

**YÜKSEK VERİMLİ İNCE FİLM GÜNEŞ HÜCRESİ UYGULAMALARI İÇİN
GAAS EPİKATMANLARIN Si ALTTAŞ ÜZERİNE BÜYÜTÜLMESİ**

Muhammed AKTAŞ

Yüksek Lisans Tezi

Fizik Anabilim Dalı

Katıhal Fiziği Bilim Dalı

Danışman: Doç. Dr. Mustafa KULAKCI

Eskişehir

Eskişehir Teknik Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Ağustos 2020

Bu tez çalışması TÜBİTAK tarafından kabul edilen 118M055 no.lu proje kapsamında desteklenmiştir.

ÖZET

YÜKSEK VERİMLİ İNCE FİLM GÜNEŞ HÜCRESİ UYGULAMALARI İÇİN GAAS EPİKATMANLARIN SI ALTTAŞ ÜZERİNE BÜYÜTÜLMESİ

Muhammed AKTAŞ

Fizik Anabilim Dalı

Katıhal Fiziği Bilim Dalı

Eskişehir Teknik Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Ağustos 2020

Danışman: Doç. Dr. Mustafa KULAKCI

Günümüzde GaAs alttaşların tekrar tekrar kullanımına izin veren epitaksiyel film kaldırma (EFK) yöntemine dayalı GaAs tabanlı III-V grubu yarıiletken güneş hücresi teknolojisi fotovoltaiik alanında oldukça dikkat çekmektedir. Bu hücre teknolojisi yüksek verimli III-V grubu hücrelerin üretim maliyetini asgari seviyeye indirirken, esnekliği ve hafifliğinin getirdiği işlevsellikler sayesinde birçok pratik uygulama alanında geniş bir kullanım ve yaygınlaşma potansiyeli sunmaktadır.

Bu tez çalışmasında GaAs tabanlı III-V grubu esnek ince film güneş hücrelerinin maliyetini çok daha düşük seviyelere çekebilmek için bu hücre teknolojisinin pahalı GaAs alttaş yerine ucuz ve gelişmiş Si alttaşlar üzerinden geliştirilmesi amaçlanmıştır. Si üzerine kaliteli heteroepitaksiyel büyütmeye yapabilmek için 3 farklı yapıda kusur azaltıcı tampon katmanlar tasarlanmıştır. Bunlar; kuantum nokta, gergin katmanlı süperörgü ve termal döngüde farklı büyütmeye sıcaklıklarında büyütülmüş GaAs yaklaşımlarıdır. Tasarlanan esnek ince film GaAs güneş hücreleri yapıları bu tampon katmanlar kullanılarak Si alttaşlar üzerine moleküler demet epitaksiyel büyütmeye sistemi kullanılarak büyütülmüştür. Tampon tabakaların ve güneş hücrelerinin optiksel ve yapısal karakterizasyonları film kaldırma işlemi öncesi ve sonrasında yapılarak aktif hücre epikatman filmlerin kalite ve kusur yoğunluğu analizleri yapılmıştır. EFK yöntemiyle esnek ince film GaAs güneş hücrelerinin ilk defa Si alttaşlar üzerinden fabrikasyonu yapılmış ve test edilmiştir.

Anahtar Sözcükler: İnce film, GaAs güneş hücresi, Tampon tabaka, MBE, Hetero-epitaksi

ABSTRACT

GROWTH OF GAAS EPILAYERS ON SI SUBSTRATE FOR HIGH EFFICIENCY THIN FILM SOLAR CELL APPLICATION

Muhammed AKTAŞ

Department of Physics

Programme in Solid State Physics

Eskişehir Technical University, Institute of Graduate Programs, August 2020

Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Mustafa KULAKCI

Today, GaAs-based III-V group semiconductor solar cell technology based on epitaxial film lift-off (ELO) method, which allows the repeated use of GaAs substrates for sequential growth, draws a significant in photovoltaic area. While this cell technology minimizes the production cost of highly efficient III-V group cells, it offers a wide usage and widespread potential in many practical applications due to the functionalities brought by its flexibility and lightweighness.

In this thesis, to make substantial decrease in GaAs based flexible thin film group III-V solar cell costs, these cell technologies have been aimed to developed over the matured and cheap Si substrates instead of over expensive GaAs substrates. Three different dislocation filters were designed and tested to achieve high quality heteroepitaxial growth on Si: Quantum dot, strained layer superlattice and growth at different temperature in thermal cycle. The designed flexible thin film GaAs solar cell structures were grown with these buffer layers on Si substrates using molecular beam epitaxial (MBE) system. Optical and structural characterizations of buffer layers and solar cell structures were performed before and after thin film lift-off process, and quality and defect density analysis of active cell epitaxial films were done. Using ELO method, flexible thin film GaAs solar cells were fabricated and tested for the first time over Si substrates

Keywords: Thin film, GaAs solar cell, buffer layer, MBE, Heteroepitaxy.

TEŞEKKÜR

Danışmanım değerli Doç. Dr. Mustafa KULAKCI hocama yüksek lisans sürecimde sabrından, anlayışından, oluşturduğu imkanlardan ve en önemlisi akademik çalışmalarındaki yol göstermesinden dolayı çok teşekkür ederim.

Yaptığım gürültülere rağmen bir kere olsun kızmayan, desteği, yardımı ve yol göstermeleri için değerli Prof. Dr. Uğur SERİNCAN hocama çok teşekkür ederim.

Lisans birinci sınıfta isteğimizi ve hevesimizi kırmadan, hiçbir şey hakkında bilginiz yok iken bile bizim sunumlarımıza katlanan değerli Doç. Dr. Bülent ASLAN hocama çok teşekkür ederim.

Proje çalışmamda ekip arkadaşım olan değerli dostum Ali BÜYÜKPINAR'a sohbeti, güzel ekip çalışması, desteği için çok teşekkür ederim. Beraber bitirdiğimiz çift anadaldan sonra beraber yüksek lisans bitirmek nasip oldu.

Laboratuvarıda ne olursa olsun herhangi sorularına hiç sıkılmadan, kızmadan aynı sakinlikle cevap veren değerli ikinci senseim ve dostum Onur ŞENEL'e sohbeti, öğrettikleri, desteği ve oda arkadaşılığı için çok teşekkür ederim.

Proje çalışmasında, cihazlarda ve tezdeki çizimlerimde yardımcı olan değerli Dr. Burcu ARPAPAY hocama sohbeti ve desteği için çok teşekkür ederim.

Laboratuvarıda bana yaptığı katkıları, sohbeti ve yardımları için değerli abim Melih KORKMAZ'a çok teşekkür ederim.

Laboratuvara geldiğinde getirdiği kahveler ve tatlılar, sohbeti, yardımları ve katkıları için değerli abim Berker HÜSAM'a çok teşekkür ederim.

Lisans bitirme tezi çalışmalarında ve laboratuvar içinde ilk çalışmamda yardımcı olan değerli ilk senseim Hazal ZAIMLER'e sohbeti, öğrettikleri ve desteği için çok teşekkür ederim.

Lisans bitirme tezinde ekip arkadaşım, lisans hayatım ve sonrasında dostluğumuz devam eden değerli dostum Selin YILMAZ'a sohbeti, desteği ve lisans maceralarımız için teşekkür ederim.

Lisans eğitimimde ilk tanıştığım, lisans hayatım ve sonrasında dostluğumuz devam eden değerli dostum Doğukan KIZBAY'a sohbeti, desteği ve lisans maceralarımız için teşekkür ederim.

Lise hayatımdan bu zamana kadar yanımda olan değerli dostlarım Ali Mert ŞENTÜRK, Mert Ali DEMİR, Muhammed DEMİREL ve Şahin ALTIN'a (alfabetik sırada gençler ☺) sohbeti, yardımları ve destekleri için çok teşekkür ederim.

Ve bana olan inançlarıyla, destekleriyle, yardımlarıyla hep kendilerinin varlığını hissettiren aileme çok teşekkür ederim.

Son olarak **kendime** önemli bir nasihat vermek istiyorum : SIKI ÇALIŞ.

Muhammed AKTAŞ

ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ

Bu tezin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu; çalışmamın hazırlık, veri toplama, analiz ve bilgilerin sunumu olmak üzere tüm aşamalarında bilimsel etik ve kurallara uygun davrandığımı; bu çalışma kapsamında elde edilen tüm veri ve bilgiler için kaynak gösterdiğimi ve bu kaynaklara kaynakçada yer verdiğimi; bu çalışmanın Eskişehir Teknik Üniversitesi tarafından kullanılan “bilimsel intihal tespit programı”yla tarandığını ve hiçbir şekilde “intihal içermediğini” beyan ederim. Herhangi bir zamanda, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçları kabul ettiğimi bildiririm.

Muhammed AKTAŞ

İÇİNDEKİLER

Sayfa

BAŞLIK SAYFASI	i
JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI.....	ii
ÖZET	iii
ABSTRACT.....	iv
TEŞEKKÜR	v
ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ.....	vii
İÇİNDEKİLER.....	viii
TABLolar DİZİNİ	x
ŞEKİLLER DİZİNİ	xi
GÖRSELLER DİZİNİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xviii
1. GİRİŞ	1
1.1. İnce film GaAs Güneş Hücresi.....	2
2. HETEROEPİTAKSİYEL BÜYÜTMENİN TEMELLERİ	7
2.1. Heteroepitaksiyel Büyütme Zorlukları ve Çözümleri	10
2.1.1. Örgü Sabiti Uyumsuzluğu	10
2.1.2. Termal Genleşme Katsayısı Uyumsuzluğu	16
2.1.3. Yüzey Polaritesi	17
2.2. Si Altaş üzerine GaAs Büyütme Dinamiği.....	19
3. DENEYSEL YÖNTEMLER.....	23
3.1. Moleküler Demet Epitaksi Sistemi	23
3.2. Taramalı Elektron Mikroskobu	24
3.3. Fotoluminesans Spektroskopisi	26
3.4. Yüksek Çözünürlüklü X-ışını Kırınımı.....	28
3.4.1. Sallantı Eğrisi (Rocking Curve - RC)	29
3.4.2. Dislokasyon Yoğunluğu Hesaplanması	30

4. BÜYÜTÜLEN TAMPON TABAKALARIN VE İNCE FİLM GAAS GÜNEŞ HÜCRELERİN YAPISAL KARAKTERİZASYONU	32
4.1. Tampon Tabakalarının Karakterizasyonu.....	32
4.1.1. Kuantum Noktalı Tampon Tabaka	32
4.1.2. Gergin Katmanlı Süperörgü Tampon Tabaka	39
4.1.3. Termal Döngüde Farklı Sıcaklıklarda Büyütülmüş GaAs Tampon Tabaka.....	44
4.2. Güneş Hücrelerinin Karakterizasyonu	51
5. EPİTAKSİYEL FİLM KALDIRMA SÜRECİ, AYGIT FABRİKASYONU VE ÖNCÜL SONUÇLAR.....	59
5.1. Epitaksiyel Film Kaldırma Süreci	59
5.1.1. EFK Esnek Güneş Hücrelerin PL Karakterizasyonu	60
5.2. Esnek Güneş Hücresi Fabrikasyon Süreci.....	64
5.3. Aygıt Karakterizasyonu Öncül Sonuçları.....	67
6. SONUÇLAR	71
KAYNAKÇA.....	74
ÖZGEÇMİŞ	

TABLÖLAR DİZİNİ

Sayfa

Tablo 1.1. Araştırma amaçlı üretilmiş olan güneş hücre çeşitlerinin sahip oldukları en yüksek verimlilikleri ve güneş hücrelerini üreten organizasyonlar.	3
Tablo 4.1. (110) düzlemine doğru farklı sapma açılarıyla kesilmiş (100) yönelimli Si alttaşlar üzerine büyütülmüş QD yapıli filtreleme tabakalarının büyütme özellikleri ve HR-XRD ölçümleri ile GaAs (004) düzlemi üzerinden elde edilmiş fiziksel özellikleri.	32
Tablo 4.2. SLS içeren tampon tabaka için büyütülmüş numunelerin özellikleri. HR-XRD ölçümleri (004) düzlemi üzerinden yapılmıştır.	39
Tablo 4.3. SLS yapı içeren güneş hücreli örneklerin HR-XRD ölçümlerinden elde edilen parametreleri.	52
Tablo 4.4. SLS içermeyen tampon tabakası TDF-GaAs yaklaşımıyla büyütülen örneklerin HR-XRD ölçümleriyle elde edilen parametreleri.	55

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

- Şekil 2.1.** Homo- ve hetero-epitaksiyel büyütme ve örgü parametre etkisinin şematik olarak gösterimi; örgü eşleşmiş epitaksiyel (a), psödomorfik heteroepitaksiyel büyütme (b), gergin heteroepitaksiyel büyütme gösterilmiştir. 7
- Şekil 2.2.** Epitaksiyel film büyüme modları: Frank – van der Merwe Modu (FM modu) (a), Volmer Weber Modu (VW modu) (b), Stranski-Krastanov modu (SK modu) (c). 8
- Şekil 2.3.** Alltaş-film arası farklı örgü parametrelerinde büyütülen filmde oluşan farklı zor durumlarının şematik gösterimi; sıkıştırma zoru (a), zor altında olmayan film (b), ve gerilme zoru altındaki film (c). 10
- Şekil 2.4.** SLS katman kalınlığının dislokasyon çizgilerini bükmesinde etkisi gösterilmiştir. SLS katman kalınlığı yeteri kadar büyük değil ise dislokasyon çizgisi durdurulamaz ve yüzeye ulaşır (b). SLS katman kalınlığı yeterli büyüklükte olduğunda dislokasyon çizgisi yüzeye paralel olarak bükülür ve ilerlemesi durdurulur (c). SLS katman kalınlığı artırılmaya devam edilirse dislokasyon aktif olarak kalır (d) ve tekrardan dislokasyon oluşmasına neden olur (e). 13
- Şekil 2.5.** Kuantum noktalar bulundukları yerlerde zor oluştururlar. Gelen dislokasyon çizgisi bu zorla etkileştiğinde eğer dislokasyon çizgisinin enerjisi zorun enerjisine eşit veya küçükse dislokasyon çizgisi bükülür. 14
- Şekil 2.6.** Si ve GaAs'ın termal genleşme katsayılarının sıcaklığa bağlı olarak değişimleri..... 16
- Şekil 2.7.** As ve Ga başlangıç katmanları GaAs [001] doğrusu üzerinde farklı GaAs yapıların oluşmasına neden olur ve APD oluşumu gözlenir..... 18
- Şekil 2.8.** Tek atomik adıma sahip Si yüzeyine GaAs (100) büyütüldüğünde katmanlar kendilerini tekrar edemediklerinden APD oluşumuna neden olur. (a) Çift atomik adım ile tekrar sağlanır ve APD oluşumu engellenir.(a) 18

Şekil 2.9.	Tek atomik adımlı Si (100) yüzeyi üzerine GaAs katmanı büyütüldüğünde, GaAs (100) yüzeyinin alternatif düzlemi olduğundan dolayı APD oluşumu gözlenir.....	19
Şekil 2.10.	Si (100) yüzeyi tek basamak/adım atomik yapısındadır ve iki farklı alan morfolojisine (dimer) sahiptir (a). 4° sapma açısıyla kesilmiş olan Si (100) yüzeyi çift atomik adıma sahip olur ve yüzeyi sadece (2x1) alan morfolojisi bulunur (b). As ön katmanı çift atomik yapıyla yüzey üstüne 450 ° C ve üstü sıcaklıklarda büyütüldüğünde yüzey yapısı (1x2) alan morfolojisine dönüşür (c).	21
Şekil 3.1.	Taramalı elektron mikroskobu cihazının şematik diyagramı.	25
Şekil 3.2.	Elektron – örnek etkileşiminden oluşan sinyaller ve SEM cihazında kullanılan sinyallerin örnek içindeki derinlikleri.	26
Şekil 3.3.	Yarıiletkende uyarım ve olası PL mekanizmaları şematik olarak gösterilmiştir. Uyarılmış elektron sadece enerji bant aralığına eşit foton yaymaz. Aynı zamanda verici (donor) ve alıcı (acceptor) seviyelerinden de foton yayar.	27
Şekil 3.4.	Kristal içindeki X-ışını kırınımı ve Bragg yasasının gerçekleşmesi için kırınım açısı ile örgü düzlemleri arasındaki ilişki.....	29
Şekil 3.5.	(002) düzlemi ile yapılan TDD hesaplamasında eksi eğim oluşmuştur. Eksi eğim ile hesaplama yapılamayacağı için (115) ve (117) düzlemleri kullanılmıştır.	31
Şekil 4.1.	Farklı sapma açısıyla kesilmiş Si alttaşların etkisini incelemek için büyütülen örneklerin yan kesit şematik gösterimleri.	33
Şekil 4.2.	Farklı sapma açısıyla kesilmiş Si alttaş üzerine büyütülmüş periyodik QD içeren örneklerin oda sıcaklığında ölçülmüş PL spektrumları.....	35
Şekil 4.3.	QD içeren katmanların periyot sayısının ve büyütme sonrası tavlama işlem etkisinin filtreleme etkisini gözlemlemek için büyütülen 5 ve 10 periyot örneklerin yan kesit yapı şeması.....	36
Şekil 4.4.	NB780 (5 periyot QD içeren) ve NB785(10 periyot QD içeren) örneklerine ait (004) düzleminden alınmış sallantı eğrileri.	37
Şekil 4.5.	NB780 (5 periyot QD içeren) ve NB785(10 periyot QD içeren) numunelerine ait oda sıcaklığında alınmış PL ölçümleri.....	38

Şekil 4.6. SLS yapıda filtreleme katmanları içeren örneklerin yan kesit şematik gösterimi.	40
Şekil 4.7. 5 periyot SLS içeren NB781 (InAlAs/GaAs) ve NB782 (InGaAs/GaAs) numunelerine ait HR-XRD Omega – 2Teta eğrileri.	41
Şekil 4.8. NB782 (5 periyot) ve NB787 (10 periyot) InGaAs/GaAs SLS içeren örneklerin Omega – 2Teta eğrileri.	42
Şekil 4.9. SLS filtreleme katmanı içeren örneklerin oda sıcaklığında alınmış PL ölçüm sonuçları.	44
Şekil 4.10. Si üzerine GaAs/AlGaAs başlama katmanının etkisini görmek için büyütülen örneklerin yan kesit katmanları.	45
Şekil 4.11. NB775 ve NB776 örneklerinin oda sıcaklığında alınmış PL spektrumları.	47
Şekil 4.12. TDF-GaAs yaklaşımlı tampon tabaka büyütmede, büyütme sonrası ısıt tavlamanın etkisi ve sabit GaAs kalınlığında basamak sayısının etkisini anlamak için büyütülen örneklerin şematik yapıları.	48
Şekil 4.13. NB784 ve NB792 ait (004) düzlemi sallantı eğrileri (üst), ve Omega – 2Teta eğrileri (alt).	49
Şekil 4.14. NB784 ve NB792 örneklerinin oda sıcaklığında alınmış PL spektrumları.	50
Şekil 4.15. Tampon tabakası basamak basamak farklı sıcaklıkta büyütülen SLS içeren ve tek döngü ısıt tavlama görmüş örneklerin büyütme yapısı (sol), tampon tabakası farklı termal tavlama döngüsünde basamak basamak büyütülen örneklerin büyütme yapısı (sağ).....	52
Şekil 4.16. 2 inç alttaş üzerine büyütülen SLS içeren tek termal döngü de (NB801) ve çoklu termal döngüde tavlanan (NB805) örneklere ait HR-XRD Omega – 2Teta eğrileri.	53
Şekil 4.17. 2 inç alttaş üzerine büyütülen SLS içermeyen tek termal döngü de (NB799) ve çoklu termal döngüde tavlanan (NB803) örneklere ait HR-XRD Omega – 2Teta eğrileri.	54
Şekil 4.18. Sadece TDF-GaAs yaklaşımıyla tampon tabakası büyütülen örneklerin şematik büyütme yapısı.....	56

Şekil 4.19. 2 inç alttaş üzerine tampon tabakası çoklu termal döngüde büyütülen NB808 ve NB813 örneklerinin HR-XRD Omega – 2Teta eğrileri.....	57
Şekil 4.20. 3 inç Si alttaşlar üzerine termal döngüde basamak basamak tampon tabakayla üretilmiş esnek ince film GaAs güneş hücresi yapılarının oda sıcaklığında ölçülmüş PL ışımları. GaAs alttaş üzerine büyütülen referans hücrenin PL ışımının, Si alttaş üzerine büyütülmüş örneklerin PL ışımasıyla karşılaştırılması (iç grafik).....	58
Şekil 5.1. GaAs esnek ince film hücrelerin EFK yöntemiyle Si alttaştan kaldırılıp esnek taşıyıcıya aktarılma süreçleri: Hücre yapısının esnek taşıyıcıya tutturulması (sol), seçici çözelti içerisinde AlAs kimyasal olarak kazınması (orta), EFK işlemi sonunda hücre yapısı esnek taşıyıcıya aktarılırken tampon filtreleme katmanı Si alttaş üzerinde kalmaktadır (sağ).....	59
Şekil 5.2. Si üzerine büyütülen ince film güneş hücresi yapılarının EFK süreci öncesi ve sonrasında oda sıcaklığında alınmış PL spektrumları.....	61
Şekil 5.3. Farklı zor durumlarının GaAs enerji band yapısı üzerine etkileri. Gerilme (çekme) zoru altında değerlik bandındaki dejenerasyonun kırılması ve enerji bandındaki daralma (sol), sıkıştırma zoru altında değerlik bandındaki dejenerasyonun kırılması ve enerji bandındaki genişleme (sağ).	62
Şekil 5.4. EFK yöntemiyle Si alttaş üzerinden kaldırılan ince film hücre yapısından alınan oda sıcaklığı PL sonuçlarının kaldırma sonrası alttaş üzerinde kalan GaAs tampon katmandan alınan PL sonuçlarıyla karşılaştırılması.	63
Şekil 5.5. GaAs esnek ince film güneş hücrelerinin fabrikasyon süreçlerinin şematik olarak gösterilmesi.....	64
Şekil 5.6. Hücrelerin yüzeyine kaplanan ZnS + MgF ₂ iki katmanlı yansıtma önleyici kaplamanın yüzey optik performansına etkisi.	67
Şekil 5.7. Güneş hücrelerinin dış kuantum verimliliklerinde meydana gelen kayıpların ve nedenlerinin gelen ışığın dalga boyuna göre şematik olarak gösterimi.	68

Şekil 5.8. GaAs alttaş üzerinden kaldırılmış (NB817) ve Si alttaş üzerinden kaldırılmış (NB804 ve NB812) GaAs esnek ince film güneş hücrelerin standartlara uygun olarak ölçülmüş kuantum verimlilik eğrileri. 69



GÖRSELLER DİZİNİ

Sayfa

Görsel 1.1. EFK yöntemiyle esnek taşıyıcılara aktarılmış yüksek verimlilikli GaAs tabanlı ince film güneş hücreleri. Alta Device firmasına ait tek eklemler GaAs güneş hücreleri (sol taraf). MicroLink Device firmasına ait 3 eklemler GaAs tabanlı ince film güneş hücresi (sağ taraf).	4
Görsel 1.2. Uydu-Uzay çalışmalarında tasarım esnekliği önemli faktörlerden biridir. 2017 yılında gönderilmiş ROSA gibi küçük hacimde büyük alanlı güneş hücreleri gönderilebilmektedir.	5
Görsel 3.1. Veeco GEN20MC MBE sistemi, Nanoboyut Araştırma Laboratuvarı.	23
Görsel 3.2. Bruker VERTEX80/80v modeli FTIR spektroskopi cihazı, Nanoboyut Araştırma Laboratuvarı	28
Görsel 3.3. Panalytical X'Pert Pro MRD yüksek çözünürlüklü X ışını kırınım cihazı, Nanoboyut Araştırma Laboratuvarı.....	30
Görsel 4.1. Farklı sapma açısıyla kesilmiş Si alttaşı üzerine büyütülmüş periyodik QD içeren örneklerin aşındırılmadan (sol sütun), ve aşındırıldıktan sonra alınmış (sağ sütun) SEM görüntüleri.	34
Görsel 4.2. Farklı QD periyotlarında büyütülmüş ısıtma işlemi görmüş örneklerin yüzeyden alınmış SEM görüntüleri.	38
Görsel 4.3. SLS dislokasyon filtreleme katmanları içeren örneklerin yüzeylerinden alınmış SEM görüntüleri: 5 periyot InAlAs/GaAs SLS (sol üst), 5 periyot InGaAs/GaAs SLS (sağ üst), 10 periyot InGaAs/GaAs SLS (sol alt), ve 5 periyot InAs QD/GaAs + 10 periyot InGaAs/GaAs (sağ alt).	43
Görsel 4.4. AlGaAs ve GaAs başlama katmanının etkisini görmek için büyütülen örneklerin yüzeyden ve 700 nm aşındırıldıktan sonraki SEM görüntüleri.	46
Görsel 4.5. NB784 ve NB792 numunelerinin yüzeylerinden alınmış SEM görüntüleri.	51

Görsel 5.1. Si alttaşlar üzerine büyütülen aktif güneş hücresi filmlerin EFK sürecinden bazı kesitler: Örneklerin dilimleme bandına yapıştırılarak farklı büyüklüklerde kesilmesi (sol), EFK işlemi sonunda esnek taşıyıcıya nakledilmiş aktif güneş hücresi ince filmeler ve üzerinden kaldırıldıkları alttaşlar (sağ) 60

Görsel 5.2. EFK yöntemiyle kaldırılıp polyamite aktarılmış güneş hücre yapılarının aygıt fabrikasyon sürecinden görüntüler: Arka kontak kaplaması bütün alttaşa yapılmaktadır (a), ön kontak için kullanılan gölge maskeler ve ayarlanıp tutturulması (b), arka kontak için aşındırma yapılmış ve gölge maske ile ön kontak kaplanmıştır (c), yansıtma önleyici katman sonrası buharlaştırma kazanından çıkan örnekler (d), ve fabrikasyonu tamamlanmış esnek ince film hücre (e)..... 66

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

γ	: Yüzey Enerjisi
λ	: Dalgaboyu
AlAs	: Alüminyum Arsenit
AlGaP	: Alüminyum Galyum Fosfat
APB	: Anti-faz sınırları (Anti-phase boundary)
APD	: Anti-faz alanları (Anti-phase domain)
d_{hkl}	: Örgü düzlemleri arasındaki uzaklık
EFK	: Epitaksiyel film kaldırma
ELO	: Epitaksiyel film kaldırma
FM	: Frank – var der Merwe
GaAs	: Galyum Arsenit
GaP	: Galyum Fosfat
Ge	: Germanyum
H-EFK	: Hetero-epitaksiyel film kaldırma
H-ELO	: Hetero-epitaksiyel film kaldırma
HEMT	: Yüksek elektron mobiliteli transistor
HRXRD	: Yüksek Çözünürlüklü X Işını Kırınımı
InAlAs	: İndiyum Alüminyum Arsenit
InGaAs	: İndiyum Galyum Arsenit
ISS	: Uluslararası Uzay İstasyonu
JFET	: Birleşim yüzeyli alan etkili transistör
LED	: Işık yayan diyot
MESFET	: Metal-Yarıiletken alan etkili transistör
MBE	: Moleküler Demet Epitaksi
MgF ₂	: Magnezyum Florür
ML	: Tek katman
MOCVD	: Metal-Organik Kimyasal Buhar Biriktirme
MT	: Mikro ikiz
PL	: Fotoluminesans
QD	: Kuantum nokta
SEM	: Taramalı Elektron Mikrokobu
Si	: Silisyum
SLS	: Gergin katmanlı süperörgü

SK	:	Stranski-Krastanov
TD	:	Dislokasyon
TDF-GaAs	:	Termal döngüde farklı büyütme sıcaklıklarında büyütülmüş GaAs
VM	:	Volmer Weber
ZnS	:	Çinko Sülfür



1. GİRİŞ

1947 yılında ilk üretilen transistör ile yarıiletken bazlı katıhal elektroniği, birçok modern elektronik ve optoelektronik uygulamalarını geliştirmek ve keşfetmek için büyük bir araştırma alanı oluşturmuştur. Yarıiletkenler arasında Silisyum (Si), kararlı doğal oksidinin varlığı ve üretim teknolojisinin gelişmişliği sayesinde var olan ticari pazara tamamen hâkim olan en önemli yarıiletken olmuştur. Bununla birlikte, son dönemlerde gerçekleşen daha yüksek hızlı aygıtlar ve daha gelişmiş Si teknolojileriyle, geleneksel Si devrelerinin doğal sınırları ortaya çıkmıştır. Düşük taşıyıcı hızı ve dolaylı enerji aralığı, Si tabanlı entegre devrelerin çalışması istenen yüksek veri hızlarına ulaşma yeteneğine engel oluşturmaya başlamıştır. Bunlara ek olarak, Si’ya dayalı elektronik bileşenleri işlem kabiliyetlerinin fiziksel sınırlarına ulaşmaya başlamıştır. Bu sorunlar, Si tabanlı elektronik devrelerle III-V yarıiletken grubuna dayalı optoelektronik teknolojilerinin entegrasyonu ile aşılmaya çalışılmaktadır.

1980’li yılların başından itibaren, Si ile yüksek performanslı III-V aygıtların entegrasyonu için yoğun çalışmalar yapılmaktadır. Ancak bu iki farklı malzeme grubunun entegrasyonu her ne kadar önemli avantajlar sunsa da güvenilir teknolojik uygulamalar için aşılması gereken engeller bulunmaktadır. Bunlar; örgü sabiti uyumsuzluğu (örneğin, GaAs/Si için %4 ve InP/Si için %8), kristal simetri uyumsuzluğu (polar ve apolar malzeme) ve termal genleşme katsayısı uyumsuzluğudur. Si ve III-V grubu yarıiletkenler arasındaki bu uyumsuzluklarda epitaksiyel büyütme esnasında anti-faz sınırları (anti-phase boundaries- APBs), dislokasyonlar, yığınlama hataları (stacking faults - SFs), mikro ikizler (micro twinning - MTs), ve çatlak oluşumları gibi kusurların oluşması kaçınılmazdır. Oluşan bu kusurlar pratik uygulamalar açısından performansı ve güvenilirliği düşük aygıtlara sebebiyet verdiğinden monolitik entegrasyon sürecinde III-V grubu aktif aygıt yapısı ile Si alttaş arasında bu kusurları filtreleyecek kaliteli tampon katmanların geliştirilmesi elzem hale gelmektedir.

