43x <sup>2</sup> ) eV [300 K' de]
Elektron İlgisi	(4,9-0,83x) eV [300 K' de]
Dielektrik Sabiti (statik durumda)	15,1-2,87x+0,67x <sup>2</sup> [300 K' de]
Dielektrik Sabiti (yüksek Frekansta)	12,3-1,4x [300 K' de]
Kırılma indisi	(3,51-0,16x) V <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> [300 K' de]

### AlGaAs Yapısı

Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As, GaAs' a çok yakın bir örgü sabitine sahip olan ancak ondan daha geniş bir bant aralığına sahip bir yarıiletken maddedir.. Bant aralığı 1,42 eV (GaAs) ve 2,16 eV (AlAs) arasında çeşitliliğe sahiptir.  $x < 0,4$  için, bant aralığı direkt, daha büyük değerlerde indirektir. Çizelge 2.4' de AlGaAs yapısına ait bileşim oranına göre değişebilen bazı değerler verilmiştir. Bu çalışmada kullanılan AlGaAs yapısının örgü sabiti 5,66129 Å' dur.

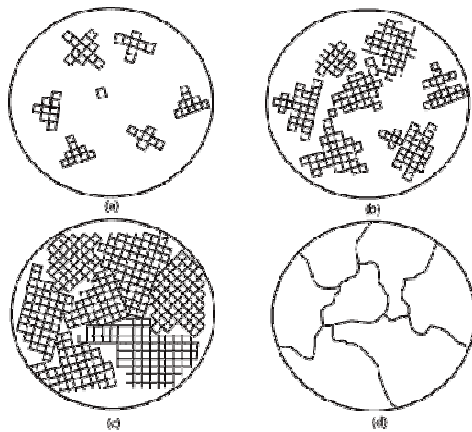
Çizelge 2.4. AlGaAs yapısına ait bazı temel değerler [42].

Al <sub>x</sub> Ga <sub>1-x</sub> As	
E <sub>g</sub>	1,424+1,247x eV ( $x < 0,45$ ) 1,9+0,125x+0,143x <sup>2</sup> ( $x > 0,45$ ) [300 K' de]
Elektron İlgisi	4,07-1,1x eV ( $x < 0,45$ ) 3,64-0,14x eV ( $x > 0,45$ ) [300 K' de]
Dielektrik Sabiti (statik durumda)	12,90-2,84x [300 K' de]
Dielektrik Sabiti (yüksek Frekansta)	10,89-2,73x [300 K' de]
Kırılma indisi	3,3-0,53x+0,09x <sup>2</sup> [300 K' de]

Aluminyum galyum arsenik, GaAs temelli heteroyapılı araçlarda bariyer maddesi olarak kullanılır. AlGaAs tabakası elektronların GaAs bölgesinde sınırlanmasını sağlar. Bu çeşit cihazlara örnek kuantum kuyu kızılötesi fotodetektörlerdir (QWIP).

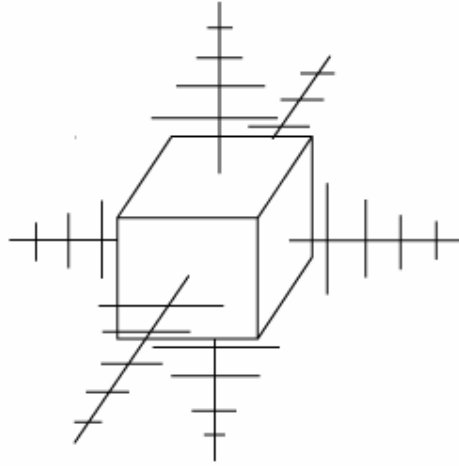
### 2.3. Katılma

Küçük bir kristal çekirdekten uygun şartlar altında sıvı-katı geçişleri sağlanarak büyük miktarda maddenin kristalleşmesi sağlanabilir. Yarıiletken ince filmler kullanılacağı uygulama da göz önünde bulundurularak kontrollü ortamlarda sağlanması gereken özel şartlar altında üretilirler. Normalde madde katılaşmaya başladığında sıvı içinde polikristal biçiminde katılma oluşmaya başlar [43]. Kristalin oluşmaya başlaması çekirdeklenme olarak bilinir ve bunun olduğu nokta çekirdeklenme noktasıdır. Çekirdeklenme olayı Şekil 2.15’ de gösterilmiştir. Katılma sıcaklığında sıvı atomları, eriyen metal gibi, çekirdeklenme noktasında bağları oluşturmaya ve kristal meydana gelmeye başlar [43]. Bireysel kristallerin son boyutu çekirdeklenme noktasının sayısına bağlıdır. Kristaller atomların eklenmesiyle daha da büyüyüp komşu büyüyen kristale çarpana kadar bu büyümelerine devam ederler.



Şekil 2.15.a) Kristallerin çekirdeklenmesi, b) Kristalin büyümesi, c) Düzensiz taneciklerin birlikte büyümesi, d) Mikroskopta görülebilecek tanecik sınırları.





Şekil 2.16. Katılaşma sırasında yapıda meydana gelen dendritlerin şekli.

### 2.3.2. Büzülme

Birçok maddeler katılaşma ve soğutma sırasında küçülürler. Büzülme bazan malzeme sertleşirken çatlamaya neden olur [47, 48]. Sıvının hacminin soğuk alanı kalıp ile bağlantılı olduğunda katılaşma ilk olarak yüzeyde meydana gelir. Kristaller içe doğru büyüdüklerinde, madde büzülmeye başlar [49]. Eğer katı yüzeyi yeterince kararlı ise ve içsel büzülmeler deforme olmamış ise stresler yeterince büyük olabilir. Aksi takdirde çatlamalara neden olur ve yapıda bir gevşeme meydana gelir.

### 2.4. Kristal Kusurları

Bir kristaldeki atomların, tam olarak tanımlanan periyodik noktalarda bulunacağı önermesi doğal olarak matematiksel bir önermedir. Gerçek kristallerde çeşitli tipte kristal yapı bozuklukları veya kusurları bulunur [50, 51]. Aslında katıların mekanik, elektrik, optik ve magnetik özelliklerinin çoğu bu kristal kusurları ile çok yakından ilgilidir.

Sonlu bir sıcaklıkta kristal örgüsündeki atomlar, sahip oldukları ısısal enerji nedeniyle, buldukları örgü noktasında çeşitli modlarda titreşim yaparlar. Sıcaklığın artması ile genliği artan bu titreşimler katıdan elektrik akımının geçmesine gösterilen direncin de artmasına neden olur [52]. Diğer taraftan örgü titreşimleri, öz

ısı (ısı kapasitesi) ile de yakından ilgili olup titreşim enerjisinin artması ısı kapasitesinin de artması anlamı taşır.

Yüksek sıcaklıklarda ısısal örgü titreşimleri atomların yerinin değişmesi ve bir kristal atomunun bulunması gereken yerde bulunmaması gibi noktasal kusurlara da yol açabilirler. Örgü noktasında bir atomun bulunmaması sonucu oluşan kusur boşluk olarak bilinir [53]. Bazı durumlarda kristalin kendi atomları veya yabancı safsızlık atomları örgü içinde örgü noktası olmayan konumlara yerleşebilir. Bu tür kusurlara ara kusurlar denir [54]. Eğer yabancı safsızlık atomları öz yapının atomlarının yerine geçip yerleşmiş ise yine kusur olarak adlandırılır.

İdeal olduğu düşünülen bir kristalde dahi kusur olabilir. Gerçekten de bütün kristaller biraz kusura sahiptirler. “Kusur” terimi kristal kusurları olarak kullanılmaktadır. Sonraki bölümlerde daha ayrıntılı görmek üzere kristal kusurlarını kabaca noktasal, çizgisel ve düzlemsel kusurlar olarak 3 temel sınıfta inceleyebiliriz.

Nokta kusurlar, örgüdeki atomların yer değiştirmesi, safsızlık atomunun örgü içinde yer alması, bir atomun yerinde bulunmaması veya örgü noktaları dışında bir noktada bulunması gibi atomların bireysel kusurlarıdır [55].

Çizgisel kusurlar ise düzensiz bir şekilde yer alan bir çizgi boyunca atom gruplarıdır. Bu kusurlar genellikle dislokasyonlar olarak isimlendirilir [56].

Düzlemsel kusurlar, maddenin homojen bölgeleri arasında arayüzeylerdeki kusurlardır. Düzlemsel kusurlar tanecik sınırlarında ve paketlenme hatalarının olduğu bölgelerde görülürler.

#### **2.4.1 Nokta kusurlar**

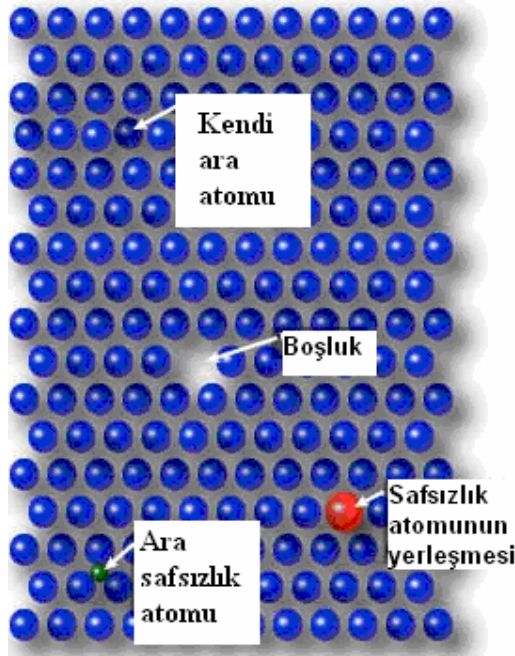
Nokta kusurlar, atomların bulunması gereken yerlerde bulunmadıkları veya örgü yapısında düzensiz bir yerde bulunmaları durumlarına denir. Nokta kusurlar Şekil

2.17’de ayrıntılı olarak görülebileceği gibi kendi ara atomları, ara safsızlık atomları, değişen atomları ve boşlukları içerirler [57-60]. Kendi ara atomlar ekstra atomlardır ki onlar kristal yapıda çatlğa ait boşluğun içindedirler. Kendi ara atomlar yalnızca düşük konsantrasyonlarda metallerde meydana gelir ve yüksek bir strese sahip olup örgü yapısını sıkıştırırlar.

Yerdeğıştiren safsızlık atomları yığın atomlarından farklı tip atomlar olup örgüde yığın atomlarının yerine geçerler. Yerdeğıştiren safsızlık atomları genellikle yığın atomuna yakın boyutlardadır (yaklaşık %15). Yerdeğıştiren safsızlık atomlarına örnek olarak pirinç levha içindeki çinko atomları verilebilir. Ara safsızlık atomlarının örneği karbon atomlarıdır ki bunlar demirden çelik elde etmek için kullanılır [61].

Boşluklar, atomun bulunması gereken yerde olmaması durumunda meydana gelir [62]. Bunlar geneldir, özellikle yüksek sıcaklıklarda atomlar nadiren ve tesadüfen pozisyonlarını terk ettiğinde arkasında boş örgü alanları bırakır. Birçok durumlarda atomların interdifüzyona uğraması, komşuluğunda boşlukların bulunması nedeniyle gerçekleşir.

Bunlar dışında, kristaldeki atomlar yüksek hızlı elektron, nötron veya protonların çarpması sonucu buldukları örgü noktasından kopar ve bu noktalarda kristal kusurları oluşur. Bir atom normal olarak bulunması gereken örgü noktasından kurtulup bir ara pozisyona yerleşirse, bir boşluk ve bir ara kusurdan oluşan kusur çifti meydana gelir. Bu Frenkel kusuru olarak bilinir [63].



Şekil 2.17. Nokta kusurların şematik olarak gösterimi.

Eğer atom kristal yüzeyine kadar çıkıyorsa bu kusura Schottky kusuru denir. Bu kusurlar yarıiletken malzemenin elektriksel özelliklerini ve bazı işlemlere tabi tutulduklarında da, radyasyon gibi, özellikleri etkilenir [63].

#### 2.4.2. Çizgisel kusurlar (Dislokasyonlar)

Dislokasyonlar atomların kristal yapısının dışında bir pozisyonda yer alan alanda oluşan kusurlardır. Dislokasyonlar stres uygulandığında oluşturulur [63]. Malzemenin mekanik özelliklerin katastrofik olarak bozulduğu plastik deformasyon durumu da, dislokasyonların hareketi nedeniyle meydana gelir [63, 57]. Dislokasyon hareketi ek dislokasyonlar üretir; dislokasyonlar birbiri içine girdiğinde dislokasyon hareketini oluştururlar.

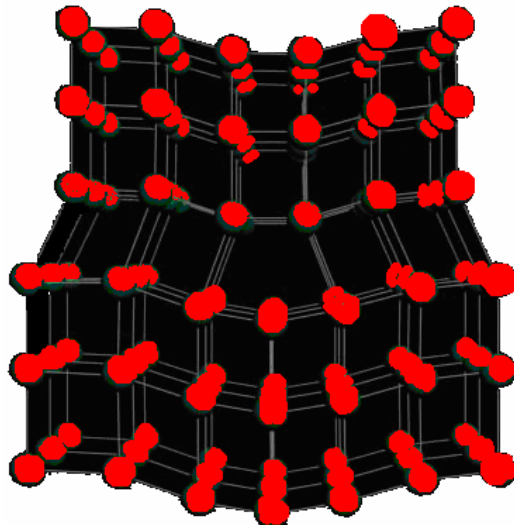
Taylor, Orowan ve Polyani' nin 1934' de dislokasyonları keşfinden önce kimse metalin plastik deformasyonunun özelliklerinin nasıl olduğunu tahmin edemezdi.

Dislokasyon varlığı ile yapının kimyasal özelliklerinde bir değişimin olmaması 1900'lerin başlarında büyük bir problem olarak görülürdü. TEM' in geliştirilmesinden sonra bu konular açıklık kazandı [63].

İki temel çeşit dislokasyon mevcuttur. Bunlar, kenar ve vida dislokasyonları olarak adlandırılırlar [64, 65]. Birçok dislokasyon, olası kenar ve vida dislokasyonun karışımından meydana gelir.

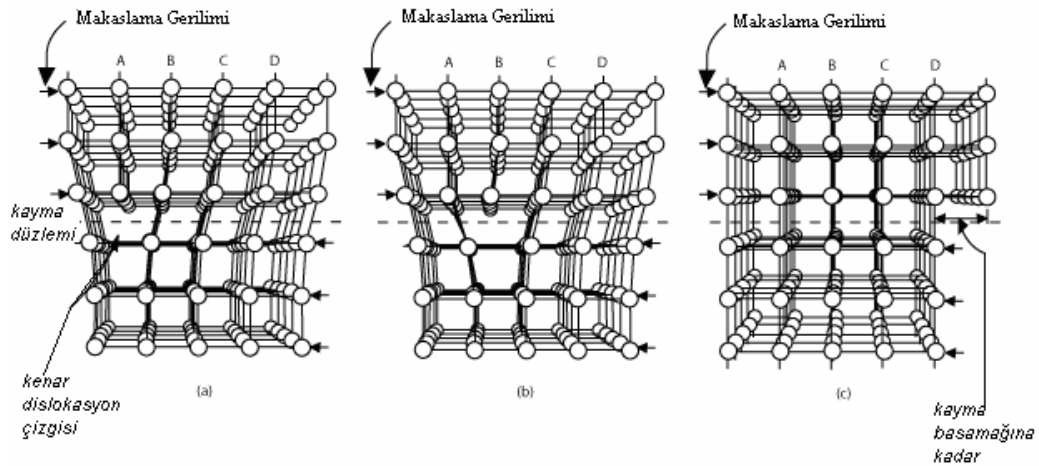
### Kenar Dislokasyonları

Şekil 2.18' de kenar dislokasyonuna sahip bir yapı gösterilmiştir. Dislokasyonlar, çizgi kusurlar olarak adlandırılırlar, çünkü sonuçta bu dislokasyonla ilgili üretilen kusurlu noktalar geometrik olarak bir çizgi boyunca yer almaktadır [65, 66]. Bu çizgi örgüye eklenen ekstra yarı düzlemin ucu boyuncadır. Atomlar arası bağlar dislokasyon çizgisinin civarında oldukça sapsmışlardır. Kenar kusurunu, Şekil 2.19'da da görüldüğü gibi basitçe örgüye eklenmiş ekstra bir yarı düzlem olarak ifade edebiliriz.



Şekil 2.18. Kenar dislokasyonlarının şematik gösterimi.

Dislokasyon hareketi, tırtılın hareketine benzer bir harekettir. Bu hareket Şekil 2.19'da gösterilmektedir. Tırtıl, bütün vücudunu bir kerede hareket ettirmek için büyük bir kuvvet uygulamak zorundadır. Tüm vücudunu hareket ettirmek yerine, vücudunun bir kısmını ileri doğru küçük bir miktar hareket ettirerek yerdeğiştirmeyi meydana getirir [66,88].

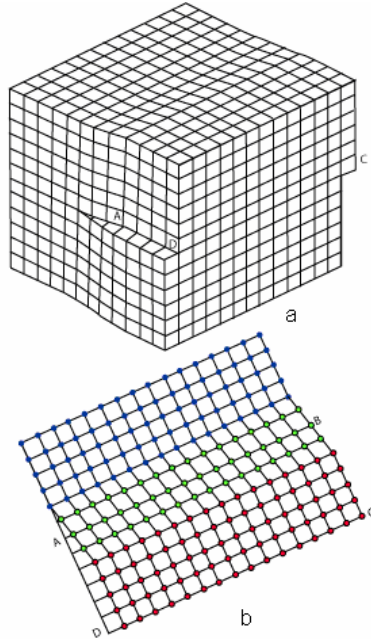


Şekil 2.19. Dislokasyon hareketinin şematik gösterimi [66, 88].

Şekil 2.19'da görüldüğü gibi dislokasyon hareketinin küçük değişimlerden meydana geldiği açıkça görülmektedir. Kristaldeki dislokasyon Şekil 2.19 (a)'da gösterildiği pozisyonundan sağ tarafa doğru hareket eder Şekil 2.19 (b)'de ilerleyen pozisyon ve Şekil 2.19 (c)'de de son şekli görülmektedir [66, 88].

### Vida Dislokasyonları

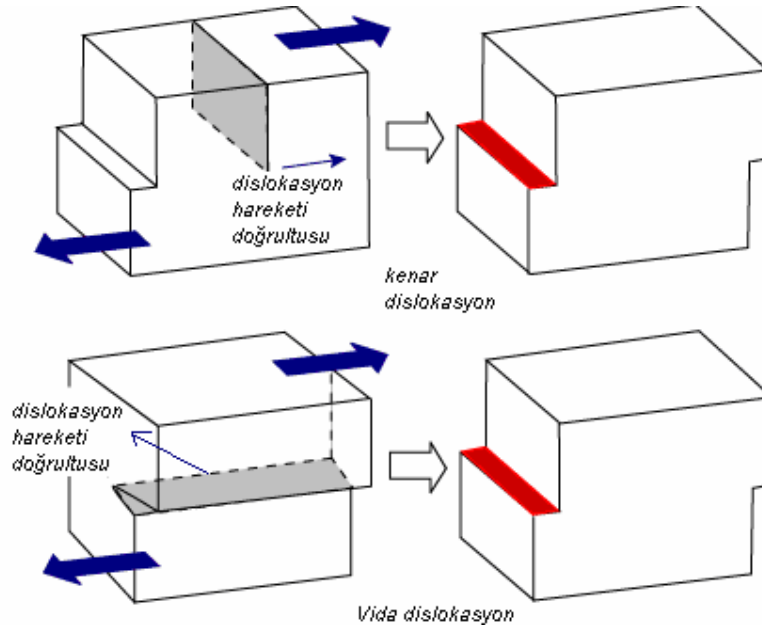
İkinci temel tip dislokasyon vida dislokasyondur. Vida dislokasyonu hayal etmek biraz daha zordur. Vida dislokasyonun hareketi kayma gerilmesinin de bir sonucudur, fakat kusur çizgisinin hareketi, atom yerdeğiştirmesi ve stres yönelimine diktir [65 - 68]. Vida dislokasyonu, kayma gerilmesi boyunca blokta yırtılma meydana gelmesi durumudur. Bu durum Şekil 2.20 (a)'da gösterilir. Şekil 2.20 (b)'de ise yırtılmanın üstündeki atom düzlemlerini gösterir.



Şekil 2.20.Vida dislokasyonların şematik gösterimi

Şekil 2.20' de, orjinal yerlerinden ayrılmayan atomlar mavi dairelerle gösterilmiştir. Kırmızı dairelerle gösterilen atomlar ise örgüde yeni pozisyonlarını almış atomlardır ve bunların metalik bağları yeniden kurulmuştur [68]. Yeşil dairelerle gösterilen atomlar hareketli atomlardır. Herhangi bir verilen zamanda kırılan bağlar görülmektedir. Bu kısımlarda yer alan bağları koparmak için diğer kısımlara göre daha çok enerji gerekmektedir. Eğer kayma gerilmesi artarsa, atomlar sağa doğru kaymaya başlarlar. Yeşil atomlar kırmızı olurlar ve mavi atomlar yeşile dönerler. Bu yol ile vida dislokasyon şeklinin yukarısına doğru hareket eder ve hareket stres doğrultusuna dik olur [69, 70]. Bu, vida dislokasyonlarını stres doğrultusuna paralel hareket eden kenar dislokasyonlarından ayıran en önemli farktır. Şekil 2.21'de de görülebileceği gibi sonuçta oluşan net plastik deformasyon kenar ve vida dislokasyonları içinde aynıdır.

Dislokasyon hareketi, maddenin içinde atomların en yoğun olduğu düzlem boyunca olmaktadır. Stres, düzlemler arası boşlukla dislokasyon hareketini artırır. fcc ve bcc metaller yoğun düzlem dizilimlerine sahiptirler, böylece dislokasyonlar bağlantılı



Şekil 2.21. Kenar dislokasyonlar şekilde olduğu gibi stres doğrultusuna paralel, vida dislokasyonlar ise stres doğrultusuna dik hareket ederler.

olarak kolay hareket ederler ve sonuç olarak bu maddeler yüksek yumuşaklığa sahiptir. Metallerde dislokasyon hareketi daha zordur. İyonik bağlı materyallerde, iyonun bıraktığı pozisyon ile geleceği pozisyon aynı olacağı için kayma zor olup madde kırılındır. Düşük yoğunluk paketlemeli kovalent maddeler metallerden daha kırılındır [71].

### Düzlemsel Kusurlar - Yığın Kusurları ve İkizlenme sınırları

Geniş bir alanda meydana gelen bozulmalar iki tip kristal kusuru meydana getirirler:

1) Paketleme kusurları ve 2) ikizleme sınırları.

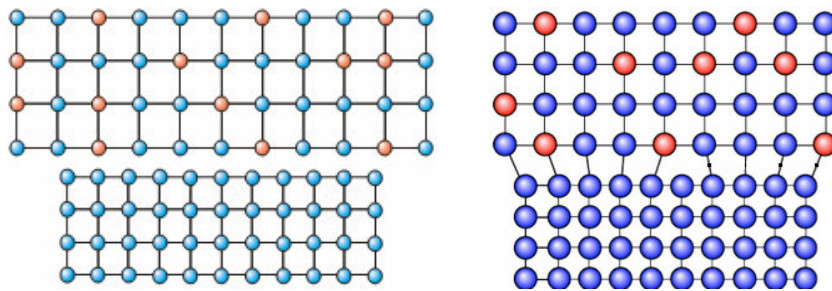
Paketleme kusurlarının meydana geldiği yerde atomik alanlar ikiz sınırı adı verilen durumu oluşturur. Birçok atomun üst üste gelmesi paketleme kusurunu meydana getirir [72, 73]. Kapalı paket, kristal yapılarda gözlenen bir durumdur. Örneğin yüzey merkezli kübik yapılarda hegzagonal kapalı paket yapılardan kümelenme yeri bakımından daha farklıdır.

Hcp ve fcc yapılar için, ilk iki tabaka kendi aralarında ayarlanır, ve AB düzenlemesine sahiptir. Hcp yapıda, üçüncü tabaka atomların direk bu A tabakasının üstünde kümelenmesi ABA olacaktır. Yani, yapı ABABABAB şeklinde devam eder. Fcc yapıda, üçüncü tabaka atomları kendi kendilerine ayarlanıp çizgi boyunca olup, sonuç kümelenme ABC şeklinde olur. Eğer hcp yapı ABABAB şeklinde olursa ve aniden ABABABCABAB yapısına dönüşürse, paketleme kusuru meydana gelir [72]. Fcc düzenlemesinde desen ABCABCABC şeklindedir. Fcc yapıda paketleme kusuru mevcutsa C düzlemi kayıp olur. Diğer bir ifadeyle desen ABCABCAB\_ABCABC şeklini alır.

Eğer paketleme kusuru kararlı değilse birkaç atomik aralık şeklinde devam eder daha sonra ikinci paketleme kusuru oluşturur. Örneğin kümelenme deseni ABABABAB şeklinde ise ABCABCABC' ye değişir ve tekrar ABABABAB' ye geri dönerse, bir çift ikiz paketleme kusuru üretilir. İtalik bölge birbirini izleyen kümelenmede ABCABCACBACBABCABC şeklinde olup ikiz düzlemdir [74].

### 2.4.3. Örgü uyumsuzluğu ve misfit

Örgü uyumsuzluğu, alttaş üzerine büyütülen katmanların örgü sabitleri eğer alttaşın örgü sabitinden farklıysa oluşur. Bu durum Şekil 2.22' de gösterilmiştir [75].



Şekil 2.22.Si alttaş üzerine SiGe yapısı; Örgü sabitleri birbirinden farklı iki yapının gösterimi.

Örgü uyumsuz yapıların üst üste büyütülmesi durumunda örgü sabiti büyük olan katmanlarda bağ yapmamış atomlar oluşabilmektedir. Bunlara boş bağlar da denir.

Bu boş bağlar yük taşıyıcılarını tuzaklarlar. Bu yüzden ilgili katmanın seri direnci artacak ve elektron iletim özellikleri olumsuz etkilenecektir.

Eğer ince film örgüyü gevşetmişse, bu yapıların X-ışını kırınım deseninde alttaş göre bir  $\Delta\theta$  kayması oluşturur. Eğer  $a_f$  ve  $a_s$  sırasıyla ince filmin ve alttaşın örgü sabitlerini göstermek üzere

$$m = \frac{a_f - a_s}{a_s} = \frac{\Delta a}{a_s} \quad (2.6)$$

ise

$$\frac{\Delta\theta}{\theta} = \frac{\Delta a}{a_s} \quad (2.7)$$

elde edilir [75, 71]. İnce filmin gerilmesi durumunda, filmin düzlem içi örgü sabiti alttaş uyarıken düzlem dışı örgü sabiti farklı olur. Bu farklılığa misfit denir. Bu farklılık aşağıdaki eşitlikle gösterilir,

$$m^* = \frac{\Delta\theta}{\theta} = \frac{\Delta a_{II}}{a_s} \quad (2.8)$$

Burada  $m^*$  misfit,  $a_{II}$  düzlemdışı örgü sabiti,  $a_s$  alttaşın örgü sabiti,  $\Delta\theta$  kırınım desenindeki kaymanın değişimini,  $\theta$  ise kaymayı ifade eder.

#### 2.4.4. Çizgisel kusur yoğunluğu

Gerginlik oluşmuş ince filmler içinde dislokasyon veya kusurlar oluşur. Bunlar genellikle iki bölge içinde oluşurlar; film ve alttaş arasındaki ara yüzeyde ve filmin içinde. Ara yüzey kusurları, kırınım ölçümlerinden elde edilen piklerin pozisyonlarında ölçülebilir bir kayma meydana getirirler. Bu takdirde, arayüzeydeki net gerginlikten kusur yoğunluğunu tahmin etmek mümkün olur [75 - 78].