III – V grubu yarıiletkenlerin en önemlilerinden biri olan GaAs’ın Si ile entegrasyonu elektronik ve optoelektronik teknolojileri için çok önemlidir. Doğrudan bant yapısına ve yüksek elektron mobilitesine sahip olan GaAs; LEDler, LASERler, yüksek hızlı transistörler (MESFET, HEMT, JFET), güneş hücreleri gibi geniş bir kullanım alanına sahiptir. Bu üstün özelliklerine rağmen özellikle kaliteli alttaşların çok büyük ölçek üretimleri için yeterli büyüklüğe ulaşamaması ve çok pahalı olmasından

dolayı kullanım miktarı kısıtlı olmakta ve yeterince yaygınlaşmamaktadır. Bu da Si ve GaAs entegrasyonunu daha önemli hale getirmektedir. Si ve GaAs entegrasyonu sayesinde olgun Si entegre devre teknolojisi ile olgun GaAs optoelektronik teknolojisi aynı platformda birleşmiş olacaktır. GaAs-Si entegrasyonu teknolojik öneminden dolayı uzun yıllardır çalışılmakta, her iki malzemenin monolitik entegrasyonunda oluşacak kusurlar ise çeşitli tampon katman büyütme yöntemleriyle pratik uygulamalara elverecek ölçüde azaltılmaya çalışılmaktadır. Bu kusur azaltma amaçlı tampon katman yaklaşımında ki yöntemlerden en önemli olanlardan ikisi; termal döngüde tavlama (thermal cycle annealing) ve düşük büyütme oranlarında düşük sıcaklıklarda GaAs çekirdeklenme oluşturulmasıdır [1–4]. Bu yöntemlere ek olarak Si alttaş ile GaAs aktif aygıt yapısı arasına metamorfik ($\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$, $\text{GaAs}_x\text{P}_{1-x}$) veya külçe (Ge,SiGe) tabakaları büyütülerek Si ve GaAs örgü sabitleri arasında geçiş yapılmaktadır [5–9]. Gergin katmanlı süperörgü (strained layer superlattice - SLS) kullanılarak dislokasyon çizgileri alttaşa paralel olarak şekilde bükülerek dislokasyonun yüzeye ulaşması engellenebilmektedir [10, 11]. Aynı şekilde kuantum noktalar da (quantum dot - QD) yapı içerisinde dislokasyon çizgisi bükme merkezleri gibi davranıp filtreleme için kullanılmaktadır [12, 13]. Polar ve apolar sorunu çözmek için çift atomik adımlı yüzey elde edilmesini sağlayan $4^\circ - 6^\circ$ sapma açısıyla kesilmiş (100) yönelimli Si alttaşlar kullanılmakta ve APB oluşumları engellenebilmektedir [14,16].

1.1. İnce film GaAs Güneş Hücresi

Ülkelerin teknolojik gelişmişlik seviyelerinin en önemli kriterlerinden biri kişi başına tüketilen enerji miktarıyla ölçülmektedir. Tüketilen enerji için kullanılan kaynaklar iki ana bölümü ayrılabilir: fosil enerji kaynakları ve yenilenebilir enerji kaynakları. Yenilenebilir enerji kaynaklarından biri olan güneş enerjisi, Dünya'daki en büyük enerji potansiyeline sahiptir. Güneş enerjisi, termal enerji ve elektrik üretimi olmak üzere iki temel yöntemde kullanılmaktadır. Termal enerji hasadı, gelen potansiyel enerjiyi ısınmış su, erimiş tuz vb. yöntemlerle depolayıp sonrasında sıcak su, iklimlendirme veya elektrik enerjisi üretiminde tekrardan kullanılmaktadır. Elektrik enerji hasadı olarak da fotovoltaiik etki ile güneş enerjisi doğrudan elektrik enerjisine dönüştürülmektedir. Bu etkiyi kullanan aygıtlar güneş hücresi olarak adlandırılır. 1960'lardan sonra elektrik üretiminde güneş hücreleri rol almaya başlamıştır. Perovskit, organik, boya tabanlı, yarıiletken vb. olmak üzere birçok farklı güneş hücre türleri vardır ve farklı tür güneş hücrelerinin en iyi verimlilikleri Tablo 1.1 de verilmiştir [17].

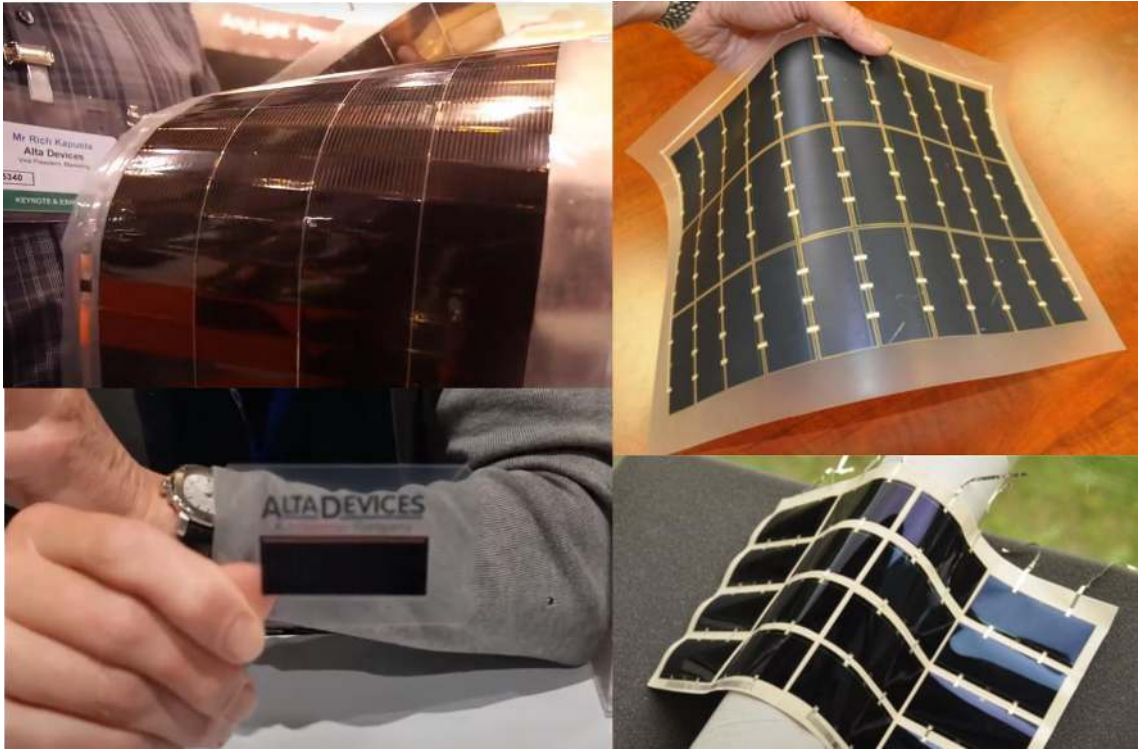
Tablo 1.1. Araştırma amaçlı üretilmiş olan güneş hücre çeşitlerinin sahip oldukları en yüksek verimlilikleri ve güneş hücrelerini üreten organizasyonlar.

Güneş Hücresi	Verimlilik (%)	Organizasyon
Altı Eklem Hücre	39.2	NREL
Üç Eklem Hücre	37.9	Sharp Electronic
İki Eklem Hücre	32.9	NREL
GaAs – İnce Film	29.1	Alta Devices
GaAs – Tek Kristal	27.8	LG Electronic
Si – Tek Kristal	26.1	ISFH
Perovskit	25.2	Korea Üniversitesi
Si – Polikristal	23.3	Trina Solar
CIGS	23.4	Solar Frontier
CdTe	22.1	First Solar
Organik	17.4	SJTU – UMass
Boyaya Duyarlı	12.3	EPFL

1961'de William Shockley ve Hans-Joachim Queisser, tek eklem güneş hücreleri için maksimum verimi hesaplamış ve AM 1.5'te 1,37 eV bant aralığına sahip yarıiletken malzemenin %33,7 olan en yüksek verimliliğe ulaşabileceğini göstermişlerdir [18]. GaAs ve Si bant aralıkları bu teorik değere yakın olan fotovoltaik teknolojileri açısından oldukça önemli yarıiletken malzemedirler. Tek eklem güneş hücrelerinde şu an Si % 26,1 ve GaAs ise % 29,1 enerji dönüşüm verimlilik seviyelerine ulaşmışlardır. Günlük yaşamda ucuzluğu ve kolay üretimi sayesinde Si güneş hücreleri yaygın olarak kullanılmaktadır. Güneş hücresi piyasasının %90'ına kadar yakın bir kısmını Si güneş hücreleri oluşturmaktadır. Ancak Si güneş hücreleri kilogram başına ürettikleri güç miktarları, radyasyon dayanımları ve verimlilik değerlerine bakıldığında GaAs hücreler kadar iyi değildir. GaAs güneş hücrelerinin en büyük dezavantajı ise malzeme pahalılığı ve seri üretim hacminin Si'ye göre düşük olmasıdır. Uydu-uzay ve havacılık gibi maliyetin ikincil planlarda kaldığı uygulamalarda GaAs tabanlı güneş hücreleri tercih edilmektedir.

Güneş hücresi piyasasının kalan %10 luk kısmını amorf-Si (a-Si), kadmiyum tellür (CdTe) ve bakır indiyum galyum diselenid (CIGS) gibi ince film teknolojileri oluşturmaktadır. GaAs tabanlı güneş hücrelerin günlük yeryüzü kullanıma entegre olabilmesi için maliyetini düşürmek büyük öncelik arz etmektedir. Burada en etkin yaklaşım olarak ise hücre üretim maliyetinin %80 - %85 ini oluşturan alttaşların tekrar

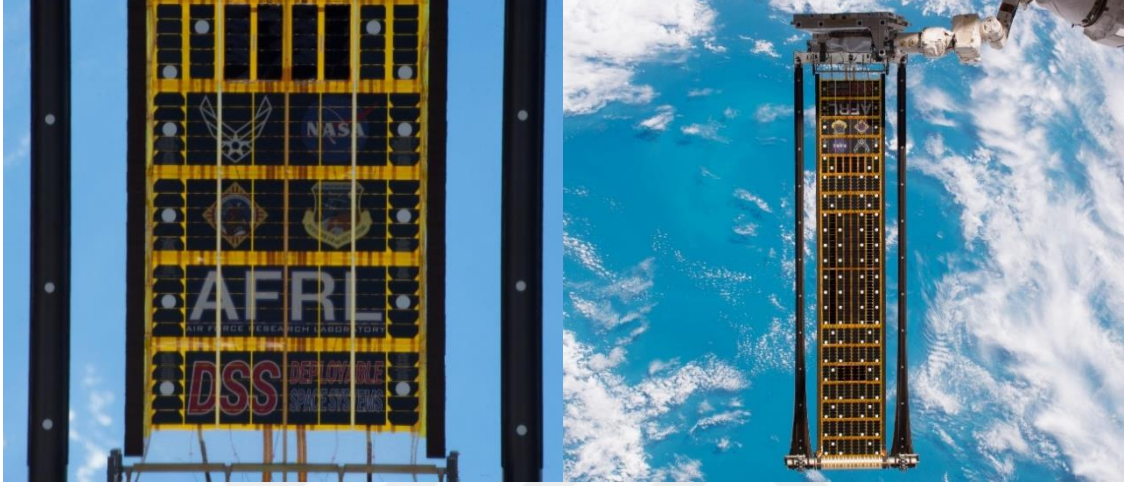
tekrar kullanılabilmesine olanak sağlayan epitaksiyel film kaldırma (EFK) (epitaxial lift-off - ELO) yöntemine dayalı esnek ince film GaAs tabanlı hücre teknolojisi ön plana çıkmaktadır. İnce film GaAs tabanlı hücreler, güneş hücresi yapısı ile GaAs alttaş arasına ayırıcı bir katman büyütülmesi, sonrasında ayırma katmanının kontrollü bir şekilde yok edilerek aktif aygıtın yeni bir taşıyıcıya (tercihen esnek) aktarılmasıyla elde edilmektedir. Bu sayede alttaşlar basit kimyasal temizleme ve parlatma işleminden sonra tekrar kullanılabilir hale gelerek maliyeti büyük ölçüde düşürmektedirler. Ayrılmış hücre *EFK güneş hücresi* olarak adlandırılmaktadır. ALTA Devices (Hanergy bünyesinde), Micro Link Devices firmaları ticari olarak bu hücreleri geliştirmeye başlamışlardır (Görsel 1.1)[19–21].



Görsel 1.1. EFK yöntemiyle esnek taşıyıcılara aktarılmış yüksek verimlilikli GaAs tabanlı ince film güneş hücreleri. Alta Device firmasına ait tek eklem GaAs güneş hücreleri (sol taraf). MicroLink Device firmasına ait 3 eklemli GaAs tabanlı ince film güneş hücresi (sağ taraf)[19–21].

Aktif hücrenin inceliği sayesinde soğurulamayan fotonlar arka kontakta yansırarak tekrardan hücreye dönebilmektedir. Bu sayede tek eklem ince film GaAs güneş hücreleri tek eklem alttaş tabanlı GaAs güneş hücrelerinden daha yüksek verimliliğe sahip olabilmektedirler. EFK güneş hücresi maliyetten kazançla birlikte hücrenin esnek bir taşıyıcıya aktarılması sayesinde pratik uygulamalar açısından işlevsellik de

sağlamaktadır. Ayrıca alttaş tabanlı muadillerine göre yüksek watt/kg değerleri ve yüksek radyasyon ve sıcaklık toleransları ile bu hücreler son zamanlarda uydu-uzay ve havacılık uygulamalarında hızla yer almaya başlamışlardır. 2017 yılında NASA tarafından Uluslararası Uzay İstasyonu (International Space Station - ISS) için tasarlanan Roll-Out Solar Array (ROSA) uzaya gönderilmiştir (Görsel 1.2) [22].



Görsel 1.2. Uydu-Uzay çalışmalarında tasarım esnekliği önemli faktörlerden biridir. 2017 yılında gönderilmiş ROSA gibi küçük hacimde büyük alanlı güneş hücreleri gönderilebilmektedir [22].

Öte yandan GaAs alttaş teknolojisiyle kıyaslandığında, Si alttaş teknolojisi çok daha gelişmiş ve oldukça ucuzdur. Günümüzde GaAs alttaş henüz 20 cm (8 inç) büyüklüğüne zar zor ulaşabilmişken, Si alttaşlar çok daha kaliteli bir şekilde ticari olarak 45 cm (18 inç) üretim büyüklüğüne ulaşmışlardır. Maliyet açısından bakıldığında 10 cm (4 inç) büyüklüğündeki GaAs alttaş aynı büyüklükteki epitaksiyel büyümeye uygun Si alttaştan 10 kat pahalı iken, bu oran 20 cm (8 inç) büyüklükte 100'lerce kata çıkmaktadır. Dolayısıyla başarılı monolitik Si-GaAs entegrasyonu, GaAs tabanlı optoelektronik aygıtların, özellikle geniş alan uygulama olan III-V grubu fotovoltaiik aygıtların üretim maliyetlerinin asgari seviyeye indirilmesinde ve büyük ölçekte yaygınlaştırılmasında oldukça önemli bir yaklaşım olarak gözükmektedir.

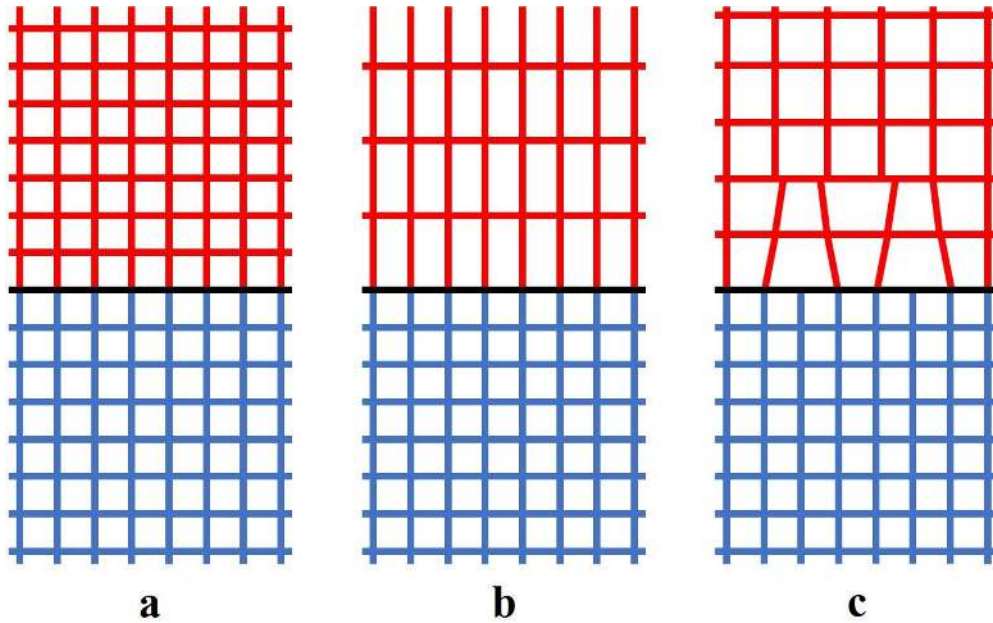
Bu tez çalışmasında GaAs tabanlı III-V grubu esnek ince film güneş hücrelerinin maliyetini çok daha düşük seviyelere çekebilmek için GaAs alttaş yerine hücre yapılarının Si alttaşlar üzerinden geliştirilmesi amaçlanmıştır. Farklı yapılarda kusur azaltıcı tampon katmanlar tasarlanmış ve tasarlanan esnek ince film GaAs güneş hücreleri yapıları Si alttaşlar üzerine bu tampon katmanlarıyla birlikte moleküler demet epitaksiyel

(MBE) büyütme sistemi kullanılarak büyütülmüştür. Tampon tabakaların ve güneş hücrelerinin optiksel ve yapısal karakterizasyonları kaldırma işlemi öncesi ve sonrasında yapılarak hücre epikatman filmlerin kalite ve kusur yoğunluğu analizleri yapılmıştır. Polyamid taşıyıcıya aktarılan yapılardan güneş hücreleri üretilmiş ve karakterizasyonları yapılmıştır. Sunulan tez çalışması altı bölüm halinde kurgulanmıştır: Birinci bölümde ince film GaAs güneş hücresi üzerine çalışmanın motivasyonu verilmiştir. İkinci bölümde Si üzerine GaAs büyütmenin zorluklarından bahsedilmiştir ve zorlukların olası çözümleri sunulmuştur. Üçüncü bölümde kullanılan deneysel yöntemler anlatılmıştır. Dördüncü bölümde tasarlanmış tampon tabakaları ve güneş hücrelerinin yapısal ve optiksel karakterizasyonu ve sonuçları sunulmuştur. Beşinci bölümde EFK yöntemiyle Si üzerinden hücre yapılarının esnek taşıyıcıya aktarılma, aygıt fabrikasyon süreci ve karakterizasyon sonuçları verilerek irdelenmiştir. En son sonuçlar bölümünde tez kapsamında elde edilen önemli bulgular ve sonuçlar özet şekilde verilmiştir.

2. HETEROEPİTAKSİYEL BÜYÜTMENİN TEMELLERİ

Epitaksi, film adı verilen kristal epikatmanın alttaş adı verilen tek kristal yüzey üzerine büyütülmesine denir. Filmin ve alttaşın örgü yüzeyleri ve bazı örgü sıralarının epitaksiyel büyüme için birbiri ile temas etmesi gerekir. Büyüyecek olan filmin kristal oryantasyonu temelde filmin ve alttaşın kristal sistemine ve örgü parametrelerine bağlıdır. Film ve alttaş aynı malzemeler ise bu büyüme homoepitaksiyel olarak adlandırılır. Eğer film ve alttaş farklı malzemeler ise heteroepitaksiyel olarak adlandırılır.

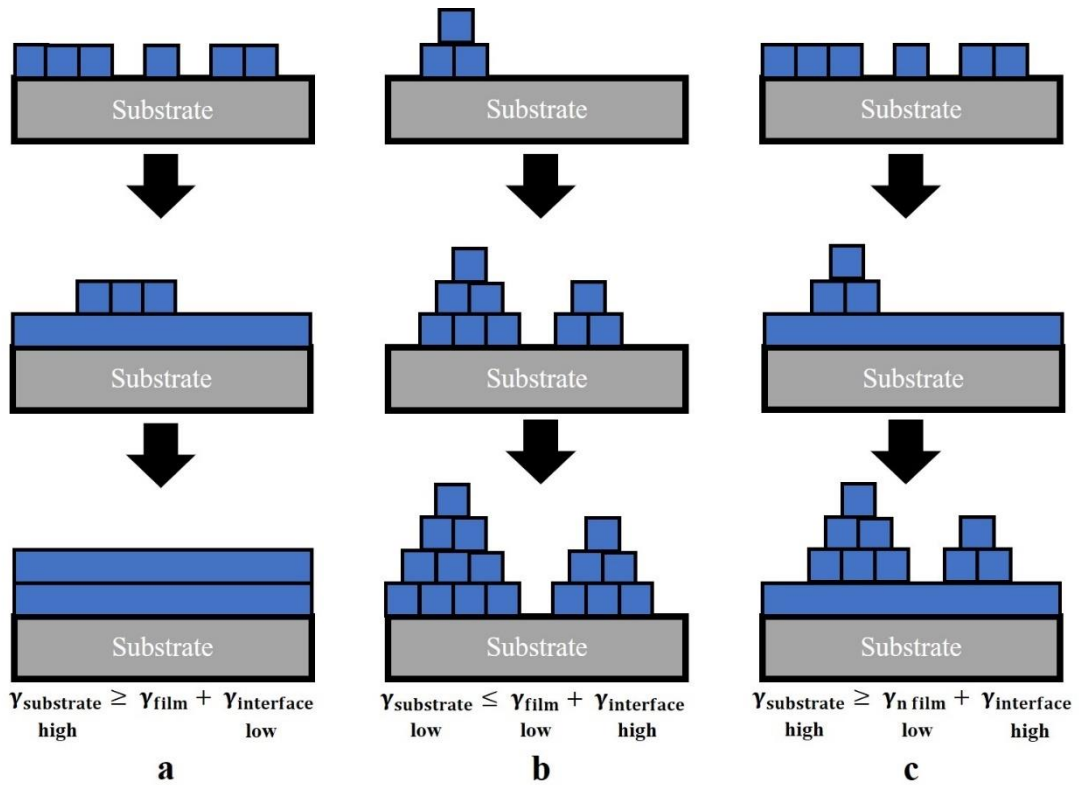
Film ve alttaş örgü parametreleri uyumu epitaksiyel büyüme için önemli bir koşuldur. Homoepitaksiyel büyütmelerde film ve alttaşın aynı malzeme olması sayesinde, epikatman – alttaş sisteminde gergin arayüz oluşmaz. Heteroepitaksiyel büyütmelerde ise örgü parametresi farklılıkları Şekil 2.1 gösterildiği gibi gevşemiş veya gergin arayüz oluşturur. Örgü parametreleri arasındaki farklılık çok küçük değerlerde ise arayüz homoepitaksiyel büyütmadaki gibi davranabilir. Ancak arayüzün yapısı film ve alttaş arasındaki kimyasal bileşen farklılıklarından ve termal genleşme katsayısından etkilenebilir. Film ve alttaş arasındaki örgü parametresi farklılığı çok büyükse gergin (zor altında) heteroepitaksiyel (strained heteroepitaxy) veya gevşemiş heteroepitaksiyel (relaxed heteroepitaxy) büyüme oluşur. Kristal sistemleri aynı ama aralarındaki örgü uyumsuzluğu %7 den az ise gergin heteroepitaksiyel büyüme gerçekleşir.



Şekil 2.1. Homo- ve hetero-epitaksiyel büyütme türlerinin ve örgü parametre etkisinin şematik olarak gösterimi; örgü eşleşmiş epitaksiyel (a), psödomorfik heteroepitaksiyel büyüme (b), gergin heteroepitaksiyel büyüme gösterilmiştir.

Büyütme sürecinde ilk katmanların oluşum süreci büyütülen epitaksiyel filmlerin genel yapısını etkilemektedir. Epikatmanın şekli ve örgü kusurları epitaksiyel büyüme mekanizmalarından etkilenmektedir. En iyi bilinen üç epitaksiyel ince film büyüme modu Şekil 2.2 de gösterilmiştir ve bunlar;

- Frank - van der Merwe Modu (FM modu) (a)
- Volmer Weber Modu (VW modu) (b)
- Stranski-Krastanov modu (SK modu) (c),



Şekil 2.2. Epitaksiyel film büyüme modları: Frank – van der Merwe Modu (FM modu) (a), Volmer Weber Modu (VW modu) (b), Stranski-Krastanov modu (SK modu) (c).

Film, yüzey ve arayüz yüzey enerjileri termodinamik dengede hangi büyüme modunun gerçekleşeceğini belirlemektedir. Arayüz yüzey enerjisi, iki yüzey arasındaki bağlanmaya ve gerinim durumuna göre değişmektedir.

FM büyüme modunda, epikatman, altta yüzeyinde atomların bir araya gelerek iki boyutta genişleyip katman oluşturup büyümesiyle gerçekleşir. Bu büyüme modunda katman katman büyüme gerçekleşir. İlk tek katman (monolayer) biriktirilip altta yüzeyi

ıslatıldıktan sonra daha az enerjili bir sonraki katman ilk katman üzerini kaplar. Epitaksiyel büyütülen filmin FM modunda gerçekleşmesi için Denklem 2.1’de verilen durumun sağlanması gerekmektedir. Burada γ yüzey enerjisini temsil etmektedir.

$$\gamma_{Alttas} \geq \gamma_{Film} + \gamma_{Arayüz} \quad (2.1)$$

Homoepitaksiyel büyütmede arayüz enerjisi sıfıra yakındır. Böylece alttaş ve film yüzey enerjileri eşitlenir. Heteroepitaksiyel büyütmenin FM modunda gerçekleşmesi için bazı özel durumların gerçekleşmesi gerekmektedir. Bu durumlar; düşük örgü uyumsuzluğu, düşük arayüz enerjisi, düşük film yüzey enerjisi ve yüksek alttaş yüzey enerjisi gibidir. FM modu çoğunlukla yarıiletken üzerine yarıiletken büyütülürken kullanılmaktadır.

VW modunda adatomlar bir araya gelerek alt tabaka üzerinde kümelenir ve piramit gibi üç boyutlu adacıklar oluştururlar. VW modunun gerçekleşmesi için film yüzey enerjisinin ve alttaş yüzey enerjisinin arayüz yüzey enerjisinden daha küçük olması gerekmektedir ve Denklem 2.2’yi sağlamalıdır.

$$\gamma_{Alttas} \leq \gamma_{Film} + \gamma_{Arayüz} \quad (2.2)$$

Aynı enerji miktarında daha enerjik bir yüzey elde etmek isteniyorsa, arayüzeyde 3 boyutlu adalar kullanılmalıdır. Giderek büyüyen adacıklar bir araya gelip birleşirler ve sürekli filme dönüşürler. VM modunda filmi oluşturan atomlar veya moleküller alttaştan daha çok birbiriyle güçlü bir bağa sahiptir. Epitakman büyüdükçe alttaş ve film arasında bağ güçlenir ve film içerisindeki atomlar arasındaki bağ zayıflar. VM modu çoğunlukla yarıiletken üzerine metal büyütülürken gözlemlenir.

SK modunda katman katman büyüme ve ada oluşturma modu birlikte meydana gelir. İlk olarak birkaç tek katman ($1 < n < 10$) büyür ve alttaş yüzeyi ıslatılır, ardından ıslatma katmanı üzerinde VW modundaki gibi adacık oluşumları meydana gelir. SK modu için alttaş, film ve arayüz yüzey enerjileri Denklem 2.3 ü sağlamalıdır.

$$\gamma_{Alttas} \geq \gamma_{n Film} + \gamma_{Arayüz} \quad (2.3)$$

Burada $\gamma_{n film}$ tek katmanın yüzey enerjisini ifade etmektedir. Alttaş yüzey enerjisi ve arayüz yüzey enerjisi n-film yüzey enerjisinden büyüktür. SK modu örgü uyumsuzluğu %2 ve daha büyük ve gergin arayüz oluştuğunda meydana gelir. Bundan dolayı da çoğu

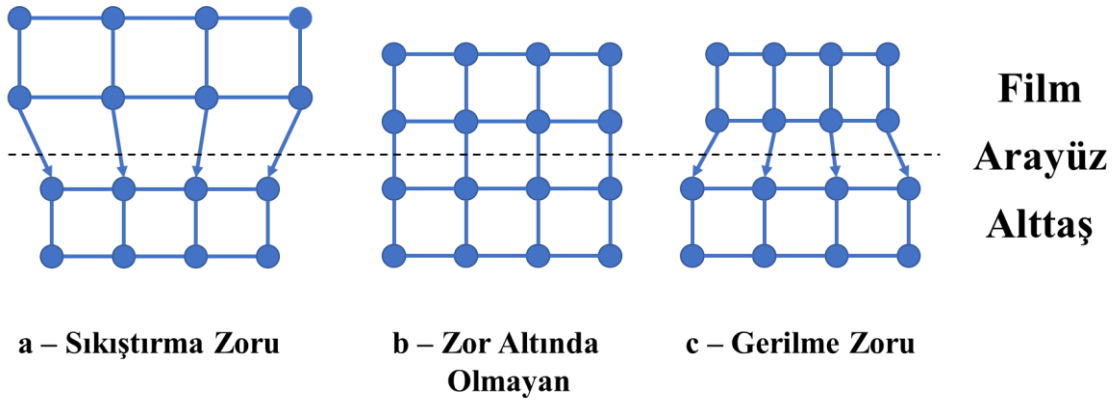
zaman birkaç tek katman kalınlığındaki filmler dislokasyonların oluşturduğu gerilmeyi azaltmakta yetersiz kalmaktadır. SK modu Si (100) üzerine GaAs, Ge veya SiGe büyütmelerinde ve GaAs (100) üzerine InAs ve InGaAs büyütmelerinde gözlemlenen büyüme modudur.

2.1. Heteroepitaksiyel Büyütme Zorlukları ve Çözümleri

Heteroepitaksiyel büyütmelerde dislokasyonun ve diğer kusurların oluşmasında etken olan üç ana uyumsuzluk vardır; örgü sabiti uyumsuzluğu, termal genişleme katsayısı uyumsuzluğu ve yüzey polaritesi uyumsuzluğu.

2.1.1. Örgü Sabiti Uyumsuzluğu

Kristal yapının içindeki birim hücrelerin fiziksel parametrelerini ifade eden sabitlere örgü sabiti denir. Alttaş ve büyütülen filmin örgü parametreleri farklı olduğunda filmde zor (strain) etkisi oluşmaktadır. Filmde oluşan zor miktarı çok büyük olduğunda, arayüzdeki birkaç tek katmanda dislokasyon oluşarak rahatlama sağlanır ve bu durum büyümenin ilk aşamalarında gerçekleşmektedir. Alttaş örgü sabiti filmin örgü sabitinden daha küçükse filmde sıkıştırma zoru (compressive strain), filmin örgü sabitinin alttaş örgü sabitinden küçük olduğu durumda ise filmde gerilme zoru (tensile strain) oluşmaktadır (Şekil 2.3).