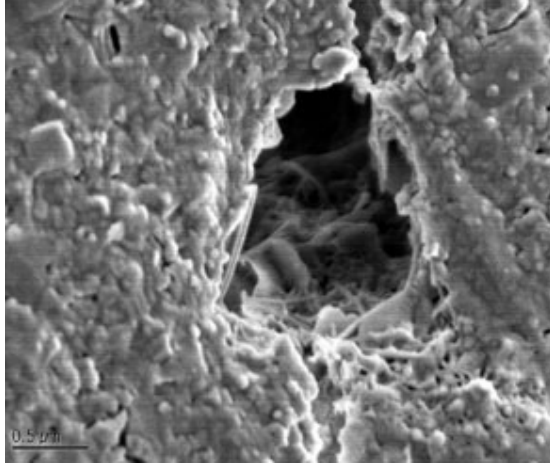
Filmin içinde oluşan kusurlar, kırınım deseninde oluşan piklerde genişlemeye veya yayılmaya yol açarlar. Piklerdeki genişleme miktarı, yapıda oluşan kusur yoğunluğu ile orantılı olacağından, kusur yapılarını belirlemek için kullanılabilir.

#### **2.4.5. Polikristallerde tanecik sınırları**

Diğer bir tip düzlem kusur, tanecik sınırlarıdır. Buraya kadar tartışma tek kristaller üzerine idi. Katılar genellikle birçok kristal yada taneciklerden oluşurlar. Taneciklerin boyutları nanometrelerden milimetrelere kadardır ve sınırları komşu taneciklere göre düzenlenir [75, 79]. Bir taneciğin bittiği yerde diğer tanecik başlar ve tanecik sınırları önemlidir. Tanecik sınırları dislokasyonun hareketine ve boyuna göre belirlenir. Bu yüzden küçük tanecikler yapıyı daha güçlü kılar. Taneciklerin boyutları kristal büyütürken eriyiği soğutma oranıyla kontrol edilebilir. Genellikle hızlı soğutma küçük grainler oluşturur, yavaş soğutma da geniş tanecikler oluşturur [80].

#### **2.4.6. Hacimsel kusurlar**

Hacimsel kusurlar bu bölümde tartışılan diğer kristal kusurlara göre daha büyük kusurlardır [81]. Boşluk bölgeleri çok sayıda atomun örgüde kaybolduğu yerlerdir. Resim 2.1, bir parça numunede meydana gelen boşluğu göstermektedir. SEM de çekilen fotoğrafta bu mesoskopik ölçekli hacimsel kusur görülmektedir. Yapı katılaştıkça ve boşluk oluşurken hava baloncukları nedeniyle tuzaklar oluşur ve genellikle gözenekli yapı olarak adlandırılır.



Resim 2.1. Hacimsel kusurların yer aldığı bir görüntü [81].

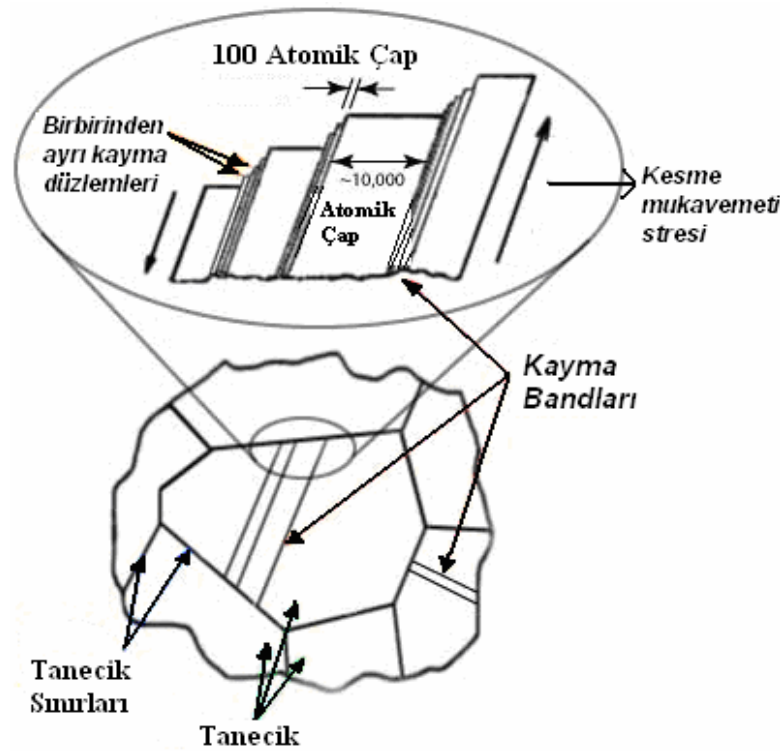
Diğer tip hacim kusuru, safsızlık atom topaklarının farklı fazların küçük bölgelerinde oluşmasıyla meydana gelir. Burada ki “faz” terimi, boş alana tekabül edip, bu alan fiziksel homojen bir madde tarafından sağlanır. Bu fazlar, çökelmeler (presibitatlar) olarak isimlendirilir [82].

#### **2.4.7. Elastik / Plastik bozulma**

Metal yada diğer yapısal maddelere yeterince yüklenildiğinde, maddenin şeklinde değişime neden olur. Bu değişim deformasyon olarak adlandırılır. Esnek maddelere esneklik sınırında bir kuvvet uygulandığında uygulanan kuvvet sonucu cismin değişen şekli, kuvvet ortadan kalktığında da ortadan kalkacaktır yani cisim orjinal haline dönecektir. Buna elastik bozulma denir [75, 83]. Diğer bir ifadeyle elastik bozulma düşük strese maddenin şeklindeki değişimdir. Bu çeşit bozulma bağların gerilmesini içerir, fakat atomlarda kayma olmaz.

Uygulanan stress sonucu metalde sürekli bir bozulma oluşmuş ise bu plastik bozulma olarak adlandırılır. Kristal kusurlar kısmında tartışıldığı üzere plastik bozulma, dislokasyon hareketiyle sınırlı sayıda atomik bağların kırılmasını içerir. Bu kuvvet kristal düzlemindeki bütün atomların bağlarının kırılmasını gerektiren kuvvet olup, çok büyük olmalıdır [84].

Dislokasyonların hareketi, atomların kristal düzlemlerde düşük stres seviyelerinde birinden diğerine kaymasına izin verir. Atom düzlemlerinin, yoğunluğu boyunca düşük bir hareket için bile enerjiye ihtiyaç vardır; dislokasyonlar maddenin taneleriyle tercihli olarak hareket ederler. Bu hareket tanelere paralel düzlemler boyunca meydana gelir. Bu paralel düzlem kayma grubu optik mikroskopta görülebilen kayma bantlarını oluşturur. Kayma bantı tekli çizgi olarak mikroskop altında görülebilir.



Şekil 2.23. Elastik ve plastik deformasyonun gözlendiği bir şekil [84,75].

Şekil 2.23' de elastik ve plastik deformasyonun herhangi bir yapı için oluşumu, kayma bantlarının yerleri, elastik-plastik deformasyon sonucu oluşan tanecik sınırları ve bu taneciklerin şematik olarak gösterimi yer almaktadır. Şekilde meydana gelen kaymaların karşılaştırılabilmesi için de boyutlar atomik çap olarak verilmiştir.

### 2.4.8. Stres ve gerinim

#### Stres

Stres terimi objenin bilinen kesit alanına uygulanan kuvvetin ifadesi olarak kullanılır. Bu bağlamda stres, yapıyı bozmaya yönelik kuvvetler sistemidir. Stres dağılımı düzenli yada düzensiz olabilir; bu yüklenen şartların doğasına bağlıdır [84]. Örneğin, stres eksensel olarak çubuk üzerine yüklendiğinde kuvvet çubuğun kesit alanına bölünür.



Şekil 2.24. Birim yüzeye etki eden kuvvet ve birim yüzey alanının şematik gösterimi.

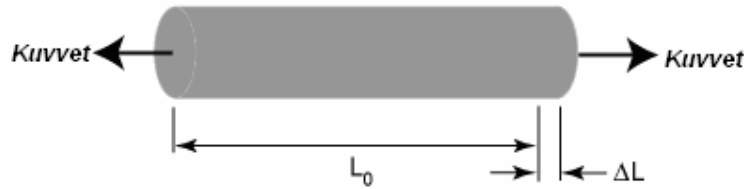
$$\text{Stres, } \sigma = \frac{\text{Kuvvet}}{\text{KesitselAlan}} = \frac{F}{A_0} \quad (2.9)$$

İki boyutlu ve üç boyutlu katılarda stres daha kompleks olup metodik olarak tanımlanmaya gereksinim duyar. İç kuvvet, düzlemde küçük bir alanda uygulanırsa üç bileşen için yeniden çözülür: Biri düzleme normal ve diğer ikisi düzleme paraleldir. Seçilen alan üzerindeki ortalama stresler sonlu olup, alan sıfıra yaklaştığında o noktadaki stresler belirlenir [85, 75].

#### Gerinim

Maddeye kuvvet uygulandığında, stress oluşturur, bu da yapıda bozulmaya neden olur. Gerinim ise maddede oluşan stresin sisteme verdiği bir tepkidir. Gerinim, bozulma miktarının, uygulanan kuvvetin doğrultusunda maddenin ilk uzunluğuna

bölünmesiyle elde edilebilir.  $L_0$  uzunluklu bir çubuğun boyunda  $\Delta L$  kadar bir uzama meydana geldiğinde gerinim;



Şekil. 2.25.  $L_0$  uzunluğuna sahip, kuvvet uygulanan bir telin şematik gösterimi.

$$Gerinim = \frac{BoyunaUzama}{OrjinalUzunluk} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2.10)$$

ile tanımlanır.

Eğer stres küçük ise, maddede küçük miktarda gerinim olabilir ve madde uygulanan stresten sonra serbest kaldığında eski boyutlarına döner. Bu, elastik bozulmanın bir göstergesidir. Eğer madde uygulanan stresten sonra eski boyutlarına dönmüyorsa madde de plastik bozulma oluşmuştur [86-88].

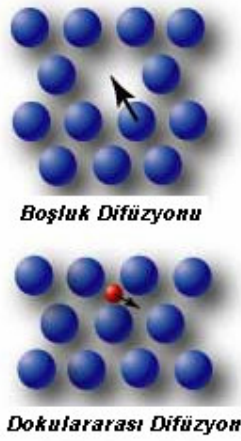
Bu tez çalışmasında incelenen yapılar yarıiletken ince tabakalardan oluşmaktadır. Bu yapıların gerinim değerlendirmeleri alttaş ve üzerine büyütülen epikatmanların örgü sabiti farklılıkları dikkate alınarak değerlendirilmiş ve detayları Bölüm 4.2' de sunulmuştur.

#### 2.4.9. Difüzyon

Difüzyon, atomların yüksek konsantrasyonlu bölgeden düşük konsantrasyonlu bölgeye göç etmeleridir. Homojen maddelerde, atomlar rutin olarak çevrelerinde hareket ederler fakat bu hareket rastgele olan bir harekettir.. Homojen olmayan maddelerde, atomların örgü içinde yer değiştirebileceği gerekli şartlar altında bütün

atomlar yaklaşık bir rastgelelikte hareket ederler, fakat atomların göçleri yoğunluklarının düşük olduğu yerlere doğrudur [89]. Diğer bir ifadeyle net bir difüzyon vardır.

Atom difüzyonu, evsahibi yada komşu atomların hareketiyle boşluk oluşturmaları, veya çatlak safsızlık atomlarının farklı çatlak pozisyonlarına gelmeleriyle oluşur. Şekil 2.26' da bu durum gösterilmektedir. Atomların hareket etmesi için atomun komşu atomlarla olan bağ enerjisini geçmesi gerekmektedir. Bu olay yüksek sıcaklıklarda atomlar güçlü bir şekilde titreşirken kolayca gerçekleşir.



Şekil 2.26. Boşluk ve dokulararası difüzyon.

## 2.5. III-V Grubu Yarıiletkenlerde Kusurlar

III-V grubu yarıiletkenlerin alan etkili transistörler (FET), birleştirilmiş devreler (IC) ve ışık saçan diyotlar (LED) gibi elektronik cihazlarda birçok uygulamaları bulunmaktadır. III-V grubu yarıiletkenlerde hareket eden elektronlar, Si benzerlerine göre daha yüksek hızlarda hareket edebilirler. Bu durum GaAs temelli yapıları ultra-yüksek radyo frekanslarında kullanışlı yapar. GaAs araçlar diğer tip yarıiletken alaşımlara göre daha az gürültü yaparlar. Düşük sinyal amplifikasyonunda bu önemlidir. İlaveeten, optiksel iletişim ve kontrol sistemlerinde bulunan LED'lerin üretiminde GaAs temelli yapılar sıklıkla kullanılır. Lineer IC lerin üretiminde

kullanılan Si yerini GaAs temelli materyallere bırakmıştır. Son gelişmelerle ise III-V nitrit yarıiletken materyallerden GaN ve InN gibi yapılar da elektronik ve optoelektronikte sıkça kullanılmaktadır.

Yarıiletken yapılarda yer alan kusurlar bu yarıiletkenlerden yararlanarak yapılan cihazların çalışmasında olumsuz yönde rol oynamaktadır [90]. Kusurlar nedeniyle, üretilen cihazların çalışma performansları düşük olmaktadır. Birçok çeşit kusur, III-V grubu yarıiletkenlerde aktif olarak görülmektedir. Bu kusurlar direkt olarak büyütmeyle ve büyütme sonrası yapılan uygulamalar ile bağlantılıdır. Bu tezde yeni geliştirilen tekniklerle üretilen III-V grubu yarıiletkenlerden InGaAs ve AlGaAs alaşımlarında birçok tipik kusurlar, dislokasyonlar, yığın kusurları, çökeltmeler belirlendi.

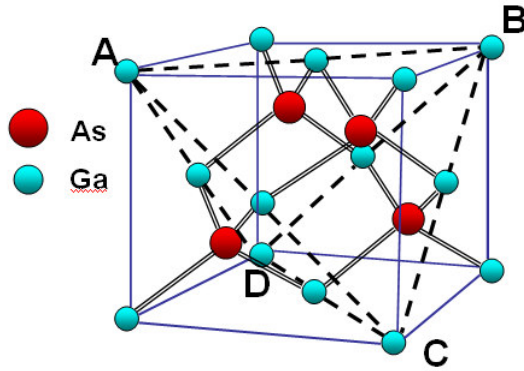
III-V alaşımlarındaki kusurlar; sıfır boyutlu nokta kusurlarına (boşluklar, çatlaklar, atomlar doğru yerlerde durmamasından oluşan kusurlar), bir boyutlu çizgi kusurlarına (dislokasyonlar), iki boyutlu düzlem kusurlarına (tanecik sınırları) ve 3 boyutlu hacimsel kusurlara (çökeltmeler (presipitatlar), yabancı maddelerin katılmasıyla oluşan kusurlar (inclusion)), şeklinde sınıflandırılabilir.

### **2.5.1. GaAs' deki kusurlar**

GaAs' deki baskın nokta kusurların yanında, dislokasyonlar detaylı araştırmalara konu olmuştur [91, 92]. Kusurların mikroyapılarda temel rolü, yapının dayanıklılığı ile ilgilidir. Kusurlu bir yapının dayanıklılığı kusursuz yapılara göre boş bağlara sahip olması gibi nedenlerden dolayı oldukça düşüktür. Kristaller arasındaki arayüzeylerde ve kristallerin büyütülmesinde dislokasyonlar meydana gelebilir. Dislokasyonlar tuzaklar olarak ve taşıyıcılar için yeniden birleşme merkezleri olarak, yarıiletkenlerde elektriksel özelliklerinin kötüleşmesinde önemli rol oynarlar. Dislokasyonların bu özellikleri detaylı incelenen yapının içindeki dislokasyon çekirdeği (dislokasyonun oluşmaya başladığı yer) ile doğrudan bağlantılıdır. Bu sebeplerden ötürü başta elmas yapılı malzemelerde olmak üzere dislokasyon

çekirdekleri hem teoriksel olarak hem de deneysel olarak geniş bir şekilde çalışılmaktadır [91, 92].

GaAs, çinko sülfür yapıya sahiptir. Elmas yapı Si ve Ge gibi yarıiletkenlerin sahip olduğu ve bütün atomların aynı türden olduğu bir örgüdür. Şekil 2.27'de görüldüğü gibi çinko sülfür yapının elmas yapıdan farkı örgünün iki farklı tip atom içermesidir. GaAs için bu iki farklı atom Ga ve As' dir. Çinko sülfür yapının en önemli özelliği atomların tetrahedral yapıyı oluşturarak bir araya gelmesidir. GaAs'de herbir Ga atomu en yakın komşuluğunda dört As atomuna ve her bir As atomu en yakın komşuluğunda dört Ga atomuna sahiptir.

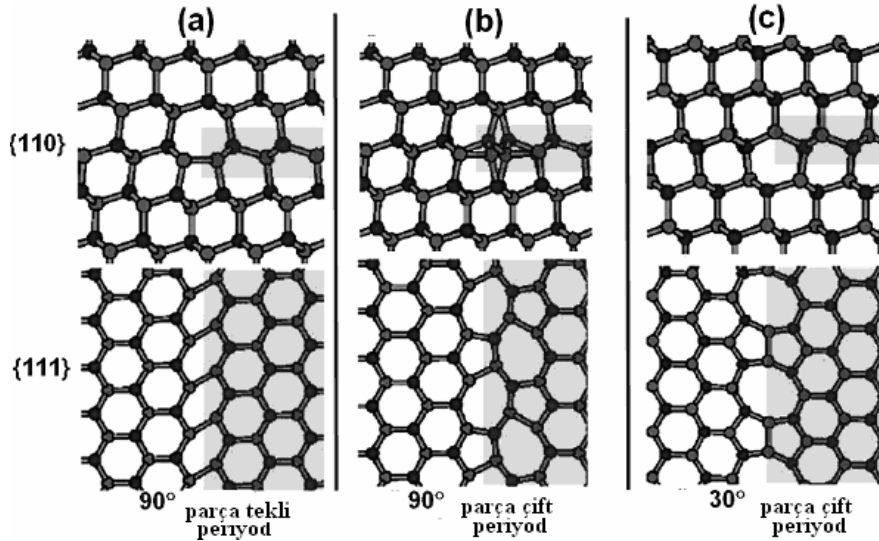


Şekil 2.27. GaAs' ın kristal yapısı tetrahedral bağ yapılanması gösterir, ABCD Thompson tetrahedralini meydana getirir.

GaAs' de, dislokasyonlar tipik olarak  $a/2\langle 110 \rangle$  ın Burger vektörüyle aynı hizada bulunmaktadır.  $\langle 110 \rangle$  yönelimi boyunca dislokasyon çizgisi için uygun bir seçim vardır [92]. Si ve GaAs'de, genel olarak  $60^\circ$  vida dislokasyonları görülmektedir [93, 94]. Yapıda oluşan dislokasyonlar için dislokasyon çekirdeği geniş alanlı düzlemler üzerinde ise karışık dislokasyonların varlığına sebebiyet verir. Yani yapıdaki bir bozukluk, yer buldukça genişler ve farklı tip bozuklukların oluşumuna da neden olur. GaAs bir bileşik yarıiletkenidir, arsenik veya galyum pozisyonu oluşan ekstra yarım düzlemin yapısını farklı kılmaktadır. Çekirdek yapı genellikle atomik pozisyonların fonksiyonu olarak toplam enerjinin nümerik minimizasyonu ile belirlenir. Bu biraz tartışmalıdır ki mevcut olan birçok  $90^\circ$  parça dislokasyonunun çekirdeğinin birçok konfigürasyonu bu teoriye dayanır. 1992' de yapılan bir makalede önerildi ki

dislokasyon çekirdeklerinin asimetrik tekli periyodik yapısı simetrik sözde-beşli-koordine konfigürasyonlarından daha stabildir [95, 96]. Yani, yapı büyüdükçe kararlılık azalmaktadır. Dislokasyonların sahip oldukları ve dislokasyonun yapı boyunca yayıldığı bir kayma düzlemi mevcuttur. Dislokasyon çekirdeklerinin merkezlerinde bir yarım örgü uzayı kayma düzlemi boyunca meydana gelip, çiftli periyodik yapı, tekli periyodik çekirdeğin olası pozisyonları komşuluğu arasında yarım bir yolda yerleşebilir [96].

Tekli periyodik ve çiftli periyodik yapı arasındaki serbest enerji farkı Si yapısında bulunan dislokasyonlar için önemsizdir [97]. Sınır şartlarında seçime bağlı olarak iki çekirdek yeniden oluşum enerjisi mevcuttur. Tekli ve çiftli periyot yeniden oluşumu, 90 derece parça dislokasyonlar Şekil 2.28.a, b' de gösterilmektedir. 90 derece ve 30 derece parça dislokasyonlar karşılaştırıldığında Şekil 2.28.c'de gösterilen çiftli periyot çekirdek yeniden oluşumunun gerçekleştiği görülmektedir [98,99]. Bu dislokasyonlar çekirdek doğrultusu boyunca ve çekirdek doğrultusundan tekrarlanan uzaklık boyunca oluşup mükemmel kristalde dengeli bir durum oluşturur.



Şekil 2.28. GaAs içi hesaplanan tekli ve çiftli periyod yeniden oluşumu 90 derece parça dislokasyonlar

### 2.5.2. AlGaAs/GaAs yapısında As çökelti oluşması ve Al-Ga interdifüzyonu

Arsenik temelli yarıiletken alaşımlar (GaAs, AlGaAs, v.b.) MBE ile nispeten düşük sıcaklıklarda ( 200 - 450 °C ) büyütüldüğünde, sitokiyometrinin bozulmasına bağlı olarak %2 fazlalıkta As birikmesi gözlenebilmektedir [100,101]. Bu sitokiyometrinin bozulması durumunda As' in oranı Ga'a göre 1'den daha büyük olmaktadır. Bu durum, Ga yada Al yerine As'in yerleşmesiyle oluşan Ga boşluklarının süperdoyum istemi nedeniyle oluşmaktadır. As miktarı, büyütme sıcaklığı düştükçe artar; bu sıcaklık değişimi yardımıyla As miktarı ayarlanabilir. Bunların yanı sıra, sitokiyometrik madde büyütme sıcaklığından daha büyük sıcaklıklarda tavlendiğinde, GaAs karışımı ve serbest taşıyıcılarla çevrelenen bölgelerde yarımetalik As çökmelerinin arttığı görülmüştür [102]. Al-Ga interdifüzyonu mekanizması, As'in fazlaca olması, As'in kusur oluşturması veya As topaklarının boyutlarının olması gerekenden farklı olması nedeniyle meydana gelmektedir. Periyodik cetvelde III-A grubunda yer alan elementlerin oluşturduğu boşluklara V-A grubundan elementlerin yerleşmesi 700 °C' den büyük sıcaklıklarda tavlama yapıldığında gözlenen bir durumdur [103]. Tavlama gibi sıcaklığa bağlı işlemler uygulandığında As, AlGaAs tabakalar üzerine çökme eğilimi göstermektedir [104-105].

### 2.5.3. InGaAs/GaAs yapısında In-Ga interdifüzyonu

InGaAs/GaAs yapısı için tavlamaya bağlı olarak In atomlarında yerdeğiştirmeler olmaktadır. Bu tez kapsamında yapılan ve literatür taraması sonucu elde edilen verilerden alınan sonuçlara göre InGaAs/GaAs yapısında tavlama sıcaklığına bağlı In-Ga interdifüzyonu ve In ayrılmaları gözlenmiştir [106]. Yarıiletken ince filmler için, periyodik cetvelde III. Grup atomları arasında meydana gelen interdifüzyon, In ve Ga arasında olmaktadır. In-Ga interdifüzyonu için InGaAs sisteminde, Grup III interdifüzyonu tekli negatif yüklenmiş Ga boşluklarına atfedilir [106]. Yani beklenen interdifüzyon mekanizması Ga boşluklarına In yerleşmesidir. Bazı durumlarda In-Ga interdifüzyonu artışı nedeniyle gerinim oluştuğu görülmüştür [107].

### 3. KULLANILAN YÖNTEMLER VE DENEYSEL SİSTEMLER

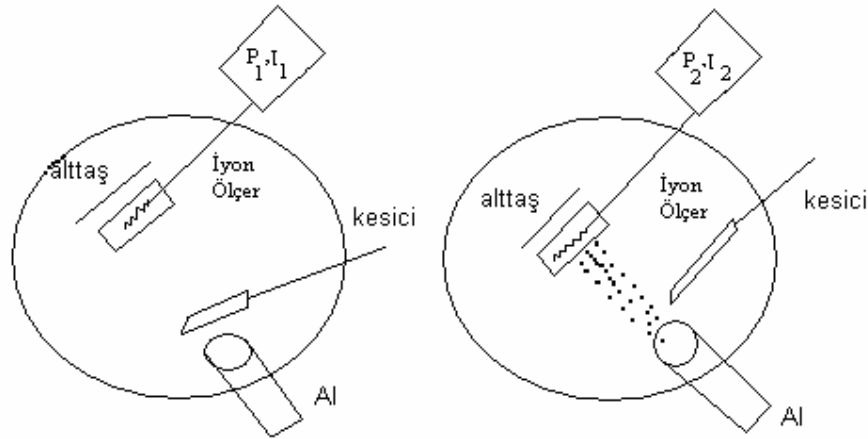
Bu tez çalışmasında incelenen InGaAs/GaAs süperörgü ve AlGaAs/GaAs numuneleri MBE yöntemi ile büyütüldü. Büyütülen numuneler yüksek çözünürlüklü x-ışınları kırınımı yöntemi (HRXRD) ile yapısal olarak incelendi. Daha önceki çalışmalarımızdan elde edilen elektriksel veriler yardımıyla hesaplanan InGaAs/GaAs yapısının idealite faktörü değerindeki olağan olmayan sonuçlar yapının kusurlu olmasına atfedildi [108]. Bu sonuç ışığında yapının kusur analizi, farklı tavlama sıcaklıklarının etkisini incelemek üzere yapıldı. Alttaş üzerine tek tabaka InGaAs büyütülen numunelerden elde edilen HRXRD verilerinin de yardımıyla ek tabakaların katkısı olmadan InGaAs'e ait pik pozisyonu belirlendi. Buna ek olarak InGaAs/GaAs yapısındaki InGaAs'e ait pik pozisyonu da ölçümlerle belirlendi. Bu verilerden yararlanarak, InGaAs süperörgüdeki ayrıntılı kusur analizi hızlı tavlama işlemine tabi tutulan yapılarda gerçekleştirildi. InGaAs ve AlGaAs kübik yapıda olduğu için, InGaAs için kullanılan denklemler ve hesaplama metodu AlGaAs için de kullanıldı.

#### 3.1. Moleküler Demet Epitaksi Kristal Büyütme Yöntemi

Vakumda buharlaştırma tekniği olan MBE, yüksek kalitede yarıiletken ince filmler büyütülmesinde kullanılır [109-111]. MBE yönteminde vakum ultra-yüksek vakumdur (toplam basınç  $< 10^{-10}$  Torr). MBE tekniği ile üretilen filmler tek kristal özelliğindedir. Elementlerin Knudsen kaynaklarında ısı olarak buharlaştırılmalarıyla üretilen moleküler demetler, ısıtılmış bir alttaş üzerine gönderilerek tek kristal katmanlar meydana getirir.

MBE'de kristal büyütmede elementel kaynaklardan alttaş yüzeyine gelecek olan moleküler veya atomik demet akısını tam olarak belirlemek gerekir. Yapının hem büyüme oranı hem de alaşım oranı bu akıya bağlı olacaktır. Atomik yapıda moleküler demete özgü basınç (BEP) ya da akıyı belirlemek için uygulanması gereken adımlar şunlardır:

Bir kaynağın BEP akı değeri; ilgili kaynağın kaynak kesicisi kapalı iken ortam basıncı (ortamdan kaynaklanan akı) ile kaynak kesicisi açıldıktan sonra gözlenen akı arasındaki farktır. Diğer bir ifade ile hücreden yayılan atomik veya moleküler demetin “net” akı değeridir.

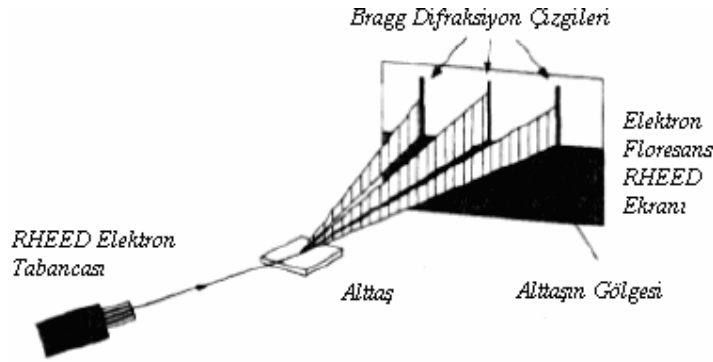


Şekil 3.1. Kesicinin açık ve kapalı olmasında iyon ölçerden okunan değerlerin şematik gösterimi.  $BEP I(Al) = P(Al) = I(Al) = I_2 - I_1 = P_2 - P_1$ .

Şekil 3.1' e göre  $P(Al)$ , Alüminyumun basıncı,  $I(Al)$  ise Alüminyumun sahip olduğu akı miktarıdır.

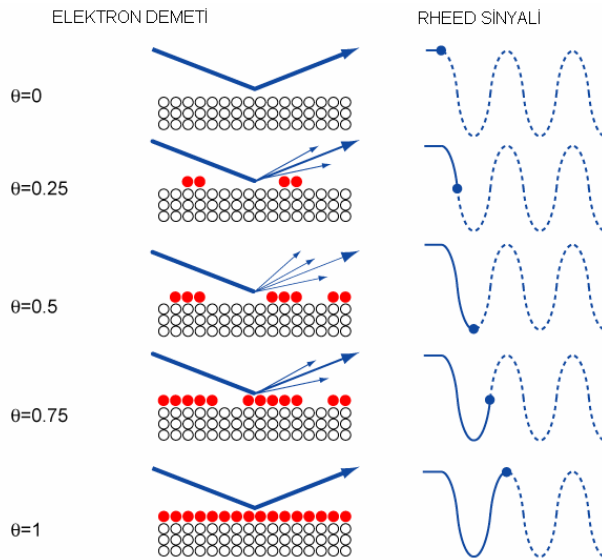
RHEED sistemi yüksek enerjili elektronların bir kristal yüzeyinden saçılmasını gözlemlemek için kullanılır. Şekil 3.2' den de görüldüğü gibi RHEED sistemi, elektron tabancası ve fosfor ekrandan meydana gelir. Elektron tabancasından numuneye elektron demeti gönderilir, numune yüzeyinden kırılan demet fosfor ekranda görüntülenir.

RHEED, MBE sisteminin iç karakterizasyonunu sağlayan önemli bir ekipmandır. RHEED sinyalinin salınım periyotları bir tekkatmanın büyüme süresiyle orantılıdır.



Şekil 3.2. RHEED sisteminin şematik gösterimi.

RHEED penceresinde oluşan kırınım deseni büyütme işlemi yapılmadan önce ve büyütme işlemi sırasında yüzeyin durumu hakkında bilgi edinmemizi ve bir tam tabakanın tamamen büyüüp büyümediği hakkında bilgi edinmemizi sağlar. Şekil. 3.3' de RHEED salınım eğrisi gösterilmiştir.



Şekil 3.3. Bir tam tek tabakanın oluşumunu gösteren şekil [112].

Karakterizasyonları yapılan numuneler Gazi Üniversitesi Yarıiletken İleri Araştırma Laboratuvarında kurulu VG-Semicon V80H-MBE Sistemi ile büyütüldü. Sistemde genel olarak büyütme odası, hızlı yükleme (FEL) ile hazırlık odası, transfer mekanizması, kontrol ünitesi ve bilgisayar yer almaktadır. Büyütme odası ve hazırlık

odası ultra yüksek vakum şartları altında tutulmaktadır. Büyütme odası, altaş manipulatör, körüklü çubuk, kaynak hücreler, kesiciler, RHEED analizinin yapılabilmesini sağlayan kısım, dört kutuplu kütle spektrometresi, akı ölçümlerini sağlayan iyon ölçer ve gözlem camından meydana gelir.

Hazırlık odası ise, transfer mekanizması, hareket yeteneğine sahip magnetler, yükleme odası ve ilk temizleme kısmına sahiptir.

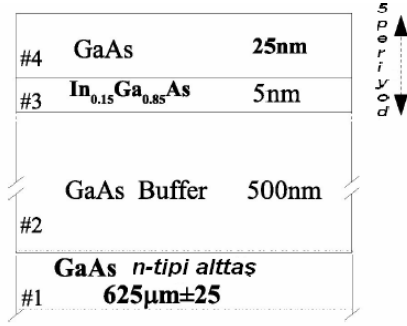
IBM OS/2 işletim sistemi altında çalışan bir bilgisayar ile sistemin kontrolü sağlanmaktadır.

Çok yüksek vakum elde edebilmek için büyütme odasında çeşitli pompalar yer almaktadır. Bu pompalar, iyon pompası, titanyum süblimleşme pompası, turbo pompası ve cryo pompası şeklinde sıralanabilir. Sistemde oluşturulan yüksek vakum sayesinde büyütme sırasında oluşabilecek safsızlıkların ve kirliliklerin büyütülen numune kalitesini düşürmesine engel olunur.

### **3.1.1. InGaAs/GaAs süperörgü (SL) yapısının büyütülmesi**

Yüksek kaliteli  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  / GaAs süperörgüsü (SL)  $x=0,15$  için V80H-MBE sistemi ile büyütüldü. n-tipi GaAs (100) altaş molibden numune tutucuya , talyum teller kullanılarak tuturuldu. Yükleme odasında turbomoleküler pompa kapatılarak ortama sıvı azot verilerek temizlenme işleme yapıldı. Numune tutucuda yer alan altaş yükleme odasındaki kaset içerisine yerleştirildi. Turbomoleküler pompa çalıştırılarak yükleme odası basıncının  $10^{-8}$  mbar değerine gelmesi sağlandı. Daha sonra altaş hazırlık odasına alındı. Numunenin 2 saat gaz temizliği yapıldı. Odalar arasındaki ana vana açılarak numune hazırlık odasından büyütme odasına alınarak manüplatöre yerleştirildi. Büyütme odasına transfer edilen altaş  $640-680^\circ\text{C}$ ' de  $\text{As}_2$  akısı altında 20-30 dakika tutularak oksit temizlenmesi yapıldı. Her periyodun kalınlığı  $0,3 \mu\text{m}$  olan 5 periyotlu InGaAs süperörgü yapısı  $560^\circ\text{C}$ ' de büyütüldü. GaAs büyütme

oranı 1 $\mu$ m/saat olarak RHEED kullanılarak ayarlandı. Büyütülen numunenin katman yapısı Şekil 3.4’de gösterilmiştir.



Şekil 3.4. Büyütülen In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As / GaAs süperörgü yapısı.

InGaAs için büyüme oranı (GR(InAs)), x=0,15 için

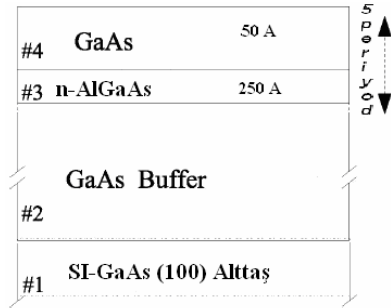
$$x = \frac{GR(InAs)}{GR(InAs) + GR(GaAs)} \quad (3.1)$$

ifadesinden yararlanarak GR(InAs)=0,490 Å/s olarak bulundu. Burada GaAs büyüme oranı GR(GaAs)=2,78 Å/s alındı. Büyütülen bu yapı için alaşım oranı HRXRD ölçümleri sonucunda x=0,15 olarak belirlendi. Bu durum büyütmede hedeflenen alaşım oranının yakalandığı anlamına gelmektedir.

### 3.1.2. AlGaAs/GaAs yapısının büyütülmesi

AlGaAs/GaAs süperörgü yapısı yarı-yalıtkan GaAs alttaş üzerine büyütülmüştür. MBE sisteminde büyütme sırasında alınan veriler, Al 1080°C’ de iken BEP değeri 8,1x10<sup>-8</sup> mbar, Ga<sub>2</sub> 936°C’de iken BEP değeri 7,75x10<sup>-7</sup> mbar, As bulk 353 °C’ de iken BEP değeri 2,2x10<sup>-6</sup> mbar şeklinde kaydedilmiştir. Alttaş 400°C’ de tutularak 2 saat süre ile gaz temizliği yapıldı. Oksit temizlenmesi 670°C’de gözlenmeye başladı. Tampon tabaka katmanından sonraki tabakalar 650°C alttaş sıcaklığında büyütüldü.

Büyütülen tabakaların yapısı Şekil 3.5’de verilmiştir. AlGaAs tabaka büyürken  $GR(\text{AlAs})=0,47 \text{ \AA/s}$  ve  $GR(\text{GaAs})= 1,09 \text{ \AA/s}$  olarak alındı. Buradan x oranı  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  yapısı için 0,30 olarak bulunmuştur.



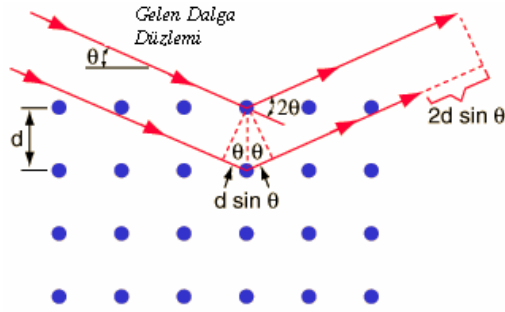
Şekil 3.5. Büyütülen  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As} / \text{GaAs}$  süperörgü yapısı.

### 3.2. Yüksek Çözünürlüklü X-Işınları Difraksiyonu (HR – XRD)

Yarıiletken materyallerin yapısal kalitesine, yapısal kusurların durumlarına göre karar verilir. Yüksek çözünürlükteki X-ışınları difraksiyonu kullanılarak yapılan deneyler sonucunda maddenin örgü parametreleri ölçüldü ve yapısal kusurlar incelendi. Bütün hesaplamaları yaparken Şekil 3.6’de ayrıntısı gösterilen Bragg yasası,

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (3.2)$$

temel alındı. Burada  $d$ , düzlemler arasındaki uzaklık,  $\lambda$ , dalgaboyu,  $\theta$  kırınım açısıdır.



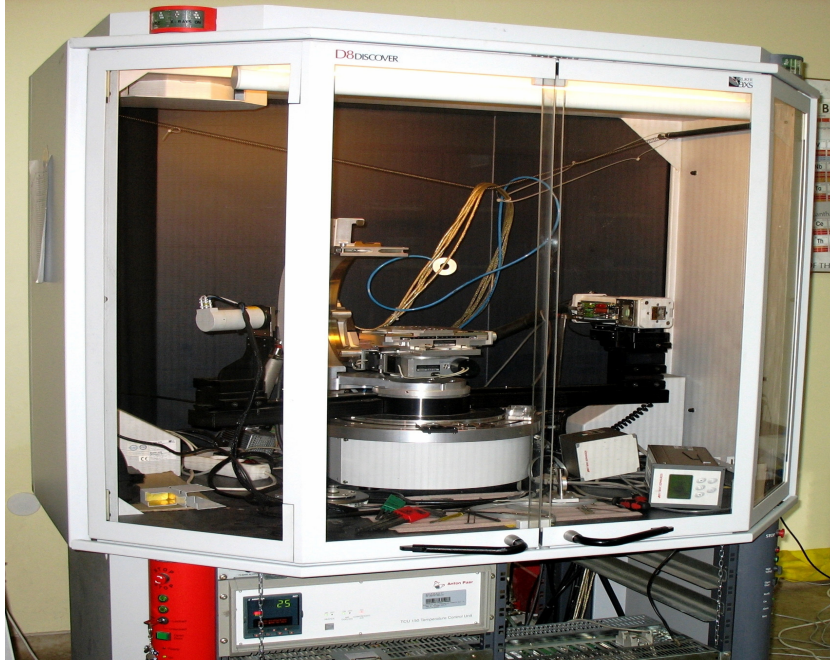
Şekil 3.6. Bragg Yasasının şematik gösterimi.

HR-XRD cihazı kullanılarak detaylı ölçümler alınıp kristalin yapısı hakkında birçok hesaplamalar yapılabilir. Bu tezde kusur analizi ile ilgilenilmiştir.

Altaş üzerine büyütülen katmanların örgü sabitleri altaşın örgü sabitinden farklıysa örgü uyumsuzluğu meydana gelir. İnce filmin örgüyü rahatlatması durumunda, kırınım deseninde altaşa göre  $\Delta\theta$  kayma meydana gelir. Kayma ve örgü uyumsuzluğu arasındaki ilişki Eş. (2.6) ve Eş. (2.7)' de verildiği gibi ele alınabilir

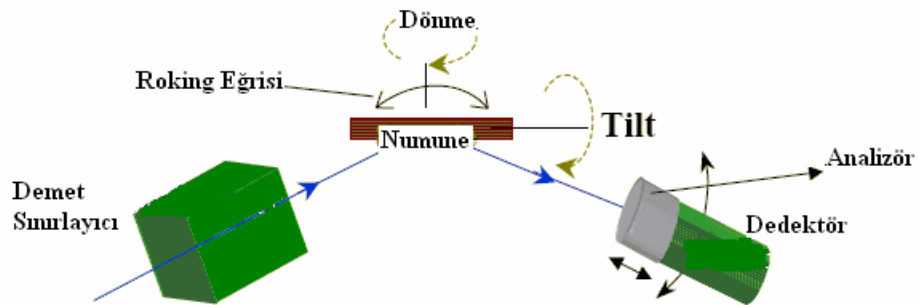
İnce filmlerde gerginlik oluşmuş ise, bu durum dislokasyon ve kusurlara yol açar. Bunlar film ve altaş arasındaki arayüzeyde ya da filmin içinde oluşabilir. Bu kusurları kırınım ölçümlerinde pik pozisyonlarından belirleyebiliriz. Pik pozisyonlarından meydana gelen kaymaları görebiliriz. Arayüzeyde meydana gelen gerginliği kullanarak kusur yoğunluğu hesaplanabilir. Film içinde meydana gelen kusurlar kırınım deseninde genişlemeye neden olur.

Ölçümlerde Resim 3.1'de görülen Bruker D8 Discover XRD sistemi kullanıldı. Cihaz yüksek çözünürlükte Ge 022 yönelimli monokromatöre sahiptir.



Resim 3.1. Bruker D8 Discover XRD sistemi.

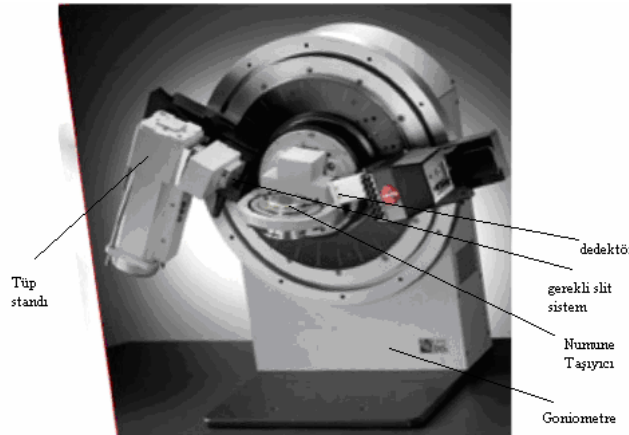
Sistemin kurulumunda bir NaI dedektör ve  $\text{CuK}\alpha 1$  ( $1,54\text{\AA}$ ) kaynak kullanılmaktadır. İnce filmlerin yükseklik ayarı yüksek duyarlıkta yapılabilmektedir. Sistem radyasyonundan korunma için kurşun süzdürülmüş cam koruma içine yerleştirilmiştir. Şekil 3.7'de yüksek çözünürlüklü x-ışınları ölçüm sistemi elemanları ve bazı yönler, terimler gösterilmiştir.



Şekil 3.7. Yüksek çözünürlüklü x-ışınları ölçüm sistemi elemanları ve bazı yönler.

### 3.2.1. Difraktometrenin dizaynı

Resim 3.2' de gösterilen difraktometre goniometre, tüp, tüp standı, ölçümler için gerekli slit sistem, numune taşıyıcı ve dedektörden oluşmaktadır. Dik yada yatay olarak yerleştirilebilmektedir.

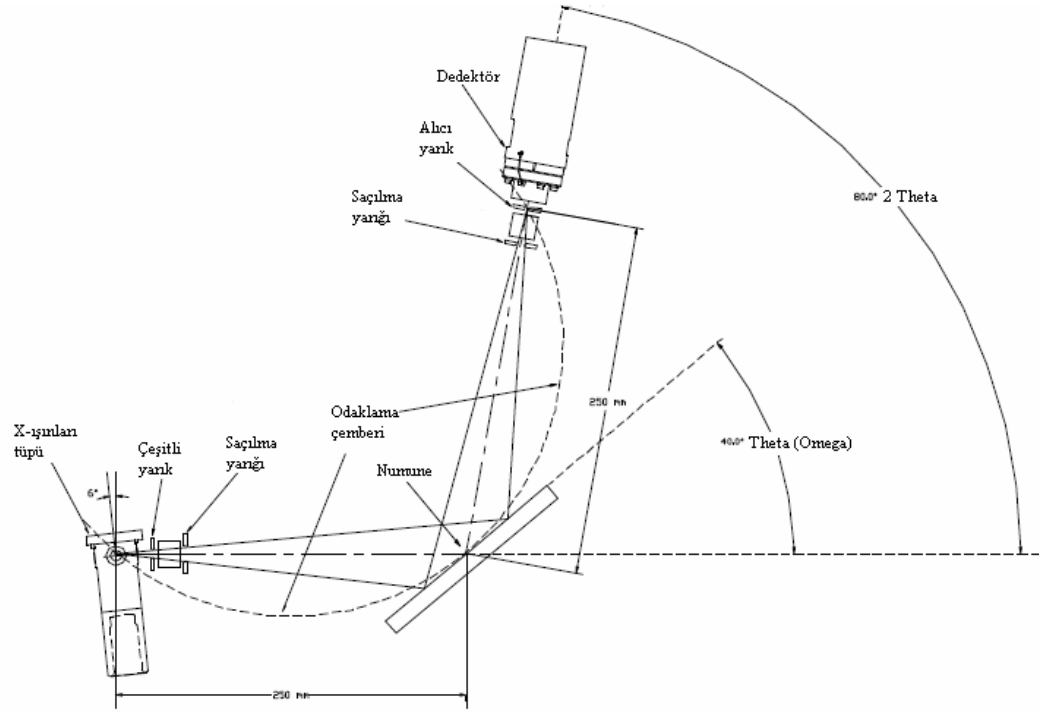


Resim 3.2. D8 difraktometre, düşey pozisyon.

### 3.2.2. Goniometre

Goniometre iç halka, dış halka ve sürücüyü içeren kısımları ihtiva eder. İç halka ve dış halkanın herbiri motor tarafından sürülür ve bu motorlar küçük basamaklarda hareket ederek dönebilen motorlardır. Ayak kısmı düşey yükleme için gereklidir. Yarıiletken yapıların ölçümlerinde genellikle  $\theta - 2\theta$  pozisyonunu 30-60 derece olarak ayarlanmaktadır.

Teta-2teta goniometre için, X- ışınları tüpü sabit olup, numune teta açısı boyunca hareket eder ve dedektör 2-teta açısında hareket etmektedir. Şekil 3.8' de  $\theta$ ,  $2\theta$ , omega gösterilmektedir.



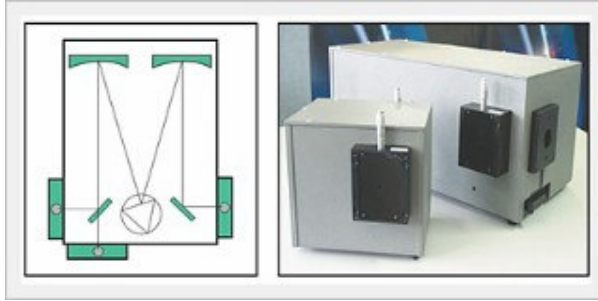
Şekil 3.8. Yüksek çözünürlüklü XRD cihazı ile Teta ( $\theta$ ) – 2 Teta ( $2\theta$ ) kurulumunun şematik gösterimi.

### 3.2.3. Difraktometrenin ayarlanması

Difraktometre sisteminin en iyi performansı göstermesi açısından sistemin hizalanması gereklidir. İlk olarak  $\theta$  ve  $2\theta$ ' nın sıfır pozisyonları skalası goniometrenin merkezine bağlı olarak ayarlanır. Daha sonra bütün yarıkların pozisyonlarının ötelemesi goniometrenin merkezine bağlı olarak ayarlanır. Sonraki basamaklarda hedeflenen ölçümlere göre sistemin açılarının ayarlanması yapılır. Bütün bu basamaklar sırasıyla X-ışınları açık konumda iken yapılır.

### 3.2.4. Monokromatör

Dalga boyu seçicileri (monokromatörler), ışık kaynağından gelen çok renkli ışıktan tek bir dalga boyunda tekrenkli ışık elde edilmesini gerçekleştiren düzeneklerdir. Grafit monokromatör kristalinin mozaik yapısından ötürü,  $K\alpha_1$  ve  $K\alpha_2$  pikleri ayıramazlar [113].



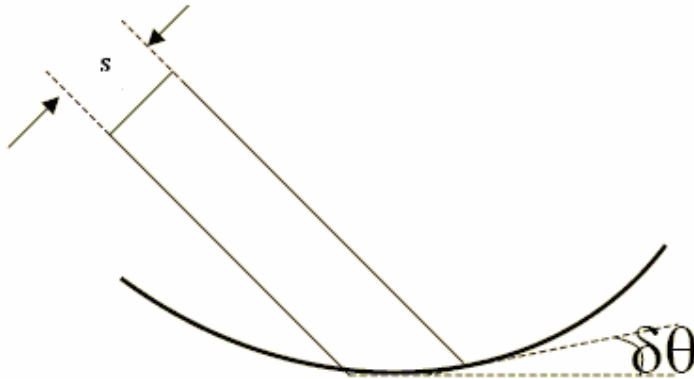
Resim 3.3. HRXRD sisteminde yer alan monokromatör.

Monokromatörde yer alan dedektör penceresi hava absorsiyonunu ve monokromatör boyutunu kısaltmak için yeterince geniştir. (220) Germanyum monokromatör kullanılmaktadır. Dalgaboyu ise  $\lambda = 1.2 \text{ \AA}$  dur. Resim 3.3' de ise monokromatör ve monokromatörün iç yapısı gösterilmektedir.

### 3.2.5. Yüksek çözünürlüklü X-Işınları difraksiyonu hesaplamalarında kullanılan bazı nicelikler

#### Eğrilik Yarıçapı

Şekil 3.9'da gösterildiği gibi Bragg pikinin kesin pozisyonundaki  $\delta\theta$  değişimi eğrilik yarıçapından (R) hesaplanır, bu hesaplama yapılırken "s" demet çapından yararlanır [114]:



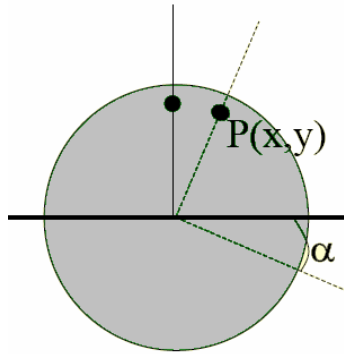
Şekil 3.9. Bragg pikinin kesin pozisyonundaki değişim ve demet çapının şematik gösterimi

$$R = \frac{s}{\delta\theta} \quad (3.3)$$

ifadesi de eğrilik yapıçapı için genel bir eşitliktir. Eğer numune Şekil 3.10'da gösterildiği gibi  $\alpha$  açısıyla yönelmiş ise koordinat çevrimi

$$s = x \cos \alpha + y \sin \alpha \quad (3.4)$$

biçiminde yapılır.



Şekil 3.10. Numune  $\alpha$  açısıyla yönelmesi durumunda, (x,y) koordinatlarına sahip bir noktanın gösterimi.

$\theta_{\text{özel}}$  ve s “R” ye dönüştüğü durumda lineer bir bağlantı vardır:

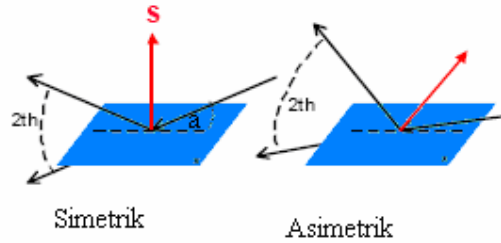
$$\theta_{\text{özel}} = \left[ \frac{1}{R} \right] s + \theta_0 \quad (3.5)$$

şeklinde ifade edilmektedir.

### Simetrik ve Asimetrik yansıma

Şekil. 3.11’ de görülen Bragg kırınımları paralel düzlemlerden veya paralel düzlemlere  $\alpha$  açısı kadar açıyla konumlanmış düzlemlerden yansır. Bunlar sırasıyla simetrik ve asimetrik yansımalar olarak adlandırılır. Simetrik yansımalarda  $\alpha$  açısı

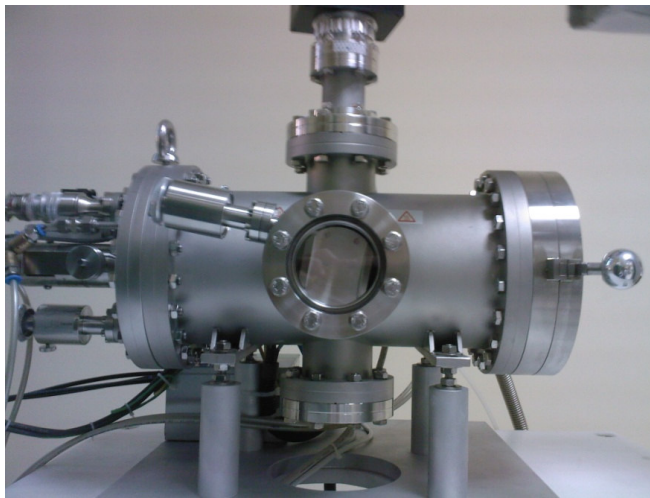
sıfır iken asimetric yansımada bu açı değeri sıfırdan farklıdır. Örneğin (004) simetrik bir düzlem iken, (224) asimetric bir düzlemdir.



Şekil 3.11. Simetrik ve asimetric yansımaların gösterimi.

### 3.3. Hızlı Tavlama

Çeşitli gaz ortamlarda (N, Ar, ...vb...) sahip olduğu lambalı ısıtıcı ile yüksek sıcaklıklara hızla çıkabilen ve ayrıca hızla soğumaya da imkan tanıyan bir tavlama fırınıdır. Resim 3.4' deki sisteme bağlı vakum sistemi ile tavlama işlemi  $10^{-8}$  mbar vakum mertebelerinde de gerçekleştirilebilmektedir. UHV odası, yağsız membran pompasına bağlı olarak çalışan turbo moleküler pompa ile vakum altına alınır. Vakum sistemi, ortamı istenmeyen gazlardan arındırmak, temizlemek amacıyla kullanılır. Yani sistemde bizim istediğimiz gazlardan başka bir gaz olmaması için ve sistemde bulunan nemi temizlemesi için kullanılır.



Resim 3.4. Deneysel ölçümlerde kullanılan hızlı tavlama sistemi.

Bunun yanı sıra yüksek sıcaklıklara çıkılacağından iletim yoluyla ortamdaki olası gazların ve dolayısıyla tüm sistemin ısınmasını da engeller. Sistemde kademeli ısıtıcı da yer almaktadır. Kademeli ısıtıcı, alttaşın yukarısında RTA odasının üst kısmında optik lambalardan oluşur.

### 3.4. Optik Mikroskop

Optik mikroskop, sahip olduğumuz numuneyi incelemek için basit incelemelerde geniş bir uygulama alanı sağlayan modüler dizaynı bir modern sistem mikroskopudur. Numunenin yüzeyine ait özellikleri Resim 3.5’de görülen Leica DMLM optik mikroskobu kullanılarak incelendi. Leica mikrosistemler, mikroyapının ölçümü,ve analizi için kullanılır [115]. Mikroskoba farklı aparatlar eklenerek yada çıkartılarak sanayi mikroskop uygulamalarında ve laboratuvarlarda ihtiyaca göre kullanılabilir. Bu mikroskopun verdiği bilgi sınırlı olmakla beraber çabuk ve doğrudan edinilen bilgi açısından faydalı bir metoddur. Maliyetinin de uygun olması bu tip mikroskopların kullanımını artırmaktadır. Numunelerin yüzeysel incelemesi açısından oldukça faydalı bir tekniktir.