Şekil 2.3. Alttaş-film arası farklı örgü parametrelerinde büyütülen filmde oluşan farklı zor durumlarının şematik gösterimi; sıkıştırma zoru (a), zor altında olmayan film (b), ve gerilme zoru altındaki film (c).

GaAs örgü sabiti $5,623\text{\AA}$ Si örgü sabiti $5,431\text{\AA}$ dur ve GaAs örgü sabiti Si örgü sabitinden büyük olmasından dolayı Si alttaşlar üzerine büyütülen GaAs epikatmanlarda sıkıştırma zoru oluşur. Sıkıştırma zorunun filmde biriktirdiği stres enerjisi büyütülen epitaksiyel filmin kalınlığı ile orantılı bir şekilde artmaktadır. Epitaksiyel filmin kalınlığı

artıkça sıkışma zorunun etkisi azalmaya başlar. Eğer epitaksiyel filmin kalınlığı sıkışma zorunun etkisini azaltacak olan kritik kalınlıktan küçük ise elastik örgü deformasyonu yüzeyde uyumsuzluk oluşturur ve büyütülmüş olan GaAs epikatmanın oluşturduğu sıkışma zoru ile birlikte epikatman büyüme düzlemine dik bir genişleme oluşturur.

Epikatmandaki deformasyonlar ve sıkışma zoru epikatman içerisinde dislokasyon oluşumlarına neden olmaktadır. Genellikle dislokasyonlar Burger vektörleri ile ifade edilir ve karakteristik Burger vektörleri dislokasyonu anlamada yardımcı olmaktadır. Tek kristal bir yapıda, Bravais kafesinin tekrarı gözlenebilmektedir ve kapalı yol seçilebilir. Ancak kusurlu kristallerde fazlalık veya eksiklik olduğundan kapalı yol seçilemez. Burger vektörü bu seçilen yollara bağlı değildir. Kristal yapı içerisindeki kusur, dislokasyonun Burger vektörünün alttaşa iz düşümüyle bulunur. Bundan dolayı da Burger vektörü alttaş düzlemine paralel dislokasyonlar yüzeye ulaşamadığından diğer dislokasyonlara göre tercih edilmektedir. GaAs zincblende Si elmas kristal sistemine sahiptir. Bu kristal yapının arasında yaygın olan dislokasyonlar iki grupta sınıflandırılabilir; dislokasyon burger vektörünün alttaş düzlemine paralel olan (Tip I) ve diğerleri (Tip II).

Otasuka vd. [18,19] tarafından sunulan Tip I dislokasyon saf kenar dislokasyonu (pure edge dislocation) olarak adlandırılır. Tip I dislokasyon türünde Burger vektörü dislokasyon çizgisine diktir ve hem dislokasyon çizgisi hem de burger vektörü (100) düzleminde bulunmaktadır. Tip I dislokasyonların (111) ve ($1\bar{1}\bar{1}$) düzlemlerinde fazladan saçakları da bulunmaktadır. Büyüme düzlemine paralel olduğu için uyumsuzluk düzeltmede çok fazla etkilidir.

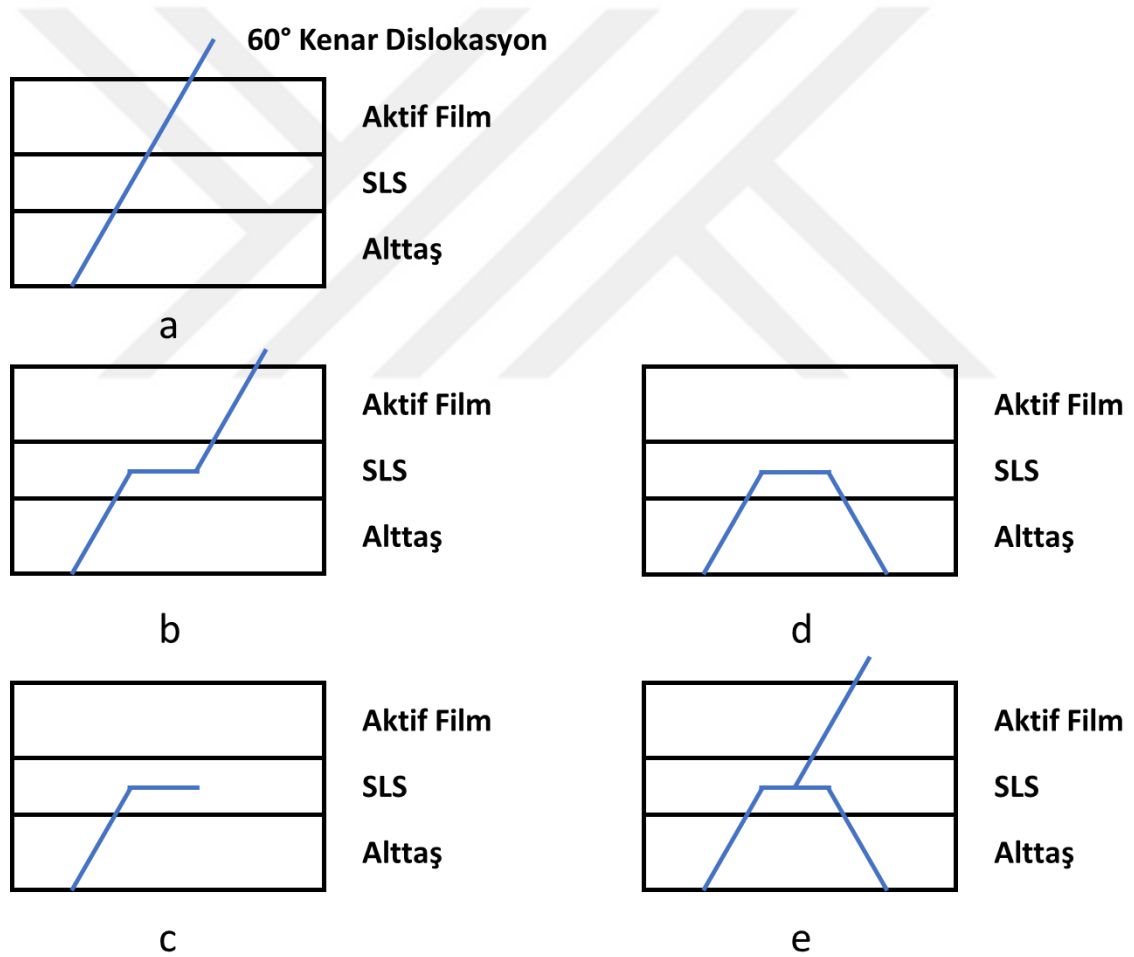
Tip II dislokasyonun burger vektörü alttaş ile 45° , dislokasyon çizgisiyle 60° açı yapmaktadır. Kristal yapıda eksik olan her tek katman “adım (step)” oluşturmaktadır. Tip II dislokasyonu bu adımlarda gerçekleşmez. Tip II dislokasyonu $\langle 111 \rangle$ yönünde saçaklara sahiptir. Yaptığı açılardan dolayı bu dislokasyon yüzeye doğru ilerleye bilmektedir. Büyüme yönüne ve alttaşa paralel olduğundan ve yüzeye ilerlemediğinden dolayı uyumsuzluğu gidermek için Tip I dislokasyonu tip II dislokasyonundan daha fazla tercih edilir.

Epikatmanlar da heteroepitaksiyel büyüme esansında oluşacak kusur ve dislokasyonu azaltıp engelleyecek yöntemler ve yaklaşımlar bulunmaktadır. Bu

yöntemlerden birisi GaAs ve Si arasındaki örgü uyumsuzluğunu azaltmak için araya külçe tampon tabakası büyüttür. Germanyum (Ge) kristal sistemi (elmas yapısı) Si ile aynı, örgü sabiti de GaAs örgü sabitine yakındır. Ge, GaAs ve Si arasındaki örgü sabitinden dolayı oluşan uyumsuzluğu azaltmaktadır. Kusur ve dislokasyon oluşumunu düşürmektedir. Kuo vd. [25] yaptıkları çalışmada Si ve GaAs arasına kimyasal buharlaştırma yöntemi (chemical vapor deposition - CVD) ile 100 nm Ge külçe tampon tabaka büyüttürmüşlerdir. Büyütülen Ge (004) tabakasından aldıkları yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınım (HRXRD) ölçümünün maksimum yarısı tam genişlik (FWHM) değeri 406 arcsec değerlerindedir ve üzerine büyütülen GaAs (004) FWHM değeri 220 arcsec'tir. Buzynin vd. [26] 200 – 300 nm Ge katmanını CVD yöntemiyle büyütüp üzerine MOCVD yöntemi ile GaAs büyüttürmüşlerdir. Büyüttükleri Ge (004) katmanın HR-XRD - FWHM değerinin 190 arcsec, GaAs (004) katmanında FWHM değerinin 200 arcsec olduğunu göstermiştir ve GaAs katmanının TDD değeri $1-2 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$ dir. Si ve Ge arasındaki uyumsuzluğu da azaltmak ve daha rahat GaAs büyüttürmek için $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$ tampon tabakalarda büyütülmektedir [8, 27–29]. Si ile GaAs örgü uyumsuzluğunu azaltmanın yöntemlerinden biri de Si yaklaşık aynı örgü sabiti ve GaAs aynı kristal sisteme sahip GaP kullanmaktır. GaP ile As üçlü birleşik oluştura bildiğinden, As kontrasyonunu değiştirerek kristalografik yol yapıla bilinir [30]. Dereceli olarak büyütülen $\text{GaP}_x\text{As}_{1-x}$ sayesinde Si örgü sabitinden GaAs örgü sabitine kontrollü geçiş yapılır ve büyütülen film yapısında oluşan kusurlar azaltılmaktadır [31].

Uyumsuzluktan dolayı oluşan kusur ve dislokasyonların yoğunluğunu azaltmak için kullanılabilecek yöntemlerden biri de bu dislokasyon çizgilerinin yüzeye ulaşmasını engellemektir. Dislokasyon çizgileri zor alanlarıyla ilişkilidir ve oluşturulacak fazladan zor alanı bu çizgileri bükebilir. Bu fazladan zor alanı gergin katmanlı süperörgü (strained layer superlattices - SLSs) kullanılarak oluşturula bilinmektedir Sıkıştırma zoru dislokasyon çizgilerini zor alanından uzağa itirebilmektedir ve bu kuvvet Peach-Koehler kuvveti olarak adlandırılmaktadır [32]. Zor miktarı ve katman kalınlığı bu kuvvetin büyüklüğünü belirlemektedir. Genel olarak SLS yapıdaki katman kalınlıkları kritik kalınlıklardan düşük olduğundan dolayı katmanlar içerisinde dislokasyon oluşumu gözlenmez. $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$, $\text{GaAs}_x\text{P}_{1-x}/\text{GaAs}$, AlP, AlGaP, GaP kullanılarak oluşturulan farklı periyotlardaki SLS yapıları dislokasyon yoğunluğunun düşürülmesinde kullanılmaktadır [15]. Dikkat edilmesi gereken en önemli noktalar ise SLS yapısında kullanılacak diğer malzemenin/malzemelerin örgü sabitinin GaAs örgü sabitinden farklı

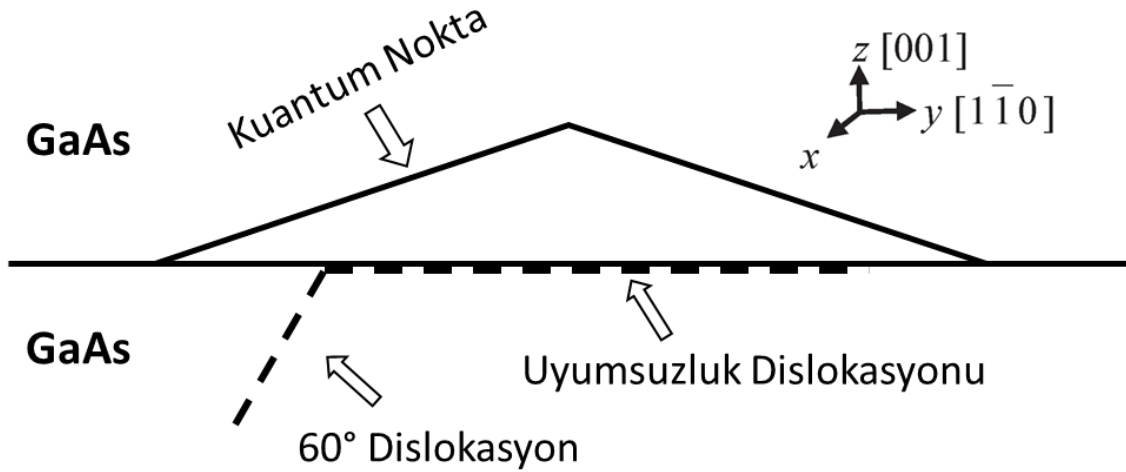
olması ve SLS kalınlığının gereğinden fazla olmamasıdır. Eğer SLS yapısında GaAs örgü sabiti aynı malzeme kullanılırsa (örneğin AlAs) sıkıştırma zoru oluşmaz, SLS yapıda kullanılacak diğer malzemenin örgü sabitinin GaAs örgü sabitinden büyük olması gerekmektedir. Şekil 2.4. te SLS kalınlığının dislokasyon çizgilerinin bükülmesindeki etkisi gösterilmiştir. SLS kalınlığı çok ince ise dislokasyon çizgisinin aktif filme ulaşması durdurulamaz. Zor alanı dislokasyon çizgisini durdurmak için yeterli değilse, dislokasyon film yüzeyine ulaşacaktır. Önemli olan nokta, zor alanının dislokasyon çizgisini alttaş yüzeyine paralel olarak büküp durduracak kadar güçlü olmasıdır. Eğer SLS kalınlığı gereğinden fazla olursa, dislokasyon çizgileri hala aktif kalacaktır ve film yüzeyine ilerleyecek yeni dislokasyon oluşumunu tetikleyecektir.



Şekil 2.4. SLS katman kalınlığının dislokasyon çizgilerini bükmesinde etkisi gösterilmiştir. SLS katman kalınlığı yeteri kadar büyük değil ise dislokasyon çizgisi durdurulamaz ve yüzeye ulaşır (b). SLS katman kalınlığı yeterli büyüklükte olduğunda dislokasyon çizgisi yüzeye paralel olarak bükülür ve ilerlemesi durdurulur (c). SLS katman kalınlığı artırılmaya devam edilirse dislokasyon aktif olarak kalır (d) ve tekrardan dislokasyon oluşmasına neden olur (e).

Nozawa vd. [33] yaptıkları bir çalışmada yer değiştirme destekli epitaksi (migration-enhanced epitaxy) yöntemiyle Si alttaş üzerine çeşitli sıcaklıklarda GaAs (2µm) büyütürük ve bunun üzerine 10 peryotluk $\text{In}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{As}/\text{GaAs}$ SLS filtreleme katmanı ve filtreleme katmanı üzerine büyütülen 1,2 µm kalınlığındaki GaAs katmandan, dağlama çukurcuk yoğunluğu (etch pit density - EPD) yöntemi hesabıyla $7 \times 10^4 \text{ cm}^{-2}$ yoğunlukta dislokasyon seviyesine inebilmişlerdir. Onno vd. [34] yaptıkları bir çalışmada Si üzerine AlGaAs büyötmek için SLS yapısı kullanmışlar; 5 peryotluk $\text{InAlAs}/\text{AlAs}$ SLS yapısını 200 nm kalınlıkta AlGaAs tabakaları ile 4 kez tekrar etmişler ve TDD değerini $7 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ den $3 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ seviyelerine düşörmeyi başarmışlardır.

Kendiliğinden oluşın kuantum nokta yapılarıda (quantum dot - QD) SLS katmanlar gibi dislokasyon çizgilerini bükebilmede ve Si üzerine III-V grubu malzeme büyötmelerinde dislokasyon filtreleme amacıyla sıkça kullanılmaktadırlar [30,31]. Kendiliğinden oluşın bu QD oluşma dinamiğinden dolayı zaten kendileri belli bir zor altında bulunmakta ve bu tutarlı (coherent) zor varlığından dolayı dislokasyon içermemektedirler. QD'leri piramit şeklinde düşünörsük dislokasyonları yönlendirme veya bükme işlemi piramitin alt kısmında gerçekleşmektedir (Şekil 2.5).



Şekil 2.5. Kuantum noktalar bulundukları yerlerde zor oluştururlar. Gelen dislokasyon çizgisi bu zorla etkileştiğinde eğer dislokasyon çizgisinin enerjisi zorun enerjisine eşit veya küçükse dislokasyon çizgisi bükölür.

QD'nin altında örgü uyumsuzluğundan dolayı oluşın zor enerjisi, gelen dislokasyon çizgisinin enerjisinden büyük veya eşit ise bükme gerçekleşir ve kusur

filtreleme için kullanılabilir. Dislokasyon filtreleme için kullanılacak olan QD'lerin periyodu ve konsantrasyonu önemlidir. Yang vd. [13] yaptıkları çalışmada kendiliğinden oluşan InAs, InGaAs ve InAlAs QD'ler kullanmıştır. QD boyutları büyüdükçe noktanın tabanında büyüdüğü için dislokasyonları çok daha etkin bir şekilde bükebildiklerini gözlemlemişlerdir. Yaptıkları çalışmada 10 -15 peryotluk InAs QD/GaAs tekrarlanmış yapılar kullanarak, oluşan dislokasyonları aktif aygıt yapısına ulaşmadan %80 oranında engelleyebilmişlerdir.

Si alttaş üzerine GaAs heteroepitaksiyel büyütmelede termal tavlama yöntemi TDD değerini azaltmak için kullanılan bir diğer önemli büyütme yaklaşımıdır. Tavlama süreci büyütme haznesi içerisinde veya büyütmeden sonra başka bir fırında yapılabilir. Eğer tavlama büyütme haznesinde gerçekleşirse içerde tavlama (in-situ annealing), diğer türlü dışarıda tavlama (ex-situ annealing) olarak adlandırılmaktadır.

İçerde tavlama 3 farklı şekilde gerçekleşir;

Statik tavlama : As buharı altında büyütme durdurulur ve örnek sıcaklığı büyütme sıcaklığının üzerine çıkartılır.

Dinamik tavlama : Büyütme sürecinde AlGaAs tabakası büyütülerek yapılır. AlGaAs büyütme sıcaklığı daha yüksek olduğundan aynı zamanda tavlama etkisi gösterir ancak bu her büyütme için uygun değildir.

Döngüsel tavlama : Büyütme süreci içerisinde tavlama işlemi eklenir. Epitaksi katman büyütülür, oda sıcaklığına düşürülür ve tavllanır. Bu süreç tekrar ettirilir. Itoh vd. [37] dislokasyonu azaltmak için soğutmanın da önemli bir süreç olduğunu göstermiştir.

Dışarıda tavlama 2 farklı şekilde gerçekleşir;

Fırın içerisinde As buharı altında tavlama.

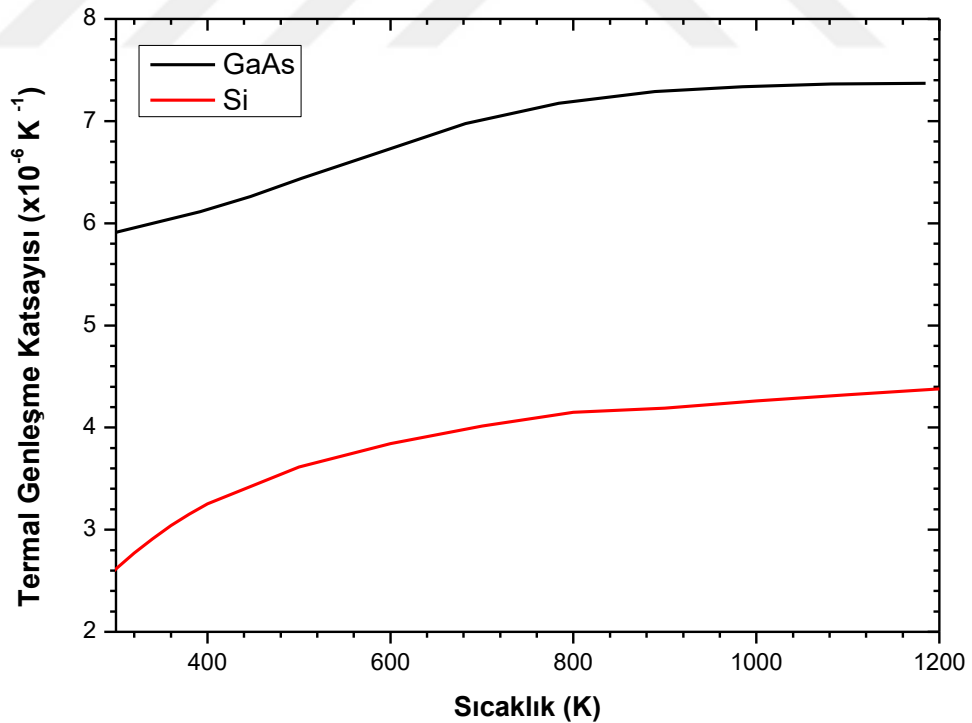
Çok yüksek sıcaklıkta numune birkaç saniye tavllanır ve buna hızlı ısı tavlama işlemi (rapid thermal annealing process - RTP) denir.

Yamaguchi vd. [2] yaptıkları çalışmada MOCVD sistemiyle yaptıkları büyütmede döngüsel tavlama uygulamışlardır. Büyütme sonrasında oda sıcaklığına indirilen katman

1-15 dk arasında 700 – 900 °C arasında tavlannmıştır ve büyütülen GaAs katmanda 2 – 3x10⁶ cm⁻² dislokasyon yoğunluğuna inebilmiştir.

2.1.2. Termal Genleşme Katsayısı Uyumsuzluğu

GaAs'ın termal genleşme katsayısı 20 °C'de 5,73x10⁻⁶ °C⁻¹ [38] iken Si'un ki 2,6x10⁻⁶ °C⁻¹ [39] dir. Büyütme süreçleri yüksek sıcaklıklarda gerçekleşir. Yüksek sıcaklık sayesinde uyumsuzluktan dolayı epikattanda oluşan zorun etkisi düşürülmüş olur. Ancak aynı zamanda yüksek sıcaklıklarda GaAs ve Si örgü sabitleride sıcaklığa bağlı olarak değişecektir ve büyütme sonrasında yapılar odası sıcaklığına indirildiğinde soğutma esnasında en az 550 – 600°C sıcaklık farklılıkları oluşacaktır. Her iki malzemenin atomları da arayüz enerjisini en aza indirmek için sıcaklık değişimi olmadan önceki geometriyi ayarlamaya çalışacaktır. Lucas vd. [40] göstermiştir ki; GaAs örgü sabiti, Si örgü sabitinin termal büzülmesini takip ettiğinde, filmde iki eksenli bir gerilme zoru meydana gelmektedir. Si ve GaAs doğrusal termal genleşme katsayılarının sıcaklıkla değişimi Şekil 2.6. de verilmiştir.



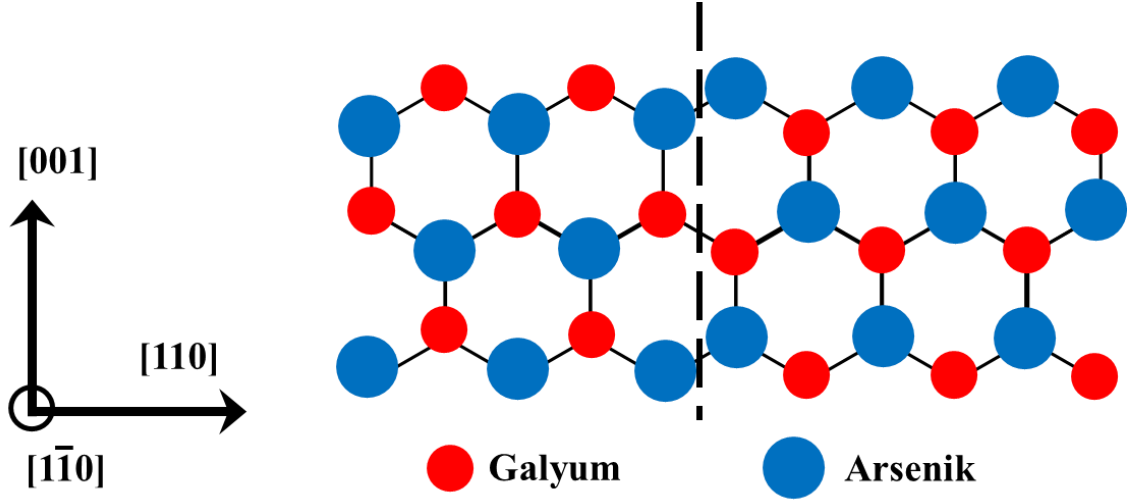
Şekil 2.6. Si ve GaAs'ın termal genleşme katsayılarının sıcaklığa bağlı olarak değişimleri.

Termal genleşme katsayısı uyumsuzluğu alttaş ve epikatman kalınlığına bağlı olarak bükülmeler, alttaş yay etkisi (bowing), epikatmanda çatlaklıklar gibi sonuçlara neden olur. Termal genleşme katsayı farklılığından meydana gelen bu yapısal deformasyon ve çatlaklar çeşitli büyütme yaklaşımlarıyla engellenmez ise verimli ve güvenilir aygıt uygulamaları için büyük bir engel haline gelebilir.

2.1.3. Yüzey Polaritesi

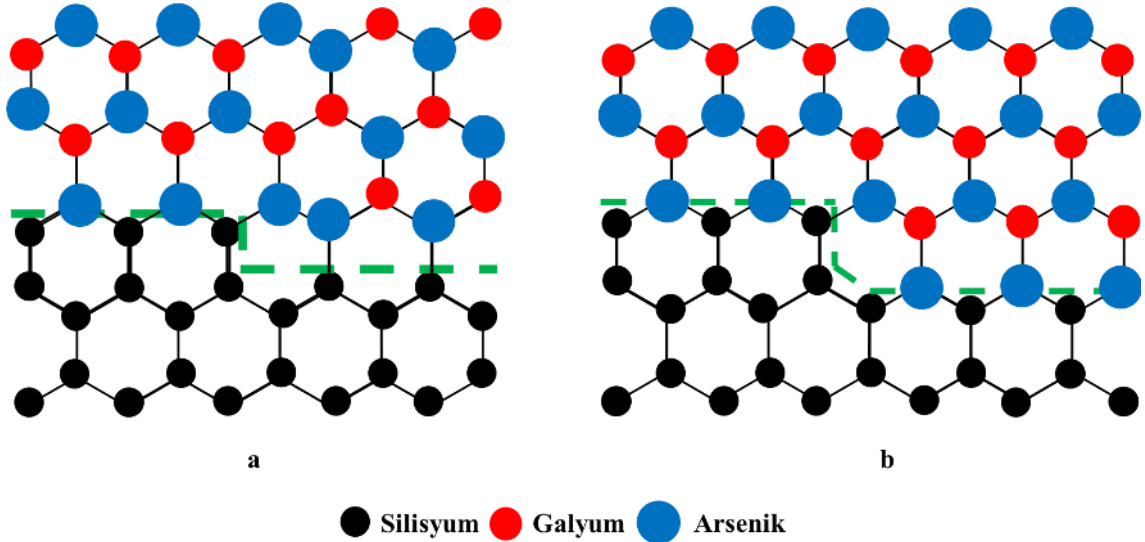
Apolar Si alttaş üzerine polar III-V grubu heteroepitaksiyel büyütme çalışmaları potansiyel teknolojik avantajlarından dolayı uzun yıllardır yoğun araştırmaların konusu olmuştur. Apolar malzemeler tek tür atomdan oluşan malzemelerdir. Si bu tür için en iyi örnektir ve elmas kristal sistemine sahiptir. Elmas kristal sistemi iç içe geçmiş iki yüzey merkezli kübik (FCC) sistemden oluşmaktadır. Polar malzemeler 2 veya daha fazla tür atomdan oluşur. GaAs bu tür için en iyi örnektir ve zincblende kristal yapısına sahiptir. Zincblende yapısı da elmas gibi iki FCC sistemin iç içe geçmesiyle oluşur ama burada FCC yapıyı oluşturan atomlar 2 farklı atomdur.

Apolar yarıiletken üzerine polar yarı iletken büyütüldüğünde, farklı atom başlangıçları oluşabileceğinden yapısal kusurlar meydana gelir. Bu kusurlara antifaz sınırları (antiphase boundary – APB) ve bu sınırlar içinde bulunan alanlara antifaz alanları (antiphase domain-APD) denir. Si kristal sisteminde $[011]$ ve $[11\bar{1}]$ doğruları 90° ($\pi/2$) kadar döndürüldüklerinde yine birbirlerine eşittir. Bu durum GaAs de incelendiğinde aynı olmadığı gözlemlenir. Bundan dolayı da GaAs (100) düzleminin birden fazla alternatifi vardır. GaAs alttaş üzerine GaAs büyütmesi yapılacağına atomların bağ yapması gereken yerleri seçmesinde bir problem oluşmamaktadır, epikatman alttaşa uygun kristal yapı oluşturmaktadır. Diğer taraftan, Si üzerine GaAs büyütme incelendiğinde Ga atomunun ve As atomunun bağ yapması gereken yer, kristal yapının oluşumu için önemlidir. Örneğin (100) düzleminde büyütme yapılırken Ga ve As atomlarının çekirdeklenme farklılıkları farklı yapılar oluşturur. Şekil 2.7 da gösterildiği gibi aynı anda Ga ve As buharlaştırıldığında yüzeyi kaplayan Ga veya As atomuna göre yapının devamı değişir ve As-As veya Ga-Ga bağlarının oluşmasına neden olur. Bu bağların oluşmasıyla oluşan sınırlara antifaz sınırları denir.

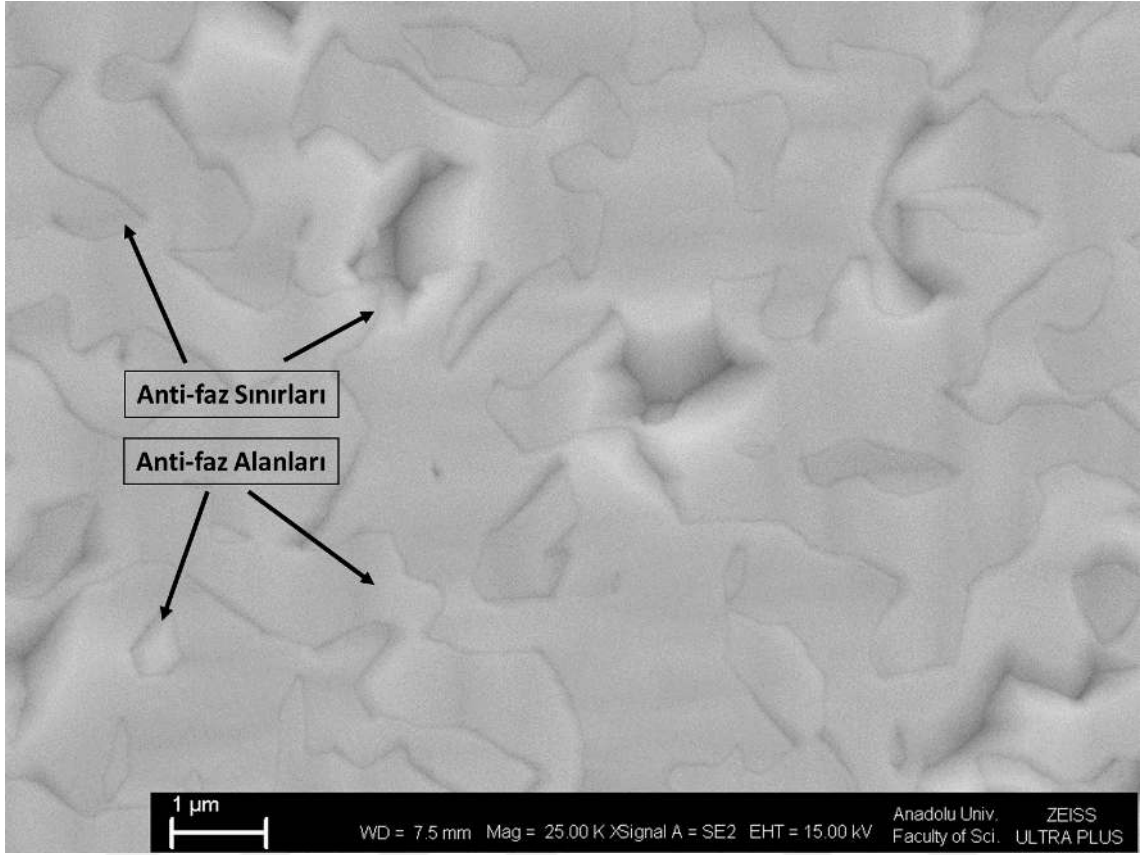


Şekil 2.7. As ve Ga başlangıç katmanları GaAs [001] doğrusu üzerinde farklı GaAs yapıların oluşmasına neden olur ve APD oluşumu gözlenir.

Kristal yapılarda tek katman eksikliğinden dolayı oluşan adımlar APD oluşmasına neden olur. Bir tek katman eksikliği ile tek-atomik adım, iki tek katman eksikliği ile çift-atomik adım oluşur. Şekil 2.8 de gösterildiği gibi Si (100) üzerine GaAs (100) büyütme yapılırken, yüzeyin tek-atomik adıma sahip olması APD oluşmasına neden olur. Görsel 2.1. de Si (100) üzerine büyütülmüş GaAs yapısında oluşan APD'ler açık şekilde gözükmemektedir. Fischer vd. [14,31] yaptıkları çalışmalarda 4° sapma açısıyla kesilmiş Si alttaşı kullanıldığında APD sorunun çözüldüğünü göstermişlerdir.



Şekil 2.8. Tek atomik adıma sahip Si yüzeyine GaAs (100) büyütüldüğünde katmanlar kendilerini tekrar edemediklerinden APD oluşumuna neden olur. (a) Çift atomik adım ile tekrar sağlanır ve APD oluşumu engellenir.(a)



Şekil 2.9. Tek atomik adımlı Si (100) yüzeyi üzerine GaAs katmanı büyütüldüğünde, GaAs (100) yüzeyinin alternatif düzlemi olduğundan dolayı APD oluşumu gözlenir.

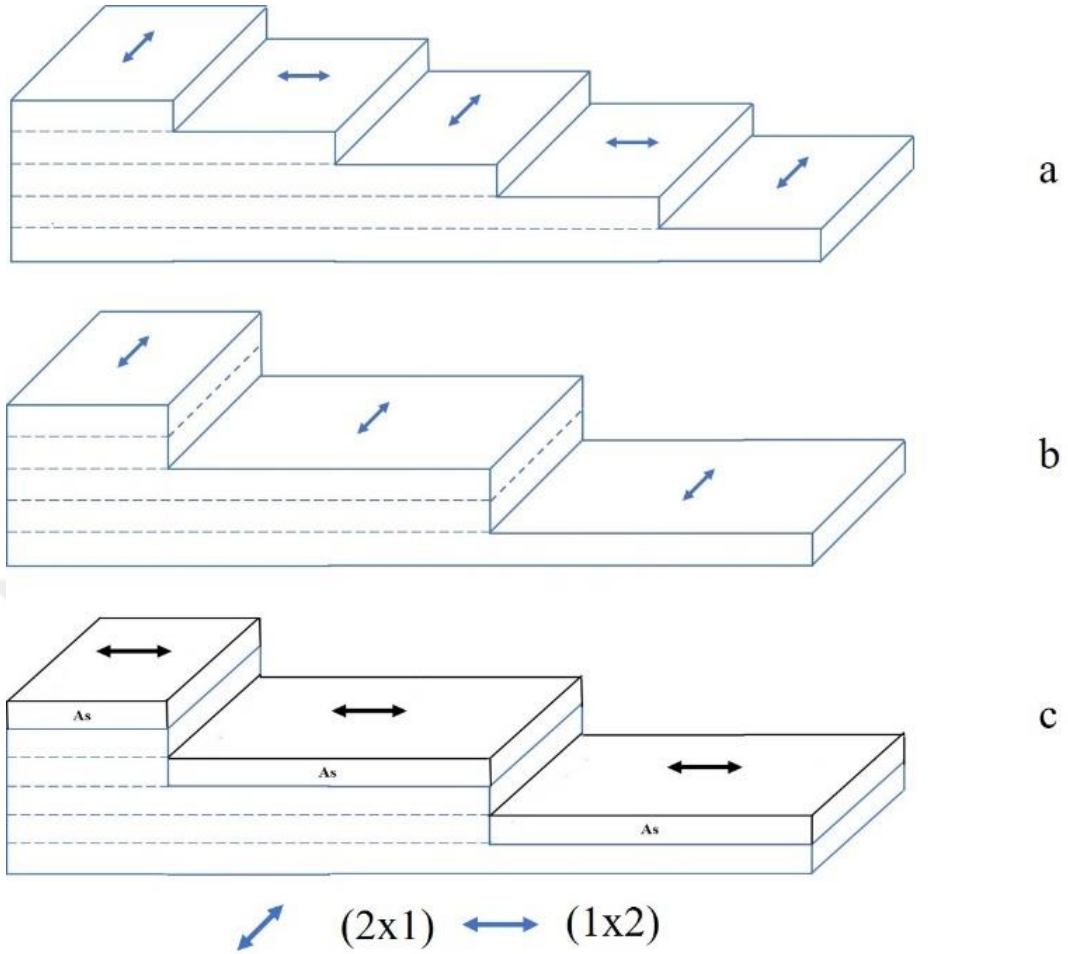
2.2. Si Altaş üzerine GaAs Büyütme Dinamiği

Si üzerine GaAs büyütme yapılırken iki malzeme grubu arasındaki uyumsuzlukların etkilerini giderebilmek için birçok yöntem/yaklaşım denenmiştir. Daha önce bahsedilmiş olan yaklaşımlar arayüz polaritesini nötrlemek, yapısal ve kimyasal özellikler arasında uygun geçişleri yapabilmek için çeşitli tampon tabaka büyütme yaklaşımlarıdır. Bu yaklaşımların yapılabilmesi için Si üzerine başlangıç tabakaların büyütülmesi gerekir. GaAs başlangıç tabakası büyütülürken yapılan çalışmalarda iki adımda büyütme yaklaşımı (two step process) en fazla tercih edilendir. Burada Si üzerine GaAs direk olarak büyütülür ve öncül aşamada kritik çekirdeklenme yoğunluğunu artırmak için düşük sıcaklıkta büyütmeye başlanır sonrasında büyütme sıcaklığı yükseltilir. Si üzerine GaAs büyüme sürecinin iki farklı başlama şekli vardır; As ön katman (prelayer) ve Ga ön katman. Ön katman Si üzerine sadece tek elementli ve birkaç

tek katman büyütülerek elde edilir. Bu bölümde ön katman seçiminin etkileri ve Si alttaşın yüzeyinde neler oluşabileceği anlatılacaktır.

Si (100) yüzeyi 2 farklı alan morfolojisine ve tek basamaklı yapıya sahiptir (Şekil 3.1-a). Yüzey iki farklı morfolojiye sahip olduğundan üzerine büyütülecek olan malzeme polaritesinden dolayı anti faz alanları oluşur. Bu yüzden yüzeyin tek alan morfolojisine sahip olması için Si (100) yüzeyi 4° sapma açısıyla kesilir ve çift basamaklı yapı elde edilir (Şekil 3.1-b). Si alttaş yüzeyine As ön katmanı atılırsa yüzey asil (noble) hale gelir. As, Si yüzey morfolojisini büyütme sıcaklığına bağlı olarak iki farklı rekonstrüksiyona dönüştürür [42]. Büyütme sıcaklığı 450°C 'nin üzerinde olduğunda, As ile başlamış Si (Si (100) - As) yüzeyi, Şekil 3.1.'de gösterildiği gibi (1 x 2) dimerize yapı sergiler [16]. Önemli nokta Si (100) yüzeyi çift basamaklı hale getirildiğinde yüzeyin (2 x 1) dimerize yapıya sahip olmasıdır. Büyütme sıcaklığı 450°C 'nin altında olduğunda, Si (100) – As yüzeyi ve Si (100) alttaş yüzeyi aynı (2 x 1) dimerize yapısı haline gelir. Sıcaklık 450°C 'nin üzerine çıktığında, düşük sıcaklıkta oluşan (2 x 1) dimerize yapıları kalıcı olarak değişir ve (1 x 2) dimerize yapısına dönüşürler, soğuduktan sonra (2 x 1) dimerize yapısına geri dönmezler. Bu şekilde oluşturulan (1 x 2) dimerize yapısında, yüksek sıcaklıkta oluşturulandan biraz daha zayıf bir bağ kuvveti vardır.

As ön katmanlı yüzey APD oluşturmada GaAs büyümesini için ortam oluşturur. Büyüme sıcaklığından bağımsız olarak As ön katman Ga atomlarının yüzey davranışlarını ve ilk ada/adacık oluşumlarını etkiler [42]. Si (100) – As yüzeyi oluşturulduktan sonra GaAs büyütmesi için Ga ve As akısı artırılır ve büyütme sürecinde As atomları özellikle yüzeyde bulunan Ga atomlarıyla bağ yapmaya meyillidir. As atomları As atomlarıyla bağlanmak yerine Ga atomlarıyla bağlanmayı tercih edecektir. Yüzey sıcaklığındaki artış veya düşük As akısı Ga mobilitesini artırır. Yüzey sıcaklığı yüksek olursa Ga atomları çekirdeklenme oluşumunu sağlayamazlar çünkü yüksek mobilitelerinden dolayı adalaşma için tek noktada toplanamazlar. Ancak düşük As akısından dolayı oluşan yüksek Ga mobilitesi göreceli olarak düşük yüzey sıcaklıklarında daha iyi kalitede kristal oluşturmaktadırlar. Bu tür büyütme yaklaşımlarına migration enhanced MBE (yayılma/göç destekli MBE) yöntemi adı verilir [43].



Şekil 2.10. Si (100) yüzeyi tek basamak/adım atomik yapısındadır ve iki farklı alan morfolojisine (dimer) sahiptir (a). 4° sapma açısıyla kesilmiş olan Si (100) yüzeyi çift atomik adıma sahip olur ve yüzeyi sadece (2x1) alan morfolojisi bulunur (b). As ön katmanı çift atomik yapılı yüzey üstüne 450°C ve üstü sıcaklıklarda büyütüldüğünde yüzey yapısı (1x2) alan morfolojisine dönüşür (c).

Ga ön katmanla başlayan Si (Si (100) - Ga) yüzeyi Si (100) – As yüzeyi kadar araştırılmamıştır. As ile başlayana karşılık Ga ön katman Si üzerinde tutarlı bir yüzey oluşturmaz. 0,1 ML kadar küçük tek katman kaplamalarda neredeyse tüm Ga atomları dimer sıralarına dik sıralar halindedir ve çoğunlukla adımların/basamakların başlarında veya sonlarında bulunurlar. 0,1 ML'den yüksek tek katman kaplamalarında ise (3 x 2) dimerize yapıya sahip Ga atom dizileri yüzeyi kaplar. Si yüzeyinde tutunan Ga atomları sanki GaAs (100) alttaş üzerine Ga kaplanıyormuş gibi davranıp Si dimerlerine dik sıralar oluştururlar [44].

Si alttaş üzerine büyütülen GaAs yüzeyde homojen katman oluşturur ise, bu katman üzerine büyütülecek olan GaAs katmanı homoepitaksiyel büyütme süreciyle aynı

davranışı gösterecektir. Aynı zamanda Si alttaşın yüzeyi homojen GaAs katmanı ile kaplandığında, büyütme hızı ve sıcaklığı artırılabilir. Bu sürece iki adımda büyütme süreci denir. Başlangıç sıcaklığının büyüklüğü yüzeyde oluşturmak istenilen ilk katmana bağlıdır [15]. Düşük sıcaklıklarda büyütülen epikatman iyi bir yüzey morfolojisine sahiptir ama kalitesi iyi değildir. Başlangıç sıcaklığı artırılırsa, yüzey morfolojisi sıcaklıkla bozulur ve yüzey bulanıklaşmaya başlar. Öte yandan, sıcaklığın artması epikatmanın kalitesini artırır. İşlemin ikinci aşamasında, büyüme sıcaklığı nispeten daha yüksektir ve bu ilk katmanın ısı olarak tavlama sağlar. Tavlama süreciyle ilk katman içerisinde oluşan mikro ikizler kaybolmaya başlarlar ama bu süreç aynı zamanda dislokasyon oluşumlarını tetikler.

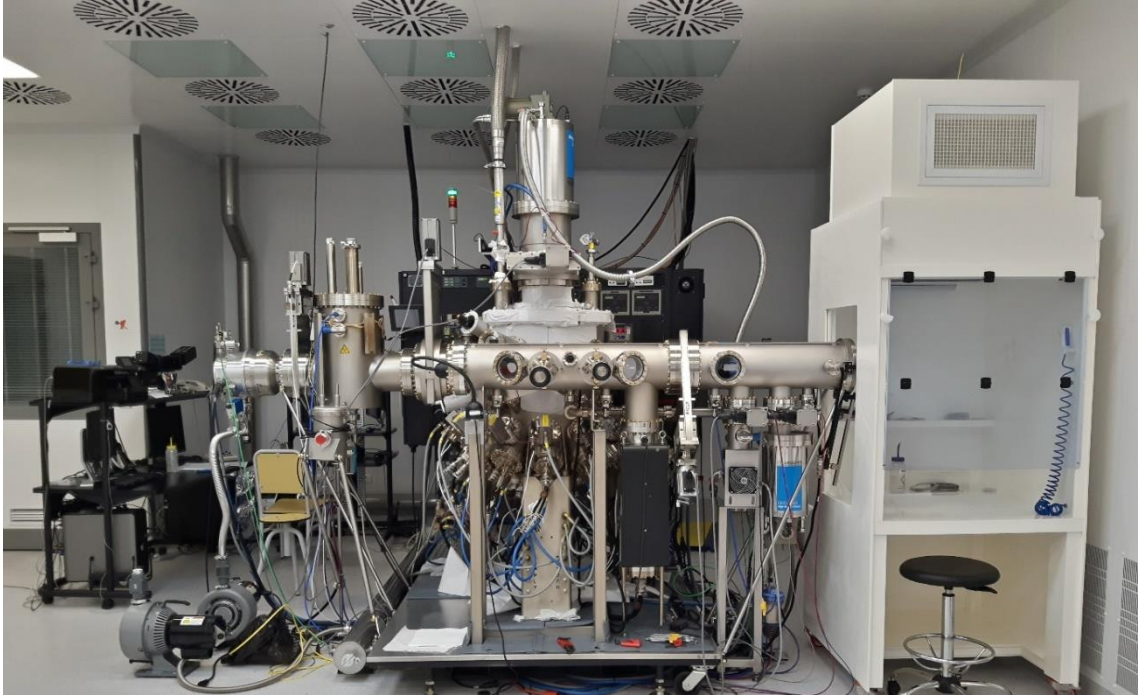
Çekirdeklenme adalarının büyüklüğü kadar bu adaların oluşturdukları tepelerin birbirine ortalama uzaklığı da sıcaklığa bağımlılık gösterir. Tepelerin uzaklıkları yüzeydeki adacıkların yoğunluğu hakkında bilgi vermektedir. Artan başlangıç sıcaklığı, çekirdeklenme yoğunluğunu düşürdüğünden adacıklar arasındaki uzaklığı da artıracaktır. Sıcaklık yükseldiğinde Ga mobilitesi de yükseldiği için bu durum beklenmektedir. Büyümenin başlangıcından birkaç dakika sonra (genellikle ilk 20 nm) büyüme durdurulup, yüksek As akısı altında alttaş sıcaklığı yükseltilerek çekirdeklenme adalarının daha iyi birleşmesi sağlanarak Si üzerinde daha homojen GaAs epikatmanlar oluşturulmaktadır [45].

3. DENEYSEL YÖNTEMLER

3.1. Moleküler Demet Epitaksi Sistemi

Epitaksiyel büyüme tekniklerinden biri olan moleküler demet epitaksi (molecular beam epitaxy - MBE) sistemi çok yüksek vakum (ultra-high vacuum - UHV) seviyelerinde atomik hassasiyet de büyüme yapabilen ileri teknolojik sistemdir.

Genel görünümü Görsel 3.1’de verilen MBE sistemi 3 ana hazneden oluşmaktadır: Numune yükleme haznesi, numune hazırlama haznesi ve büyüme haznesi. Bu haznelerle birlikte temelde termometre, pirometre, efüzyon hücreleri, vakum pompaları (iyon pompası, turbo pompa, kriyo pompa), vakum göstergeleri, yansımali yüksek enerjili elektron kırınımı (reflection high energy e- diffraction - RHEED) ve artık gaz analizörü (residual gas analyzer - RGA) bileşenlerine sahiptir.



Görsel 3.1. Veeco GEN20MC MBE sistemi, Nanoboyut Araştırma Laboratuvarı.

Büyüme haznesinin basıncı $10^{-10} - 10^{-11}$ Torr seviyelerinde olduğundan dolayı, içeriye alttaş yerleştirmek için bir prosedür uygulanması gerekmektedir. Vakum seviyeleri farklı olduklarından hazneler birbiri arasında yalıtılmıştır. Alttaş numune yükleme haznesine yüklenmesi için raylı arabalara (trolley) yerleştirilir. Numune yükleme haznesi kapatıldıktan sonra 10^{-8} Torr seviyesine vakumlanır. Bu haznede alttaş

üzerinde bulunan su ve uçucu kimyasalları gidermek için 150 °C'ye ısıtılır. Bu işlem gerçekleşirken haznenin vakumu 10^{-7} Torr seviyesinde tutulur. Kurutma süreci bittikten sonra alttaşı numune hazırlama odasına alınır. Numune hazırlama haznesinde alttaşıdaki karbon tabanlı gazları ve var ise artık suyu gidermek için 350 – 400 °C'ye ısıtılır. Bu işlem sırasında haznenin vakum seviyesi 10^{-8} Torr da tutulur. İşlem sonrasında alttaşı büyütme haznesine yerleştirilmek için 10^{-10} Torr seviyelerine vakumlanır ve büyütme haznesine alındığında $10^{-10} - 10^{-11}$ Torr vakum seviyelerine getirilir.

Tez çalışması için 3 farklı tampon tabaka tasarlanmıştır ve büyütme işlemleri yapılmadan önce büyüme oranları ve kompozisyonların (GaAs, InAs, AlAs, InGaAs, AlGaAs) belirlenmesi için kalibrasyon işlemleri yapılmıştır. Büyütülen yapıların V/III akı oranları 30 – 45 arasında değişmektedir (InAs QD haricinde).

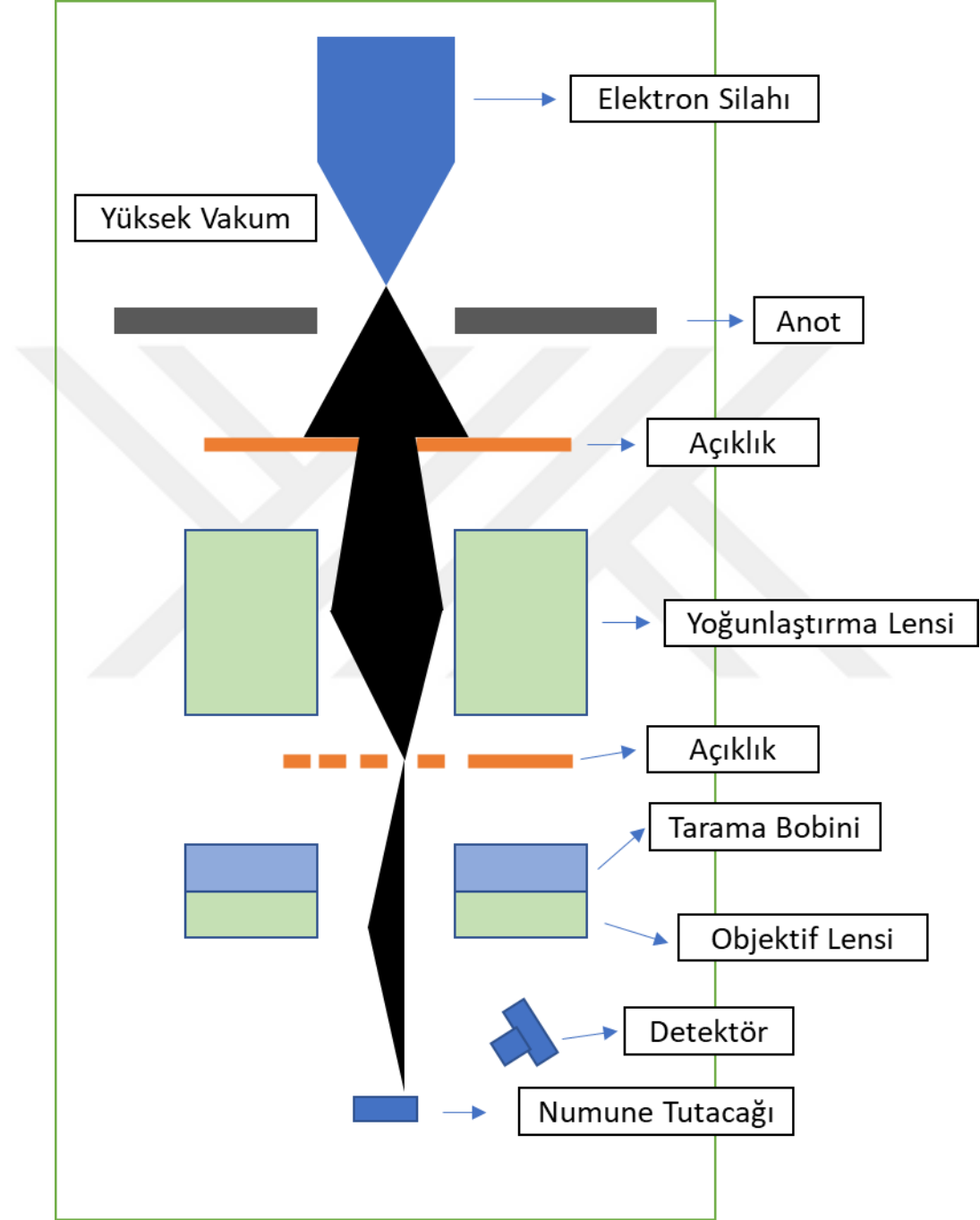
QD katmanları için InAs katmanları 0,1 ML/s, SLS katmanları için InGaAs katmanları 0,46 ML/s, optik pencere ve dislokasyon filtresi için AlGaAs katmanlar 0,56 ML/s, güneş hücresi ve dislokasyon filtresi için GaAs katmanları 0,48 ML/s büyütme hızlarında büyütülmüştür.

Bu çalışmada Si alttaşlar üzerine büyütülmesinde tampon tabakaları ve güneş hücreleri Eskişehir Teknik Üniversitesi, Fen Fakültesi Fizik Bölümü, Nanoboyut Araştırma Laboratuvarı'nda olan Veeco GEN20MC (Görsel 3.1) III-V grubu katı kaynaklı MBE sistemi kullanılmıştır.

3.2. Taramalı Elektron Mikroskobu

Çözünürlük görüntüleme yöntemlerinde çok önemli bir parametredir ve kullandığınız kaynağın dalgaboyuna bağlıdır. Çözünürlük, birbirine yakın konumlandırılmış iki görünür nesne arasındaki farkı söyleyebilmektir. Bu iki nesne arasındaki uzaklık sizin kullandığınız kaynağın dalgaboyuna yakın ise görüntü bulanıklaşır ve iki nesne olduğunu söylemek güçleşir. Optik mikroskoplarda kullanılan kaynaklardan dolayı teorik olarak en fazla yaklaşık 0,2 μm (200 nm) çözünürlük sağlanabilmektedir. Louis de Broglie 1924 yılında hareket eden parçacıkların dalga özelliğine sahip olduğunu öngördü ve 1927 yılında bu öngörü deneysel olarak ispatlandı. Kısa dalgaboyları için parçacıkların bu özelliğini kullanılarak elektronlar hızlandırıldı ve görüntüleme sürecinde kullanıldı. Temel olarak taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscope - SEM) elektron tabancası, yoğunlaştırıcı, objektif lens, tarama

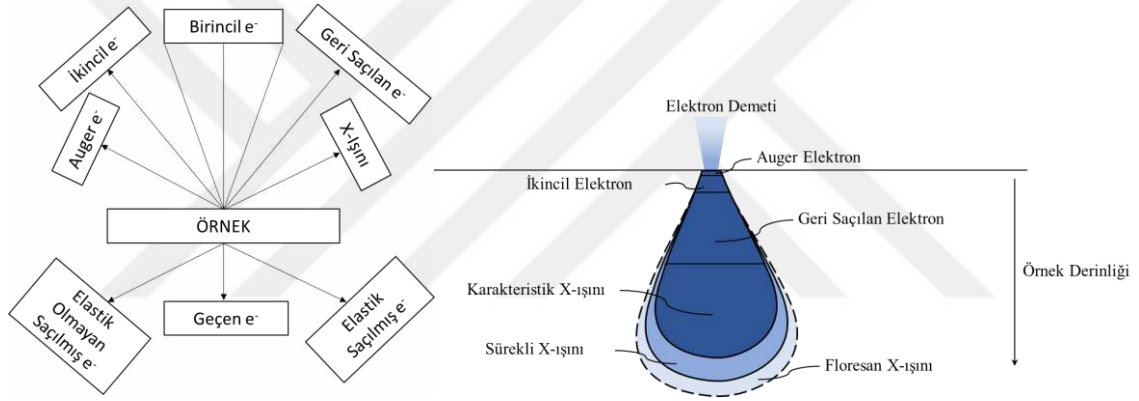
bobini, detektör ve numune tutacağından oluşmaktadır. Numune haznesi hızlandırılmış elektronun ortamdaki atomlarla etkileşime geçmemesi için yüksek vakumda tutulmaktadır. Şekil 3.1 de şematik olarak SEM yapısı gösterilmiştir.



Şekil 3.1. Taramalı elektron mikroskobu cihazının şematik diyagramı.

Şekil 3.2 de elektron ve numune etkileşimi gösterilmiştir. Birincil elektronun numune içerisindeki nüfuz edişi ve oluşturduğu sinyaller gösterilmiştir. Bu etkileşimde ortaya çıkan sinyallerin yukarıya doğru olanları SEM için kullanılmaktadır.

Birincil elektron numunenin kabuk elektronlarıyla elastik olmayan çarpışma gerçekleştirdiklerinde ikincil elektronlar (secondary electrons) üretirler. İkincil elektronlar yüzeyin topografyası ve morfolojisi hakkında bilgi vermektedir. Eğer birincil elektronlar çekirdekle etkileşime girerse ve geri saçılan elektron (backscattered electrons) üretirler. Geri saçılan elektronlar topografyanın kontrastı ve kompozisyonu hakkında bilgi verir. Birincil elektronlar iç kabuktaki elektronlarla etkileşime geçtiklerinde karakteristik X-ışını oluştururlar ve X-ışınları toplanarak elemental kompozisyon bilgisi edinilir.



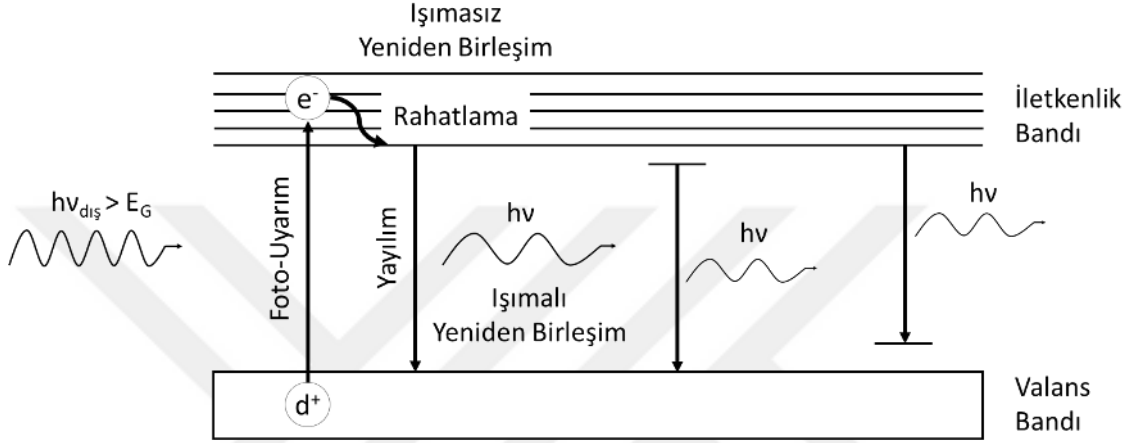
Şekil 3.2. Elektron – örnek etkileşimden oluşan sinyaller ve SEM cihazında kullanılan sinyallerin örnek içerisindeki derinlikleri.