Resim 3.5. Deneysel ölçümlerde kullanılan optik mikroskop sistemi.

Optik mikroskopun özellikleri:

1. Motorize olarak odaklanabilir
2. Motorize objektifler şifrelenmiştir.

3. Küçük aralıklarla dönen veya hareket eden motorla seramik kaplanmış motorize iskele.
  4. 6 serbestçe programlanabilen fonksiyon düğmesi
  5. Otomatik üstten aydınlatma
  6. Motorize başlık
- şeklinde sıralanabilir.

Optik mikroskopta elde edilen görüntüler mikroskopun bağlı bulunduğu bilgisayarda yer alan Qwin yazılım programı ile düzenlenip analiz edilebilir.

### 3.5. Spektroskopik Elipsometri

Yarıiletkenler, metaller, yalıtkanlar gibi katı maddelerin optik özelliklerini belirlemek için kullanılan ve numune yüzeyinden yansıyan ışığın polarizasyonundaki değişimin ölçülmesi konusunu temel alan, yüzeye zarar vermeyen bir ölçüm tekniğidir [115 - 117].

Numune üzerinden yansıyan ışığın polarizasyonu elipsometride mekanik olarak dönen polarizör birimi ile çözümlenmektedir. Az yansıma veren numuneler için düşük sinyal/gürültü meydana gelebilmektedir. Elipsometri ile filmin kalınlığı, kırılma indisi, kristallliği, sönüm katsayısı, belirlenebilir.

Herhangi bir optik sistemle elektromanyetik dalga etkileştiği zaman ışığın polarizasyon durumu değişir. Elipsometrik parametreler  $\Psi$  ve  $\Delta$  değerleri ile verilir.

Gelme düzlemine paralel kutuplanmış (polarize olmuş) yansıma genliğinin büyüklüğü  $r_p$ , dik polarize olmuş yansıma genliği ise  $r_s$ ' dir. Bu iki büyüklüğün birbirine oranı ise  $\rho$  parametresini verir.

$$\rho = \frac{r_p}{r_s} \quad (3.6)$$

$\Delta p$  paralel yönde polarize olmuş olan ışığın faz farkı,  $\Delta s$  dik yönde polarize olmuş ışığın faz farkı, ve  $\Delta$  ise  $r_p$  ve  $r_s$  arasındaki faz farkı olmak üzere,

$$\rho = \frac{|r_p|}{|r_s|} e^{i(\Delta p - \Delta s)} = \tan \Psi e^{i\Delta} \quad (3.7)$$

$$\Delta = \Delta p - \Delta s \quad (3.8)$$

biçiminde yazılabilir. Bu denklemler elipsometrik parametrelerle Fresnel katsayıları [118]. arasında ilişki kurulabileceğini gösterir. Fresnel katsayıları elektromanyetik dalgaların arayüzeyden geçişi ve yansımaları tanımlar. Dalgalar geliş düzlemine paralel ya da dik olabilir. Fresnel eşitliklerinin yansıma katsayıları

$$r_s = \left( \frac{n_1 \cos \theta_i - n_2 \cos \theta_t}{n_1 \cos \theta_i + n_2 \cos \theta_t} \right)^2 \quad (3.9)$$

$$r_p = \left( \frac{n_1 \cos \theta_t - n_2 \cos \theta_i}{n_1 \cos \theta_i + n_2 \cos \theta_t} \right)^2 \quad (3.10)$$

ve geçiş katsayısı ,

$$T = \left( \frac{n_2 \cos \theta_t}{n_1 \cos \theta_i} \right)^2 \quad (3.11)$$

ile verilir. Burada,  $\theta_t$  geçiş açısı,  $\theta_i$  geliş açısıdır.

Gelen ışığın polarizasyonuna bağlı olan yansıma  $r$  (Reflektans) ve geçiş  $T$  (Transmitans) katsayıları hesaplanabilir [118]. İncelenen örneklerin dielektrik fonksiyonu, polarizasyonun değişiminden yararlanarak bulunabilir.

### Ölçümlerde Kullanılan Spektroskopik Elipsometrenin Bileşenleri

Faz modülasyonlu spektroskopik elipsometre sistemi (Jobin Yvon-Horiba) numune üzerinden yansıyan ışığın polarizasyon durumunun bir fotoelastik modülatör yardımı ile, mekanik bir hareket olmaksızın, 50 kHz frekansında değiştirilmesi üzerine temelli bir cihazdır.

1 ms gibi küçük bir zamanda veri almaya imkan vermesi açısından önemlidir. 260-2100 nm gibi geniş bir dalga boyu aralığında ölçüm imkanı vermektedir. Kullanılan Elipsometre 75 W gücünde Xenon ışık kaynağına, otomatik goniometre üzerine monte edilmiş bir polarizöre ve bir kontrol birimine sahiptir. Polarizör başlığı, ışık kaynağından gelen ışık demetini toplar ve bir polarizör lens (Glan tipi) yardımı ile numune üzerine odaklar. Odaklanan ışığın çapı 50, 100 ve 1000  $\mu\text{m}$ ' ye ayarlanabilir. Modülatör başlığı, numune üzerinden yansıyan ışık demetini toplar; fotoelastik modülatör yardımı ile modüle eder ve modüle edilmiş ışık demetini polarizör lens yardımı ile polarize edip fiberoptik kablolar yoluyla monokromatöre iletir.

Fotoelastik modülatör ve polarizör lens motorize dönebilen bir plaka üzerine sabitlenmiştir. Monokromatörden çıkan ışık dalga boyuna göre hareket eden bir ayna yardımı ile ya ön çıkış yarığında fotoçoğaltıcı tüpe ya da yan çıkış yarığında InGaAs dedektöre gelir. Numune platformu birbirine dik iki doğrultuda bir motor ile mikrometre hassasiyetinde hareket ettirilebilmektedir. Laboratuvarda DeltaPsi2 yazılımıyla kontrol edilip veri alabildiğimiz bir düzenek yer almaktadır.



Resim 3.6. Deneyler sırasında kullandığımız spektroskopik elipsometre.

Laboratuvarımız bünyesinde ölçümlerde kullandığımız spektroskopik elipsometri Resim 3.6' da gösterilmektedir. Ölçümlerde kullanılan faz modülasyonlu spektroskopik elipsometre sistemi (Jobin Yvon-Horiba) numune üzerinden yansıyan ışığın polarizasyon durumunun bir fotoelastik modülatör yardımı ile, mekanik bir hareket olmaksızın, 50 kHz frekansında değiştirilmesi üzerine çalışmaktadır. Böylece, yüksek sinyal oranı elde edilmiş ve kimi elipsometre sistemlerinde bazı durumlarda karşılaşılan düşük hassasiyet durumu artık kalkmıştır. Bu tekniğin 1 ms kadar küçük bir zamanda veri almaya olanak vermesi (hızlı cevap zamanı), dinamik olayların gözlenmesi için önem taşımaktadır.

## 4. BULGULAR VE TARTIŞMA

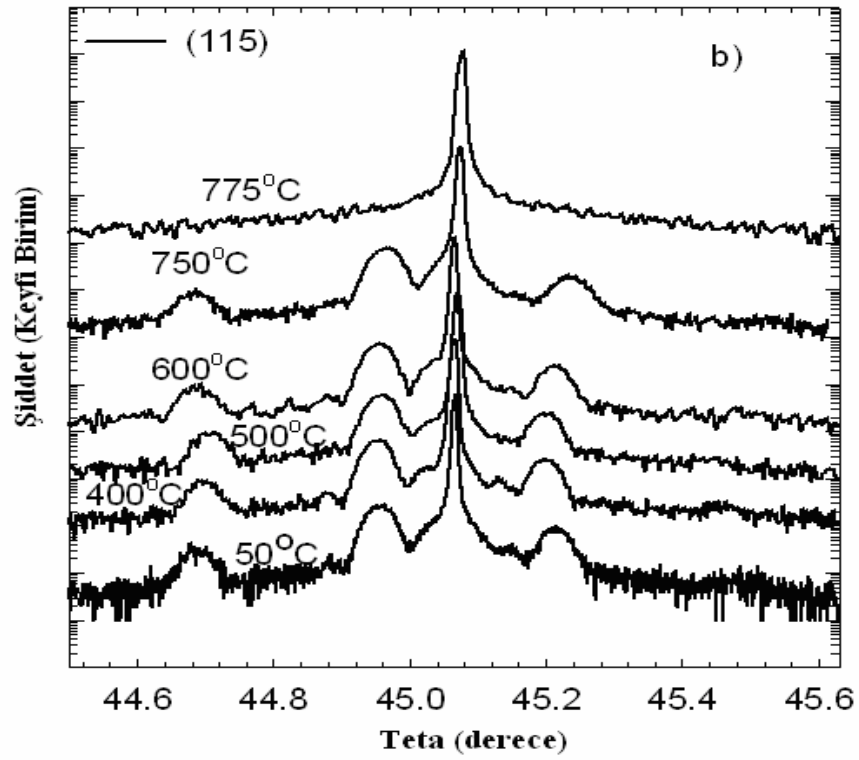
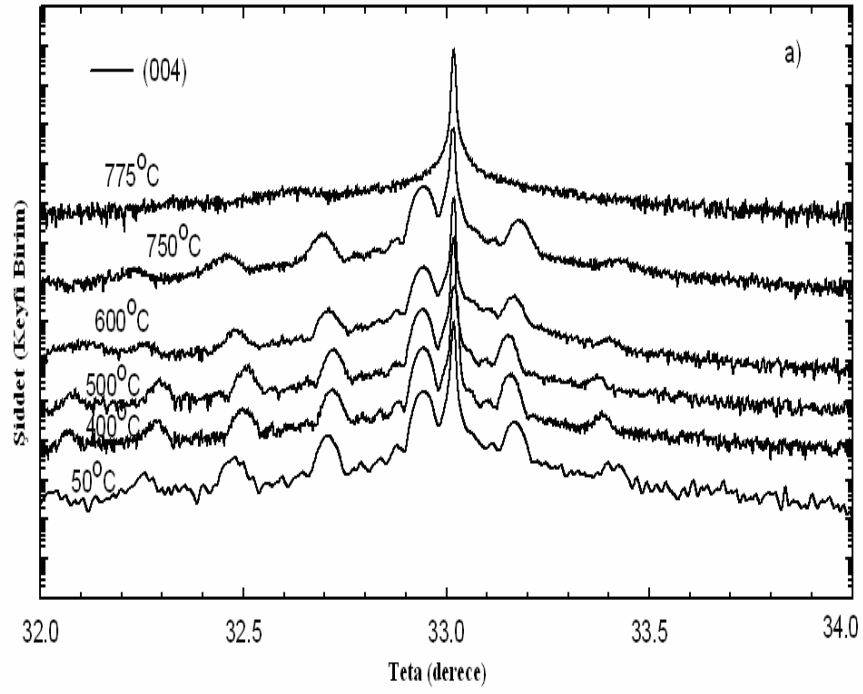
### 4.1. Hızlı Tavlama İşlemi

MBE sisteminde büyütülen AlGaAs/GaAs ve InGaAs/GaAs numuneleri 6 parçaya bölündü. Numuneler kimyasal olarak NH<sub>4</sub>OH : H<sub>2</sub>O (1 : 5) çözeltisi kullanılarak 40 saniye süre ile aşındırma işlemine tabi tutuldu. Bu çözeltide yeterli sürede aşındırmaya tabi tutulan numuneler çözülden alındıktan sonra deiyonize suya alındı. Bir müddet bu suda bekletildikten sonra da elipsometri ile optik ölçümleri alındı. Herbir parça AlGaAs/GaAs ve InGaAs/GaAs numunesi düşük basınçlı azot gazı ortamında sahip olduğu lambalı ısıtıcı ile 50-775 °C sıcaklıkları arasında 1 dakika süre ile hızlı tavlama işlemine maruz bırakıldı. Sisteme bağlı turbo moleküler pompa ile tavlama işlemi için 10<sup>-3</sup> mbar mertebesinde gerekli ortam hazırlandı. Yapılar hızlı tavlama sistemi ile azot ortamında 1 dakika boyunca GaAs yapılar arasına konularak tavlandı. GaAs yapılar arasına konularak tavlama yüzeyden As kopmalarını önlemek için yapıldı.

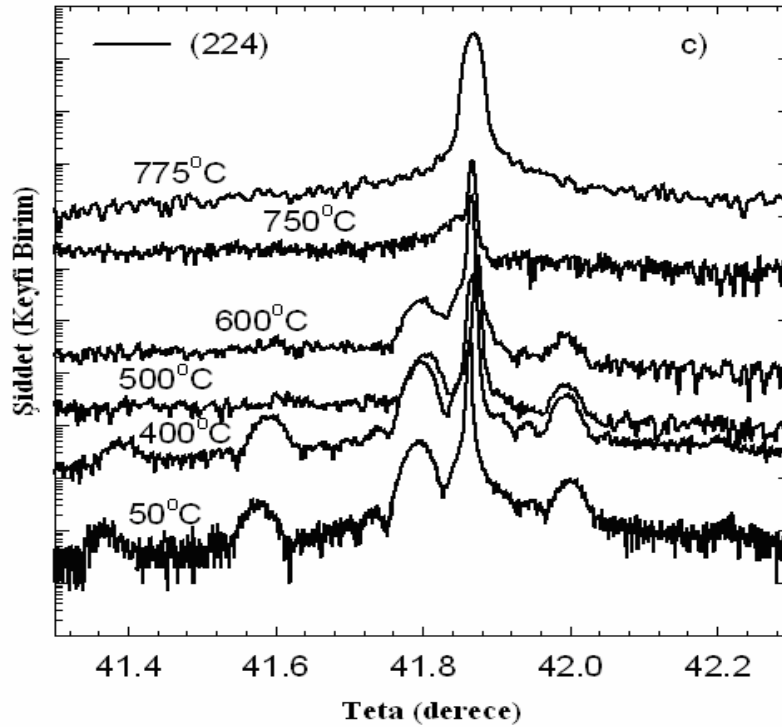
### 4.2. Yüksek Çözünürlüklü X-Işımları Kırınımı Sonuçları

#### 4.2.1. InGaAs/GaAs numunesinin x-ışınları kırınımı yoluyla kusur analizi sonuçları

50°C' den 775°C'ye artan tavlama sıcaklıklarında simetrik (004), asimetrik (115) ve asimetrik (224) düzlemleri için  $\omega - 2\theta$  taramaları InGaAs/GaAs süperörgü yapısı için Şekil 4.1'de verilmektedir. Bütün taramaların profilleri z-boyunca yapılan ayarlamalardan sonra kaydedildi ve numune yüzeyindeki tilt açıları da kaydedildi. Bu ayarlamalar için z- yüksekliğinin ölçülüp elde edilen grafikten yarı değeri belirlendi. (004), (115) ve (224) düzlemleri taranıp ortalama ve yaklaşık kusur hesaplamaları InGaAs süperörgü yapısı için bütün azimutlar için yapıldı.



Şekil 4.1. InGaAs/GaAs yapısının a) (004), b) (115), c) (224) yansımaları için artan tavlama sıcaklıklarında  $\omega - 2\theta$  taramaları.



Şekil 4.1. (Devam) InGaAs/GaAs yapısının a) (004), b) (115), c) (224) yansımaları için artan tavlama sıcaklıklarında  $\omega - 2\theta$  taramaları.

Elde edilen ölçümlerden yüksek şiddetli pik GaAs alttaşa aittir. Diğer uydu pikler ise InGaAs süperörgü tabakalardan gelirler. Bütün taramalarda gözlemlenen küçük değişiklikler, kusur yapısını belirler.  $\omega - 2\theta$  piklerinin pozisyonlarından nokta kusurlar ve dislokasyonlar gibi kristal kusurlar belirlenebilir. Örneğin filmdeki birim hücrenin örgü parametrelerindeki değişimler misfit gerinim gevşemesine neden olur.

Bütün taramalarda tavlama sıcaklıkları arttıkça, uydu piklerin gittikçe yok olduğu görülmüştür. Şekil 4.1.a' da (004) simetrik düzleminden elde edilen  $\omega - 2\theta$  ölçüm sonucundan düşük sıcaklıklarda gözlenen InGaAs/GaAs çoklu yapısına ait uydu pikleri 600°C'den sonra yok olmaya başlamış, 775°C' de ise sadece alttaş pikinin kaldığı gözlemlendi. Şekil 4.1.b' de (115) asimetrik düzleminden elde edilen  $\omega - 2\theta$  ölçümü sonucuna göre yapıların kristal yapılarındaki bozulma 775°C' de olmuştur. Şekil 4.1.c' de ise asimetrik (224) düzleminden alınan ölçüm sonuçlarına göre uydu pikleri 500°C' den itibaren bozulmaya başlamış, yine 775°C' de sadece alttaş piki gözlemlenmiştir. Bu durumlar numunelerin doğal kristal yapısında bozulma

olduğunun göstergesidir [119,120]. Bu durumda yüzeyin pürüzlülüğü artar. Atom topaklarının artan iç ısıl enejisinin artmasıyla kristal yapıdaki kusurlar tanecikleri oluştururlar. Yansıma piklerinin ortalama yarı genişlik değerlerinin artmasıyla tanecik sınırları küçülmektedir. Düşük tavlama sıcaklıklarında uydu piklerini görülebilir ancak tavlama sıcaklığı arttıkça bu pikler yok olurlar [120]. Bu HRXRD için genel bir sonucun ispatıdır ki bu da interdifüzyon olayıdır [120, 121].

Örgü parametreleri  $a_{\perp}$  ve  $a_{\parallel}$  olan bir örgü için HRXRD ölçümlerinden yararlanarak, (hkl) için,  $a_{\perp}$  ve  $a_{\parallel}$  değerleri [120],

$$2 \sin \theta_B \cos \varphi = \frac{l\lambda}{a_{\perp}} \quad (4.1)$$

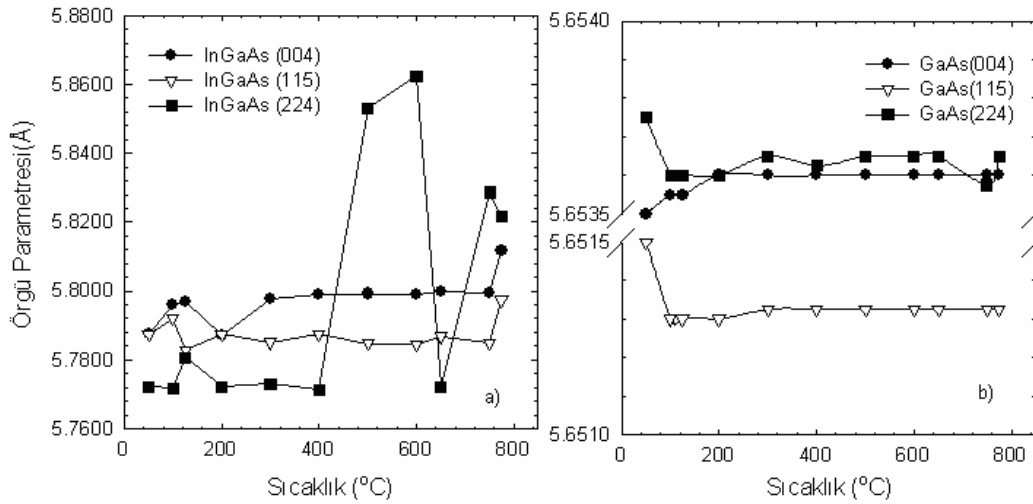
$$2 \sin \theta_B \sin \varphi = \frac{\sqrt{h^2 + k^2}}{a_{\parallel}} \lambda \quad (4.2)$$

denklemleri yardımıyla bulunur. Burada  $\theta_B$  Bragg açısı,  $\varphi$  yansıma düzlemi ve numune yüzeyi arasındaki açı ve  $\lambda$ , x-ışınının dalgaboyudur.

Dört farklı azimut pozisyonu için tavlama sıcaklıklarında ortalama örgü parametreleri Eş. 4.1 ve Eş. 4.2' yi kullanarak yansıma pozisyonlarından hesaplanabilir. Farklı düzlemler için tavlama sıcaklığına bağlı olarak elde edilen örgü parametrelerindeki değişim yapıdaki kusurların irdelenmesine imkan verir. (004), (115) ve (224) düzlemleri için InGaAs/GaAs süperörgüsündeki InGaAs ve GaAs tabakalarının tavlama sıcaklığına bağlı değişimleri Şekil 4.2' de verilmiştir. Bu grafiklerden örgü sabitlerindeki değişimlerin asimetric düzlemlerde simetric düzlemlere göre daha fazla etkilendiği görülmektedir .

400°C' den sonra örgü noktaları (224) için geniş genlikte salınım hareketi yapar ve bu salınım hareketinin bir düzeni yoktur. In'un yüzey bağlanma enerjisi Ga' dan daha büyük olduğu için, yapıda Ga kopmaları meydana gelir [122]. Bu durumda Ga atomları topaklar olarak yüzeyden ayrılırlar. Bu durum, bölüm 4.3' de incelenen

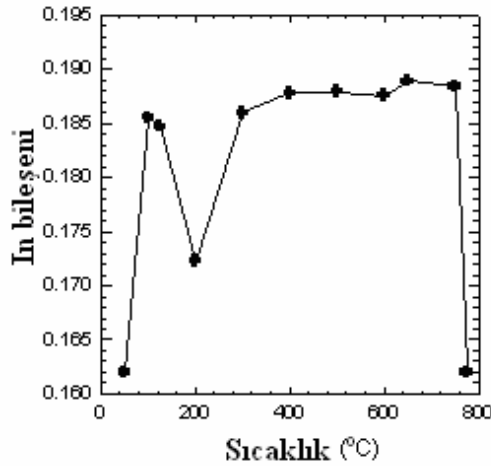
tavlama sonrası çekilen ve Resim 4.1 ve Resim 4.2' de verilen optik mikroskop görüntülerinden anlaşılmaktadır. InGaAs ve GaAs için örgü parametresinin tavlama sıcaklığına göre grafikleri çizildiğinde InGaAs için (004) simetrik ve (115) asimetrik düzlemlerinin yakın davranışlar gösterdiği, ancak (224) asimetrik düzleminin diğer iki düzleme göre fazlaca değiştiği ve geniş genlikte osilasyon hareketi yaptığı Şekil 4.2.a' dan görülmektedir. GaAs yapısı için ise (115) ve (224) asimetrik düzlemleri örgü parametresinin sıcaklığa bağlı değişiminde aynı davranışı gösterirken (004) simetrik düzlemi küçük osilasyonlar göstermiştir. Bu durum Şekil 4.2.b' den anlaşılmaktadır.



Şekil 4.2. (004), (115) ve (224) yansımalarının a) InGaAs ve b) GaAs tabakalar için örgü sabitlerinin sıcaklığa bağlı değişimleri.

Yüksek tavlama sıcaklıklarında yapıda In homojensizliği fazladır.  $In_xGa_{1-x}As$  tabakalarda, In oranı olan  $x$ , cihazların elektronik ve optik özelliklerini etkileyen temel parametrelerdendir. Şekil 4.3'e göre In bileşim oranı sıcaklıkla dalgalanmalı bir değişim göstermiştir.  $x$ , bileşim oranı değiştikçe yapının bant aralığı değişmektedir bu da elektronik ve optik özelliklerini etkilemektedir. Epitaksiyel yarıiletken alaşımların bileşim miktarlarını belirlemede HRXRD tekniği yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Bileşim oranı Vegard yasasından [123-126] genel olarak şu şekilde hesaplanır [126]:

$$x = \frac{a_{InGaAs} - a_{GaAs}}{a_{InAs} - a_{GaAs}} \quad (4.3)$$



Şekil 4.3. InGaAs yapısı için In bileşen oranının sıcaklığa bağlı değişim grafiği.

Elde edilen,  $\omega - 2\theta$  ölçümlerinden yüksek sıcaklıklarda tavlama sonrasında yapıda bozulmaların olduğuna karar verilmiştir. Mozaik kusurlar InGaAs yapısında arttığı zaman  $x$  değeri artış gösterir. Bu da dalgalanma davranışını tanımlar ve bozulma başlar. In bileşim oranı değişimi nedeniyle olan interdifüzyon gerinim rahatlaması durumu seçimli göç mekanizması ile açıklanabilir [127]. Burada bahsi geçen seçim, In'un Ga boşluklarına yerleşmeyi tercih etmesidir. Interdifüzyon tavlama süreci boyunca olur ve bu süreçte In ve Ga atomları heteroarayüzey boyunca interdifüze olurlar. Numune içindeki ve arayüzeyde atomların hareketi nedeniyle, numunenin yapısal özellikleri süperörgünün içinde homojen olmayan gerinim dağılımının oluşumu olarak gözlemlenir [128].

Yapılan  $\omega - 2\theta$  ölçümlerinden yararlanarak düzlemiçi ve düzlemdışı gerinimler hesaplanabilir. Dik (düzlem dışı)  $\varepsilon_{\perp}$  ve paralel (düzlemiçi)  $\varepsilon_{\parallel}$  gerinimler alttaşa bağlı olarak ,

$$\varepsilon_{\perp} = \left( \frac{a_{\perp} - a_{\text{alttaş}}}{a_{\text{alttaş}}} \right) \quad (4.4)$$

$$\varepsilon_{\parallel} = \left( \frac{a_{\parallel} - a_{\text{alttaş}}}{a_{\text{alttaş}}} \right) \quad (4.5)$$

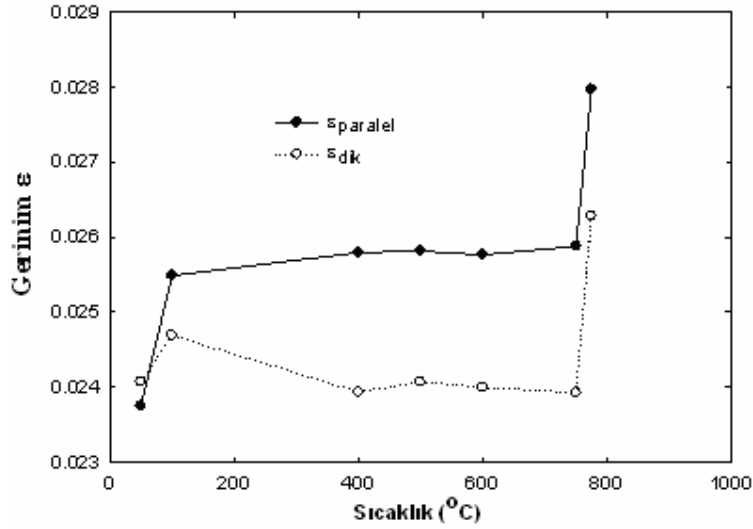
ifadeleriyle hesaplanır [129]. Gerinimler sıfırıncı sıra piki ve alttaş pozisyonları arasındaki farktan da hesaplanabilir:

$$(4.6)$$

Burada,  $\theta_B$  alttaşın Bragg açısı,  $\Delta\theta_0$ , alttaş pozisyonudur.  $\varepsilon_{\perp}$  ve  $\varepsilon_{\parallel}$  gerinimleri Eş. 4.4 - Eş. 4.6 kullanarak hesaplandı ve sonuçlar sıcaklığa bağlı olarak Şekil 4.4'de verildi.