Numunelerin yüzey morfolojileri ve elemental analizi için Eskişehir Teknik Üniversitesi Fen Fakültesinde bulunan ZEISS ULTRAplus taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır. Ölçümler 15 kV elektron tabancası potansiyelinde ikincil elektron kullanılarak 25000 büyütmede alınmıştır.

3.3. Fotolüminesans Spektroskopisi

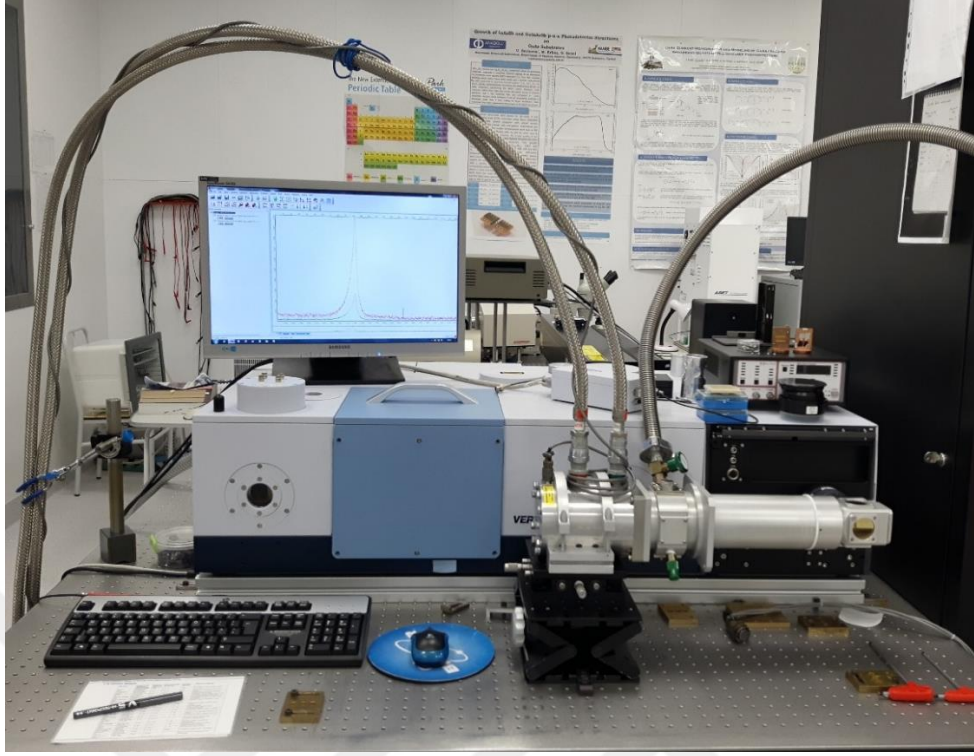
Fotolüminesans (PL) spektroskopisi, yarıiletken numunelerdeki optik işlemlerin araştırılması ve elektronik seviyelerini tanılama amacıyla kullanılan kontak alma ihtiyacı gerektirmeyen ve malzeme yapısını bozmayan tahribatsız oldukça kullanışlı bir yöntemdir. Atomik seviyede, elektron dışarıdan enerji ile uyarıldığında üst enerji seviyesine çıkar ve daha sonra kararlı duruma dönmek için bir foton yayarak eski enerji

seviyesine geri döner. Bu olguya ışıma (lüminesans) adı verilir ve dışardan uyarmak için kullanılan enerji türüne göre isimlendirilir; örneğin elektrolüminesans, termolüminesans, fotolüminesans vb. Yarıiletkenlerde ise, bant aralığına eşit veya daha yüksek enerjili foton soğurulduğunda elektron – deşik çifti oluşturur ve değerlik bandında bulunan elektronu iletkenlik bandına çıkarır. İletkenlik bandında bulunan elektron değerlik bandına inerek bant aralığına eşit bir foton yayar (Şekil 3.3).



Şekil 3.3. Yarıiletkende uyarım ve olası PL mekanizmaları şematik olarak gösterilmiştir. Uyarılmış elektron sadece enerji bant aralığına eşit foton yaymaz. Aynı zamanda verici (donor) ve alıcı (acceptor) seviyelerinden de foton yayar.

İdeal yarıiletken PL tepkisi dar ve keskindir. Bu tepkinin maksimum yarısı tam genişlik (Full Width at Half Maximum – FWHM) değeri kristalin kalitesi hakkında bilgi verir. Safsızlık seviyeleri varsa, tepkinin şiddeti düşer ve FWHM değerinde artış gösterir. Katkılama miktarına bağlı olarak tepkinin tepe noktası kırmızıya kayma (red shift) yapar.



Görsel 3.2. Bruker VERTEX80/80v modeli FTIR spektroskopi cihazı, Nanoboyut Araştırma Laboratuvarı

Bu çalışmada tampon tabakaların ve güneş hücrelerinin PL ölçümleri için Bruker VERTEX80/80v modeli FTIR (Fourier Transform Infrared) spektroskopi cihazı kullanılmıştır (Görsel 3.2). Oda sıcaklığında 532 nm dalga boylu lazer ile uyarılmıştır ve sinyaller Si APD (Avalanch Photodiode) detektörü kullanarak toplanmıştır.

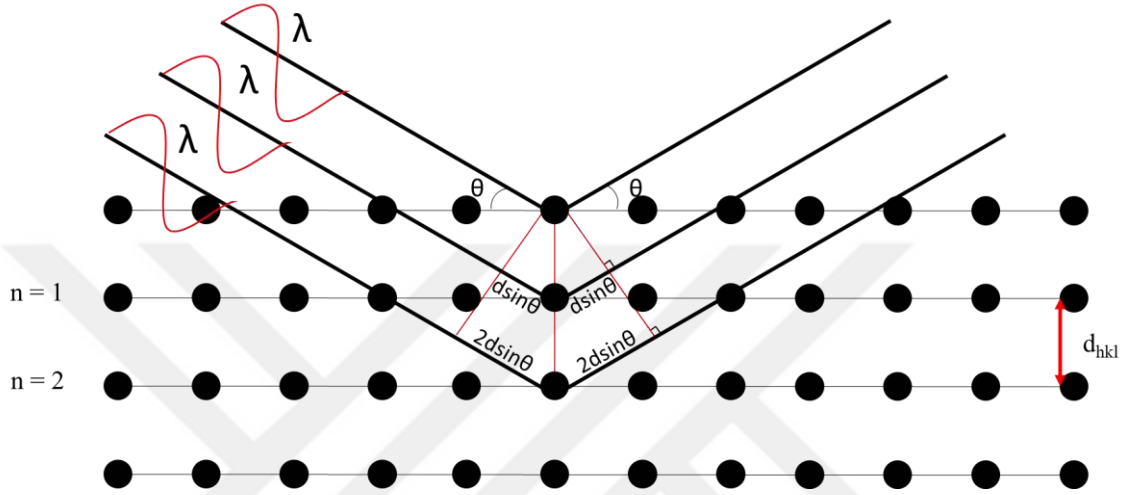
3.4. Yüksek Çözünürlüklü X-ışını Kırınımı

Kristal malzemeler periyodik ve düzenli atomlardan oluşur ve atomları arası mesafesi yaklaşık 0,15 - 0,4 nm'dir. Elektromanyetik spektruma bakıldığında bu aralıklara karşılık gelen dalgaboyu 3 keV - 8 keV X-ışınlarıdır. X-ışını kırınımı (X-ray diffraction - XRD) kristal malzemeyi tahribatsız bir şekilde analiz etmek için kullanılır. XRD epitaksiyel kristalin kalitesi, tabakanın kalınlığı ve bileşimi, örgünün stres-zor (stress-strain), dislokasyon yoğunluğu hakkında bilgi vermektedir [46].

Kristaller üç boyutlu düzlemde periyodik ve düzenli atomlardan oluşur ve kristal örgüsü olarak tanımlanır. Miller indisleri (h,k,l) bu örgüdeki düzlemleri tanımlamak için kullanılır. Monokromatik X-ışınları örgü içindeki bu düzlemlere çarpar ve kırınımına uğrar. Denklem 3.1'de ki Bragg yasasına uyan kırınımına uğramış X-ışınları düzlemler arasındaki

uzaklık hakkında bilgi verir [47]. Şekil 3.4’de Bragg yasasının oluşma durumu gösterilmiştir. Burada n kırınım seviyesini gösteren tamsayı, λ X-ışının dalgaboyunu, d_{hkl} örgü düzlemleri arasındaki mesafeyi ve θ gelen dalga boyu ile örgü düzlemi ile arasındaki açıyı ifade etmektedir.

$$n\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta \quad (3.1)$$



Şekil 3.4. Kristal içindeki X-ışını kırınımı ve Bragg yasasının gerçekleşmesi için kırınım açısı ile örgü düzlemleri arasındaki ilişki.

3.4.1. Sallantı Eğrisi (Rocking Curve - RC)

Sallantı eğrisi kusurlar, eğrilikler, stres-zor gibi nedenlerle örgü paralelliğinin değişmesi hakkında bilgi verir. İdeal bir kristal, Bragg yasasına göre dar ve keskin bir tepe oluşturmaktadır ve bu tepenin FWHM değeri kristalin kalitesini belirler.

Bu çalışmada GaAs güneş hücrelerinin yapısal özelliklerini incelemek için Eskişehir Teknik Üniversitesi Fen Fakültesi Nanoboyut Araştırma Laboratuvarı'nda bulunan PANalytical X'Pert Pro MRD yüksek çözünürlüklü X-ışını kırınımı (HRXRD) sistemi ile simetrik (004) GaAs düzlemlerinden sallantı eğrisi ölçümü $0,0005^\circ$ hassasiyet ile alınmıştır (Görsel 3.3).



Görsel 3.3. *Panalytical X'Pert Pro MRD yüksek çözünürlüklü X ışını kırınım cihazı, Nanoboyut Araştırma Laboratuvarı*

3.4.2. Dislokasyon Yoğunluğu Hesaplanması

Dislokasyonlar, yarıiletkenlerin taşıyıcı mobilitesini ve taşıyıcı ömrünü olumsuz yönden etkilediğinden doğrudan aygıt verimliliğini ve performansını olumsuz yönde etkilemektedir. Dolayısıyla Si alttaş üzerine III-V grubu heteroepitaksiyel malzeme büyütmelerinde dislokasyon yoğunluğunun (TDD) belirlenmesi oldukça önemlidir. Geçirmeli elektron mikroskobu (transmitted electron microscope - TEM) ve dağlama çukurcuk yoğunluğu (etch pit density - EPD) yöntemler bu hesaplama için kullanılır ama bu iki yöntemde tahribatlı ve numune hazırlanması zahmetli olan yöntemlerdir. Ayers vd. yayınladıkları makalede, HRXRD yöntemi ile tahribatsız ve çok kullanışlı bir şekilde

TDD hesaplanabileceğini göstermişlerdir [48]. Bu yöntem ile $10^5 - 10^9 \text{ cm}^{-2}$ seviyelerinde yüksek doğrulukta TDD hesabı yapılabilmektedir. Yarıiletkenlerin TDD'lerini hesaplamak için ilk önce K_α hesaplanır (denklem 3.2);

$$\beta^2 \approx K_\alpha + K_\epsilon \tan^2 \theta \quad (3.2)$$

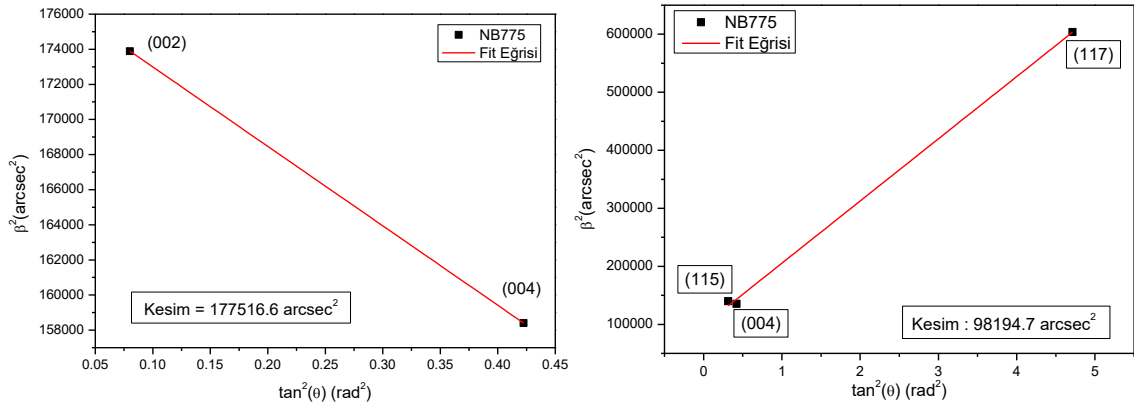
β , örgü düzleminin sallanma eğrisi ölçümünün FWHM değerini, θ örgü düzleminin açısını ifade etmektedir. K_α β^2 ve $\tan^2 \theta$ eksenlerinde çizilen doğrunun β^2 eksenini kesen değeri, K_ϵ çizilen doğrunun eğimini ifade etmektedir.

K_α değeri hesaplandıktan sonra TDD hesaplamak için Denklem 3.3. kullanılır.

$$D = K_\alpha / 4,36 b^2 \quad (3.3)$$

D dislokasyon yoğunluğunu, b ise burger vektörünü ifade etmektedir.

Bu çalışmada TDD hesaplamak için 2 farklı yol denenmiştir. Bir doğru çizdirmek için 2 noktaya ihtiyaç duyulduğundan yapısal analizde kullanılacak olan (004) düzlemi ölçümlerine ek olarak (002) düzleminden ölçüm alınmıştır.



Şekil 3.5. (002) düzlemi ile yapılan TDD hesaplamasında eksi eğim oluşmuştur. Eksi eğim ile hesaplama yapılamayacağı için (115) ve (117) düzlemleri kullanılmıştır.

Şekil 3.5. de (002) düzleminden alınan ölçümle çizilen doğrunun eğimi eksi olarak hesaplandı. Bunun sebebi (002) düzleminin FWHM değeri (004) düzleminden daha büyük olmasıdır. Makalede gösterilen hesaplamada doğrunun eksi değere sahip olmaması gerektiğinden (115) ve (117) düzlemlerinden RC ölçümleri alınmıştır.

4. BÜYÜTÜLEN TAMPON TABAKALARIN VE İNCE FİLM GaAs GÜNEŞ HÜCRELERİN YAPISAL KARAKTERİZASYONU

Bu bölümde, tasarlanmış olan tampon tabakaların ve üzerine büyütülmüş olan güneş hücrelerinin yapısal ve optiksel karakterizasyonlarının sonuçları sunulmuştur ve tartışılmıştır. Si alttaşlar üzerine aygıt fabrikasyonu için uygun olmasını sağlayacak şekilde farklı yapıda tampon tabakalar (dislokasyon filtresi) tasarlanmıştır; kuantum noktalı (QD) tampon tabaka, gergin katmanlı süperörgü (SLS) tampon tabaka ve termal döngüde farklı sıcaklıklarda büyütülmüş GaAs (TDF-GaAs) tampon tabaka. Tabakaların HR-XRD, PL ve SEM karakterizasyonları yapılmıştır ve istenilen kalitedeki tampon tabakaların üzerine ince film GaAs güneş hücreleri büyütülmüştür.

4.1. Tampon Tabakalarının Karakterizasyonu

4.1.1. Kuantum Noktalı Tampon Tabaka

İkinci bölümde bahsettiğimiz gibi QD'lar dislokasyon çizgilerini bükebilmekte ve bu dislokasyon ve kusurların aktif aygıt yapısına ulaşmasını büyük oranda engelleyebilmektedir. Tasarlanan tampon tabakalar (kusur filtreleme katmanları) alttaşın kesim açısının etkisini incelemek için 3 farklı kesim açısına sahip (100) yönelimli Si alttaşlar üzerine büyütülmüştür. Bununla birlikte QD periyot sayısının filtrelemeye etkisi de incelenmiştir. QD tampon tabakalar için büyütülmüş olan örneklerin QD malzemesi, periyot sayısı, tampon için büyütülen GaAs kalınlığı, tavlama süresi, HR-XRD ölçüm sonuçları ve TDD değerleri Tablo 4.1'de verilmiştir.

Tablo 4.1. (110) düzlemine doğru farklı sapma açılarıyla kesilmiş (100) yönelimli Si alttaşlar üzerine büyütülmüş QD yapılı filtreleme tabakalarının büyütme özellikleri ve HR-XRD ölçümleri ile GaAs (004) düzlemi üzerinden elde edilmiş fiziksel özellikleri.

Örnek No	Sapma Açısı (°)	QD Materyali	QD Periyot	GaAs Kalınlığı (nm)	Tavlama süresi (dk)	FWHM (ω) (arcsec)	FWHM ($\omega-2\theta$) (arcsec)
769	6°	InAs	10	1200	—	506	342
771	0°	InAs	10	1200	—	700	363
777	4°	InAs	5	1200	—	420	301
780	4°	InAs	5	1200	30	392	288
785	4°	InAs	10	1200	30	352	283

Daha önce Si alttaşlar üzerine büyütülen heteroepikasiyel GaAs filmlerin yapısal ve morfolojik özelliklerinin alttaşların farklı sapma kesim açılarıyla değişebileceğinden ve özellikle polar malzemelerin apolar alttaşlar üzerine büyütülmesinde oluşan APD kusurların bu sapma açısıyla azaltılabileceği veya yok edilebileceğinden bahsedilmişti. Bu çalışmada (110) düzlemine doğru 6°, 4° ve 0° sapma açısıyla kesilmiş (100) yönelimli Si alttaşlar kullanılmıştır ve üzerine büyütülen tampon tabakaların şematik yapıları da Şekil 4.1’de verilmiştir.

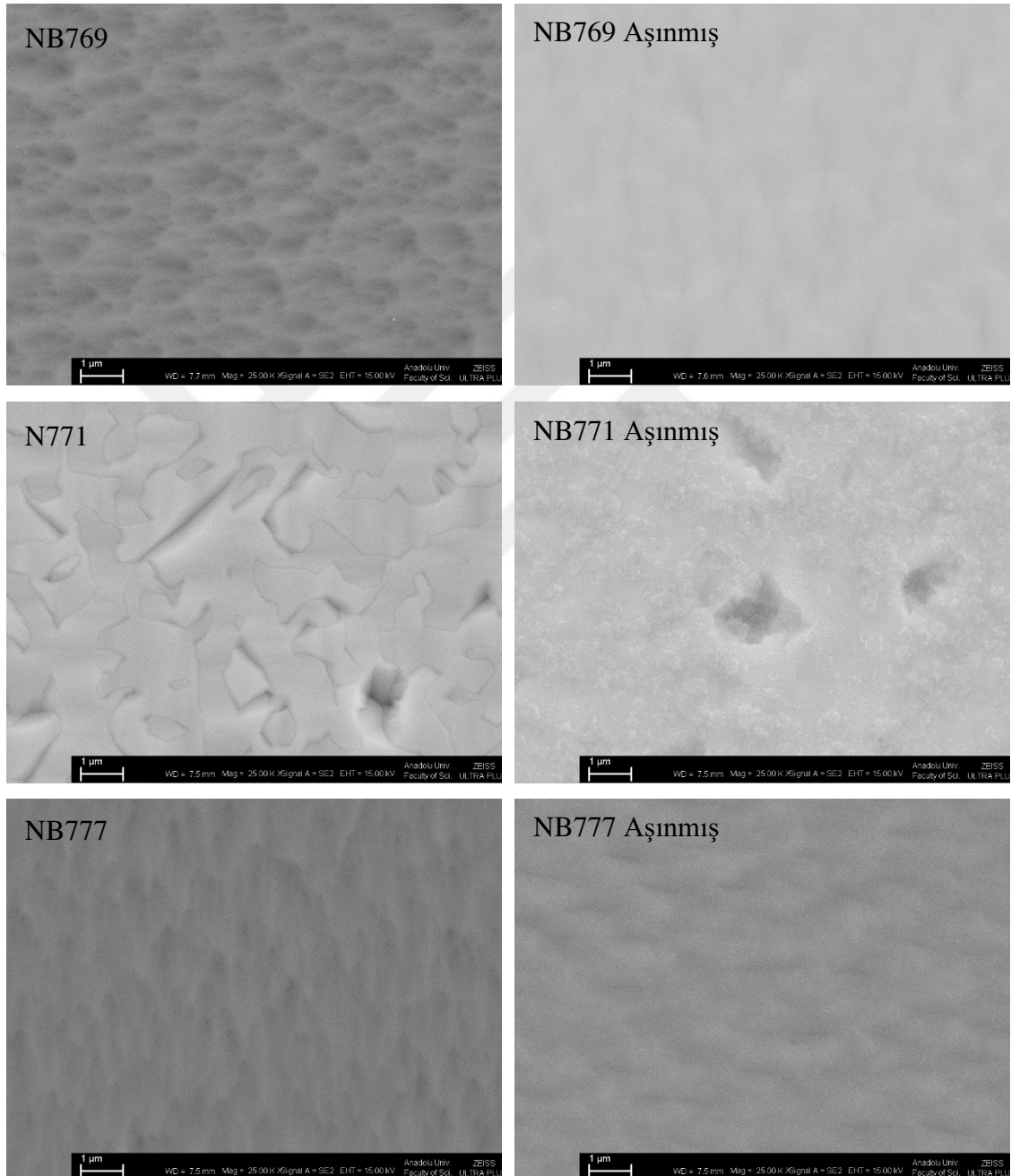
NB769		NB771	
GaAs	1200 nm	GaAs	1200 nm
InAs QD 2,6 ML/GaAs 35 nmX10	~315 nm	InAs QD 2,6 ML/GaAs 26 nm X10	~235 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	90 nm	Düş. Sıcaklık GaAs	178 nm
2" Si (100) 6°		2" Si (100)	

NB777	
GaAs	1200 nm
InAs QD 2,6 ML/GaAs 40 nm X5	~180 nm
GaAs	45 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	90 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	9 nm
2" Si (100) 4°	

Şekil 4.1. Farklı sapma açısıyla kesilmiş Si alttaşların etkisini incelemek için büyütülen örneklerin yan kesit şematik gösterimleri.

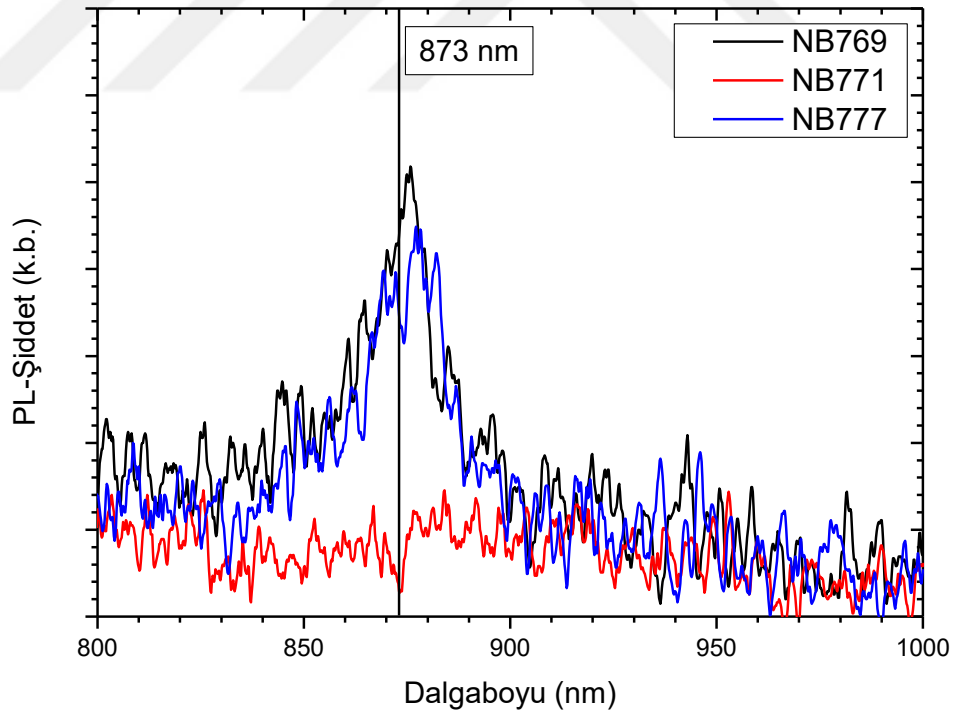
Daha önce belirtildiği gibi farklı sapma açısıyla kesilmiş Si alttaşlar büyütme de oluşacak adımların türünü belirlemektedir, incelenen örnekler kesim açısı etkisini inceleyebilmek için yapısal olarak hemen hemen birbirinin muadilidirler, ayrıca QD katmanların periyot sayısı etkisi de aynı anda gözükcek şekilde büyütülmüşlerdir. Büyütülmüş olan epitaksiyel filmlerin yüzey morfolojisini incelemek için hem büyütüldüğü gibi hem de yüzeyleri aşındırılarak SEM görüntülemeleri yapılmış ve Görsel 4.1’de sunulmuştur. Aşındırma işlemi için 5:1 oranında Sitrik Asit:Hidrojen peroksit kullanılmıştır ve örnekler yüzeyden 800 nm aşındırılmıştır. SEM görüntüleri incelendiğinde sapma kesim açısı 0° olan Si alttaşa büyütülen örnekte (NB771) APD oluşumunun engellenemediği açıkça gözükmektedir. 4° ve 6° sapma açısıyla kesilmiş örneklerde APD oluşumunun başarılı bir şekilde engellenebildiği görülmüştür. Ancak APD oluşumunun engellenmesine karşın, örnek yüzeylerinde basamak yapılar oluştuğu gözükmektedir. Aşındırma işlemi sonrası bu basamaklanma yok olmuş kısmen daha

pürüzsüz yüzey oluşumu gözlenmiştir. Ayrıca 5 periyot QD tekrarının aşındırıldıktan sonraki yüzey yapısı 10 tekrara göre kısmen daha iyi gözükmemektedir. Aşındırılmış örnekler karşılaştırıldığında hem 4° ve hem de 6° sapma açısıyla kesilmiş Si üzerine büyütülen her iki örnek de doğrudan (100) alttaş üzerine büyütülen örnek den çok daha iyi morfolojiye sahip oldukları anlaşılmaktadır.



Görsel 4.1. Farklı sapma açısıyla kesilmiş Si alttaş üzerine büyütülmüş periyodik QD içeren örneklerin aşındırılmadan (sol sütun), ve aşındırıldıktan sonra alınmış (sağ sütun) SEM görüntüleri.

Karşılaştırma amacıyla büyütülen bu örneklerin optik davranışını incelemek için oda sıcaklığında 532 nm lazer uyarımıyla PL ölçümleri yapılmış ve sonuçları Şekil 4.2’de sunulmuştur. Örneklerden sadece 4° ve 6° sapma açısıyla kesilmiş Si üzerine büyütülenlerden GaAs bant ışıması gözlemlenebilmiş, 0° sapmayla kesilmiş alttaş üzerine büyütülen örnekten herhangi bir PL sinyali elde edilememiştir. Işıma yapan her iki örnekte de GaAs’ın 873 nm civarında beklenen ışıma tepesinden 1,5 - 2 nm kadar kırmızıya kayma gözükmiştir, bu durum büyütülen örneklerin küçük bir germe zoru altında olduğunu göstermektedir. Örneklerin yapısal ve optiksel davranışlarına bakıldığında GaAs’ın doğrudan (100) yönelimli alttaşlara değil, (110) yönüne belli bir sapma açısıyla kesilmiş alttaşlar üzerine büyütülmesinin daha iyi sonuçlar verdiği görülmüştür. Her ne kadar 6° sapma açısıyla kesilen örneğin PL ışıması bir miktar daha iyi olsa da 4° sapmaya sahip alttaşa büyütülen örneğin HR-XRD ölçümleri sonucunda çok daha iyi kristal kalitesine sahip olduğu anlaşılmıştır. Elde edilen bulgular doğrultusunda bu deneme ve karşılaştırma örneklerinden sonraki tüm örnekler 4° sapma açısına sahip alttaşlar üzerine büyütülmüşlerdir.



Şekil 4.2. Farklı sapma açısıyla kesilmiş Si alttaş üzerine büyütülmüş periyodik QD içeren örneklerin oda sıcaklığında ölçülmüş PL spektrumları.

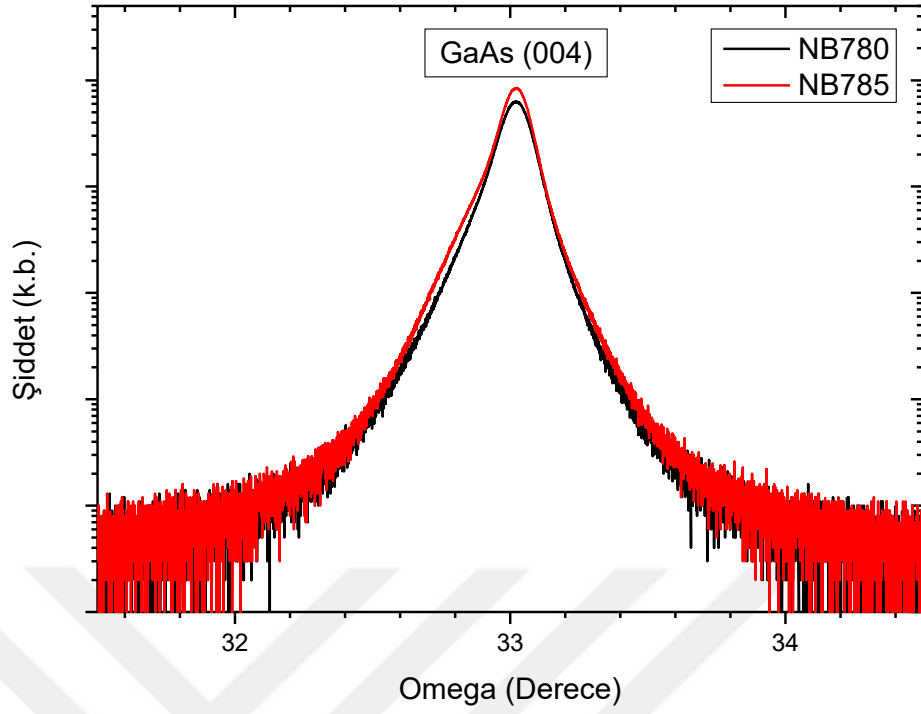
Alttaş kesim tipine karar verildikten sonra, hem QD periyot sayısının hemde büyütme bittikten sonra örneklerin büyütme sıcaklığından daha yüksek bir sıcaklıkta As

akısı altında tavlamanın etkisini görmek için detayları Tablo 4.1 ve Şekil 4.3 de verilen NB780 ve NB785 örnekleri büyütülmüştür. Laboratuvarında yapılan önceki çalışmalarda göz önüne alınarak bu iki periyot kalınlığı seçilmiştir. Her iki örnekte 645 °C alttaş sıcaklığında, As akısı altında 30 dakika süreyle ısıtılma işlemine tabii tutulmuşlardır.