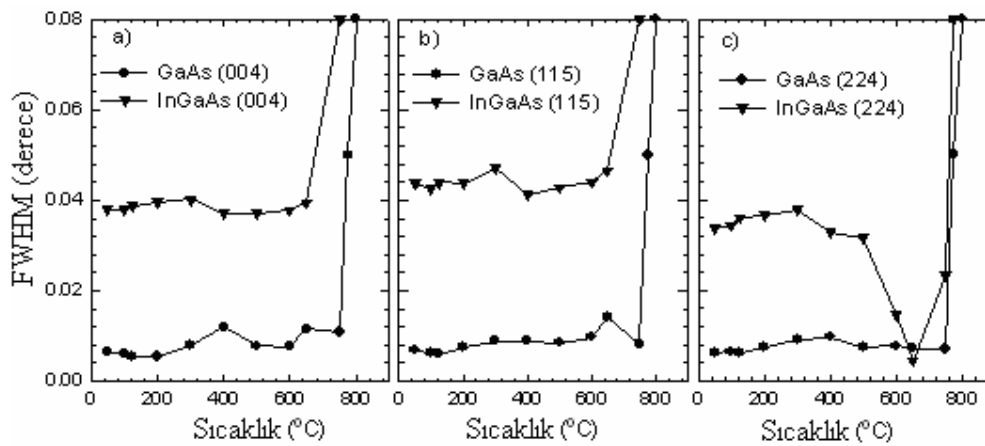
Gerinimler düşük sıcaklıklarda dalgalanma gösterir. Tavlama sıcaklığı  $775^{\circ}\text{C}$ ' ye geldiğinde ise düzlemiçi ve düzlemdışı gerinimlerde bir artış gözlenir. Atomlar arası mesafeler sıcaklıkla artar, dolayısıyla zaten örgü sabitleri nedeniyle uyumsuz olan yapıların üst üste gelerek yeni yapılar oluşturmasında meydana gelen gerinim miktarlarında, artış meydana gelir.

Düşük tavlama sıcaklıklarında InGaAs/GaAs süperörgüde interdifüzyon zayıftır ve  $750^{\circ}\text{C}$ ' den sonra artış görülür. Bu tip bir davranış kuantum kuyularda da görülmüştür [130].



Şekil 4.4. Düzlemiçi ve düzlemdışı gerinimlerin tavlama sıcaklığına bağlı değişim grafiği.

Gerinim analizine göre yüksek gerinim difüzyon aktivasyon enerjisini azaltır, bu da düşük sıcaklıklarda yüksek gerinimli alanların oluşumuna öncülük eder. Süperörgü için farklı difüzyon yüksek gerinimli bölge civarında oluşur. Yüksek gerinimli bölgelerde atomların bağlanma enerjileri düşük olduğundan kopabilme yetenekleri de yüksektir. Bu nedenle bu bölgelerde yaygın olarak difüzyon olayı gözlemlenebilir.



Şekil 4.5. Farklı sıcaklıklarda InGaAs ve GaAs tabakaların çeşitli düzlemlerinde kırılma pikleri için ortalama yarıgenişlik değerleri , a) (004), b) (115), c) (224).

InGaAs/GaAs süperörgü yapısının tavlama sıcaklığına bağlı yapısal değişimleri, kırınım piklerinin yarı genişlik değerleri dikkate alınarak da incelendi. InGaAs üst tabakaların Şekil 4.5' den görüldüğü gibi ortalama yarı genişlik değerleri GaAs tampon tabakadan daha yüksektir. Bu, InGaAs tabakalarının fazlaca kusur yapısına sahip olduğu söylenebilir. Şekil 4.5.a' da her iki tabakanın da ortalama yarı genişlik değerleri tavlama sıcaklığına bağlı olarak osilasyon davranışı gösterir. GaAs ve InGaAs için (004) yöneliminde ortalama yarı genişlik değerleri hem GaAs için hem de InGaAs için 750 °C'de artmaya başlar. Bu durum grup III atomlarının yapıda interdifüzyona başlamalarının bir göstergesidir ve kristal düzlemleri bu sıcaklıklarda kırılır. Şekil 4.5.b' de (115) düzlemi (004) düzlemi ile FWHM'ların sıcaklıkla değişimi bakımından hemen hemen aynı davranışı göstermektedir. Osilasyon frekansı ve şiddeti üsttabakada (epilayerda) biraz daha artmaktadır. Şekil 4.5.c' de gösterilen (224) düzlemleri büyüme yönelimine diktir ve bu düzlemler yüksek sıcaklıklarda tavlama işleminden etkilenirler. Grafiklerde gözlemlenen osilasyon genliği InGaAs (224) için GaAs (224) değerinden daha yüksektir.

Şekil 3.7' de geometrik gösterimi verilen tilt açıları ( $T_{L,S}$ ) InGaAs yapısındaki katmanlar için,

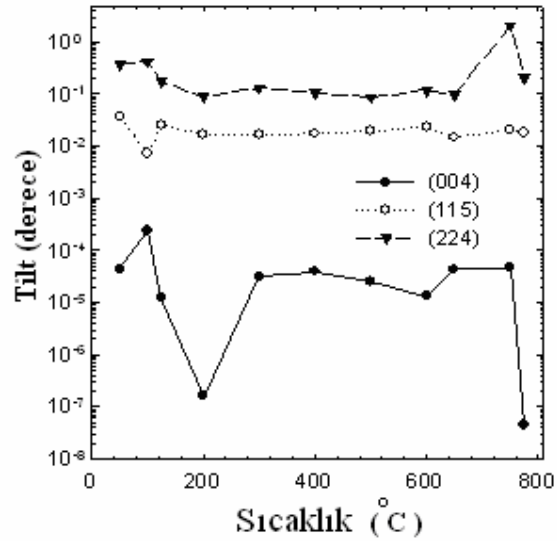
$$T_{L,S} = [(\Delta_1 - \Delta_3)^2 + (\Delta_2 - \Delta_4)^2] / 4 \quad (4.7)$$

ifadesi kullanılarak hesaplandı. Burada  $\Delta_n$  (n=1,2,3 ve 4) olup kübik kristal yapıda dört farklı azimut ölçümü için pik ayırımıdır [131 - 133]. Tilt açıları için, azimutsal pozisyonlar numune [001] eksenine boyunca (004), (115) ve (224) taramalarının 180 derece numunenin döndürülmesi ile bulunur. Tilt açıları (004), (115) ve (224) düzlemleri boyunca Eş. 4.7' yi kullanılarak hesaplandı. Şekil 4.6'da bu sonuçlar gösterilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi tilt açıları (004) ve (115) için 0.1°'den; (115) için ise 1°'den daha küçüktür, bu değer genel bir sonuçtur [134]. (004) yöneliminin tiltleri sıcaklığa en az bağlı olan olup, asimetric düzlemler dalgalanma göstermektedirler.

Şekil 4.6' ya göre asimetrik tabakalar ve alttaş yüzeyleri arasındaki tilt açıları simetrik tabakaya göre yüksektir.

$60^\circ$  misfit dislokasyonların ortalama boşluğu  $D$ , ölçülen düzlemiçi örgü uyumu kullanarak hesaplanır [135]:

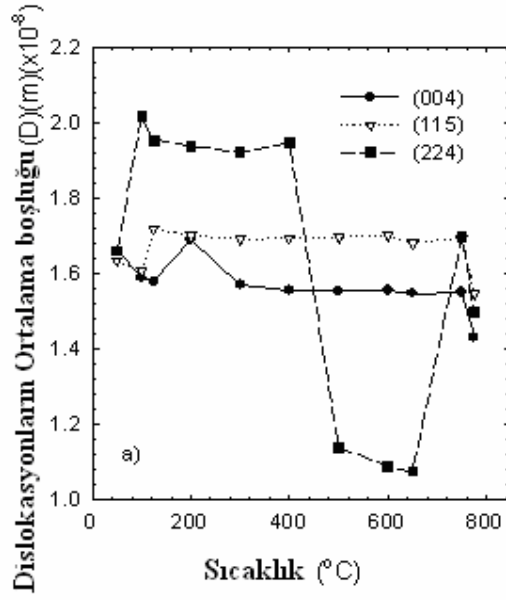
$$D = a_s / \sqrt{2\varepsilon_{11}} \quad (4.8)$$



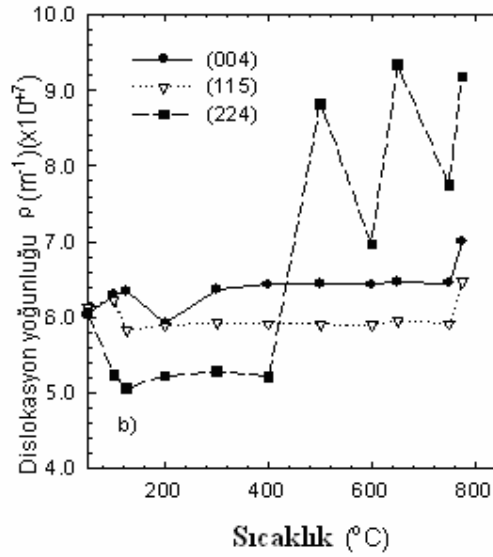
Şekil 4.6. Farklı tavlama sıcaklıklarında (004), (115) ve (224) için tilt açılarının değişimi.

$D$ ' nin tersi dislokasyon yoğunluğu olarak tanımlanır.

$$\rho = \frac{1}{D} \quad (4.9)$$



Şekil 4.7. (004), (115) ve (224) için dislokasyonların ortalama boşluğunun sıcaklığa bağlı değişim grafiği.



Şekil 4.8. (004), (115) ve (224) için dislokasyon yoğunluğu,  $\rho$ , değerlerinin sıcaklığa bağlı değişim grafiği.

Şekil 4.7' de simetrik ve asimetric yansılarda  $60^\circ$  misfit dislokasyonun tavlama sıcaklıklarına bağlı değişiminin grafiği çizilmiştir. (004) ve (115) düzlemlerinde D ve  $\rho$  değerleri için Şekil 4.7 ve Şekil 4.8' e göre çok fazla değişim gözlenmezken,

(224) düzlemi için değişim oldukça dalgalıdır. Bunun nedeni (224) düzleminin asimetrik bir düzlem olması ve bu düzlemden bakıldığında görülen atomların pozisyonlarının diğer düzlemlere göre daha düzensiz olmasından ötürüdür. (004) ve (115)' de dislokasyon yoğunlukları tavlama sıcaklığından bağımsız olup ancak (224)' de 400°C' den sonra değişmektedir. Tabakaların eğrilik yarıçapı (R) ise,

$$f = \varepsilon_{\perp} - [2\nu/(1-\nu)] \left( 1 + 6 \frac{t}{t_0} \right) \left( \frac{t_0^2}{6t_1 R} \right) \quad (4.10)$$

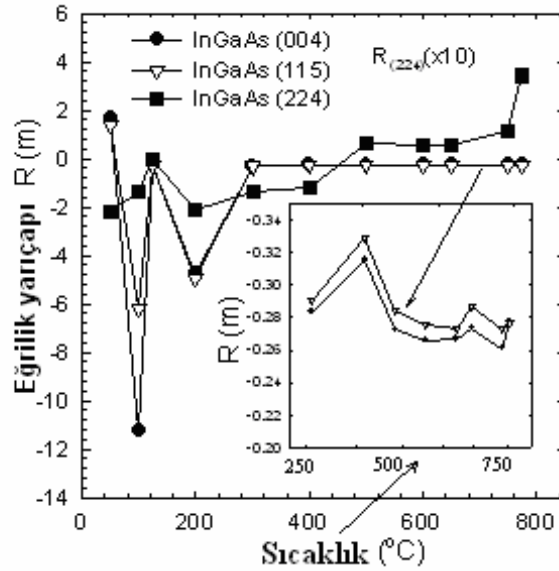
ifadesinden bulunur [136]. Burada  $t_0$  ve  $t_1$  alttaş ve tabaka kalınlıkları olup,  $\nu$  ise Poisson oranıdır. Poisson oranı cisimdeki enine kısalmanın boyuna uzamaya oranıdır.

$$\nu = 0.31 + 0.04x \quad (4.11)$$

Burada  $\nu$ , poisson oranı olup, yaptığımız hesaplamalarda kullandığımız Poisson oranı ifadesi Eş. 4.11 şeklindedir [137]. Burada  $x$ , In bileşim oranıdır. Hesaplamalarda kullandığımız poisson oranı değeri 0.316' dır.  $f$  ise kısmi uyumsuzluk (fractional mismatch) olup

$$f = \frac{a_{film} - a_{alttaş}}{a_{alttaş}} \quad (4.12)$$

ifadesiyle verilir.  $a'$  lar büyütülen tabaka ve alttaşın örgü sabitleridir. (004), (115) ve (224) yansımaları için hesaplanan eğrilik yarıçapı değerlerinin tavlama sıcaklığına bağlı davranışı Şekil 4.9' da gösterilmiştir.



Şekil 4.9. InGaAs tabakaların (004), (115) ve (224) yansımaları için tavlama sıcaklığına bağlı eğrilik yarıçapının değişimi grafiği.

(115) ve (004) düşük tavlama sıcaklıklarında daha fazla dalgalanma göstermektedir, bunun nedeni atomların sıcaklığa bağlı olarak titreşim hareketi (bowing hareketi) yapmasındandır.

Sıcaklığa bağlı olarak atomların yerdeğiştirmeleri sonucunda eğrilik yarıçapı değeri de değişmektedir. Fakat daha yüksek sıcaklıklarda bu hareketler azalmaktadır. Çünkü artık yapıda yavaş yavaş tanecikler oluşmaktadır.

Şekil 4.9' da geniş bir sıcaklık aralığında eğrilik yarı çaplarının değişimi (004), (115) ve (224) düzlemleri için verilmiştir. Şekle göre (004) ve (115) düzlemleri belli bir sıcaklık değerinden sonra aynı davranışı göstermiş ve bu iki düzlemin üstüste çizilmiştir.

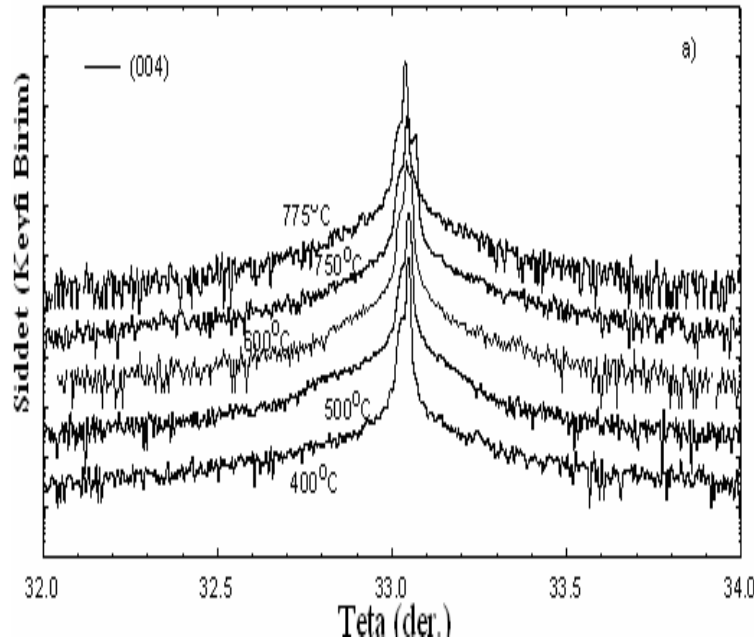
Daha dar bir eğrilik yarıçapı aralığında çizilen küçük grafiğe göre (115) asimetrik düzleminin eğrilik yarıçapının daha büyük olduğu görülmektedir.

#### 4.2.2. AlGaAs/GaAs yapısının x-ışınları kırınımı yoluyla kusur analizi sonuçları

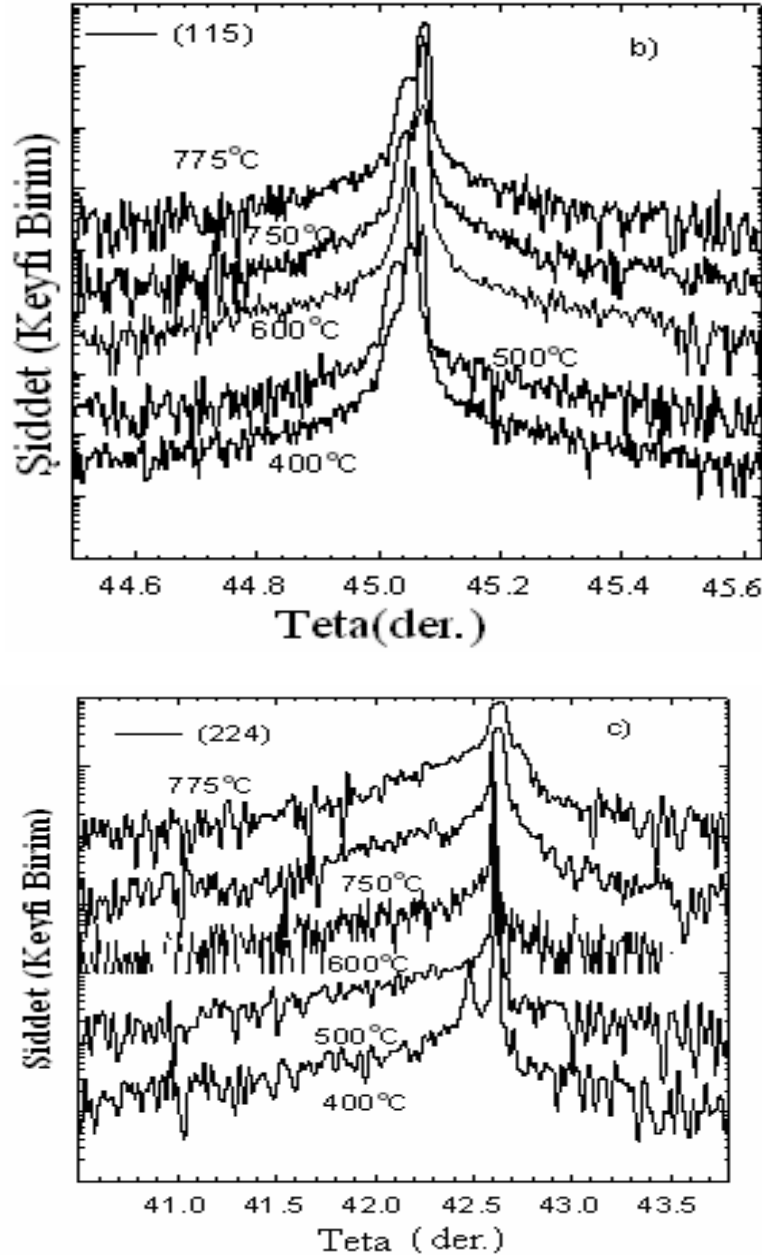
Hızlı tavlama sisteminde  $50^{\circ}\text{C}$ ' den  $775^{\circ}\text{C}$ 'ye artan sıcaklıklarda tavllanmış ve MBE ile büyütülmüş olan ve tıpkı InGaAs gibi kübik yapıya sahip olan AlGaAs/GaAs yapısı için de kusur analizi dahilinde ölçümler alındı. Hesaplamalar ve kullanılan formüller InGaAs yapısı ile aynıdır. Ölçümler simetrik (004) ve asimetrik (115) ile (224) yansımaları için alınmıştır.

Kristal yapısı InGaAs/GaAs yapısı ile aynı olduğundan bu bölümde yapılan analizlerde InGaAs/GaAs yapısı için yapılan analizlerle aynıdır.

$\omega-2\theta$  ölçümleri, (004), (115) ve (224) düzlemleri için alındığında asimetrik piklerde simetriklere göre daha fazla değişim gözlendiği sırasıyla Şekil 4.10. (a), (b) ve (c)' den açıkça görülmektedir.



Şekil 4.10. a) (004), b) (115), c) (224) yansımaları için artan tavlama sıcaklıklarında AlGaAs/GaAs yapısı için  $\omega-2\theta$  taramaları.

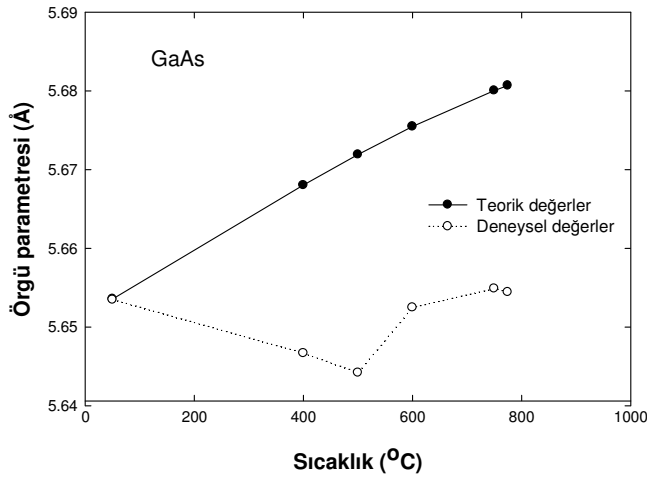


Şekil 4.10. (Devam) a) (004), b) (115), c) (224) yansımaları için artan tavlama sıcaklıklarında AlGaAs/GaAs yapısı için  $\omega - 2\theta$  taramaları.

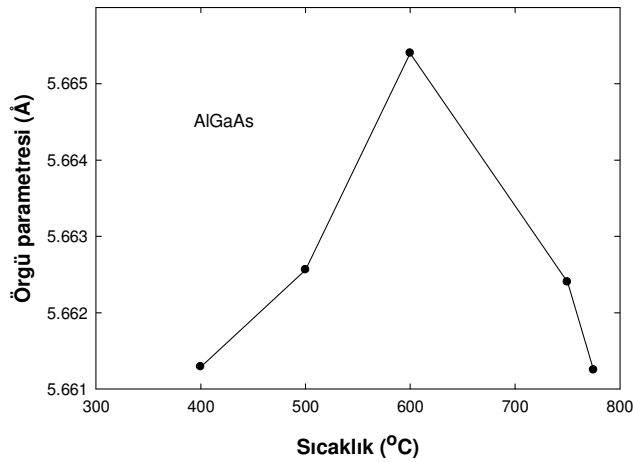
Örgü sabitlerinin tavlama sıcaklığına (T) bağlı grafikleri GaAs ve AlGaAs için Şekil 4.11' de çizilmiştir. Şekil 4.11.a' da GaAs için teoriksel bir örgü sabiti hesabı Eş. 4.13' e göre yapılmıştır [138].

$$a_T = 5.6516 + 3.9300 \times 10^{-5} T + 1.1415 \times 10^{-8} T^2 - 1.7679 \times 10^{-11} T^3 \quad (4.13)$$

Deneyel verilerde yer alan sıcaklıklar (T) için teorik örgü parametresi hesabı yapılmış, deneysel ve teorik değerler GaAs için Şekil 4.11.a' da karşılaştırılmıştır.



(a)

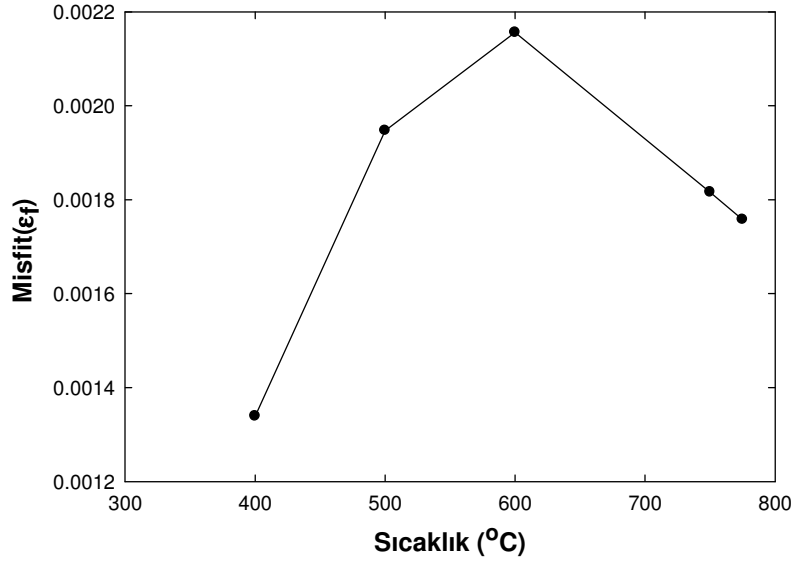


(b)

Şekil 4.11. a) GaAs ve b) AlGaAs için örgü sabitinin tavlama sıcaklığına bağlı değişim grafiği.

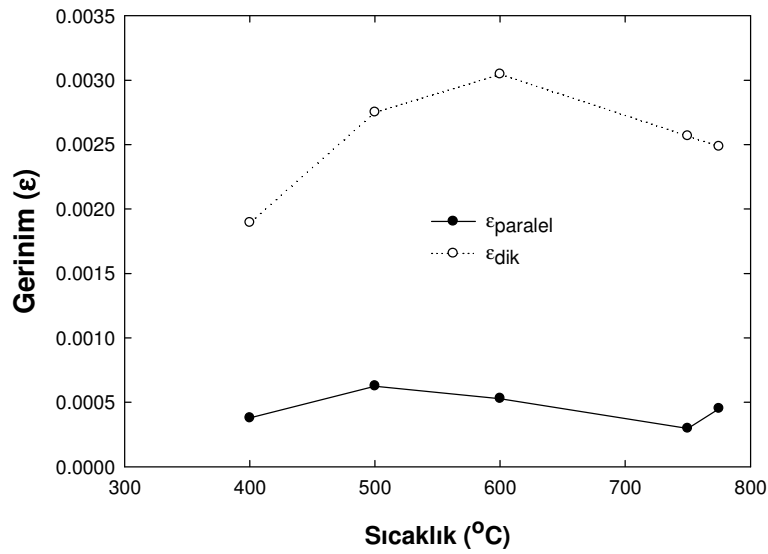
Örgü sabiti değerleri sıcaklığa bağlı olarak dalgalanma göstermiştir. Yapının misfit parametresi alttaşın ve büyütülen tabakanın örgü sabitlerinden yararlanarak

hesaplanmıştır. Her tavlama sıcaklığında numunenin misfit parametresinin değişimi Şekil 4.12’ de gösterilmiştir.



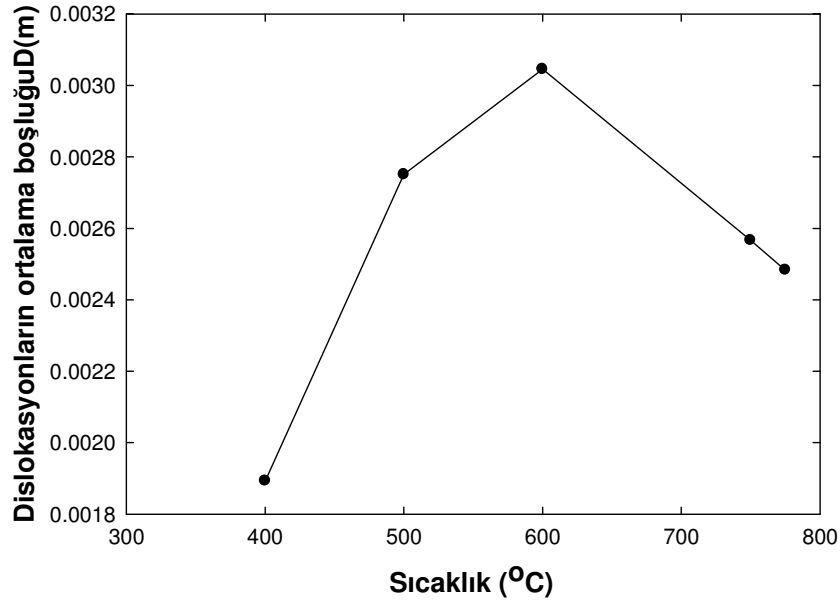
Şekil 4.12. Misfit parametresinin sıcaklığa bağlı değişimi.

Misfit parametresinin değeri 600 $^{\circ}\text{C}$ ' ye kadar artmış, bu sıcaklıktan sonra ise azalmıştır.

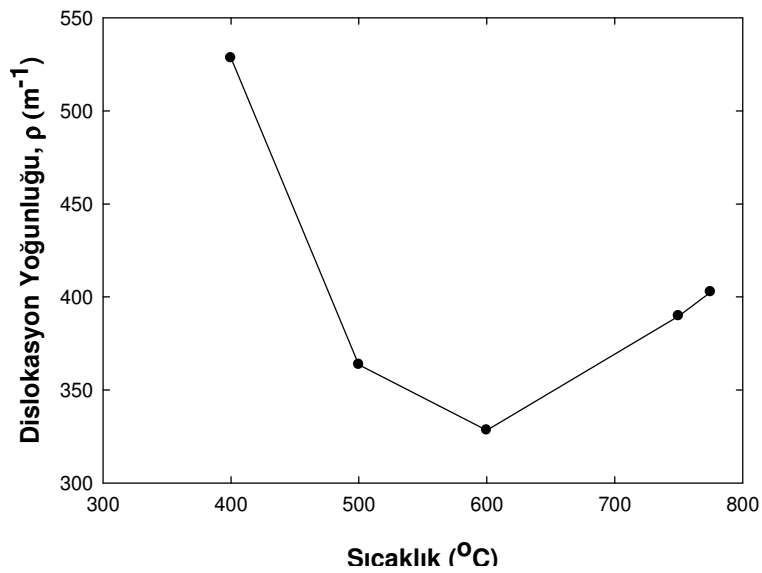


Şekil 4.13. Dik ve Paralel gerinimlerin tavlama sıcaklığına bağlı değişim grafiği.

Şekil 4.13’de  $\omega - 2\theta$  ölçümlerinden yararlanarak hesaplanmış düzlemiçi ( $\epsilon_{||}$ ) ve düzlem dışı ( $\epsilon_{\perp}$ ) gerinimlerin tavlama sıcaklığına bağlı değişimi gösterilmiştir. Grafiğe göre sıcaklığa bağlı bir dalgalanma olduğu görülmektedir. Paralel gerinimlerin büyüklüğünün dik gerinimlere göre oldukça büyüktür.



Şekil 4.14. Dislokasyonların ortalama boşluğunun sıcaklığa bağlı değişimi.



Şekil 4.15. Dislokasyon yoğunluğunun sıcaklığa bağlı değişimi.

Dislokasyon yoğunluğu  $\rho$  ve dislokasyonların ortalama boşluğu  $D'$  nin sıcaklığa bağlı değişimleri Şekil 4.14 ve Şekil 4.15' de gösterilmiştir. Dislokasyon yoğunluğu  $600^\circ\text{C}$ ' ye kadar azalmış, bu sıcaklıktan sonra ise artmıştır. Bu davranış, tavlamanın belli bir sıcaklığa kadar pozitif etki gösterdiğini, sonrasında ise kristal yapıyı bozma yönünde bir etkisi olduğunu göstermiştir.

### **4.3. Optik Mikroskop ile Karakterizasyon Sonuçları**

İncelenen yapıların yüzey yapısal özelliklerinin tavlamaya bağlı olarak değişimleri Leica DMLM optik mikroskopu ölçümler alınarak incelenmiştir. Bu mikroskopta görüntü 50 ile 2000 kat büyütülebilmektedir. Çekilen görüntülerin işlenmesinde Leica IM 500 programı kullanıldı. Çekilen görüntüler daha sonra Qwin yazılım programı ile yüzey analizi edildi.

#### **4.3.1. InGaAs/GaAs ve AlGaAs/GaAs numunelerinin optik mikroskop yoluyla hızlı tavlama sonrasında meydana gelen değişiminin incelenmesi**

Optik mikroskop yardımıyla alınan görüntüler AlGaAs için Resim 4.1' de, InGaAs için ise Resim 4.2' de verilmiştir. Bu resimlerden AlGaAs için  $50^\circ\text{C}$  ve  $400^\circ\text{C}$ ' de yapıda çok fazla değişim olmadığı  $500^\circ\text{C}$ ' de bozulmanın başladığı,  $600^\circ\text{C}$ ,  $750^\circ\text{C}$  ve  $775^\circ\text{C}$ ' de yapıda kopmaların meydana geldiği görülmektedir. AlGaAs ve InGaAs için  $750^\circ\text{C}$ ' den itibaren dendritlerin oluştuğu optik mikroskop görüntülerinden görülmektedir.

Resim 4.2' ye göre ise InGaAs yapısı için yine  $50^\circ\text{C}$  ve  $400^\circ\text{C}$ ' de çok fazla değişimin olmadığı, bunun yanında  $500^\circ\text{C}$ ' den itibaren bozulmaların meydana geldiği ve  $775^\circ\text{C}$ ' de ise taneciklerin oluştuğu gözlemlenmiştir. Bu görüntülerden yapıda artan tavlama sıcaklığı ile kopmaların olduğu gözlemlenmiş, bu kopmaların Ga atomlarına ait olduğu düşünülmektedir. Ga'un yüzey bağlanma enerjisinin In' dan daha düşük olması nedeniyle In'dan önce kopacağı bilinmektedir.



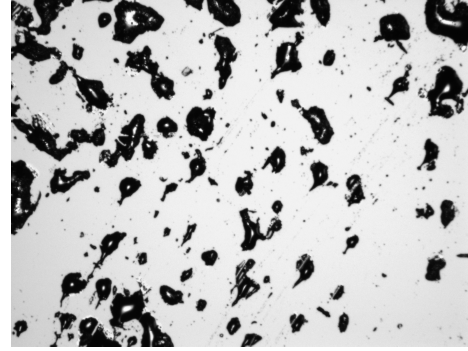
50°C



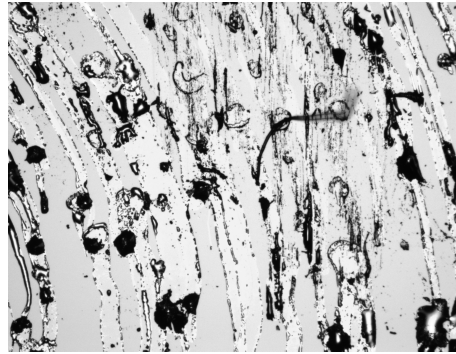
400°C



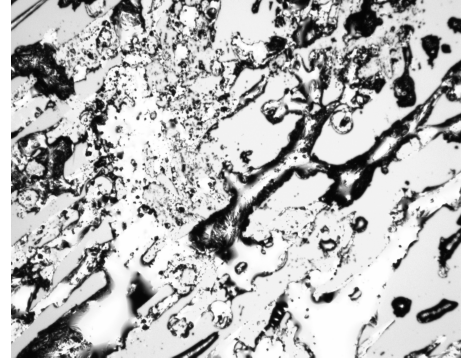
500°C



600°C



750°C

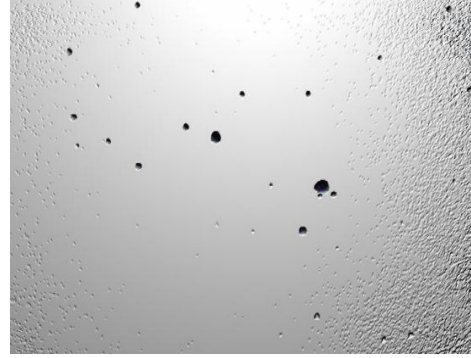


775°C

Resim 4.1. AlGaAs/GaAs yapısının 50-775 °C sıcaklık aralığında hızlı tavlama sonrası optik mikroskop görüntüleri.



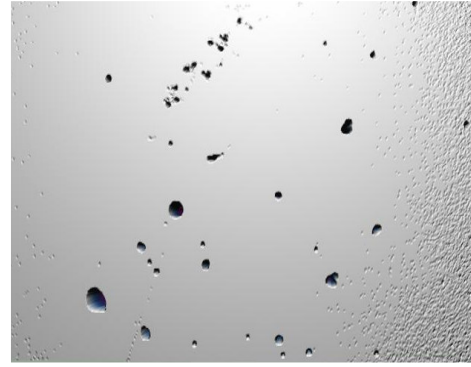
50°C



400°C



500°C



600°C



750°C

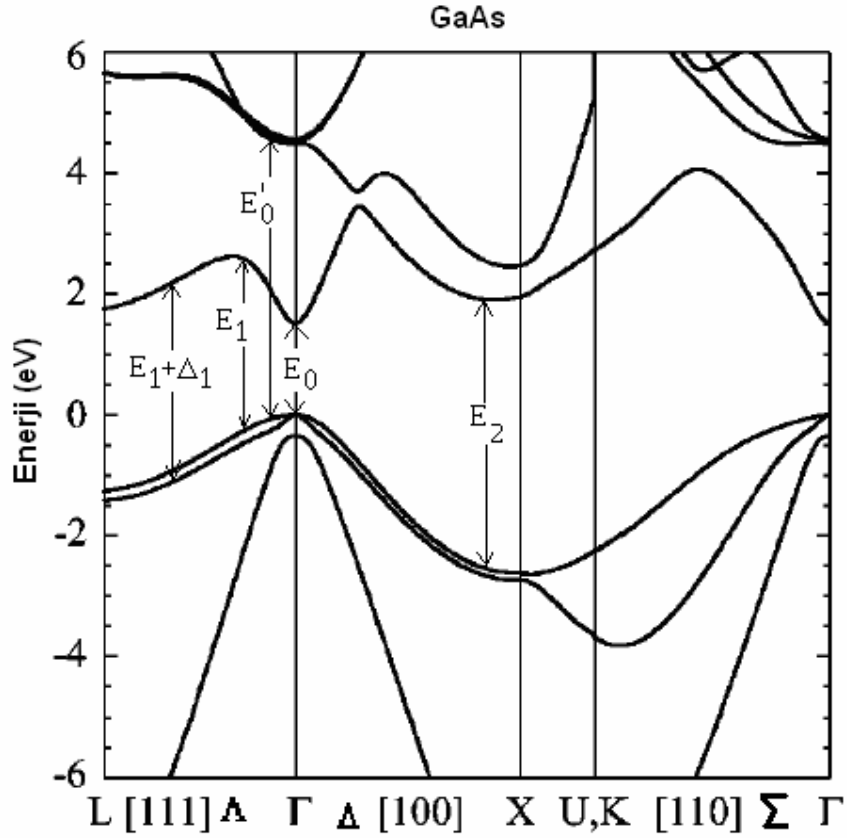


775°C

Resim 4.2. InGaAs/GaAs yapısının 50 - 775 °C sıcaklık aralığında hızlı tavlama sonrası optik mikroskop görüntüleri.

#### 4.4. InGaAs/GaAs ve AlGaAs/GaAs Yapılarının Spektroskopik Elipsometri Sonuçları

Bu tez dahilinde incelenen yapıların sahip olduğu çinko sülfür (Zincblende) yapının örnek enerji-bant yapısı Şekil 4.16'da verilmiştir. Gama vadisindeki geçişlere karşılık gelen valans bantının tepesi ve iletkenlik bantının çukuru arasındaki geçiş yasak enerji aralığı olan  $E_0'$  a karşılık gelir.  $E_1$  enerjisi ise  $\Lambda$  vadisi arasındaki geçişlere karşılık gelir. Bu bölgede valans bantı spin orbit etkileşmesinden dolayı yarılmaya uğrar. Bu yarılmadan dolayı bu vadideki geçiş enerjisi  $E_1 + \Delta_1$  değerine değişir. Burada  $\Delta_1$  spin orbit yarıma enerjisine karşılık gelir.  $E_2$  ise X vadisinde valans ve iletkenlik bantındaki geçişlere karşılık gelir. Bu enerji noktalarına kritik enerji noktası ya da noktaları adı verilir.



Şekil 4.16. GaAs'in bant yapısı.  $E_1$ ,  $E_1 + \Delta_1$ ,  $E_0'$  ve  $E_2$  kritik noktaları gösterilmiştir [139].

Yarıiletkenlerin dielektrik dalga fonksiyonları, elektronik bant yapısındaki kritik enerji noktaları hakkında bilgiler içerir. Dielektrik fonksiyonunun kritik enerji noktalarına bağımlılığı çizgi genişliği modeline göre

$$\varepsilon'' = Ae^{i\phi} (E - E_g + i\Gamma)^{-n} \quad (4.14)$$

ifadesi ile verilmektedir [140]. Burada  $E_g$  yasak bant aralığı,  $\Gamma$  optik geçişin bükülme parametresi,  $E$  ise kritik enerji noktalarına karşılık gelir.  $\phi$  ise açış değeridir,  $n$  boyut parametresidir. Kritik enerji noktaları dielektrik fonksiyonunun reel ve imajiner kısmından yararlanarak ve çeşitli modeller geliştirilerek bulunabilir.

Bu çalışma kritik enerji noktalarının hassas olarak belirlenmesi üzerine odaklanmamıştır. Bu nedenle elipsometrik verilerin değerlendirilmesi bir modele dayandırılarak analiz edilmemiş; GaAs, InGaAs, AlGaAs temelli çokluyapılarının kritik enerji noktalarının tavlama sıcaklığına bağlı değişimleri nitel olarak değerlendirilmiştir. Ayrıca büyüme sonrası numunelerde oluşan oksitleşmenin kritik noktalar üzerindeki etkisini değerlendirmek amacıyla her iki süperörgünün yüzeyi tüm tavlama sıcaklıkları için yaklaşık 25 Å kalınlığında aşındırılmıştır. Fresnel katsayıları oranı ( $\rho$ ) ve bu oran kullanılarak hesaplanan dielektrik sabiti [141-147]

$$\rho = \frac{r_p}{r_s} = \tan \phi \exp(i\Delta) \quad (4.15)$$

$$\varepsilon = \sin^2 \phi_0 + \sin^2 \phi_0 \tan^2 \phi_0 \left[ \frac{1 - \rho}{1 + \rho} \right]^2 \quad (4.16)$$

biçimindedir. Burada  $r_p$ ,  $r_s$  sırasıyla p-kutuplu ve s-kutuplu yansıma katsayılarıdır. Dielektrik fonksiyonu, Eş. 4.17' de gösterilmektedir.

$$\varepsilon = \varepsilon_r - i\varepsilon_i \quad (4.17)$$

Burada  $\varepsilon_r$  ve  $\varepsilon_i$  sırasıyla dielektrik fonksiyonun gerçek (reel) ve sanal (imajiner) kısımlarıdır. Dielektrik fonksiyonunun bu bileşenleri

$$\varepsilon_r = n^2 - k^2 \quad (4.18)$$

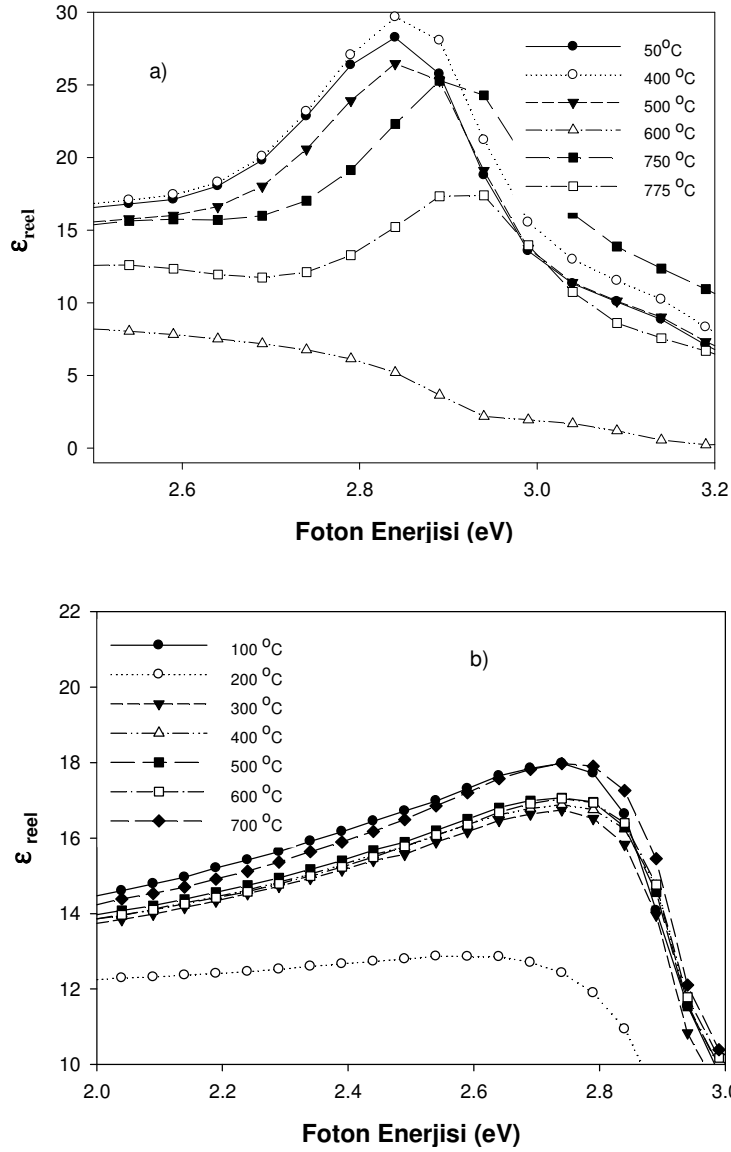
$$\varepsilon_i = 2nk \quad (4.19)$$

biçiminde verilirler. Burada n, kırılma indisi ve k ise soğurma indisidir. Dielektrik fonksiyonun reel ve imajiner kısımlarının foton enerjisine göre grafiği çizilip, bu grafiklerin her tavlama sıcaklığına bağlı olarak birbirleriyle kıyaslandı.

İncelenen süperörgü yapılarının tavlama sıcaklığına bağlı kritik enerji noktalarının davranışı değerlendirildi. Sıcaklıkla paralel olarak bantlar arası geçiş enerjilerinde değişimlerin olduğu gözlemlendi (Şekil 4.17).

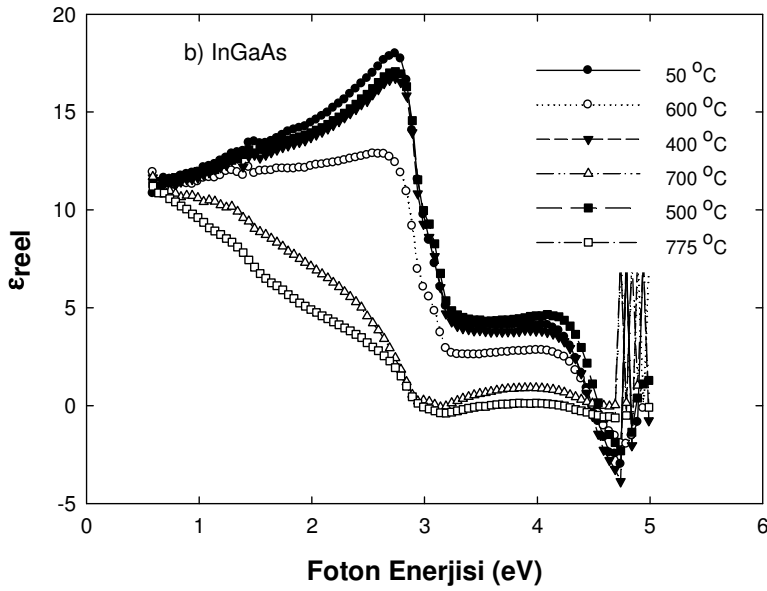
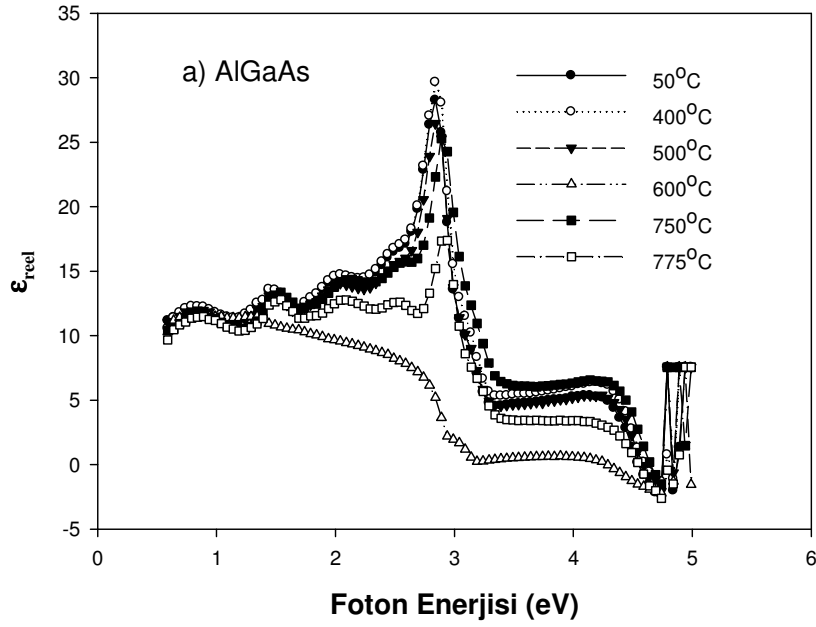
Burada örnek olarak  $E_1$  geçiş enerjisi değerlendirildi. Tavlama sıcaklığının artması ile  $E_1$  kritik enerji noktasının büyük enerji bölgesine kayma (maviye kayma) meydana gelmektedir. 775 °C'de tavllanmış durumda bu kayma miktarı 50 °C'ye göre 0.09 eV olmaktadır. 750 °C tavlama durumunda bu kayma miktarı 0.07 eV olmaktadır. Tavlama sıcaklığı arttıkça enerjideki kayma miktarı da artmaktadır.

Enerji geçişlerindeki bu kayma tüm enerji geçiş noktalarında görüldü. Bu durum, geçiş enerjilerinin örgü parametresi ile ters orantılı olarak değiştiği gerçeğine dayalı olarak, ısı etkisiyle örgü parametresinin genişlediği şeklinde yorumlanabilir. 775 °C' de tavllanmış numunede enerji kaymasının en fazla olması, bu sıcaklıkta tavlama durumunda en fazla deformasyonun olduğu anlamına gelmektedir.



Şekil 4.17. a) AlGaAs/GaAs için dielektrik fonksiyonun reel kısmının spektral değişimi. b) InGaAs/GaAs için dielektrik fonksiyonun reel kısmının spektral değişimi

AlGaAs ve InGaAs için dielektrik fonksiyonun gerçek (reel) kısmının tavlama sıcaklığına bağlı grafikleri geniş enerji aralığında Şekil 4.18. a ve b' de gösterilmiştir.



Şekil 4.18. Dielektrik fonksiyonun reel kısmının geniş bir foton enerjisi aralığında tavlama sıcaklığına göre değişimi grafikleri a) AlGaAs için, b) InGaAs için.

Ayrıca Şekil 4.17 'de görüldüğü gibi tavlama sıcaklığı arttıkça geçiş piklerinin şiddetlerinde azalma meydana gelmektedir. Şiddetlerindeki bu azalmanın yanı sıra özellikle 500 °C'den sonra pik yarı-genişlik değerlerinin de arttığı görülmektedir. Bu

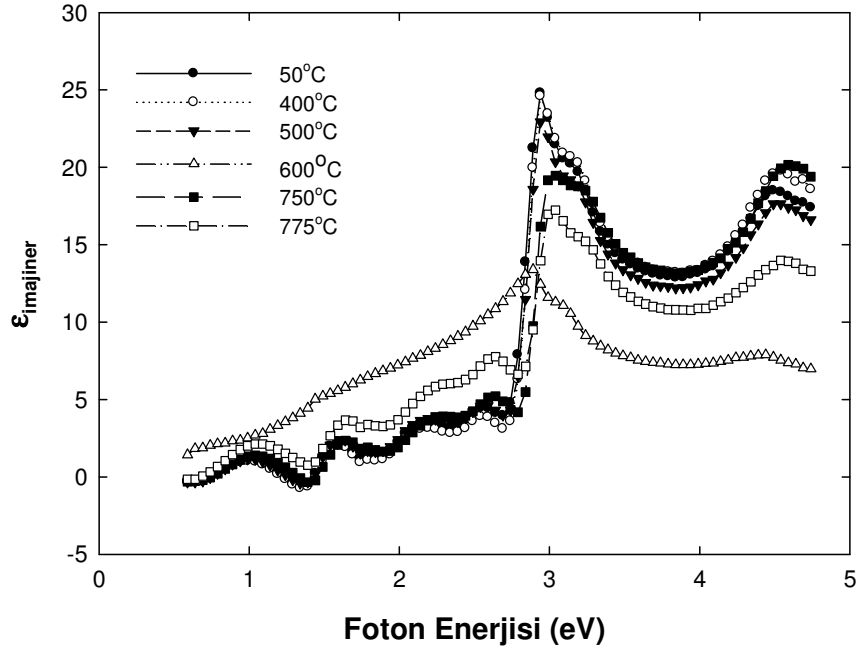
durum ise 500 °C tavlama sıcaklığından sonra yapının kristal kalitesinin olumsuz etkilendiği anlamına gelir. Nicel analiz yapmamıza yeterli olmamakla birlikte, elipsometrik verilerden elde ettiğimiz bu yapı bozukluğu bilgisi, daha önce X-ışını kırınım analizleri sonucunda elde edilen nicel bulgularla uyuşmaktadır. Şekil 4.17.b.' ye göre InGaAs için çözeltiyle aşındırma işlemi yapılmadan önce çizilen dielektrik fonksiyonun reel kısmının foton enerjisine göre değişimi için, düzenli bir  $E_1$  değişimi görülmemektedir.

$\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  ve  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  yapılarının dielektrik fonksiyonları ve optiksel boşlukları  $x$  bileşim oranına bağlıdır. Yüksek çözünürlüklü X-ışınları difraksiyonu ile belirlediğimiz  $x$  oranları  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  için  $x=0,15$ ;  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  için ise  $x=0,30$  şeklinde bulunmuştur.

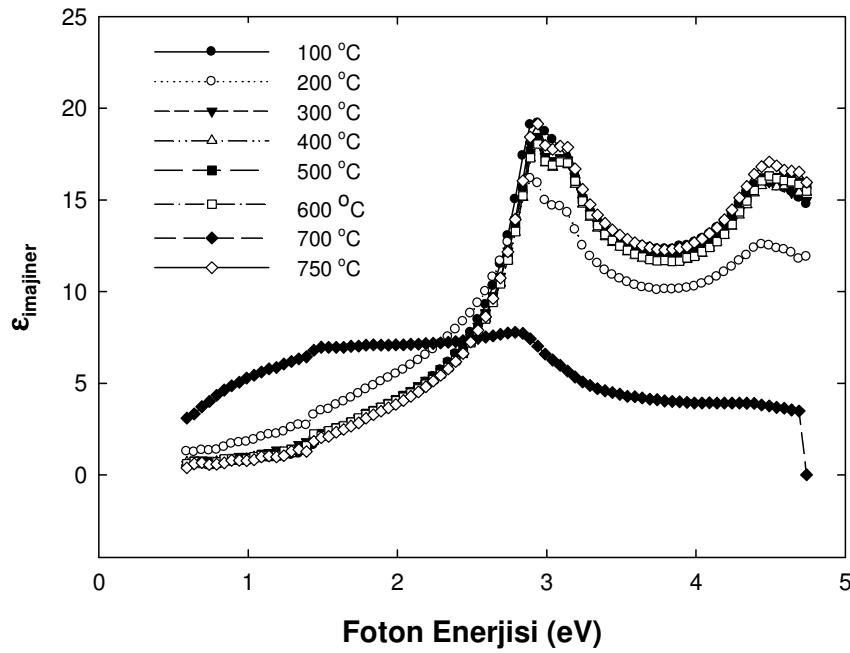
Bilindiği üzere,  $x \leq 0,4$  için  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  direk bant aralığına sahiptir ve 0,4' den daha büyük değerlerde indirek bant aralığına sahiptir. Bu yüzden optiksel boşlukların spektral pozisyonlarından  $x$  kompozisyonunu belirlemek mümkündür. Şekil 4.18' de AlGaAs' in dielektrik fonksiyonlarının foton enerjisine karşı grafiklerinin farklı sıcaklıklara göre değişimi verilmiştir. Şekilden görüldüğü kadarıyla optiksel boşluk  $E_1$  sıcaklığa bağlı olarak çok fazla değişmemiştir.  $E_1$  ve  $E_1 + \Delta_1$ ' in spektral pozisyonları belirlenebilir.

$\epsilon_i$ ' nin değişik davranışlar sergilemesi yüzeyin pürüzlülüğü dolayısıyla olmaktadır. Yüzeyin pürüzlülüğü yapının yoğunluğunu azaltır. Pürüzlülük arttıkça  $\epsilon_i$  değeri daha da düşer. Dielektrik sabitinde görülen tepeler, Brillouin bölgesindeki kritik geçiş enerjilerine tekabül eder. Yapıdaki kusurlar bu tepelerin yarı genişliklerini değiştirir. Brillouin bölgesindeki kritik noktaların analizi maddenin optik özelliklerinin incelenmesinde önemli bir rol oynar.