NB780		NB785	
Büyütme Sonrası Tavlama	30 dk	Büyütme Sonrası Tavlama	30 dk
GaAs	1200 nm	GaAs	1200 nm
InAs QD 2,6ML/GaAs 40 nm X5	~180 nm	InAs QD 2.6 ML/GaAs 40 nm X10	~410 nm
GaAs	90 nm	GaAs	100 nm
Al _{0.2} Ga _{0.8} As	9 nm	Al _{0.2} Ga _{0.8} As	5 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	90 nm	Düş. Sıcaklık GaAs	90 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	9 nm	Düş. Sıcaklık AlGaAs	9 nm
2" Si (100) 4°		2" Si (100) 4°	

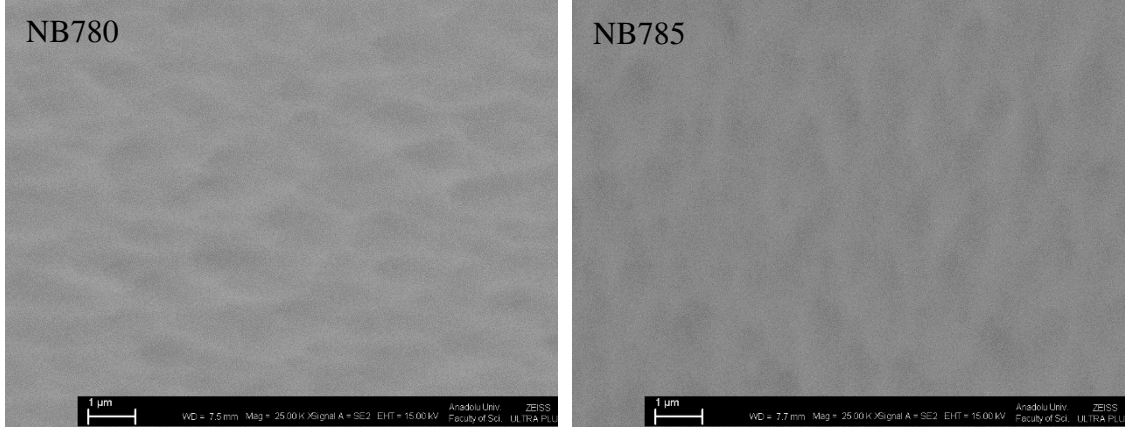
Şekil 4.3. QD içeren katmanların periyot sayısının ve büyütme sonrası tavlama işlem etkisinin filtreleme etkisini gözlemlemek için büyütülen 5 ve 10 periyot örneklerin yan kesit yapı şeması.

Şekil 4.4. de her iki örneğin (NB780, NB785) GaAs (004) düzleminden alınmış sallantı eğrileri verilmiştir. Teorik olarak GaAs (004) düzleminin kırınım açısı 33,054° dir. Her iki örnek için ölçülen tepe noktaları 33,053° dir, bu küçük kaymanın sebebi küçük bir kalibrasyon hatası veya örnek üzerinde var olabilecek çok küçük miktardaki sıkıştırma zoru olabilir. Örneklerin hem Omega (ω) hem de Omega – 2Teta ($\omega - 2\Theta$) ölçümlerinden hesaplanan FWHM değerlerine bakıldığında (Tablo 4.1), 10 periyot QD içeren yapının (NB785) kristal kalitesinin 5 periyot içerene göre (NB780) çok daha iyi olduğu gözükmektedir. Filtreleme için kullanılacak QD'nın periyot sayısının artırılması dislokasyon çizgileriyle etkileşime geçecek olan QD sayısını artırmaktadır. Bu etkileşimin artması dislokasyon çizgilerinin durdurulması ve bükülmesinde daha etkin olduğunu göstermektedir. 5 periyot QD içeren NB780 örneğinin TDD değeri $3,33 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ olarak hesaplanmıştır, diğer örnek için bu hesap için yapılan ölçümler gerçekleştirilemediğinden kesin olarak bir şey söylenemese de FWHM değeri üzerinden bakıldığında $1-2 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ civarında olduğu tahmin edilmektedir. NB780 örneği benzer yapıda olan ve ısıtılma yapılmamış NB777 örneğiyle karşılaştırıldığında (Tablo 4.1), büyütme sonrası tavlama işleminin kristal kalitesini artırdığı gözükmektedir.

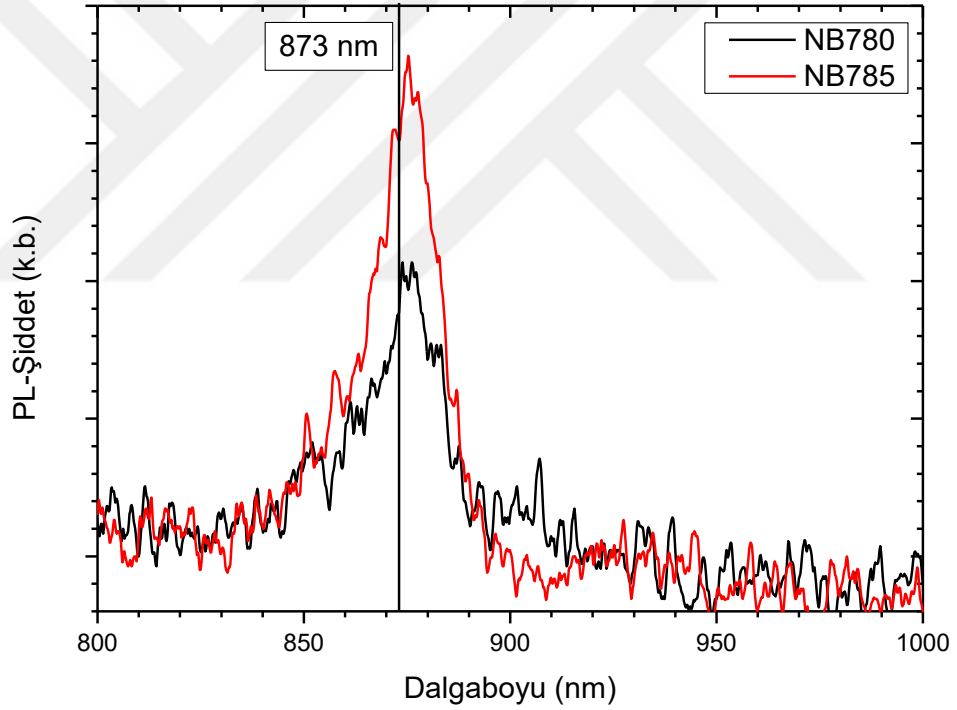


Şekil 4.4. NB780 (5 periyot QD içeren) ve NB785 (10 periyot QD içeren) örneklerine ait (004) düzleminden alınmış sallantı eğrileri.

Isıl tavlama işlemi yapılmış bu örneklerin yüzey morfolojisini incelemek için yüzeylerinden alınmış SEM görüntüleri Görsel 4.2’de sunulmuştur. Daha önceki ısı tavlama işlemine tutulmayan örneklerin (NB769 ve NB777) yüzey görüntüleriyle (Görsel 4.1 sol sütun) karşılaştırıldığında yüzeyde oluşan basamaklanma ve pürüzlülüğün çok büyük ölçüde azaldığı açıkça görülmektedir. Örneklerin ısı tavlama işlemi yüzey morfolojisini iyileştirdiği açıkça gözükürken QD periyot sayısının morfolojik iyileşmeye pek bir etkisi olmadığı anlaşılmıştır. Ancak yüzeydeki basamaklanma ve pürüzlülük ısı işlemle azalmasına rağmen tamamen giderilememiştir.



Görsel 4.2. Farklı QD periyotlarında büyütülmüş ısıt tavlama işlemi görmüş örneklerin yüzeyden alınmış SEM görüntüleri.



Şekil 4.5. NB780 (5 periyot QD içeren) ve NB785(10 periyot QD içeren) numunelerine ait oda sıcaklığında alınmış PL ölçümleri.

Bu iki örneğe ait oda sıcaklığında alınmış PL spektrumları Şekil 4.5'te verilmiştir. Her iki örnekte de GaAs bant ışıması açıkça görülmektedir ve daha önce ısıt işlem görmemiş muadilleri gibi PL tepeleri çok az kırmızıya kayma göstermişlerdir. Isıt tavlama süreci XRD FWHM değerlerine bakıldığında kristal kalitesini artırmakta TDD

yoğunluğunu azaltmakta dolayısıyla PL ışıma şiddetini de artırmaktadır. Kullanılan QD katmanın 5 periyottan 10 periyoda çıkartılması PL şiddetini oldukça artırmaktadır. Bu da göstermektedir ki daha fazla QD katmanı GaAs üst katmana ulaşabilecek dislokasyonların sayısını daha etkin şekilde filtrelediğinden, PL ölçümü alınan GaAs üst katmanda uyarılmış elektron-deşik çiftlerinin hızlı ışımasız birleşme süreçleri baskılanmış ve doğrudan bant ışıması artırılmıştır.

4.1.2. Gergin Katmanlı Süperörgü Tampon Tabaka

Gergin katmanlı süperörgü (strained layer superlattice - SLS) sayesinde oluşan sıkıştırma zoru ile dislokasyon çizgileri alttaşa paralel olacak şekilde bükülebilmekte ve dislokasyon çizgilerinin üst aktif katmanlara ilerlemesi engellenebilmektedir. Oluşturulacak olan zorun büyüklüğü SLS için kullanılacak malzemeye ve SLS periyot sayısına bağlıdır. Bu tez kapsamında da bu etkiden yararlanabilmek için farklı periyotlarda SLS katmanlar 4° sapma açısıyla kesilmiş (100) yönelimli Si alttaşlar üzerine büyütülmüş ve filtreleme etkisi örneklerin yapısal ve optik karakterizasyonlarıyla incelenmiştir. Büyütülen SLS içeren örneklerin özellikleri ve HR-XRD ölçümünden elde edilen fiziksel özellikleri Tablo 4.2’de verilmiştir.

Tablo 4.2. SLS içeren tampon tabaka için büyütülmüş numunelerin özellikleri. HR-XRD ölçümleri (004) düzlemi üzerinden yapılmıştır.

Örnek No	SLS Materyali	SLS Periyot	GaAs Kalınlığı (nm)	Tavlama süresi (dk)	FWHM (ω) (arcsec)	FWHM ($\omega - 2\theta$) (arcsec)	TDD (cm^{-2})
781	InAlAs/GaAs	5	1200	30	427	298	$4,25 \times 10^8$
782	InGaAs/GaAs	5	1200	30	390	292	$3,33 \times 10^8$
787	InGaAs/GaAs	10	1200	30	360	276	$1,74 \times 10^8$
793	InGaAs/GaAs ve InAs QD	10	1200	30	429	300	$3,55 \times 10^8$

NB781	
Büyütme Sonrası Tavlama	30 dk
GaAs	1200 nm
InAlAs 10 nm/GaAs 10 nm X7	~125 nm
GaAs	45 nm
Al _{0.2} Ga _{0.8} As	9 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	45 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	9 nm
2" Si (100) 4°	

NB782	
Büyütme Sonrası Tavlama	30 dk
GaAs	1200 nm
InGaAs 10 nm/GaAs 10 nm SL X5	90 nm
GaAs	67 nm
AlGaAs	9 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	90 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	9 nm
2" Si (100) 4°	

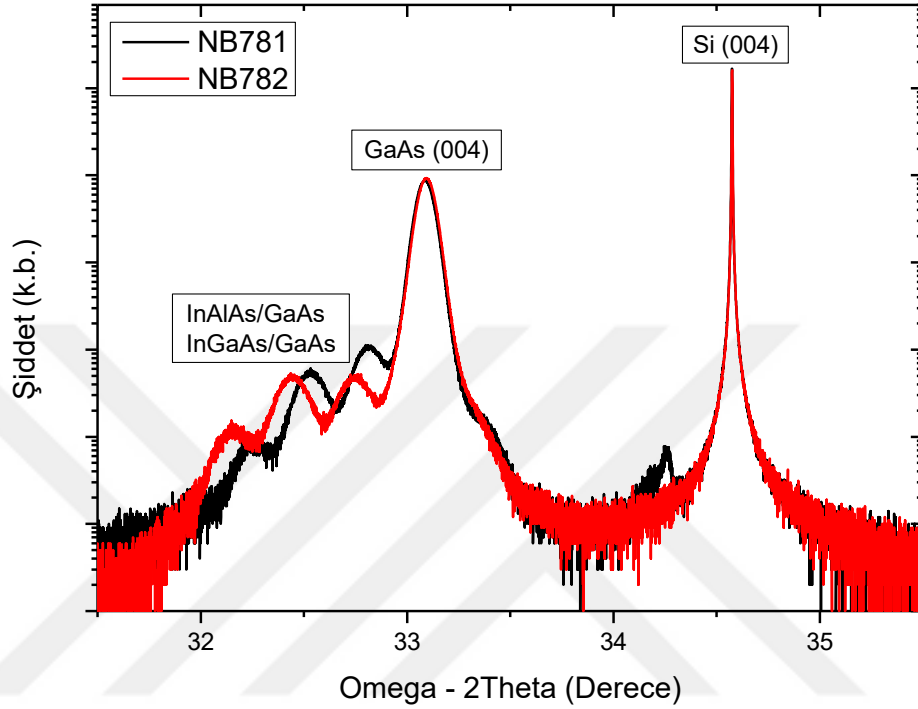
NB787	
Büyütme Sonrası Tavlama	30 dk
GaAs	1200 nm
InGaAs 10nm/GaAs 10nm SL X10	200 nm
GaAs	75 nm
AlGaAs	10 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	100 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	10 nm
2" Si (100) 4°	

NB793	
Büyütme Sonrası Tavlama	30 dk
GaAs	1200 nm
InGaAs 10nm/GaAs 10nm SL X10	200 nm
GaAs	25 nm
InAs QD 3 ML/GaAs 45 nm X5	~230 nm
GaAs	125 nm
AlGaAs	8 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	120 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	20 nm
2" Si (100) 4°	

Şekil 4.6. SLS yapıda filtreleme katmanları içeren örneklerin yan kesit şematik gösterimi.

SLS olarak öncelikle karşılaştırma amacıyla 5 peryotluk In_{0,12}Al_{0,88}As (10 nm)/GaAs (10 nm) ve In_{0,12}Ga_{0,88}As (10 nm)/GaAs(10 nm) içeren örnekler Şekil 4.6’da verilen yapıda büyütülmüşlerdir. Her iki SL yapısı büyütme açısından GaAs ile uyumlu ve her ikisi de GaAs’e göre daha yüksek örgü sabitine sahip olduğundan dislokasyonları durdurabilmek için gerekli sıkıştırma zorunu sağlayabilmektedir. Her iki örneğin HR-XRD Omega – 2Teta ölçüm sonuçları Şekil 4.7’de verilmiştir. NB781 ve NB782 numunelerinin GaAs (004) tepe noktaları sırasıyla 33,087° ve 33,093° dir. Tepe noktalarında bir miktar yüksek açı değerine kayma gözlemlenmiştir, yani her iki örnekteki GaAs epikatmanlar küçüktür olsa sıkıştırma zoru altındadır ve beklenen bir durumdur. Her iki örneğin XRD spektrumunda SL kırınımını gösteren desenler açıkça görülmektedir. Başlangıç ve karşılaştırma amacıyla büyütülen bu örneklerin XRD ölçüm sonuçlarında, InGaAs/GaAs SL içeren örneğin InAlAs/GaAs SL içeren örnekte daha iyi sonuç verdiği gözlemlenmiştir (Tablo 4.2). Hem FWHM değerleri hem de hesaplanan

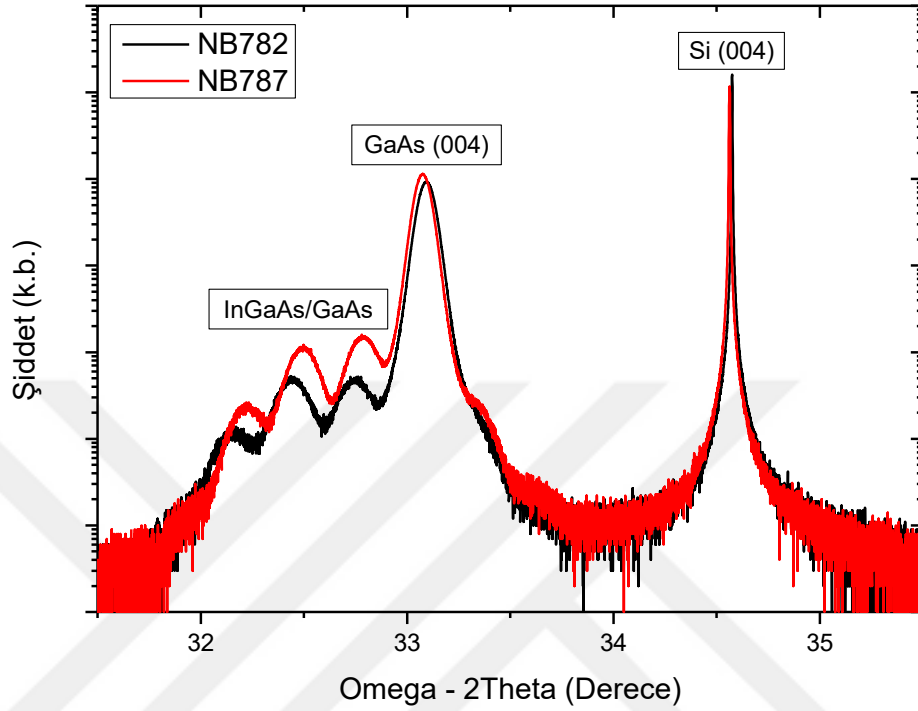
TDD yoğunluklarına bakıldığında InGaAs/GaAs SLS yapısının dislokasyonları daha iyi filtreleyerek kristal kalitesin de belirgin bir iyileştirme sağlamıştır. XRD sonuçlarından elde edilen bulguların ötesinde esnek ince film kaldırma süreçleri açısından InGaAs çok daha daha uygundur ve diğer örnekler InGaAs SL içerecek şekilde büyütülmüştür.



Şekil 4.7. 5 periyot SLS içeren NB781 (InAlAs/GaAs) ve NB782 (InGaAs/GaAs) numunelerine ait HR-XRD Omega – 2Teta eğrileri.

InGaAs/GaAs SLS yapısının daha iyi sonuç verdiği anlaşıldıktan sonra, periyot sayısının etkisini incelemek için 10 periyot InGaAs/GaAs SLS içeren NB787 örneği büyütülmüş ve 5 periyot SLS içeren NB782 örneğiyle birlikte XRD kırınım spektrumu karşılaştırmalı olarak Şekil 4.8’de verilmiştir. Ölçüm sonucunda GaAs (004) düzleminin kırınım tepesi NB782 (5 periyot) ve NB787 (10 periyot) sırasıyla $33,093^\circ$ ve $33,078^\circ$ olarak belirlenmiştir. Her iki örnekteki GaAs katmanlar beklendiği gibi küçük bir sıkıştırma zoru altındadırlar, ancak beklenin aksine artan periyot sayısı GaAs tampon katmandaki zorun bir miktar azalmasına sebep olmuştur. Periyot sayısının artırılması GaAs katmanının kristal kalitesini oldukça artırmıştır. Hem FWHM değerlerinde hem de TDD değerlerinde iyileşme sağlanmıştır (Tablo 4.2). TDD değeri artan periyot sayısı ile $3,33 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ ’den $1,74 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ seviyesine düşerek neredeyse iki kat iyileşmiştir. QD ve SLS kristal yapısına etkisini gözlemlemek için 5 periyot InAs QD/GaAs katmanlar

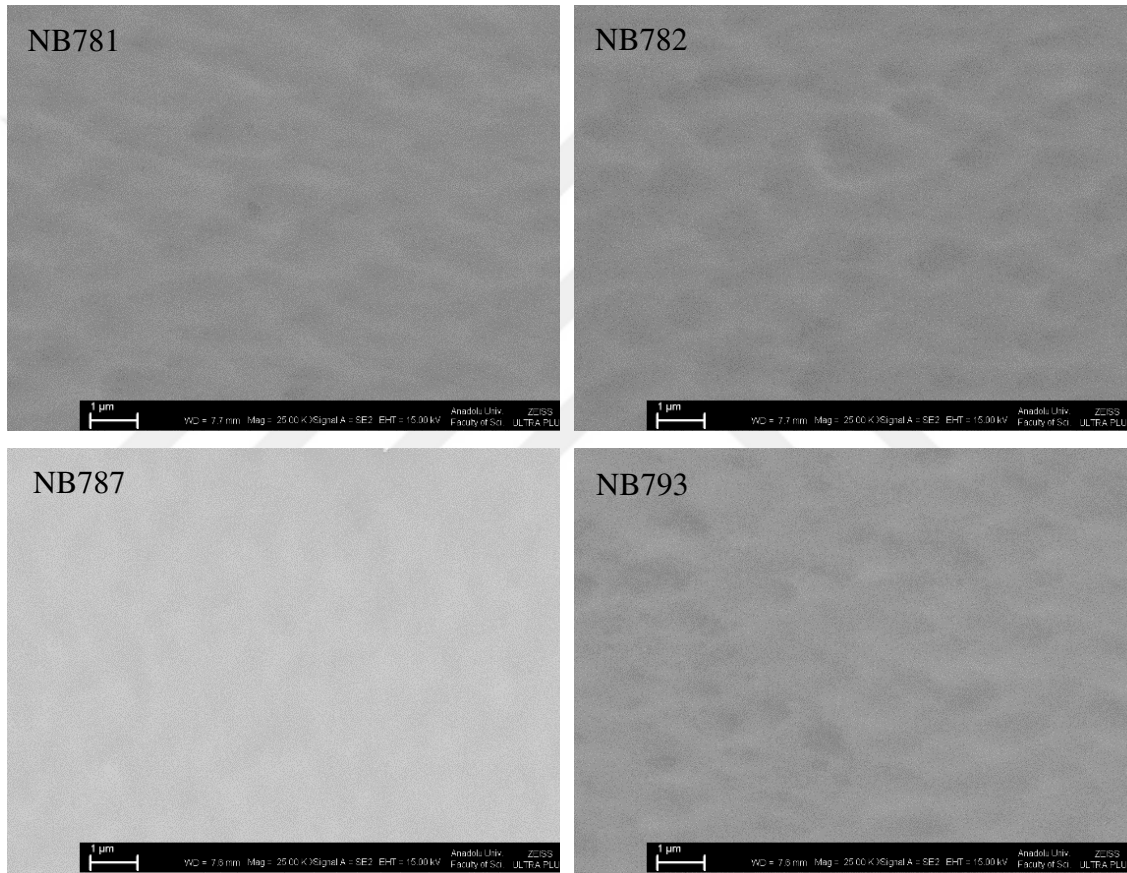
üzerine 10 periyot InGaAs/GaAs SLS içerecek şekilde örnek büyütülmüş (NB793) XRD ölçümlerinden elde edilen değerlere bakıldığında (Tablo 4.2) elde edilen kristal değerleri 5 periyot InGaAs/GaAs içeren NB782 örneğinden bile daha kötü olmuştur.



Şekil 4.8. NB782 (5 periyot) ve NB787 (10 periyot) InGaAs/GaAs SLS içeren örneklerin Omega – 2Teta eğrileri.

Görsel 4.3. de SLS içeren bu dört örneğin yüzeyden alınmış SEM görüntüleri verilmiştir. Si alttaşlar 4° sapma açısıyla kesilmiş olduğundan örneklerin hiçbirinde APD oluşumu gözlemlenmemiştir. Örneklerin tamamının yüzeylerindeki basamaklanma ve pürüzlülük miktarı önceki QD içeren örneklerle kıyaslandığında daha iyi gözükmemektedir. Buradan da SLS katmanının yüzey morfolojisi açısından QD yapılara göre daha iyi sonuç verdiği anlaşılmaktadır. InAlAs/GaAs (NB781) ile InGaAs/GaAs (NB782) SLS içeren örneklerin yüzey morfolojisi birbirine benzer olsa da Al içeren örnek kısmen daha iyi durumdadır. SLS periyot sayısının artırılması görselden de gözüktüğü üzere (sol alt NB787) basamaklanma ve pürüzleşmeyi önemli ölçüde azaltarak neredeyse pürüzsüz bir yüzey elde edilmesini sağlamıştır. Ancak SLS katmanının sağladığı bu morfolojik iyileştirme yapı içerisine QD eklenmesiyle kristal yapıda olduğu gibi daha kötü sonuç vermiştir (Görsel 4.3 sağ alt NB793). Daha önceki 5 ve 10 periyotluk QD içeren örnekler buradaki 5 ve 10 periyot SLS örneklerle karşılaştırıldığında kristal kalitesi ve TDD

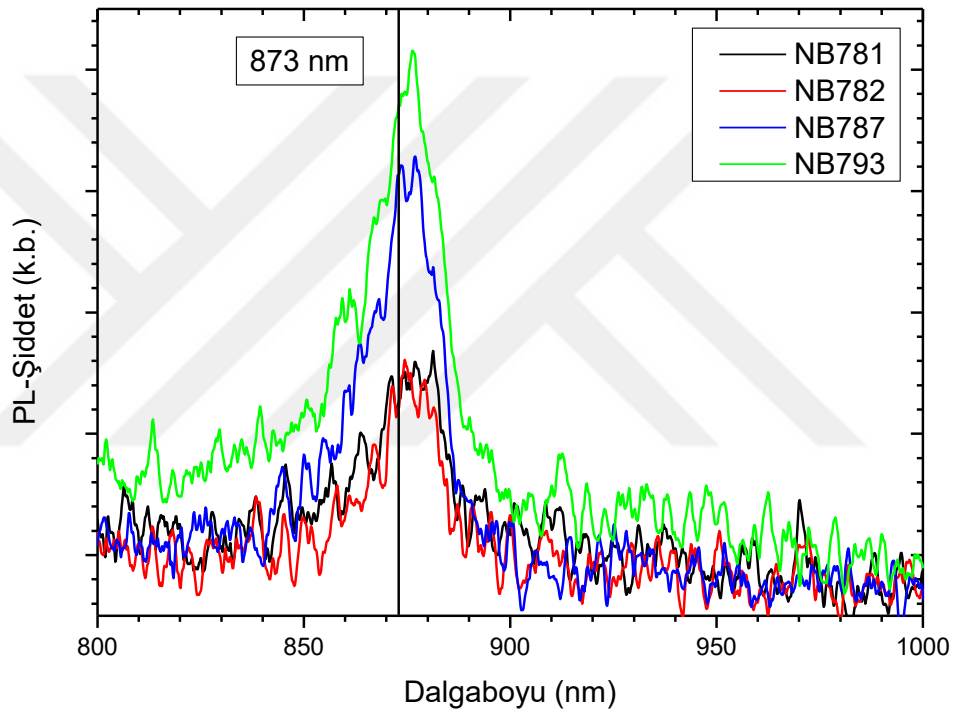
yoğunluğu açısından birbirine oldukça yakın sonuçlar elde edilmiştir, ancak SLS katman kullanımının yüzey morfolojisi açısından QD yapılara göre daha avantajlı olduğu anlaşılmıştır. Ayrıca SLS yapılar büyütme ve yapısal kontrol açısından QD yapılara göre daha avantajlı durmaktadır. QD yapılar da en büyük sorun nokta büyüklüğü ve dağılımının optimizasyonunun oldukça karmaşık ve kontrolünün zor olmasıdır. Aynı parametrelerle ardışık büyütülen iki örnek arasında bile nokta yoğunluğu ve büyüklüğü değişebilmektedir. Dolayısıyla büyük ölçek aygıt üretimi açısından SLS yapılar QD yapılara göre daha kullanışlı gözükmemektedir.



Görsel 4.3. SLS dislokasyon filtreleme katmanları içeren örneklerin yüzeylerinden alınmış SEM görüntüleri: 5 periyot InAlAs/GaAs SLS (sol üst), 5 periyot InGaAs/GaAs SLS (sağ üst), 10 periyot InGaAs/GaAs SLS (sol alt), ve 5 periyot InAs QD/GaAs + 10 periyot InGaAs/GaAs (sağ alt).

SLS içeren bu dört örneğin karşılaştırmalı oda sıcaklığı PL ölçüm sonuçları Şekil 4.9’da sunulmuştur. NB781 ve NB782 örneklerine bakıldığında PL verimliliğinin SL malzemesinden bağımsız olduğu görülmektedir (InAlAs ve InGaAs). Aynı SL yapı için (InGaAs içeren) artan periyot sayısı; kristal kalitesinde ve morfolojide olduğu gibi PL ışımasını da önemli ölçüde iyileştirmiştir. QD ve SLS yapılarının birleşik olarak

kullanıldığı örnekte PL ışıması en yüksek gözlemlenmiştir. Buradan da anlaşılmaktadır ki (aynı SLS yapının farklı periyodu hariç), XRD ölçümleri sonucu elde edilen kristal kalitesiyle PL ışıma verimi arasında doğrudan net bir tutarlılık yoktur. Her ne kadar XRD sonuçlarından elde edilen yüksek kristal kalitesi aynı malzeme grubu için (5 ve 10 periyot InGaAs SLS) için tutarlı olsa da yapı içerisine farklı malzeme grubunun katılması dislokasyon kusurlarının ötesinde XRD ölçümüyle belirlenemeyecek olası noktasal kusurların PL dinamiğini değiştirebildiği anlaşılmıştır.



Şekil 4.9. SLS filtreleme katmanı içeren örneklerin oda sıcaklığında alınmış PL ölçüm sonuçları.

4.1.3. Termal Döngüde Farklı Sıcaklıklarda Büyütülmüş GaAs Tampon Tabaka

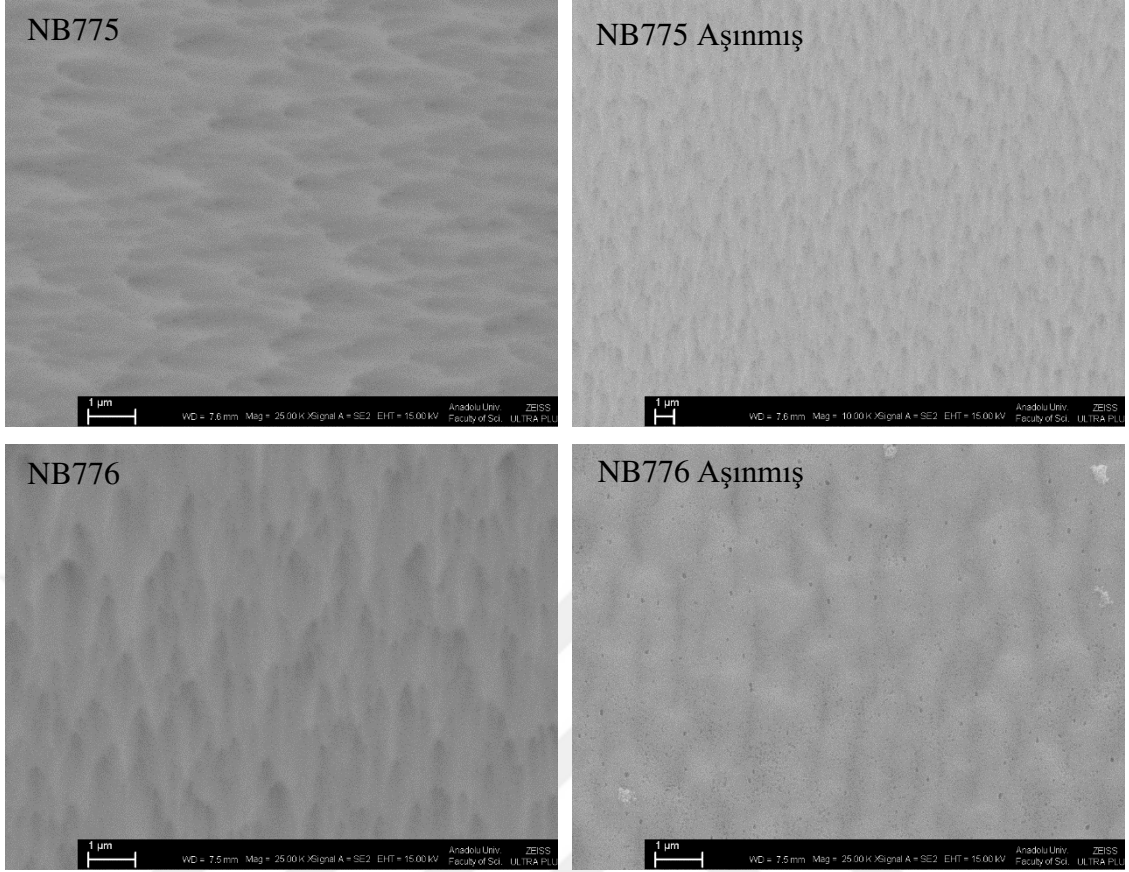
Sıcaklık değişimi GaAs sitokiyometrisini doğrudan etkilemektedir. Büyütme sıcaklıklarındaki farklılıklar büyütülene GaAs epikatmanların sitokiyometrisine bağlı olarak örgü sabitini de değiştirmektedir. Farklı sıcaklıklarda büyütülen bu katmanlar

yüksek sıcaklık ve yüksek As buharı altında tavlandıklarında kristal yapıları iyileşmekte ve yapı içerisinde oluşan kusurlar önemli ölçüde azaltılabilmektedir.

Önceki diğer iki filtreleme yaklaşımından farklı olarak bu yaklaşımda herhangi bir zor oluşturmada, termal döngü altında en düşük sıcaklıktan başlayarak farklı alttaş sıcaklıklarında GaAs katmanları büyütülerek tampon tabakanın en yüksek büyütme sıcaklığına kadar çıkarılmıştır. Bu tampon tabakaya termal döngüde farklı sıcaklıklarda büyütülmüş GaAs (TDF-GaAs) tampon tabaka denilmektedir. Dinamik termal döngü yapmak için daha yüksek büyüme sıcaklığına sahip AlGaAs ($\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$) katmanları büyütülmüştür. İlk önce düşük sıcaklık AlGaAs ve GaAs başlatma katmanlarının etkisini gözlemlemek için büyütme sonrası yüksek sıcaklık ısı tavlama yapmadan Şekil 4.10'da büyüme yapıları verilen iki örnek (NB775, NB776) örnek başlangıç için büyütülmüştür.

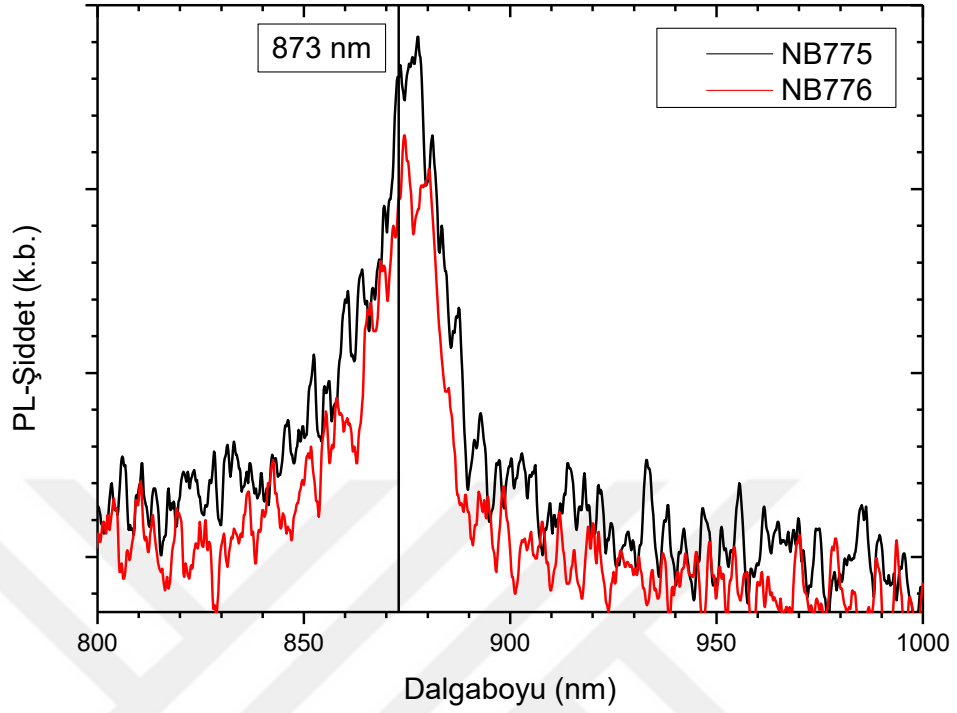
NB775		NB776	
GaAs	1200 nm	GaAs	1200 nm
GaAs	90 nm	GaAs	90 nm
$\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$	9 nm	$\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$	9 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	90 nm	Düş. Sıcaklık GaAs	90 nm
Düş. Sıcaklık $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$	9 nm		
2" Si (100) 4°		2" Si (100) 4°	

Şekil 4.10. Si üzerine GaAs/AlGaAs başlama katmanının etkisini görmek için büyütülen örneklerin yan kesit katmanları.



Görsel 4.4. *AlGaAs ve GaAs başlama katmanının etkisini görmek için büyütülen örneklerin yüzeyden ve 700 nm aşındırıldıktan sonraki SEM görüntüleri.*

Örneklerin SEM görüntülerine bakıldığında (Görsel 4.4) her iki örnek yüzeyinin de basamaklı yapıda pürüzlü olduğu, aşındırma sonucu bu pürüzlülüğün azalarak devam ettiği gözlenmiştir. Ancak doğrudan GaAs katmanla başlayan örnekte aşındırmayla birlikte oval kusur yapısında kusurların olduğu gözlenmiştir. Örneklerin HR-XRD sallantı eğrisi ölçümleri sonucunda AlGaAs katmanla başlayan örneğin FWHM değerinin (365 arcsec) GaAs ile başlayan örneğe göre (400 arcsec) çok daha iyi olduğu görülmüştür. Omega – 2Teta ölçümü FWHM değerleri ise sırasıyla 278 ve 292 arcsec’dir. Buradan da başlama katmanı olarak AlGaAs seçiminin diğer büyütmelemler içinde daha iyi olacağı görülmüştür. Bir önceki QD içeren büyütme sonrası ısıtılma yapılmamış örneklerle kıyaslandığında kristal kalitesinin her iki örnekte de oldukça arttığı gözlenmiştir. Aynı şekilde PL ölçümlerinde AlGaAs katmanla başlayan örneğin ışınması daha iyidir (Şekil 4.11).



Şekil 4.11. NB775 ve NB776 örneklerinin oda sıcaklığında alınmış PL spektrumları.

Morfolojik, yapısal ve PL sonuçlarından görüldüğü üzere, başlangıç katmanı olarak AlGaAs kullanmak çok daha etkin olmaktadır. Başlangıç katmanı olarak AlGaAs Si yüzeyinde kuantum nokta oluşumunu destekleyerek çekirdeklenme yapmaktadır, oluşan AlGaAs noktaları GaAs epikatman için bir ara yüzey katmanı olarak Si ile GaAs epikatman arasındaki gerilimi azaltma görevi görerek kristal kalitesini artırmaktadır.

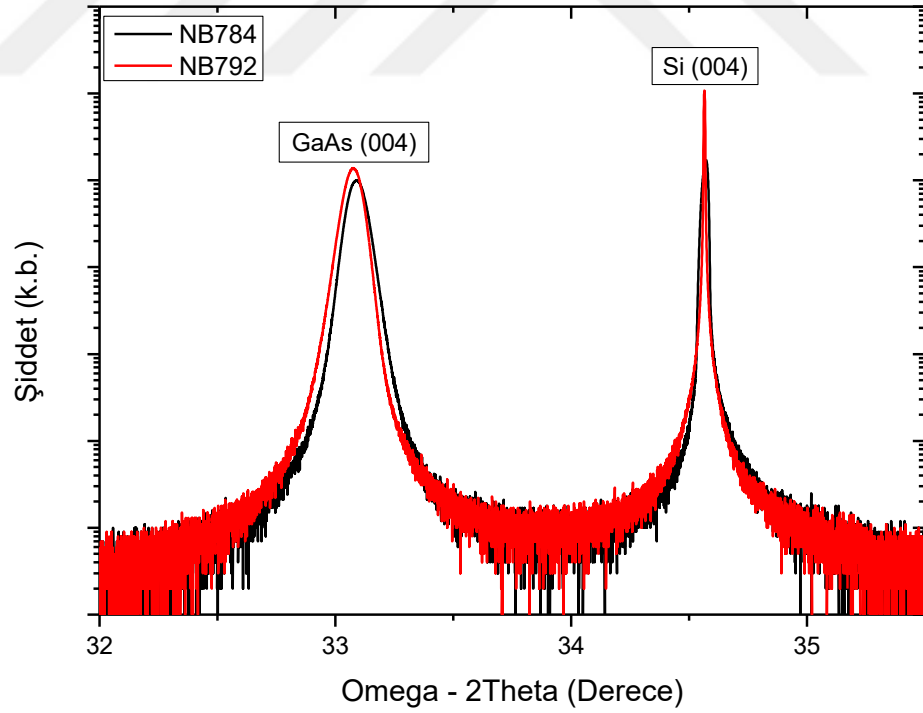
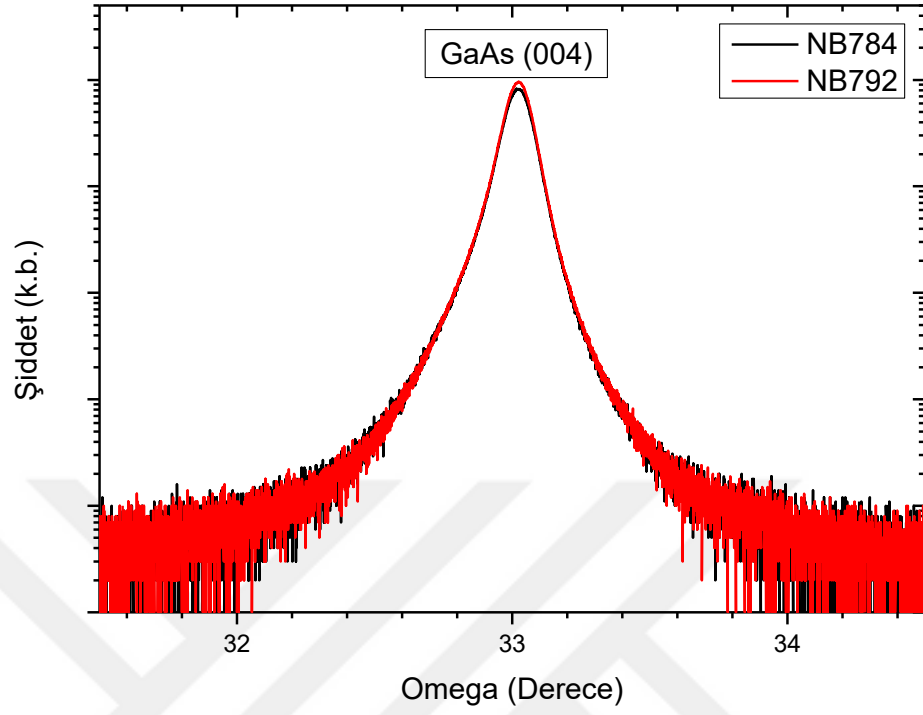
Büyütme sonrası ısıtma ve 1200 nm GaAs öncesi farklı sıcaklıklarda büyütülen GaAs /AlGaAs katmanların büyütme sıcaklıklarının basamak etkisini görmek için büyütme yapısı Şekil 4.12’de verilen iki örnek (NB784, NB792) büyütülmüştür. NB792 örneğinde her biri AlGaAs katmanı ile ayrılmış GaAs katmanlar toplam katman kalınlığında neredeyse aynı iken, bu katmanların farklı sıcaklıkta büyütme basamakları artırılmıştır.

NB784	
Büyütme Sonrası Tavlama	30 dk
GaAs	1200 nm
GaAs	90 nm
AlGaAs	9 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	90 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	9 nm
2" Si (100) 4°	

NB792	
Büyütme Sonrası Tavlama	30 dk
GaAs	1200 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	100 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	20 nm
2" Si (100) 4°	

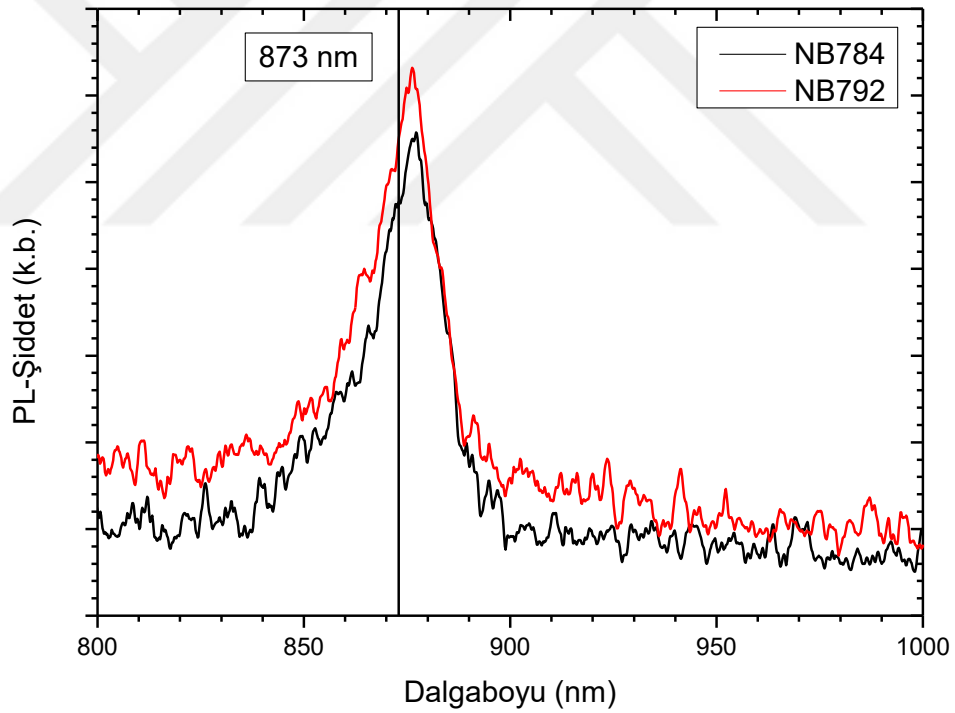
Şekil 4.12. TDF-GaAs yaklaşımlı tampon tabaka büyütmede, büyütme sonrası ısı tavlamanın etkisi ve sabit GaAs kalınlığında basamak sayısının etkisini anlamak için büyütülen örneklerin şematik yapıları.

Şekil 4.13'te HR-XRD eğrileri verilen NB784 ve NB792 numunelerin Omega – 2Teta ölçümü FWHM değerleri sırasıyla 270 ve 255 arcsec dir. GaAs (004) düzlemi etrafında alınan sallantı eğrisi FWHM değerleri ise sırasıyla 327 ve 312 arcsec olarak bulunmuştur. Örneklerin (004) düzlem kırınımının tepe noktaları 33,090° ve 33,076° dir, artan farklı sıcaklık basamak ve AlGaAs katman sayısı epikatman üzerinde küçüğe olsa görülen sıkıştırma zorunu azaltmaktadır.

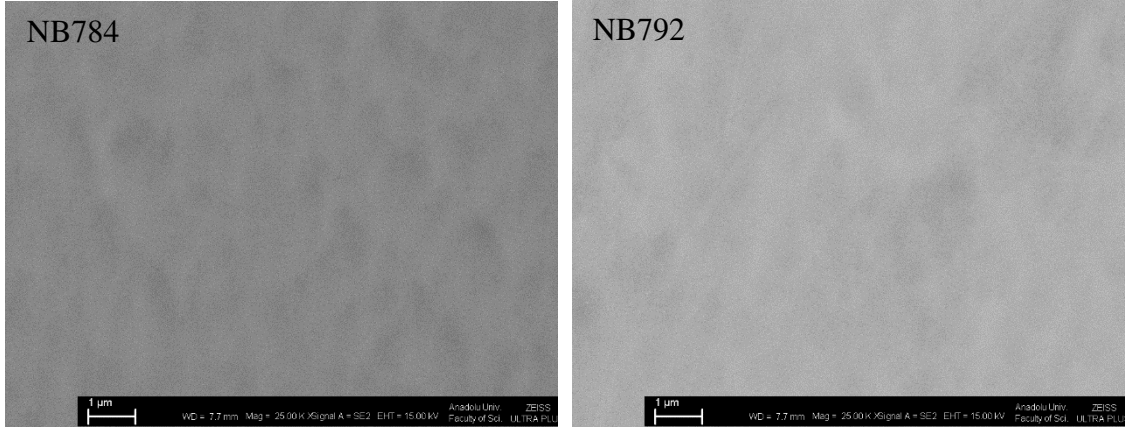


Şekil 4.13. NB784 ve NB792 ait (004) düzlemi sallantı eğrileri (üst), ve Omega – 2Teta eğrileri (alt).

Artırılan farklı büyütme sıcaklığı ve AlGaAs basamak sayısının kristal kalitesini iyileştirmesi ayrıca Şekil 4.14'te sunulan PL sonucuyla da desteklenmektedir. Daha önce sunulan NB775 örneği NB784 örneğinin büyütme sonrası ısıtılma görmemiş halidir, iki örnek kendi aralarında kıyaslandığında tavlama sürecinin kristal kalitesini oldukça artırmıştır. Dolayısıyla artan basamak sayısı özellikle AlGaAs katmanların iyi filtrele özelliğinden dolayı kusurların üst katmana erişimini daha etkin şekilde azaltmaktadır. Morfolojik açıdan bakıldığında büyütme sonrası ısıtılma süreci örnek yüzeyindeki basamaklanma ve pürüzlülüğü çok büyük oranda azaltmıştır [Görsel 4.4 (NB775) ve Görsel 4.5 (NB784) kıyaslaması]. Ayrıca artırılan farklı büyütme sıcaklığı basamak ve AlGaAs sayısı örnek yüzeyinin morfolojisini çok daha iyi duruma getirmiştir (Görsel 4.5).



Şekil 4.14. NB784 ve NB792 örneklerinin oda sıcaklığında alınmış PL spektrumları.



Görsel 4.5. NB784 ve NB792 numunelerinin yüzeylerinden alınmış SEM görüntüleri.

Şu ana kadar kullanılan filtreleme yaklaşımları karşılaştırıldığında en iyi sonuçlar (kristal kalitesi, morfoloji ve TDD yoğunluğu) basamak basamak büyütme ve ısı tavlama yaklaşımıyla büyütülen örneklerden elde edilmiştir. Dolayısıyla bir sonraki aşama olan AlAs katmanla ayrılmış aktif güneş hücreleri yapıları genel olarak bu yaklaşımla büyütülen GaAs tampon katmanların üzerine büyütülmüşlerdir.

4.2. Güneş Hücrelerinin Karakterizasyonu

Bu bölümde Si alttaşlar üzerine büyütülen güneş hücresi yapılarının EFK işlemi öncesi, hücre yapıları halen alttaş üzerindeyken karakterizasyonları yapılmıştır. Tez kapsamında yüksek kalitede kristal yapıya erişebilmek için 3 farklı yaklaşımla dislokasyon filtreleme/tampon tabakaları çalışılmıştır, ancak güneş hücresi yapıları sadece en iyi sonuç veren SLS ve TDF-GaAs filtreleme yaklaşımlarındaki tam üzerine büyütülmüştür. SLS içeren yapıda ise en iyi sonucu veren 10 periyot SLS katman TDF-GaAs yaklaşımıyla birleştirilmiştir. İki farklı yaklaşımla toplam 4 örnek 2 ve 3 inç Si alttaşlar üzerine alttaş büyüklüğünün epitaksiyel filmin homojenliğine etkisini görmek üzere büyütülmüştür. Güneş hücresi yapısını da içeren bu örneklerin şematik yapıları Şekil 4.15'te ve HR-XRD ölçümlerinden elde edilen parametreler ise Tablo 4.3'te verilmiştir. Buradaki iki yaklaşımdan ilki (NB800 ve NB801) basamak basamak farklı sıcaklıkta büyütme ve AlAs ayrılmış hücre yapısını büyütmeden önce büyütülen tampon katmanı yüksek sıcaklıkta (645 °C) ısı tavlama şeklinde, diğer yaklaşım ise (NB804 ve NB805) basamak basamak farklı sıcaklıklarda büyütürken farklı sıcaklıklardaki büyütmelemlerden sonra termal döngü içerecek şekilde örneklerin yüksek sıcaklıkta tavlama işlemidir.

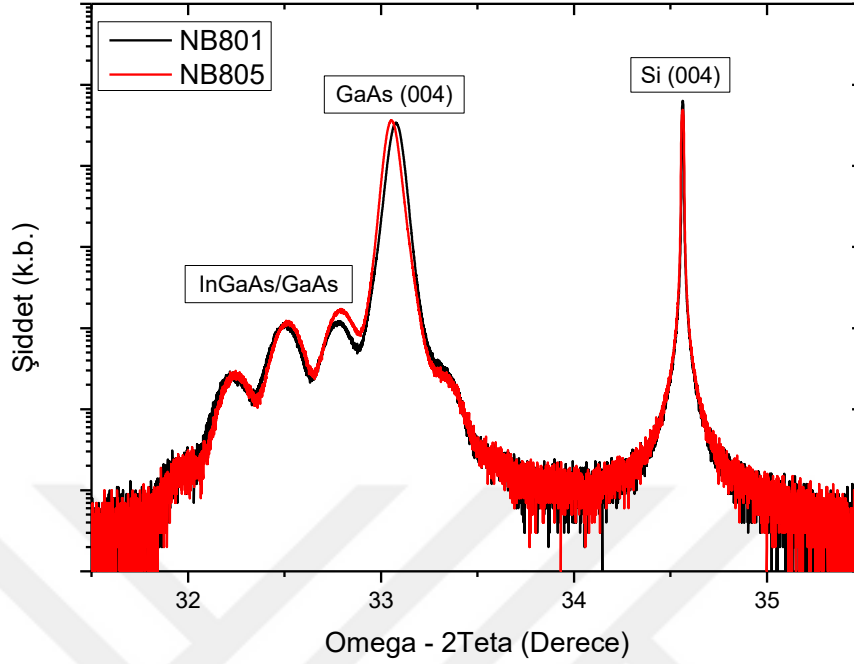
Tablo 4.3. SLS yapı içeren güneş hücreli örneklerin HR-XRD ölçümlerinden elde edilen parametreleri.

Örnek No	Alttaş Boyutu	FWHM (ω) (arcsec)	FWHM ($\omega - 2\theta$) (arcsec)	TDD (cm^{-2})
800	3 inç	225	214	$6,56 \times 10^6$
801	2 inç	236	209	$3,68 \times 10^7$
804	3 inç	218	210	$2,19 \times 10^7$
805	2 inç	205	203	$2,86 \times 10^7$

NB801	
Güneş Hücresi yapısı	
AlAs Ayırma Tabakası	22 nm
GaAs	24 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	32 min
GaAs	1200 nm
InGaAs 10 nm/GaAs 10 nm SL X10	200 nm
GaAs	125 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	100 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	20 nm
2" Si (100) 4°	

NB805	
Güneş Hücresi yapısı	
AlAs Ayırma Tabakası	22 nm
GaAs	24 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	30 min
GaAs	1200 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	15 min
GaAs	50 nm
InGaAs 10 nm /GaAs 10 nm SL x10	200 nm
GaAs	73 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	15 min
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	15 min
Düş. Sıcaklık GaAs	200 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	20 nm
2" Si (100) 4°	

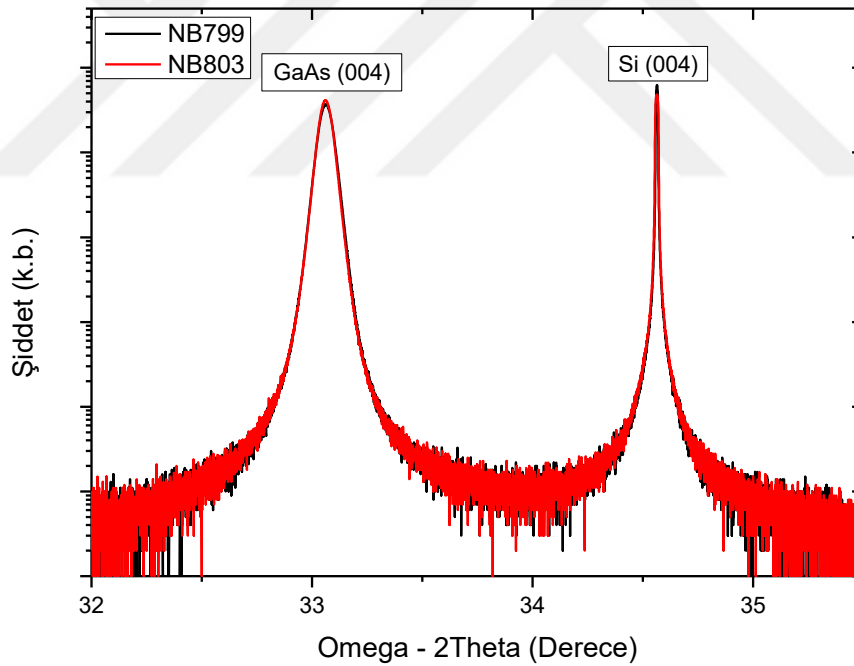
Şekil 4.15. Tampon tabakası basamak basamak farklı sıcaklıkta büyütülen SLS içeren ve tek döngü ısı tavlama görmüş örneklerin büyütme yapısı (sol), tampon tabakası farklı termal tavlama döngüsünde basamak basamak büyütülen örneklerin büyütme yapısı (sağ).



Şekil 4.16. 2 inç alttaş üzerine büyütülen SLS içeren tek termal döngü de (NB801) ve çoklu termal döngüde tavlanan (NB805) örneklerle ait HR-XRD Omega – 2Teta eğrileri.

Hesaplanmış değerleri Tablo 4.3'te verilen örneklerin HR-XRD Omega – 2Teta ölçümü sonucu elde edilen kırınım eğrileri Şekil 4.16'da sunulmuştur. Davranışları benzer olduğundan sadece 2 inç alttaş üzerine büyütülen örneklerin kırınım eğrileri verilmiştir. GaAs (004) düzlemi kırınım tepesi NB801 örneği için $33,078^\circ$ iken NB805'te bu değer $33,055^\circ$ dir. Tepe noktalarına bakıldığında çok basamak termal döngüyle tampon katmanları büyütülen örnek (NB805) üzerinde daha az sıkıştırma zoru olduğu görülmektedir. Aynı şekilde TDD yoğunluğu bu yaklaşımla büyütülen örnekler de çok daha azdır (Tablo 4.3). FWHM ve TDD değerlerine bakıldığında çoklu termal döngüde büyütülen tampon tabakanın kristal kalitesini daha iyi artırdığı görülmektedir. Alttaş büyüklükleri göz önüne alındığında çok basamak uygulanan termal döngünün homojenliği artırdığı da Tablo 4.3 verileriyle gözükmemektedir. Her ne kadar burada sunulmasa da PL ölçümlerinde de XRD ölçümlerine benzer davranışlar görülmüştür. Dolayısıyla bu çalışılan örnek grubu üzerinden ve daha önce sunulan tampon tabaka büyütmelelerinden anlaşıldığı üzere ısı tavlamanın kaliteyi artıttığı, ancak çoklu döngü termal tavlamanın çok daha iyi sonuçlar verdiğidir. Tampon katmanları çoklu termal

döngüde büyütülen NB805 örneğinde daha az zor etkisinin görülme sebebinin SLS yapıdaki InGaAs katmanlardan GaAs katmana In difüzyonundan dolayı örgü sabitinin SL katmanlarda birbirine daha çok yaklaştığıdır (muhtemelen tüm SLS InGaAs/GaAs katmanların, daha az In oranıyla tek katman InGaAs yapısına dönüşmüş olma ihtimali çok yüksektir). Bu yaklaşımda SLS'in etkisini daha net anlamak için aynı yapıda olan ancak SLS katmanları olmayan örneklerde karşılaştırma amacıyla büyütülmüştür (Tablo 4.4 üst kısım, Şekil 4.18 üst kısım). Altaş büyüklüğü ve büyütme yaklaşımı baz alınarak eşleştirilen bu örnekler: NB800►NB798 (SLS yok), NB801►NB799 (SLS yok), NB804►NB802 (SLS yok), ve NB805►NB803 (SLS yok), şeklindedir. SLS içermeyen bu dört örneğin 2 inç Si altaşlar üzerine büyütülenlerinin HR-XRD Omega – 2Teta kırınım spektrumu 3 inçlere de referans olacak şekilde Şekil 4.17'de ve bu ölçümlerden elde edilen yapısal parametreler Tablo 4.4 üst kısımda verilmiştir.



Şekil 4.17. 2 inç altaş üzerine büyütülen SLS içermeyen tek termal döngü de (NB799) ve çoklu termal döngüde tavlanan (NB803) örneklere ait HR-XRD Omega – 2Teta eğrileri.