Bu optik özelliklere dielektrik sabiti ve kırılma indisi de dahildir. Çinkosülfür yapıdaki çoğu yarıiletkenin de enerji bant yapıları ile optik özellikleri arasında önemli benzerlikler vardır.



(a)



(b)

Şekil 4.19. a) AlGaAs/GaAs için dielektrik fonksiyonun imajiner kısmının spektral değişimi. b) InGaAs/GaAs için dielektrik fonksiyonun imajiner kısmının spektral değişimi.

Kırılma indisi ve soğurma indisi grafiklerinde bu yapılar için bazı geçiş enerjilerinden bahsedilebilir. Bunları temel olarak  $E_0$ ,  $E_1$  ve  $E_2$  geçiş enerjileri adını vereceğiz.  $E_0$  ile ilgili olan geçişler bant yapısındaki kritik noktaların 3 boyutlu yapı ile ilgili olanlardır.

$E_1$  ile ilgili olan geçişler III-V grubu çinkosülfür yarıiletkenlerin  $\langle 111 \rangle$  doğrultusuyla yada brillion bölgesinin L noktası ile ilgili geçişlerdir.  $E_2$  olarak adlandırılacak geçişler çok daha karmaşık bant yapısında tek bir kritik noktaya ilişkilendirilmeyecek geçişlerdir.

Yapıdaki noktasal kusurların ve dislokasyonların bant yapısında yaratmış olduğu değişiklikler yukarıda adı geçen  $E_0$ ,  $E_1$  ve  $E_2$  geçiş enerjilerinin ilgili olduğu kritik noktaları direkt olarak etkiler. Örneklerin dislokasyonlarının bulunduğu bölgelerde bağ yapmamış atomlar mevcuttur, dolayısıyla tam kristal özelliği göstermezler ve bant diyagramında değişiklikler olması beklenir.

Numuneler  $\text{NH}_4\text{OH} : \text{H}_2\text{O}$  (1 : 5) çözeltisiyle 40 saniye süre ile aşındırma işlemine maruz bırakılıp, bu işlemden önce ve sonra dielektrik fonksiyonun imajiner kısımlarında ve buradan belirlediğimiz  $E_1$ ,  $E_1+\Delta_1$  ve  $E_2$  değerlerinin aşındırmadan önce ve sonra nasıl değiştiği gözlemlendi.

Çizelge 4.1. InGaAs için farklı tavlama sıcaklıklarında aşındırmadan önce (A.Ö.) ve aşındırmadan sonra (A.S.)  $E_1$ ,  $E_1+\Delta_1$  ve  $E_2$  değerleri.

T (° C)	$E_1$ (eV)		$E_1+\Delta_1$ (eV)		$E_2$ (eV)	
	A. Ö.	A. S.	A. Ö.	A. S.	A. Ö.	A. S.
400	2.94	2.93	3.11	3.14	4.51	4.63
500	2.70	2.94	2.98	3.13	4.30	4.69
600	2.94	2.94	3.12	3.11	4.45	4.68
750	2.83	2.96	3.05	3.14	4.44	4.67
775	2.94	2.95	3.12	3.14	4.48	4.69

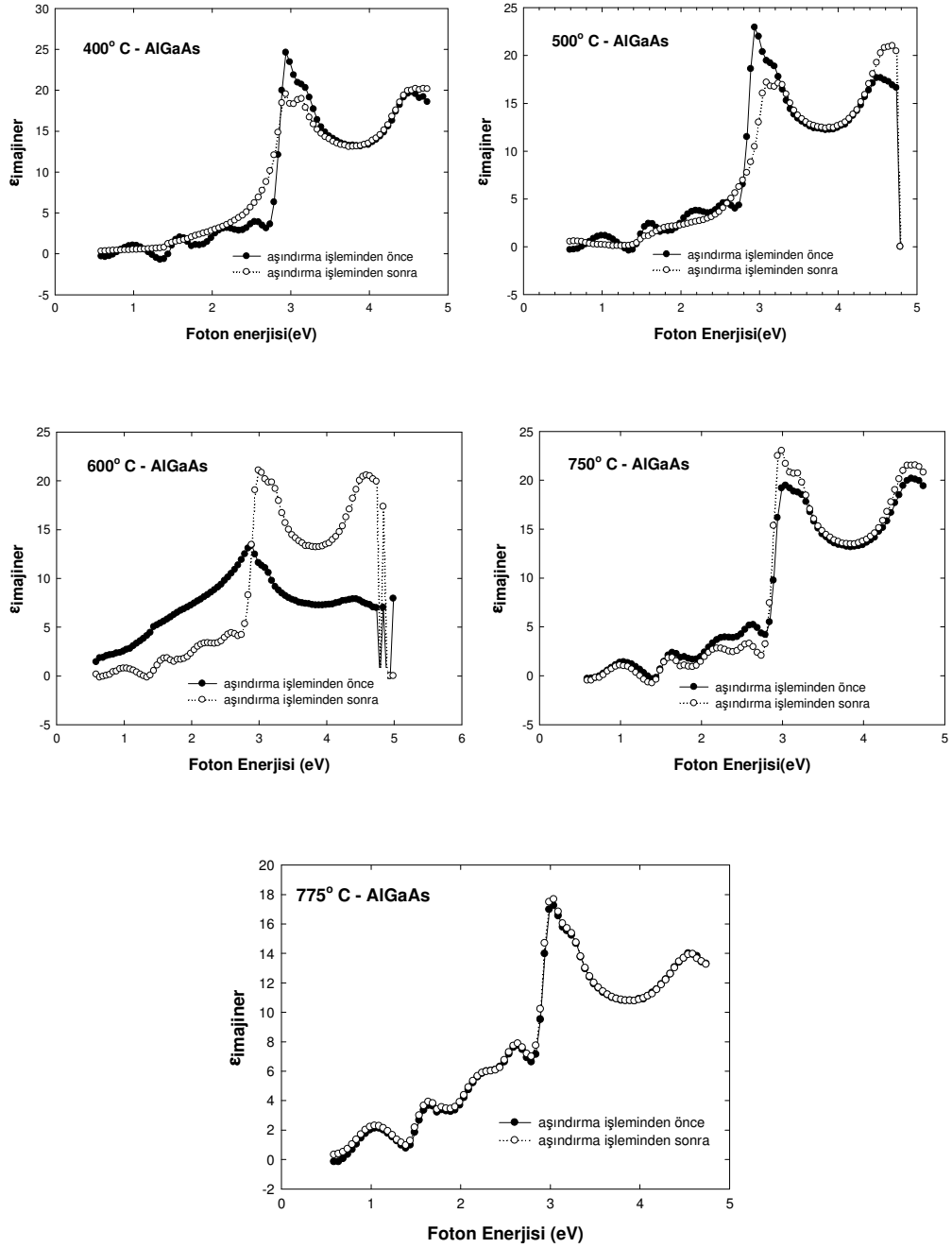
Çizelge 4.2. AlGaAs için farklı tavlama sıcaklıklarında aşındırmadan önce (A.Ö.) ve aşındırmadan sonra (A.S.)  $E_1$ ,  $E_1+\Delta_1$  ve  $E_2$  değerleri.

T (°C)	$E_1$ (eV)		$E_1+\Delta_1$ (eV)		$E_2$ (eV)	
	A. Ö.	A. S.	A. Ö.	A. S.	A. Ö.	A. S.
400	2.94	2.93	3.11	3.14	4.51	4.63
500	2.70	2.94	2.98	3.13	4.30	4.69
600	2.94	2.94	3.12	3.11	4.45	4.68
750	2.83	2.96	3.05	3.14	4.44	4.67
775	2.94	2.95	3.12	3.14	4.48	4.69

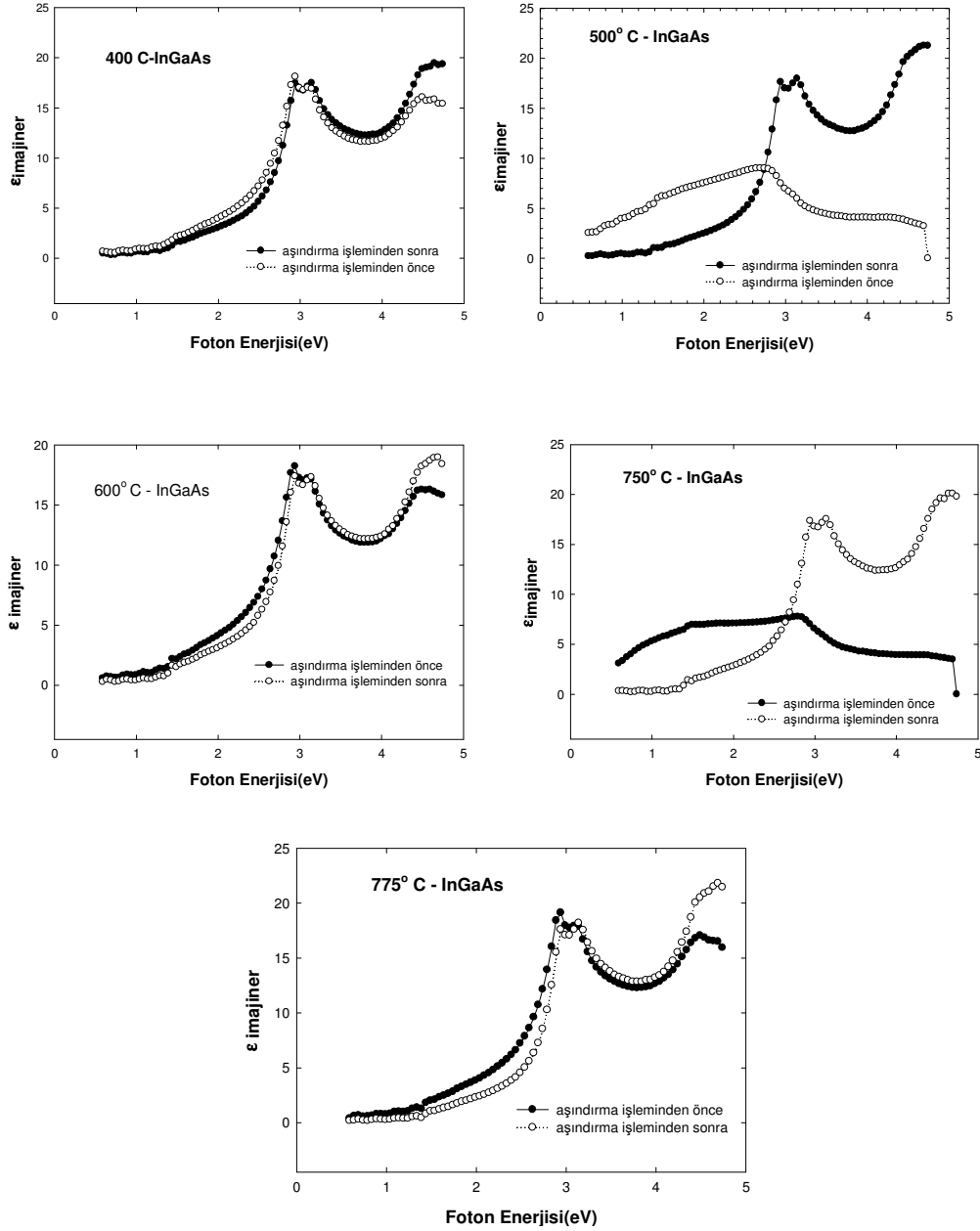
Şekil 4.16 gözönüne alınırsa InGaAs ve AlGaAs yapılarının  $E_1$ ,  $E_1+\Delta_1$ ,  $E_2$  değerlerinin değişimi aşındırma işleminden önce ve sonra Çizelge 4.1 ve Çizelge 4.2' de gösterilmiştir.

Enerji değerlerinde aşındırmaya bağlı çok fazla değişim görülmezken dielektrik fonksiyonun değerlerinde aşındırmaya bağlı gözle görülür değişim görülmüştür.

Şekil 4.20' deki grafiklerden de anlaşılacağı üzere aşındırma işlemi ile numunelerin üzerindeki oksit tabakası kaldırılmış olup,  $E_2$  değerinin dielektrik fonksiyonunun imajiner kısmında artış olduğu gözlenmiştir.



Şekil 4.20. AlGaAs yapısının aşındırmadan önce ve sonra 400° C, 500° C, 600° C, 750° C ve 775° C tavlama sıcaklıklarında dielektrik fonksiyonun imajiner kısmının foton enerjisine bağlı grafikleri.



Şekil 4.21. InGaAs yapısının aşındırmadan önce ve sonra 400°C, 500°C, 600°C, 750°C ve 775°C tavlama sıcaklıklarında dielektrik fonksiyonun imajiner kısmının foton enerjisine bağlı grafikleri

InGaAs süperörgü yapısı aşındırma işleminden AlGaAs yapısına oranla daha çok etkilenmiştir. Bu durum InGaAs yapısının daha uzun süre atmosferde bulunup, oksit tabakasını artırması nedeniyle olabilir. Aşındırma işlemi sonrasında yapının yüzeyindeki oksit tabakası kalkıp  $E_2$  seviyesi daha net gözükmiştir.

## 5. SONUÇ VE ÖNERİLER

MBE ile büyütülen InGaAs/GaAs ve AlGaAs/GaAs süperörgü yapılarının incelendiği bu tez çalışmasında bu yapıların detaylı kusur analizi hızlı tavlama sistemi yardımıyla yüksek çözünürlüklü X-ışınları kırınımı ölçümü sonuçlarından faydalanılarak yapıldı.  $\omega-2\theta$  taramalarından numunelerin tavlamaya bağlı olarak ortalama yarı genişlikleri ve GaAs, InGaAs ve AlGaAs için pik pozisyonları basitçe belirlendi. Bu ölçüm sonuçlarını kullanarak ve büyütme sırasında elde edilen verilerden yararlanarak In ve Al bileşim oranı, düzlemiçi ve düzlem dışı gerinimler, dislokasyon yoğunluğu, tilt ve eğrilik yarıçapı değerleri bütün numuneler için hesaplandı.

Artan tavlama sıcaklıklarında asimetrik  $\omega-2\theta$  taramaların tabakaların uydu pikleri simetrik olanlara göre yok olmuştur. InGaAs/GaAs yapısında  $750^{\circ}\text{C}$ ' den sonra (004) ve (115) için ; (224) için ise  $400^{\circ}\text{C}$ ' den sonra uydu pikleri kaybolmuştur. Bu da In difüzyonuna ve yapının kristal doğasının kaybolduğuna ve InGaAs/GaAs yapısında arayüzeylerin yüksek miktarda bozulduğunu işaret eder. Literatürdeki birçok makalede ise bu durum interdifüzyon olarak açıklanır. Bizim çalışmalarımızda da bu şekilde bir davranış gözlemlendi. Genellikle (004) ve (115) için kusur özellikleri aynı tip davranış göstermektedir. Ancak kusurlar (224)' de hızlı tavlama bağı olarak dalgalanmalı bir değişim göstermektedir. (224)' de ortalama yarı genişlikler (FWHM) yüksek tavlama sıcaklıklarında keskin bir şekilde artmaktadır. Dislokasyon yoğunluğu ve tabakaların tilt açıları artan tavlama sıcaklıklarında artar. Düzlemler için eğrilik yarıçapları düşük tavlama sıcaklığında geniş genlikli dalgalanma gösterir. Yüksek sıcaklıklarda ise yumuşak bir biçimde azalır. Bu sonuçlar, yüzeyin titreşim (bowing) hareketi ile tanımlanır.

AlGaAs/GaAs süperörgü yapısında da InGaAs' da olduğu gibi bir davranış gözlemlendi. Tavlama sıcaklığına bağlı olarak yapının kusur analizi yapıldı. Tabakaların tilt açıları, dislokasyon yoğunluğu, örgü parametreleri tavlama sıcaklığına bağlı olarak incelendi. Asimetrik düzlemlerin, simetrik düzlemlere göre daha fazla değişime

uğradığı, kusur yapılarının değişiminin daha fazla gözlemlendiği yapılan hesaplamalardan anlaşıldı.

Her iki yapı için öncelikle herhangi bir aşındırma işlemi uygulanmadan dielektrik fonksiyonun foton enerjisine göre değişimleri spektroskopik elipsometri sistemi kullanılarak incelendi. Yapıda oluşan oksitlenmelerin sonuçları perdelenmesi sebebiyle bu oksit tabakasını kaldırmak için literatürle uyumlu bir çözelti hazırlandı ve her numune için eşit şartlar sağlanarak aşındırma işlemi yapıldı. Bu işlemde sonra enerji değerlerinde değişiklikler olduğu gözlemlendi.

Optik mikroskop ile çekilen resimlere göre tavlama sıcaklığı arttıkça her iki yapıda da bozulmalar olduğu gözlemlendi. InGaAs / GaAs yapısında  $775^{\circ}\text{C}$ ' de tanecik oluşumu gözlemlendi. AlGaAs / GaAs yapısında ise kusur yoğunluğunun arttığı gözlemlendi. Numuneler tavlarken meydana gelebilecek atom kopmalarını önlemek amacıyla GaAs yapısı ile sandviçlenerek tavlama sistemine yerleştirildi.

Yarıiletken cihaz yapımında kullanılan bu yapıların kusursuz olması bu yapılar kullanılarak elde edilen araçların veriminin yüksek olmasını sağlar. Bu açıdan cihaz yapmadan önce yapıların kusur analizlerinin tayin edilmesi, kayıpları önlemektedir. Bu tez kapsamında elde edilen bilgiler, laboratuvarımız bünyesinde büyütülen kristallerin kusur analizlerinde gelecekte de kullanılacak önemli bilgiler vermiştir. Benzer çalışmalar laboratuvarında büyütülen farklı yapı ve gruplardaki yarıiletken çöklü yapılar da uygulanması düşünülmektedir.

## KAYNAKLAR

1. Sasaki, T., Arafune, K., Metzger, W., Romero, M. J., Jones, K., Al- Jassim, M., Ohshita, Y., Yamaguchi, M.,. “Characterization of Carrier Recombination in Lattice - Mismatched InGaAs Solar Cells on GaAs Substrates”, *Sol. Energy, Mater. Sol. Cells* 93: 6-7 936-940 (2009).
2. Kleipool, Q. L., Jongma, R. T., Gloudemans, A. M. S., Schrijver, H., Lichtenberg, G. F., van Hees, R. M., Maurellis, A. N., Hoogeveen, R. W. M.,. “In-flight Proton Induced Radiation Damage to SCIAMACHY’s Extended- Wavelength InGaAs Near-Infrared Detectors”, *Infrared Physics & Technology* 50: 30-37 (2007).
3. Zhou, X. Y., Lummerzheim, D., Gladstone, G. R., Gunapala, S. D., Bandara, S. B., Trihne J., Herrel, l L.,. “Magnetospheric Application of High- Altitude Long Duration Balloon Technology: Daylight Auroral Observations”, *Advances in Space Research* 42:1676-1682 (2008).
4. **Salviati, G.**, Ferrari, C., Lazzarani, L.,. “TEM and X-ray diffraction studies of III V lattice mismatched multilayers and superlattices”, *Institute of Physics Conference Series*, 146: 337-348 (1995).
5. Bocchi, C., Ferrari, C., Franzosi, P.,. “Accurate Determination of Lattice Mismatch in The Epitaxial AlAs/gaAs System By High- Resolution X-Ray Diffraction”, *J. Cryst. Growth*, 132:3-4 427-434 (1993).
6. Tanner, B.K., Turnbull, A.G., Stanley, C.R.,. “Measurement of Aluminum Concentration in Epitaxial Layers of  $Al_xGa_{1-x}As$  on GaAs By Double Axis X-Ray Diffractometry”, *Appl. Phys. Lett.* 59:18 2272-2274 (1991).
7. Butte, R., Carlin, J-F., Feltin, E., Gonschorek, M., Nicolay, S., Christmann, G., Simeonov, D., Castiglia, A., Dorsaz, J., Buehlmann, H.J., Christopoulos, S., Baldassarri Höger von Högersthal, G., Grundy, A.J.D., Mosca, M., Piquier, C., Py, M. A., Demangeot, F., Frandon, J., Lagoudakis, P.G., Baumberg, J.J., Grandjean, N.,. “Current status of AlInN layers lattice-matched to GaN for photonics and electronics”, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 40:20 6328-6344 (2007).
8. Sarıkavak, B., Öztürk, M. K., Altuntaş, H., Mammedov, T. S., Altındal, Ş., Özçelik, S.,. “MBE-growth and characterization of  $In_xGa_{1-x}As/GaAs$  ( $x=0.15$ ) superlattice”, *Revista Mexicana de Fisica*, 54(6) 416-421 (2008).
9. Osbourn, G. C.,. “Strained-Layer Super-Lattices From Lattice Mismatched Materials”, *J Appl. Phys.*, 53:3, 1586-1589 (1982).
10. Herbeaux, C., Di Persio, J., Lefebvre, A.,. “Misfit Dislocations in  $In_{0.15}Ga_{0.85}As / GaAs$  Strained-Layer Superlattices”, *Appl. Physics Lett.*, 54:11, 1004-1006 (1989).

11. Nuzhdin, K.B., Nesterov, S. V., Tyurin, D. A., Feldman, V. I., Wei, L., Lund, A., “Structure of Radical Cations of Saturated Heteroatoms as studied by Electron Paramagnetic Resonance, Electron-Nuclear Double Resonance, and Density Functional Theory Calculations”, *Journal of Physical Chemistry A*, 109:28 6166-6173 (2005).
12. Leon, R., Kim, Y., Jaga. dish, Gal, C. M., Zou, J., and Cackayne, D. J. H., “Effects of interdiffusion on the luminescence of InGaAs/GaAs quantum dots”, *Appl. Phys. Letters*, 69:13 1888-1890 (1996).
13. Krishna, S., Raghavan, S., Gray, A. L., Stintz, A. and Molloy, K. J., “Characterization of Rapid Thermal Annealed InAs/In<sub>0,15</sub>Ga<sub>0,85</sub>As Dots in Well Heterostructure Using Double Crystal X-Ray Diffraction and Photoluminescence”, *Appl. Phys. Lett.*, 80:21 3898-3900 (2002).
14. Krost, A., Bauer, G., Woitok, J., “Optical Characterization of Epitaxial Semiconductor Layers”, edited by G. Bauer and W. Richter, *Springer*, Berlin, 30-50 (1996).
15. Petrucci, R. H., Harwood, W. S., “ General Chemistry Principles and Modern Applications”, *Macmillan Publishing Company*, New York, 50-80 (1993).
16. Chikawa, J., Sumino, K., Wada, K., “Defects and Properties of Semiconductors: Defect Engineering”, *KTK Scientific Publishers*, Tokyo, 111 132 (1987).
17. Kittel, C., “Katıhal Fiziğine Giriş”, *Güven kitap yayın dağıtım*, İstanbul, 85-95 (1996).
18. Kabak, M., “X-Işınları Kristalografisi”, *Aydan Ofset*, Ankara, 25-35 (2004).
19. Kasper, E., Schoffler, F., “Semiconductors and Semimetals”, ed. T.P. Pearsall, *Academic Press N.Y.*, 33- 223 (1991).
20. Caferov, T., “Yarıiletken Fiziği”, *Y.T.Ü. Basım – Yayın Merkezi Matbaası*, İstanbul, 65-78 (1998).
21. Durlu, T. N., “Katıhal Fiziğine Giriş”, *Set Ofset*, Ankara, 22-41 (1992).
22. Gu, Y., Zhang, Y.G., “Properties of Strain Compensated Symmetrical Triangular Quantum Wells Composed of InGaAs/InAs Chirped Superlattice Grown Using Gas Source Molecular Beam Epitaxy”, *Chinese Physics Letters*, 25: 726-729 (2008).
23. Ferrari, C., Bocchi, C., “Strain and Composition Determination in Semiconducting Heterostructures by High-Resolution X-ray Diffraction”, *Characterization of Semiconductor Heterostructures and Nanostructures*,

95-102 (2008).

24. Pearsall, T.P., "Strained Layer Superlattices: Materials Science and Technology", *Academic Press*, San Diego, 48-72 (1991).
25. Tanner, B. K., Tumbull, A. G., Stanley, A., "Measurement of Aluminum Concentration in Epitaxial Layers of  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  on GaAs by Double Axis X-Ray Diffractometry", *Appl. Phys. Lett.* 59:18 2272-2274 (1991).
26. Krost, A., Bauer, G., Woitok, J., "High Resolution X-Ray Diffraction, in Optical Characterization of Epitaxial Semiconductor Layers", *Springer-Verlag*, Berlin, Heidelberg, 123-151 (1996).
27. Fewster, P. F., "X-Ray Diffraction From Low- Dimensional Structures", *Semicond. Sci. Technol.*, 8:1915-1934 (1993).
28. Authier, A., "Dynamical Theory of X-ray Diffraction in ICUR Monographs on Crystallography", *Oxford University Press Inc.*, New York 11 (2001).
29. Weber, O., Takenaka, M., Takagi, S., "Experimental Determination of Shear Stress induced Electron Mobility Enhancements in Si and Biaxially Strained-Si Metal-Oxide-Semiconductor Field-Effect Transistors", *Japanese Journal of Applied Physics*, 49:7 (2010).
30. Weber, P., Taupin, D., "Expheer (Experimental Physics Error Analysis)- A Declaration Language and Aprogram Generator For The Treatment of Experimental-Data", *Journal De Physique III*, 5: 605-622 (1995).
31. Tapfer, L., Ploog, K., "X-Ray Interference in Ultrathin Epitaxial Layers- A Versatile Method For The Structural Analysis of Single Quantum Wells and Heterointerfaces", *Phys. Rev. B* 40:9802-9810 (1989).
32. Dikici, M., "Katıhal Fiziğine Giriş", *Ondokuz Mayıs Üniversitesi Yayınları*, Samsun, 78-91 (1993).
33. Kavanagh, K. L., Capano, M. A., Hobbs, L. W., Barbour, J. C., Maree, P.M.J., Schaff, W., Mayer, J. W., Pettit, D., Woodall, J. M., Stroschio, J. A., Feenstra, R. M., " Asymmetries in dislocation densities, surface morphology, and strain of GaInAs/GaAs single heterolayers", *Journal of Applied Physics*, 64:4843 - 4852 (1988).
34. Yonenaga, I., "Impurity effects on dislocation activities in Si " *Journal of Physics: Condensed Matter.*, 65:85 (1989).
35. Shcukin, V. A., Ledentsov, N. N., Bimberg, D., "Epitaxy of Nanostructures", *Springer*, Berlin, 78-94 (2003).

36. Huebner, K. H., Thomson, E.A., Byrom, T.G., "The Finite Element Method for Engineers", *John Wiley & Sons*, New York, 123-146 (1994).
37. Metzger, T., Favre-Nicolin, V., Renaud, G., "Characterization of Semiconductor Heterostructures and Nanostructures", C. Lamberti (ed.), *Elsevier*, Amsterdam, 361-370 (2008).
38. Madelung, O., "Introduction to Solid-State Theory", *Springer- NewYork*, 250-310 (1978).
39. Carlsson, A., Wallemborg, L.R., Persson, C., Seifert, W., "Strain state in semiconductor quantum dots on surfaces: a comparison of electron microscopy and finite element calculations", *Surf. Sci.*, 406: 48 (1998).
40. Bowen, D.K., Tanner, B.K., "High Resolution X-ray Diffractometry and Topography", *Taylor & Francis*, 167-196 (1998).
41. Shenai-Khatkhate, D.V., "Environment, health and safety issues for sources used in MOVPE growth of compound semiconductors", *Journal of Crystal Growth*, 1-4: 816-821 (2004).
42. Goldberg, Yu.A., Schmidt, N.M., "Handbook Series on Semiconductor Parameters", M. Levinshtein, S. Rumyantsev and M. Shur, ed., *World Scientific*, London, 2:62-88 (1999).
43. Roberts, S.G., Holt D.B., Wilshaw, P.R., "Structure and Properties of Dislocations in Semiconductors 1989", *J.W. Arrowsmith Ltd*, Bristol, 64-70 (1989).
44. Hungerford, G.A., Holt, D.B., "Microscopy of Semiconducting Materials", *Inst. Phys.*, Bristol, 87:721 (1987).
45. Dosch, H., "Critical Phenomena at Surfaces and Interfaces: Evanescent X-ray and Neutrons Scattering", *Springer-Verlag*, Berlin (1992).
46. Ferrer, S., Petroff, Y., "Surface science done at third generation synchrotron radiation facilities", *Surf. Sci.*, 500:605 (2002).
47. Holy, V., Pietsch, U., Baumbach, T., "High-resolution X-ray Scattering from Thin Films and Multilayers", *Springer-Verlag*, Berlin, 11-34 (1999).
48. Nakatani, S., Kusano, S., Takahashi, T., Hirano, K., Koh, S., Kondo, T., Ito, R., "Study of sublattice inversion in GaAs/Ge/ GaAs(0 0 1) crystal by X-ray diffraction", *Appl. Surf. Sci.*, 159:256 (2000).
49. Bocchi, C., Franzosi, P., Imamov, R.M., Maslov, A.V., Mukhamedzhanov, E.K., Pashaev, E.M., "X-ray standing-wave technique as a source of complementary

- information in structural characterization of thin surface layers”, *Nuovo Cimento D*,19:65 (1997).
50. Herrera-Gomez, A., Russeau, P.M., Woicik, J.C., Kendelewicz, T., Plummer, J., Spicer, W.E., “Lattice compression of Si crystals and crystallographic position of As impurities measured with X-ray standing wave spectroscopy”, *J. Appl. Phys.* 85:1429 (1999).
  51. Bedzyk, M. J., Materlik, G., “ Determination of the position and vibrational amplitude of an adsorbate by means of multiple-order X-ray standing-wave measurements”, *Phys. Rev. B*,31: 4110 (1985).
  52. Gupta, J.A., Woicik, J.C., Watkins, S.P., Miyano, K.E., Pellegrino, J.G., Crozier, E.D., “An X-ray standing wave study of ultrathin InAs films in GaAs(0 0 1) grown by atomic layer epitaxy”, *J. Cryst. Growth*, 195:34 (1998).
  53. Yoo, S.J.B., Bhat, R., Caneau, C., Coza, M.A., “Quasi-phase-matched 2nd harmonic generation in AlGaAs wave-guides with periodic domain inversion achieved by wafer-bonding”, *Appl. Phys. Lett.*,66:3410 (1995).
  54. Sakata, O., Matsuki, N., Hashizume, H., “ In-plane structure of an arsenic adsorbed Si(0 0 1) surface probed with grazing- angle X-ray standing waves”, *Phys., Rev. B*, 60:15546 (1999).
  55. Cornet, D.M., LaPierre, R.R., “InGaAs/InP Core-Shell and Axial Heterostructure Nanowires”, *Nanotechnology*, 18:385305 (2007).
  56. Dingle, R., “Application of Multiquantum Wells, Selective Doping, and Superlattices”, *Semiconductors and semimetals*, edited by Willardson, R. K., Beer, A. C., *Academic*, San Diego, 75-95 (1987).
  57. Freund, L.B., Nix, W.D., “Critical thickness condition for a strained compliant substrate/epitaxial film system”, *Appl. Phys. Lett.*, 69:173 (1996).
  58. Ming, Z.H., Soo, Y.L., Huang, S., Kao, Y.H., Stair, K., Devane, G., Choi Feng, C., “ Structural ordering in InGaAs/GaAs superlattices”, *J. Appl. Phys.*, 80:4372 (1996).
  59. Takeda, Y., Tabuchi, M., “X-ray CTR scattering and interference for atomic scale characterization of semiconductor heterostructures”, *J. Cryst. Growth*,237-330 (2002).
  60. Moreno, M., Yang, H., Horicke, M., Alonso, M., Martin-Gago, J.A., Hey, R., Horn, K., Sacedon, J.L., Ploog, K.H., “Si intralayers at GaAs/AlAs and GaAs/GaAs junctions: polar versus nonpolar interfaces”, *Phys. Rev. B*, 57:12314 (1998).

61. Bratina, G., Sorba, L., Antonini, A., Biasiol, G., Franciosi, A., "AlAs–GaAs heterojunction engineering by means of group IV elemental interface layers", *Phys. Rev. B*, 45:4528 (1992).
62. Look, D.C., "Defects Relevant For Compensation in Semiinsulating GaAs", *Semiconductors and Semimetals*, 38:91-116 (1993).
63. Freund, L.B., Johnson, H.T., Kukta, R.V., "Observations on the Mechanics of Strained Epitaxial Island Growth", *Evolution Of Epitaxial Structure and Morphology*, 399:359-370 (1996).
64. Akazawa, M., Hasegawa, H., Tomozawa, H., Fujikura, H., "Reappraisal of Si interlayer-induced change of band discontinuity at GaAs–AlAs heterointerface taking account of d-doping", *Jpn. J. Appl. Phys.*, 31 L1012 (1992).
65. Baroni, S., Resta, R., Baldereschi, A., "19th Int. Conf. on the Physics of Semiconduct Institute of Physics", Polish Academy of Sciences, *Wroclaw*, 525 (1988).
66. Almeida, J., Dell'Orto, T., Coluzza, C., Fasso, A., Baldereschi, A., Margaritondo, G., Rudra, A., Buhlmann, H.J., Ilegems, M., "Inhomogeneous and temperature dependent p-InGaAs/n-InP band offset modification by silicon d-doping: an internal photoemission study", *J. Appl. Phys.*, 78:3258 (1995).
67. Wethkamp, T., Wilmers, K., Cobet, C., Esser, N., Richter, W., Ambacher, O., Stutzmann, M., Cardona, M., "Dielectric function of hexagonal AlN films determined by spectroscopic ellipsometry in the vacuum-UV spectral range", *Phys. Rev. B*, 59:1845 (1999).
68. Embury, J. D., Freund, L. B., Needleman, A., Shih, C. F., Spaepen, F., Suresh, S., "Mechanics and physics of layered and graded material", *Journal Of The Mechanics and Physics Of Solids*, 44:823-825 (1996).
69. Christensen, N.E., Brey, L., "Band offsets in heterostructures with thin interlayers", *Phys. Rev. B*, 38:8185 (1988).
70. Marsi, M., Houdre, R., Rudra, A., Ilegems, M., Gozzo, F., Coluzza, C., Margaritondo, G., "Artificial band discontinuities at GaAs homojunctions", *Phys. Rev. B*, 47:6455 (1993).
71. Ade, H., "Spectromicroscopy with VUV Photons and X-rays", *Elsevier*, Amsterdam, 78-91 (1997).
72. Agraval, G.A., Dutta, N.K., "Long-wavelength Semiconductor Lasers", Van Nostrand Reinhold, *New York*, 78-92 (1986).
73. Zory Jr, P.S., "Quantum Well Lasers", *Academic Press*, New York, 101 (1993).

74. Cingolani, R., Ploog, K., "Frequency and Density Dependent Radiative Recombination Processes in III–V Semiconductor Quantum-Wells and Superlattices", *Adv. Phys.*, 40:535 (1991).
75. Carni, P.L., Cocito, G., Costa, B., Di Vita, P., Esposito, F., Fausone, A., Galliano, G., Ghergia, V., Luvison, A., Moncalvo, A., Randone, G., Roba, G., Rossi, U., Sacchi, L., Scudellari, A., Sordo, B., Tosco, F., Vergnano, P., Vezzoni, E., "Optical Fibre Communication", *McGraw-Hill*, New York, 15-50 (1981).
76. Capasso, F., "Compositionally Graded Semiconductors and Their Device Applications", *Ann. Rev. Mater. Sci.*, 16:263 (1986).
77. Cotter, D., Burt, M.G., Manning, R.J., "Below-band-gap 3rd-order optical nonlinearity of nanometer-size semiconductor crystallites", *Phys. Rev. Lett.*, 68: 1200 (1992).
78. Kuang, G.K., Bohm, G., Grau, M., Rosel, G., Amann, M.C., "Long Wavelength InGaAs–InGaAlAs–InP Lasers Grown in MBE", *J. Cryst. Growth*, 227:334 (2001).
79. Lam, Y., Loehr, J.P., Singh, J., "Comparison of Steady-State and Transient Characteristics of Lattice-Matched and Strained InGaAs–AlGaAs (on GaAs) and InGaAs–AlInAs (on InP) Quantum-Well Lasers", *IEEE J. Quant. Electron.*, 28: 1248 (1992).
80. Tolliver, T.R., Anderson, N.G., Agahi, F., Lau, K.M., "Characteristic Temperature Study of GaAsP–AlGaAs Tensile Strained Quantum Well Lasers", *J. Appl. Phys.*, 88:5400 (2000).
81. Genova, F., Antolini, A., Campi, D., Francesio, L., Gastaldi, L., Lamberti, C., Morello, G., Papuzza, C., Rigo, C., in: D'Andrea, A., Lopicirella, A., Marletta, G., Viticoli, S. (Eds.), "Materials for Photonic Devices", *World Scientific*, Singapore, 789 (1991).
82. Balcerak, R., "Infrared material requirements for the next generation of systems", *Semicond. Sci. Technol.*, 6 C1 (1991).
83. Osbourn, G.C., "In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As–In<sub>y</sub>Ga<sub>1-y</sub>As Strained-Layer Superlattices: A Proposal For Useful, New Electronic Materials", *Phys. Rev. B*, 27:5126 (1983).
84. Osbourn, G. C., "Strained-layer superlattices from lattice mismatched materials", *J. Appl. Phys.*, 53:1586 (1982).
85. Foxon, C.T., Blood, P., Fletcher, E.D., Hilton, D., Hulyer, P.J., Vening, M., "Substrate-temperature dependence of SQW alloy and superlattice lasers grown by MBE using As<sub>2</sub>", *J. Cryst. Growth*, 111:1047 (1991).

86. Wang, T., Reihlen, E. H., Jen, H.R., Stringfellow, G. B., "Systematic studies on the effect of growth interruptions for GaInAs/InP quantum wells grown by atmospheric pressure organometallic vapor-phase epitaxy", *J. Appl. Phys.*, 66: 5376 (1989).
87. Scott, E. G., Lyons, M. H., Reyman-Greene, M. A. Z., Davies, G. J., "The growth of InP/InGaAs multi-quantum-well modulator arrays by gas source MBE", *J. Cryst. Growth*, 105: 249 (1990).
88. Ohring, M., "The Materials Science of Thin Films", *Academic Press*, 319 (1992).
89. Schwartz, L. H., Cohen, J. B., "Diffraction from Materials", *Academic Press*, 89 (1977).
90. Grabow, M.H., Gilmer, G.H., " Semiconductor-Based Heterostructures: Interracial Structure and Stability", eds. M.L. Green, et al., The Metallurgical Society, *Warrendale*, PA, 3 (1986).
91. Mathews, J.W.,(ed.), "Epitaxial Growth", *Academic Press*, New York, 447 (1975).
92. Xu, X., " Structural Analysis of Defects in III-V Compound Semiconductors", PhD. Thesis, *University of California, Engineering-Materials Science and Engineering*, Berkeley, 80-101 (2005).
93. Marian, J., L. A. Zepeda-Ruiz, N. Couto, E. M. Bringa, G. H. Gilmer, P. C. Stangeby, and T. D. Rognlien, "Characterization of Sputtering Products during Graphite Exposure to Deuterium Ions by Molecular Dynamics", *J. Appl. Phys.*, 101: 044506 (2007).
94. Pinacho, R., Castrillo, P., Jaraiz, M., Martin-Bragado, I., Barbolla, J., Gossmann, H. J., Gilmer, G. H., Benton, J. L., "Carbon in Silicon: Modeling of Diffusion and Clustering Mechanisms," *J. Appl. Phys.*, 92:1582-1587 (2002).
95. Jones, R., "On The Properties Of Degenerate Semiconductors", *Philosophical Magazine B*, 39: 21-25 (1979).
96. Bigger, J. R. K., McInnes, D. A., Sutton, A. P., Payne, M. C., Stich, I., Kingsmith, R. D., Bird, D. M., and Clarke, L. J., " Atomic and Electronic Structure of the 90-Degrees Partial Dislocation in Silicon", *Physical Review Letters*, 69:2224-2227 (1992).
97. Valladares, A., Petford-Long, A. K., and Sutton, A. P., "The Core Reconstruction Of The 90 Degrees Partial Dislocation In Silicon ", *Philosophical Magazine Letters*, 79, 9-17 (1999).

98. Jones, R., “Microscopy of Semiconducting Materials”, *The Institute of Physics*, Bristol, 58 (1983).
99. Justo, J. F., Fazzio, A., and Antonelle, A., “Point defect interactions with extended defects in silicon”, *J. Phys. Condens. Matter*, 12:10039-10044 (2000).
100. Boule, A, Guinebretiere, R, Dager, A. “Phenomenological Analysis Of Heterogeneous Strain Field in Epitaxial Thin Films Using X-ray Scattering”. *J Phys D Appl Phys*; 38:3907–20 (2005).
101. Cammarata, R. C., “Surface and Interface Stress Effects on Interfacial and Nanostructured Materials”, *Mater Sci Eng/A*, 237:180–4 (1997).
102. Finot, M, Suresh, S., “ Small and large deformation of thick and thin film multi layers: effects of layer geometry, plasticity and compositional gradients”, *J Mech Phys Solids*, 44:683–721 (1996).
103. Kisielowski, C., Calawa, A. R., Liriental-Weber, Z., “The Effect Of Excess Gallium Vacancies In Low-Temperature GaAs/AlAs/GaAs:Si Heterostructures”, *J. Appl. Phys.*, 80:156 (1996).
104. Witt, G. L., “ LTMBE GaAs- Present Status and Perspectives”, *Mater. Sci. Engin. B.*, 22:9 (1993).
105. Freund, LB, Suresh, S., “Thin film materials”, : *Cambridge University Press*, Cambridge, 76 (2003).
106. Kitada, T., Shimomura, S., Hiyamizu, S., “Surface Segregation of Indium Atoms During Molecular Beam Epitaxy of InGaAs/GaAs Superlattices on (n11)A GaAs Substrates”, *Journal of Crystal Growth*, 301:172-176 (2007).
107. Shilkrot, L.E., Srolovitz, D.J., “Elastic Analysis Of Finite Stiffness Bimaterial Interfaces: Applications To Dislocation-Interface Interactions”, *Acta Mater.*, 46:3063–75 (1998).
108. Sarıkavak, B., Öztürk, M. K., Altuntaş, H., Mammedov, T. S., Altındal, Ş., Özçelik, S., “MBE-growth and characterization of  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  ( $x=0.15$ ) superlattice”, *Revista Mexicana de Fisica*, 54(6) 416-421 (2008).
109. Kopf, R. F., Schubert, E. F., Harris, T. D., Becker, R. S., Gilmer, G. H., “Modification of GaAs/AlGaAs Growth-Interrupted Interfaces Through Changes in Ambient Conditions During Growth”, *J. Appl. Phys. B*, 74, 6139 (1993).
110. Hovel, H. J., “Semiconductor and Semimetals”, *Academic Press*, New York, 75 (1995).

111. Dunstan, D. J., "Strain And Strain Relaxation In Semiconductors", *J Mater Sci Mater Electron*, 8:337–75 (1997).
112. Braun, W., "Applied RHEED", *Springer*, New York, 38 (1999).
113. Bruker Advanced X-ray Solutions, D8 Advance, D8 Discover, X-ray diffractometer, User's manual, 1.76-85, *Karlsruhe*, (2002).
114. Park, T.-S., Suresh, S., Rosakis, A.J., Ryu, "J. Measurement of Full-Field Curvature and Geometrical Instability of Thin Film-Substrate Systems Through CGS Inter-Ferometry", *J Mech Phys Solids*, 51:2191–211 (2003).
115. Bauer, G., Richter, W., "Optical Characterization of Epitaxial Semiconductor Layers", *Springer*, New York, 311 (1996).
116. Li, W. M., Coben, R. M., Simmons, D. S., Chi, P. H., "Nonequilibrium carrier distribution in semiconductor photodetectors: Surface leakage channel under illumination", *Appl. Phys. Lett.*, 70:3392 (1997).
117. Ryu, S.W., Kim, I., Choe, B.D., Jeong, W. G., " The Effect of Strain on the Interdiffusion In InGaAs/GaAs Quantum Wells", *Appl. Phys. Lett.* 67:1417 (1995).
118. Fujiwara, H., "Spectroscopic Ellipsometry", *John Wiley & Sons*, Berlin, 78 (2007).
119. Gilmer, G. H., "Molecular Dynamics Studies of Crystal Growth from the Vapor", Opportunities and Challenges in Crystallization Research: Proceedings, Ed: M. A. Larson, Iowa State University-NSF, *Ames Iowa* 89 (1991).
120. Xu, S.J., Wang, H., Li, Q., Xie, M. H., " X-Ray Diffraction and Optical Characterization of Interdiffusion In Self- Assembled InAs/GaAs Quantum Dot Superlattices", *Appl. Phys. Lett.*, 77:14 (2000).
121. Bauer, Ernst, J. H. van der Merwe, "Structure and Growth of Crystalline Superlattices: From Monolayer to Superlattice", *Phys. Rev. B*, 33: 3657-3671 (1986).
122. Fuggle, J. C., Martensson, N., "Core-Level Binding Energies in Metals", *J. Electron. Spectrosc. Relat. Phenom.*, 21: 275 (1980).
123. Arora, B.M., Chandrasekaran, K.S., Gokhale, M.R., Nair, G., Venugopal, Rao G., Amarendra, G., Viswanathan, B., "Study of Defects and Strain Relaxation in GaAs/In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As/GaAs Heterostructures Using Photoluminescence, Positron Annihilation, and X-Ray Diffraction", *J. of Appl. Phys.*, 87:8444 (2000).

124. Gilmer, G. H., Roland, C., “Applications of Molecular Dynamics Methods to Low Energy Ion Beams and Film Deposition Processes”, *Radiation Effects and Defects in Solids*, 321:130-131 (1994).
125. Kalyanaraman, R., T. E. Haynes, O. W. Holland, Gilmer, G. H., “Character of Defects at an Ion-Irradiated Buried Thin-Film Interface”, *J. Appl. Phys.*, 91: 6325-6332 (2002).
126. Cherng, M. J., Cohen, R. M., Stringfellow, G. B., “GaAs<sub>1-x</sub>Sb<sub>x</sub> Growth By OMVPE”, *J. Elect. Mater.*, 13: 799-813 (1984).
127. Bauer, G., Richter, W., “Optical Characterization of Epitaxial Semiconductor Layers”, *Springer*, Verlag, 100-128 (1996).
128. Jackson, K. A., Gilmer, G. H., Leamy, H. J., “Solute Trapping”, Laser and Electron Beam Processing of Materials, Eds: C. W. White and P. S. Percy, *Academic Press*, New York, 104 (1980).
129. Diaz de la Rubia, T., Jaraiz, M., Gilmer, G. H., Caturla, M.J., “Atomic Scale Simulations of Arsenic Ion Implantation and Annealing in Silicon”, **Proceedings of the Fall MRS, Symposium A, Materials Research Society**, Pittsburgh 56 (1996).
130. Bollet, F., Gillin, W.P., “Characterization of Interdiffusion Around Miscibility Gap of Lattice Matched InGaAs/InP Quantum Wells by High Resolution X-Ray Diffraction”, *Journal of Applied Physics*, 101: 013502 (2007).
131. Krost, A., Bauer, G., Voitok, J., “Optical Characterization of Epitaxial Semiconductor Layers”, edited by G. Bauer and W. Richter, *Springer, Berlin*, 6:89 (1996).
132. Zhuang Q. D., Li J. M., Wang X. X., Zeng Y. P., Wang Y. T., Wang B. Q., Pan L., Wu J., Kang M. Y., Lin L. Y., “Effects of Rapid Thermal Annealing on Self Assembled InGaAs/GaAs Quantum Dots Superlattice”, *Journal of crystal Growth*, 208:791-794 (2000).
133. Yuan, K., Radhakrishnan K., Zheng, H. Q., Yoon, S.F., “Optimization of Compositionally Graded In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>P Metamorphic Buffer Layers Grown By Solid Source Molecular Beam Epitaxy”, *Materials Science in Semiconductor Processing*, 4:637-640 (2001).
134. Halliwell, M. A. G., Lyons, M. H., Daves, S.T., Hockly, M., Tuppen, C. G., Gribbings, C. J., “Estimation of Percentage Relaxation In Si/Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> Strained Layer Superlattices”, *Semicond. Sci. Technol.*, 4:10 (1989).

135. Chang, K. H., Lee, C. P., Wu, J. S., Liu, D. G., Liou, D. C., Wang, M. H., Chen, L. J., Marais, M. A., "Precise Determination of Aluminum Content In AlGaAs", *J.Appl. Phys.*, 70:4877 (1991).
136. Korte, S., Farrer, I., Beere, H.E., Clegg, W.J., "Discontinuous Yield in InGaAs Thin Films", *Surface & Coatings Technology*, 203:713-716 (2008).
137. Takano Y., Masuda M., Kobayashi K., Kuwahara K., Fuke S., Shirakata S., "High Voltage Transistor Scaling Circuit Techniques For High Density Negative Gate Channel Erasing NOR Flash Memories", *Journal of Crystal Growth*, 236:31-36 (2002).
138. Shin, B., Weber, J.R., Long, R.D., Hurley, P.K., "Origin And Passivation Of Fixed In Atomic Layer Deposited Aluminum Oxide Gate Insulators On Chemically Treated InGaAs Substates", *Applied Physics Letters*, 96:15 (2010).
139. Cardona, M., "in Modulation Spectroscopy - Solid State Physics", *Academic Press*, New York, 86-100 (1969).
140. Bauer, G., Richter, W., "Optical Characterization of Epitaxial Semiconductor Layers", *Springer*, 170 (1996).
141. Zhuang, Q.D., Yoon, S.F., Zheng, H.Q., Yuan, K.H., "Growth Of Self Organized InAs Quantum Dots InP By Solid Source Molecular Beam Epitaxy", *Journal of Crystal Growth*, 4:57-61 (2000).
142. Kleipool, Q. L., Jongma, R. T., Gloudemans, A. M. S., Schrijver, H., Lichtenberg, G. F., van Hees, R. M., Maurellis, A. N., Hoogeveen, R. W. M., "In-Flight Proton Induced Radiation Damage To SCIAMACHY's Extended Wavelength InGaAs Near Infrared Detectors", *Infrared Physics & Technology*, 50:30-37 (2007).
143. Van De Walle, C. G., McCluskey, M. D., Master, C.P., Romano, L.T., Johnson, N.M., "Large And Composition Dependent Band Gap Bowing In  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  Alloys", *Materials Science and Engineering*, B59: 274-278 (1999).
144. Azzam, R. M. A., Bashara, N. M., "Ellipsometry and Polarized Light", *North - Holland Publishing Company*, Amsterdam, 65-105 (1977).
145. Halliwell, M. A. G., Lyons, M. H., Daves, S. T., Hockly, M., Tuppen, C. G., "Estimation Of Percentage Relaxation In  $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  Strained Layer Superlattices", *Semicond. Sci. Technol.*, 4:10-15(1989).
146. Sayari, A., Yahyaoui, N., Meftah, A., Sfaxi, A., Oueslati, M., "Residual Strain And Alloying Effects On The Vibrational Properties Of Step Graded  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  Layers Grown On GaAs", *Journal of Luminescence*, 129:105-109 (2009).

- 147.** Chindaudom, P., Vedam, K., “Determination Of The Optical Function N (Lambda) Of vitreous Silica By Spectroscopic Ellipsometry With An Achromatic Compensator”, *Applied Optics*, 32:6391-6398 (1993).

## ÖZGEÇMİŞ

### Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : SARIKAVAK, Beyza  
Uyruğu : T.C.  
Doğum tarihi ve yeri : 25.03.1980 ANKARA  
Medeni hali : Bekar  
Telefon : 0 (531) 773 47 62  
e-mail : [beyzas@gazi.edu.tr](mailto:beyzas@gazi.edu.tr)

### Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek Lisans	Gazi Üniversitesi / Fizik Bölümü	2005
Lisans	Gazi Üniversitesi/Fizik Eğitimi Bölümü	2003
Lise	Alparslan Lisesi (Y.Dil.Ağrıklı)	1998

### İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2005- 2009	Kastamonu Üniversitesi	Araştırma Görevlisi
2009-	Gazi Üniversitesi	Öğretim Görevlisi

### Yabancı Dil

İngilizce

### Hobiler

Kitap okumak, yürüyüş yapmak, tenis.

## Tezle İlgili Yayınlar

### *SCI-indexli makaleler*

1. Sarıkavak, B., Öztürk, M. K., Altuntas, H., Mamedov, T, Altındal, S., Özcelik, S., “MBE-growth and characterization of  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  ( $x=0.15$ ) superlattice”, *Revista Mexicana de Fisica*, 54(6): 416-421 (2008).
2. Sarıkavak, B., Öztürk, M. K., Mamedov, T, Özcelik S., “Interdiffusion phenomena in  $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$  superlattice structures”, *Cryst. Res. Technol.*, 45, 5, 517-524 (2010).

### *Uluslararası dergilerde basılmış makaleler*

1. Sarıkavak, B., Öztürk, M. K., Mamedov, T, Özcelik S., “ Analyze of defects in  $\text{InGaAs}$  superlattice with High Resolution X-ray diffraction”, *Balkan Physics Letters, BPL*, 15, 151009 (2009).
2. Sarıkavak, B., Öztürk, M. K., Mamedov, T, Özcelik S., “Analyze of defects in  $\text{InGaAs}$  epilayer with High Resolution X-ray diffraction”, *Fizika, Cild XIV*, No:3 (2008).

### *Uluslararası seminerlerde sunulmuş bildiriler*

1. Sarıkavak, B., Öztürk, M. K., Mamedov, T, Özcelik S., “Analyze of defects in  $\text{InGaAs}$  superlattice with High Resolution X-ray diffraction”, **25. Uluslararası Fizik Kongresi**, Bodrum/Türkiye, 25-29 Ağustos (2008).
2. Sarıkavak, B., Öztürk, M. K., Mamedov, T, Özcelik S., “ $\text{InGaAs}$  süperörgü yapısının HRXRD yolu ile kusur analizinin yapılması, bazı parametrelerin belirlenmesi”, **16<sup>th</sup>. Yoğun Madde fiziği Ankara toplantısı**, (2009).

## Tez Dışı Yayınlar

### *SCI-indexli makaleler*

1. Asar, T., Sarıkavak, B., Öztürk, M. K., Mamedov, T, Özcelik S., “Effects of Annealing on structural properties of GaAs-based quantum well solar cells”, *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, Vol. 11, No. 11, p. 1627 – 1631 (2009).
2. Öztürk, M. K., Hongbo, Yu, Sarıkavak, B., Korçak, S., Özçelik, S., Özbay, E., “Structural analysis of an InGaN/GaN based light emitting diode by X-ray diffraction”, *J Mater Sci: Mater Electron*, DOI 10.1007/s10854-009-9891-6 (2009).
3. Kars, İ., Çetin, S. Ş., Kınacı, B., Sarıkavak, B., Bengi, A., Altuntaş, H., Öztürk, M. K., Özçelik, S., “Influence of thermal annealing on the structure and optical properties of d.c. magnetron sputtered titanium dioxide thin films”, DOI 10.1002/sia.3373, *Surface and Interface Analysis* (2010).

### *Ulusal ve Uluslararası seminerlerde sunulmuş bildiriler*

1. Bengi, A., Sarıkavak, B., Altuntaş, H., Mammedov, T., and Özçelik, S., “InGaAs/InP Yapısının Moleküler Demet Epitaksi Yöntemi ile Büyütülmesi ve Karakterizasyonu” *14<sup>th</sup>. Condensed Matter Physics Symposium*, Hacettepe University, Ankara/ Turkey (November-2007).
2. Asar, T., Sarıkavak, B., Öztürk, M. K., Mammedov, T, Özcelik S., “Effects of Annealing influences on the structural properties of InGaAs/GaAs quantum well solar cell (QWSC) samples”, *ECASIA-09 13<sup>th</sup> European Conference on Applications of Surface and Interface Analysis*, Antalya, Turkey (October - 2009).