Aynı yapıda SLS içeren ve içermeyen örnekler karşılaştırıldığında (Tablo 4.3 ve Tablo 4.4 (üst kısım)): Tek ısıt tavlama işlemi görmüş örneklerde SLS içeren ve içermeyen örneklerin değerleri birbirine çok yakın olmasına rağmen, yapıdan SLS

katmanlarının çıkartılmasının daha iyi olabileceği anlaşılmıştır. Çoklu termal döngü sürecinde büyütülen örneklerde ise SLS içermeyen yapıların FWHM değerlerinin çok daha iyi olduğu görülmektedir. SLS içeren örneklerde özellikle çoklu termal döngü altında SL yapısının bozulmasıyla ilişkili yapısal bozulma oluşabilse de yapının kristal kalitesini asıl etkileyen faktörün SLS içermeyen örnekler üzerinden bakıldığında çoklu tavlama olduğu açıkça gözükmemektedir. Ayrıca 2 inç ve 3 inç Si üzerine eş yapıda büyütülen örnekler kıyaslandığında SLS içermeyen yapıların daha homojen olduğu gözükmemektedir. Dolayısıyla çoklu termal döngüde basamak basamak tampon (TDF) büyütmelerinde yapı içerisine başka yapıların (SL, QD vb.) sokulmasının iyi olmadığı açığa çıkmıştır. Bu sonuçlardan dolayı bundan sonraki hücre büyütmelerinde tampon yaklaşımı olarak sadece çoklu termal döngü basamak basamak büyütme tercih edilmiştir.

Tablo 4.4. SLS içermeyen tampon tabakası TDF-GaAs yaklaşımıyla büyütülen örneklerin HR-XRD ölçümleriyle elde edilen parametreleri

Örnek No	Alttaş Boyutu	Tavlama Sayısı ve Süresi (dk)	Birinci GaAs Katman Kalınlığı	İkinci GaAs Katman Kalınlığı	FWHM (ω) (arcsec)	FWHM ($\omega - 2\theta$) (arcsec)
798	3 inç	1 – 32	1200 nm	24 nm	230	214
799	2 inç	1 – 32	1200 nm	24 nm	218	201
802	3 inç	4 – 77	1200 nm	24 nm	191	190
803	2 inç	4 – 77	1200 nm	24 nm	191	186
808	2 inç	4 – 95	1200 nm	300 nm	156	163
811	3 inç	4 – 95	1200 nm	300 nm	174	181
812	3 inç	4 – 95	1200 nm	500 nm	151	165
813	2 inç	4 – 95	1200 nm	500 nm	151	159

NB798	
Güneş Hücresi Yapısı	
AlAs Ayırma Tabakası	22 nm
GaAs	24 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	32 min
GaAs	1200 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
Düş. Sıcaklık GaAs	100 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	20 nm
3" Si (100) 4°	

NB802	
Güneş Hücresi Yapısı	
AlAs Ayırma Tabakası	22 nm
GaAs	24 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	32 dk
GaAs	1200 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	15 dk
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	15 dk
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	15 dk
Düş. Sıcaklık GaAs	200 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	20 nm
3" Si (100) 4°	

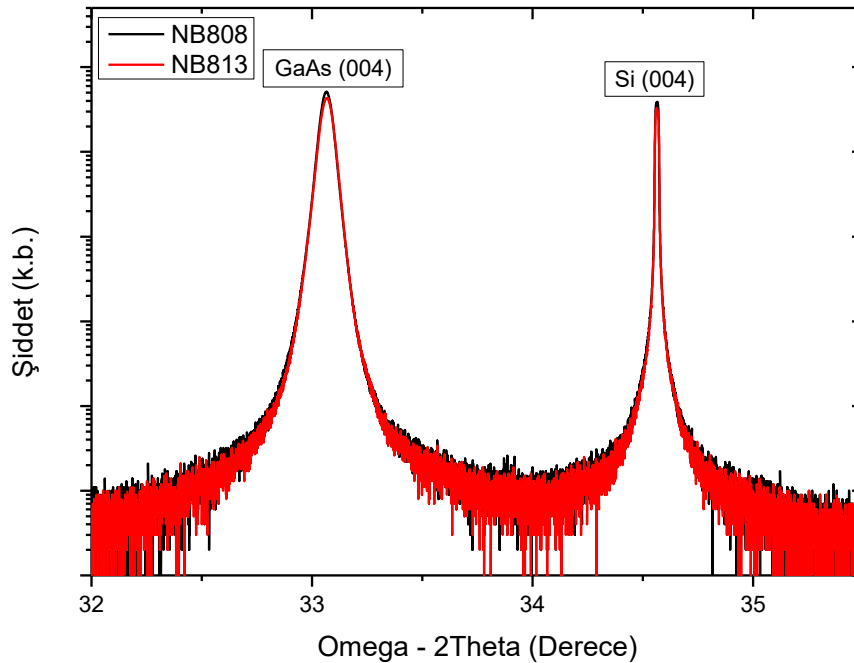
NB811	
Güneş Hücresi Yapısı	
AlAs Ayırma Tabakası	22 nm
GaAs	300 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	30 dk
GaAs	1200 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	25 dk
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	20 dk
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	20 dk
Düş. Sıcaklık GaAs	200 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	20 nm
3" Si (100) 4°	

NB812	
Güneş Hücresi yapısı	
AlAs Ayırma katmanı	22 nm
GaAs	500 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	30 dk
GaAs	1200 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	25 dk
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	20 dk
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
GaAs	50 nm
AlGaAs	10 nm
Büyütme Sonrası Tavlama	20 dk
Düş. Sıcaklık GaAs	200 nm
Düş. Sıcaklık AlGaAs	20 nm
3" Si (100) 4°	

Şekil 4.18. Sadece TDF-GaAs yaklaşımıyla tampon tabakası büyütülen örneklerin şematik büyütme yapısı

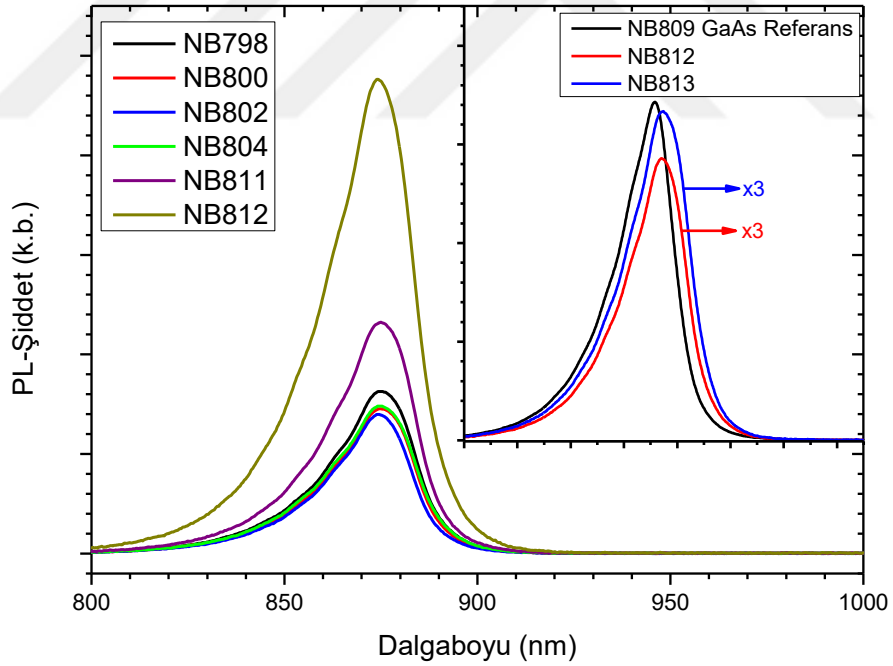
Çoklu termal döngüde basamak basamak tampon büyütmenin en iyi sonucu verdiği anlaşıldıktan sonra, sonraki hücre büyümelerinin tamamında bu yaklaşım kullanılmıştır. Hücre yapısının kalitesini daha iyi hale getirebilmek için son termal döngü öncesi büyütülen 1200 nm GaAs katmanının üzerine termal döngü sonrası 24 nm yerine 300 ve

500 nm GaAs katman, ayırıcı katman olan AlAs'den önce büyütülmüştür (Tablo 4.4 alt kısım, Şekil 4.18 alt kısım). 2 inç alttaşlar üzerine büyütülen bu örneklerin HR-XRD Omega – 2Teta eğrileri aynı yapıda büyütülmüş 3 inç örneklere referans olacak şekilde Şekil 4. 19'da ve XRD ölçümlerinden elde edilen parametreler ise Tablo 4.4 alt kısım'da verilmiştir. NB802 (3 inç), NB803 (2 inç) örneklerinde 24 nm olarak büyütülen bu GaAs katmanının kalınlığının artırılması XRD verilerine göre (Tablo 4.4) örneklerin kristal kalitesini oldukça artırdığı gözükmemektedir. 500 nm kalınlıkta hem 2 hem de 3 inç aynı örnekte GaAs (004) sallantı eğrisinden hesaplanan FWHM 150 arcsec değerine kadar düşmüştür. NB808 örneğinde $9,70 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$ olarak hesaplanan TDD yoğunluğu, NB812 örneğinde $8,53 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$ ve NB813 örneğinde $7,46 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$ seviyesine kadar inmiştir. Güneş hücresi yapısını da içeren son grup örneklerinin XRD den ölçülen tüm değerlerinin AlAs üzerinde kalan aktif hücre yapısı için çok çok daha iyi değerler olduğu beklenmektedir. Burada hesaplanan değerler tüm yapı (tampon + hücre) üzerinden ölçülüp hesaplandığından, ayrıca AlAs ayırma katmanının da kendi başına bile çok iyi bir filtreleme malzemesi olduğu bilindiğinden, burada tampon katmanları çoklu termal döngüde basamak basamak büyütülmüş olan aktif hücre yapılarının birçoğunda TDD yoğunluklarının $1 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$ değerinin altında olduğu tahmin edilmektedir.



Şekil 4.19. 2 inç alttaş üzerine tampon tabakası çoklu termal döngüde büyütülen NB808 ve NB813 örneklerinin HR-XRD Omega – 2Teta eğrileri.

Şekil 4.20’de 3 inç alttaşlar üzerine büyütülen örneklerin oda sıcaklığında alınmış PL spektrumları verilmiştir, şekil içerisinde ayrıca NB812 ve NB813 örneği ile GaAs üzerine aynı yapıda büyütülmüş referans hücre yapısının PL spektrumu da karşılaştırma amacıyla verilmiştir. Tüm örneklerde net bir şekilde oldukça güçlü GaAs bant ışıması gözükmemektedir. Daha önce de gözlemlendiği gibi Si üzerine büyütülen örneklerin PL tepelerinde burada da küçük miktarda bir kırmızıya kayma görülmüştür. Örneklerin PL sonuçları XRD sonuçlarıyla oldukça uyumlu durmaktadırlar. NB813 örneğinin PL ışıma şiddeti GaAs üzerine büyütülen örneğin üçte biri kadardır. PL ve XRD sonuçları birlikte incelendiklerinde Si üzerine, etkin bir filtreleme katmanı tasarımıyla heteroepitaksiyel olarak neredeyse GaAs üzerine büyütülen le kalitesi kıyaslanabilecek hücre yapılarının büyütülebileceği anlaşılmıştır. Tampon katmanlarda yapılacak ısıl tavlama ve kalınlık mühendisliği üzerinden çok daha kaliteli hücre yapılarının üretilabileceği açıkça gözükmemektedir.

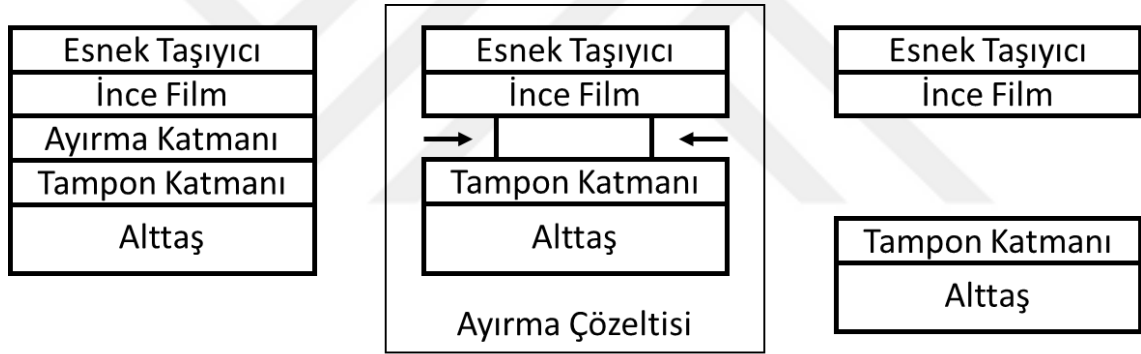


Şekil 4.20. 3 inç Si alttaşlar üzerine termal döngüde basamak basamak tampon tabakayla üretilmiş esnek ince film GaAs güneş hücresi yapılarının oda sıcaklığında ölçülmüş PL ışımaları. GaAs alttaş üzerine büyütülen referans hücrenin PL ışımasının, Si alttaş üzerine büyütülmüş örneklerin PL ışımasıyla karşılaştırılması (iç grafik).

5. EPİTAKSİYEL FİLM KALDIRMA SÜRECİ, AYGIT FABRİKASYONU VE ÖNCÜL SONUÇLAR

5.1. Epitaksiyel Film Kaldırma Süreci

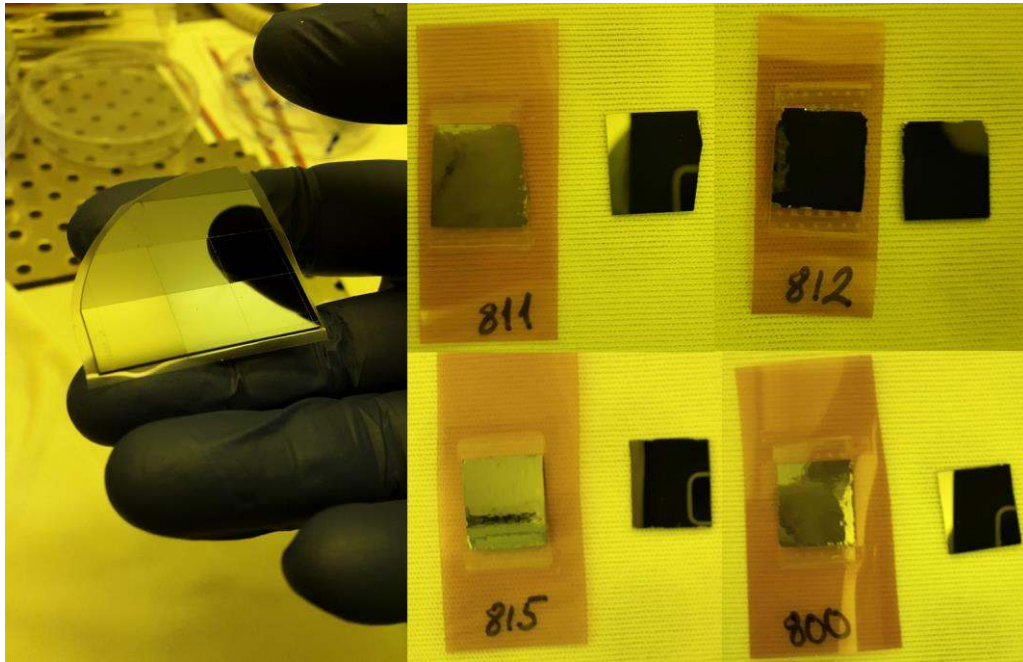
EFK yöntemiyle üretilen GaAs tabanlı ince film güneş hücrelerinin en büyük avantajlarından biri esnek taşıyıcılara aktarılabilir olmalarıdır. Esnek taşıyıcılar hafiflik sağlamalarıyla birlikte daha fonksiyonel kullanım olanaklarını da sağlayabilmektedir. EFK işlemi genel olarak aktif İnce film aygıt yapısı ile alttaş arasına büyütülen ayırma katmanının (AlAs) yüksek seçicilikte kimyasal çözeltide aşındırılıp yok edilmesi ve aktif aygıt yapısının taşıyıcı alttaştan başka taşıyıcıya nakledilmesi sürecidir. Şekil 5.1’de tez kapsamında Si alttaş üzerine büyütülmüş ince film tek eklem GaAs güneş hücresi yapılarının EFK yöntemiyle alttaştan kaldırılıp esnek taşıyıcıya (polyamid) nakli sürecindeki basamaklar şematik olarak gösterilmiştir. Ayırma katmanı olarak aktif hücre yapısı ile tampon GaAs katmanı arasına 15 nm kalınlığında AlAs büyütülmüştür.



Şekil 5.1. GaAs esnek ince film hücrelerin EFK yöntemiyle Si alttaştan kaldırılıp esnek taşıyıcıya aktarılma süreçleri: Hücre yapısının esnek taşıyıcıya tutturulması (sol), seçici çözelti içerisinde AlAs kimyasal olarak kazınması (orta), EFK işlemi sonunda hücre yapısı esnek taşıyıcıya aktarılırken tampon filtreleme katmanı Si alttaş üzerinde kalmaktadır (sağ).

EFK işlemi öncesi Si alttaşlar dilimleme bandına (dicing tape) yapıştırılarak, alttaş 1 – 1,5 cm² boyutlarında çalışma örnekleri kesilmiştir (Görsel 5.1 sol). Kesilen örnekler dilimleme bandından kaldırılarak 50 µm kalınlığında polyamid taşıyıcıya yapıştırılmışlardır. EFK sürecinde kazıma ara yüzüne kimyasal reaktantların kolay erişimi ve reaksiyon sonrası oluşan ürünleri daha rahat uzaklaştırabilmek için polyamid taşıyıcının iki ucundan belli oranda gerilme kuvveti uygulanmıştır. Taşıyıcı polyamid aracılığıyla sabit gerilme kuvveti altında tutulan örnekler oda sıcaklığında %30 HF çözeltisi içerisinde EFK işlemine tabi tutulmuşlardır. İnce film güneş hücrelerin

kaldırma ve nakil işlemleri yaklaşık 8-10 mm/saat hızda gerçekleştirilmiştir. Kaldırma ve nakil sürecinden sonra hem alttaş ve hemde polyamide nakledilen aktif hücre yapıları kaldırma sürecinde AlAs-HF reaksiyonu sonucu yüzeyde kalan/kalabilecek reaksiyon artıklarının temizlenmesi için %10 HCl asit çözeltisinde 30 s süreyle bekletilmişler ve en son aşamada deiyonize suyla durulanıp azot altında kurutulmuşlardır. EFK işlemiyle Si alttaş üzerinden kaldırılıp polyamid taşıyıcıya nakledilen aktif güneş hücre ince filmlerden bazılarının resmi üzerinden kaldırıldıkları alttaşlarla birlikte Görsel 5.1’de sunulmuştur.

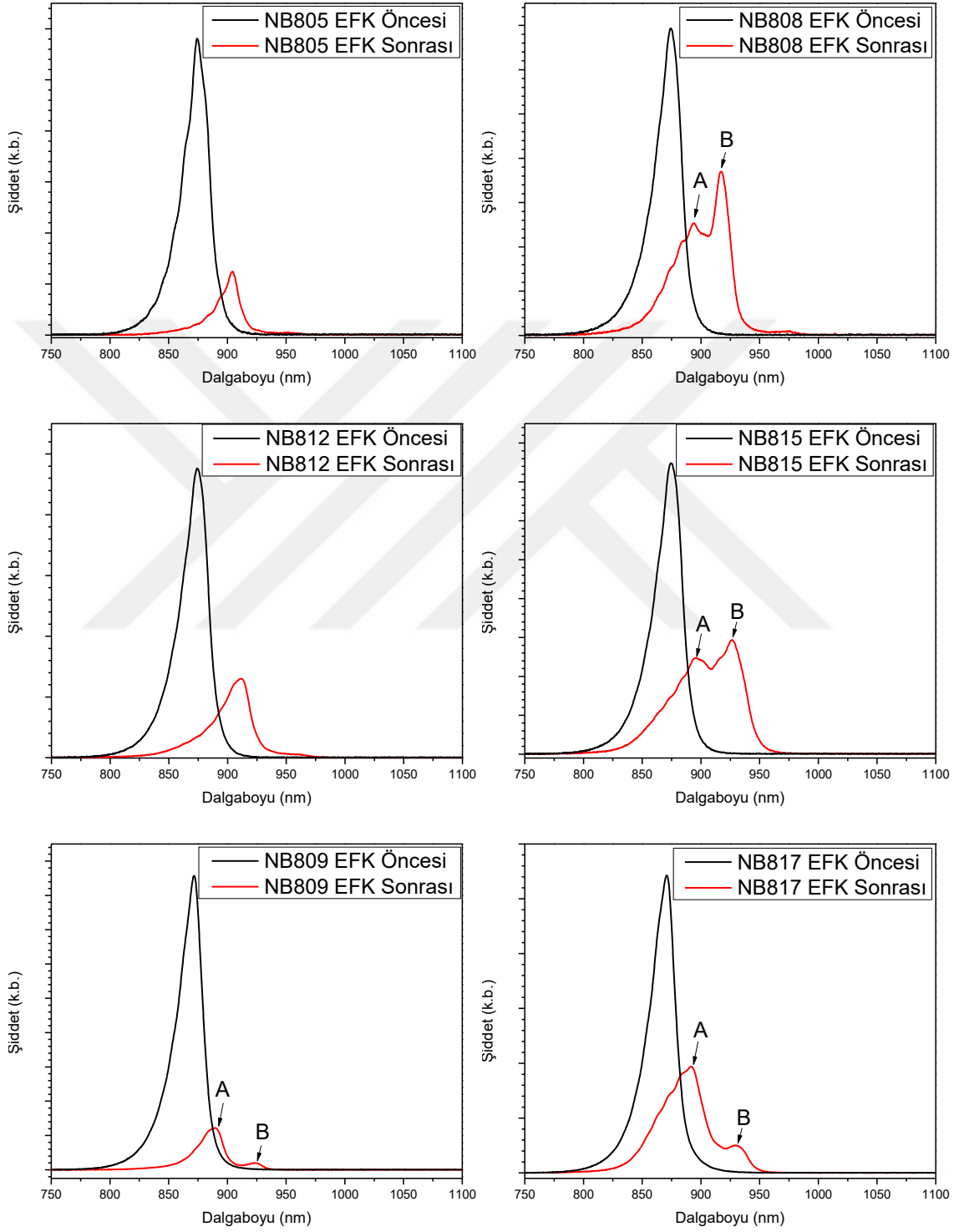


Görsel 5.1. Si alttaşlar üzerine büyütülen aktif güneş hücresi filmlerin EFK sürecinden bazı kesitler: Örneklerin dilimleme bandına yapıştırılarak farklı büyüklüklerde kesilmesi (sol), EFK işlemi sonunda esnek taşıyıcıya nakledilmiş aktif güneş hücresi ince filmler ve üzerinden kaldırıldıkları alttaşlar (sağ)

5.1.1. EFK Esnek Güneş Hücrelerin PL Karakterizasyonu

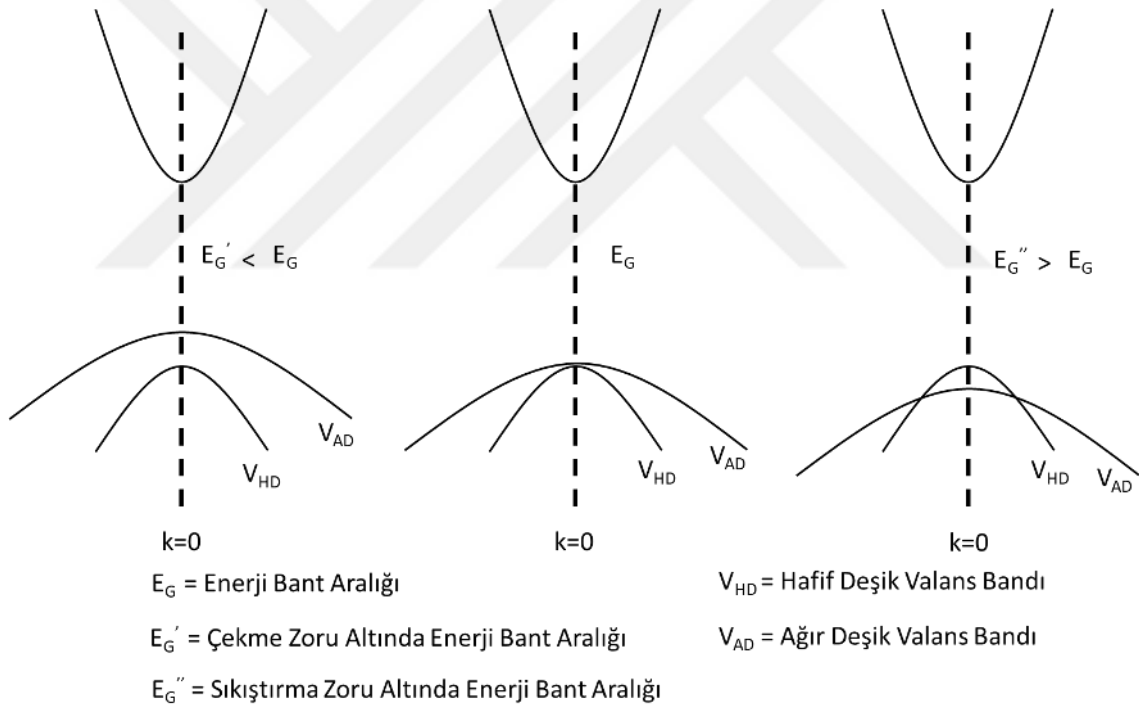
Si alttaşlardan kaldırılıp esnek plastiğe nakledilen ince film güneş hücresi yapılarının aygıt fabrikasyonu öncesi oda sıcaklığı PL ölçümü üzerinden optik karakterizasyonları yapılmıştır ve elde edilen sonuçlar Şekil 5.2’de kaldırma öncesi film alttaş üzerindeyken alınan PL sonuçlarıyla karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Hücre yapısı alttaş üzerindeyken alınan PL sonuçlarıyla karşılaştırıldıklarında, polyamide aktarılan filmlerin PL tepeleri tamamen kırmızıya kayma (band aralığı daralması) göstermiştir. Ayrıca genel olarak aktarılmış film PL ışımalarında GaAs bandında daralma

gözükürken ağır ve hafif deşik bandlarında meydana gelen ayrışmadan dolayı iki ışıma bandı da net bir şekilde gözükmemektedir. Elde edilen sonuçlar polyamide aktarılan film ön yüzeylerinin gerilme (çekme) zoru altında olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.2. Si üzerine büyütülen ince film güneş hücresi yapılarının EFK süreci öncesi ve sonrasında oda sıcaklığında alınmış PL spektrumları.

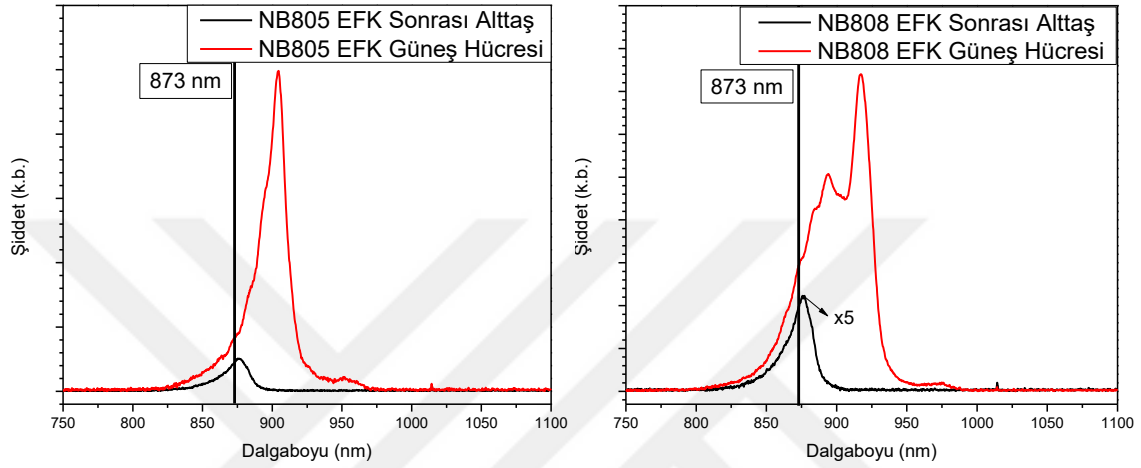
Kaldırma sürecinde örnek üzerine kaplanan metaller ve polyamid taşıyıcıda oluşan zordan dolayı ince film üzerinde de zor birikimi olmaktadır ve filmlerde kısmi bükülme (bowing) etkisi oluşmaktadır. PL ölçümünün alındığı ön yüzeyde gerilme zoru oluşurken polyamid taşıyıcıya tutturulduğu metal kaplanmış arka yüzeyde sıkıştırma zoru oluşmaktadır. PL sonuçlarına göre örneklerin ön yüzeylerinin en az 150 nm lik kısmında gerilme zoru baskın durmaktadır. Mateo vd. [49] yaptıkları çalışmada Si alttaş üzerine GaAs ince film aktarmışlardır ve 10 K de aldıkları PL ölçüm sonuçlarında ağır ve hafif deşik değerlik bandının ortadan kalktığını gözlemişler, iki band arasındaki ayrışmanın 4,2 meV olduğunu hesaplamışlardır. Şekil 5.2 de verilen PL sonuçlarında Yüksek enerjili A tepeleri hafif deşik, düşük enerjili B tepeleri ise ağır deşik geçişlerine karşılık gelmektedir. Tepeler arasındaki enerji ayrışmaları her örnekte farklıdır ama genel ortalamaları yaklaşık 47 meV tur.



Şekil 5.3. Farklı zor durumlarının GaAs enerji band yapısı üzerine etkileri. Gerilme (çekme) zoru altında değerlik bandındaki dejenerasyonun kırılması ve enerji bandındaki daralma (sol), sıkıştırma zoru altında değerlik bandındaki dejenerasyonun kırılması ve enerji bandındaki genişleme (sağ).

Malzeme üzerinde bulunan gerilme veya sıkıştırma zoru, malzemelerin elektriksel, ve optik özelliklerini enerji bant yapılarını değiştirerek büyük ölçüde etkileyebilmektedir [50–54]. Şekil 5.3'te GaAs üzerinde oluşan zorun enerji-bant yapısını nasıl modifiye

ettiği şematik olarak gösterilmiştir. Kristal yapı üzerindeki zor örgü yapısında anizotropik deformasyon üreterek değerlik bandında ağır ve hafif deşik bantlarının dejenerasyonunu ortadan kaldırmaktadır ve bu bantları ayırştırmaktadır. Çekme zoru altında enerji bant aralığının değeri normal olması gereken değerinden daha düşük ve sıkışma zoru altında normal olması gereken değerden daha yüksek olmaktadır. Bu etkilerde doğrudan Şekil 5.2. deki PL ölçümlerinde gözlemlenebilmektedir.



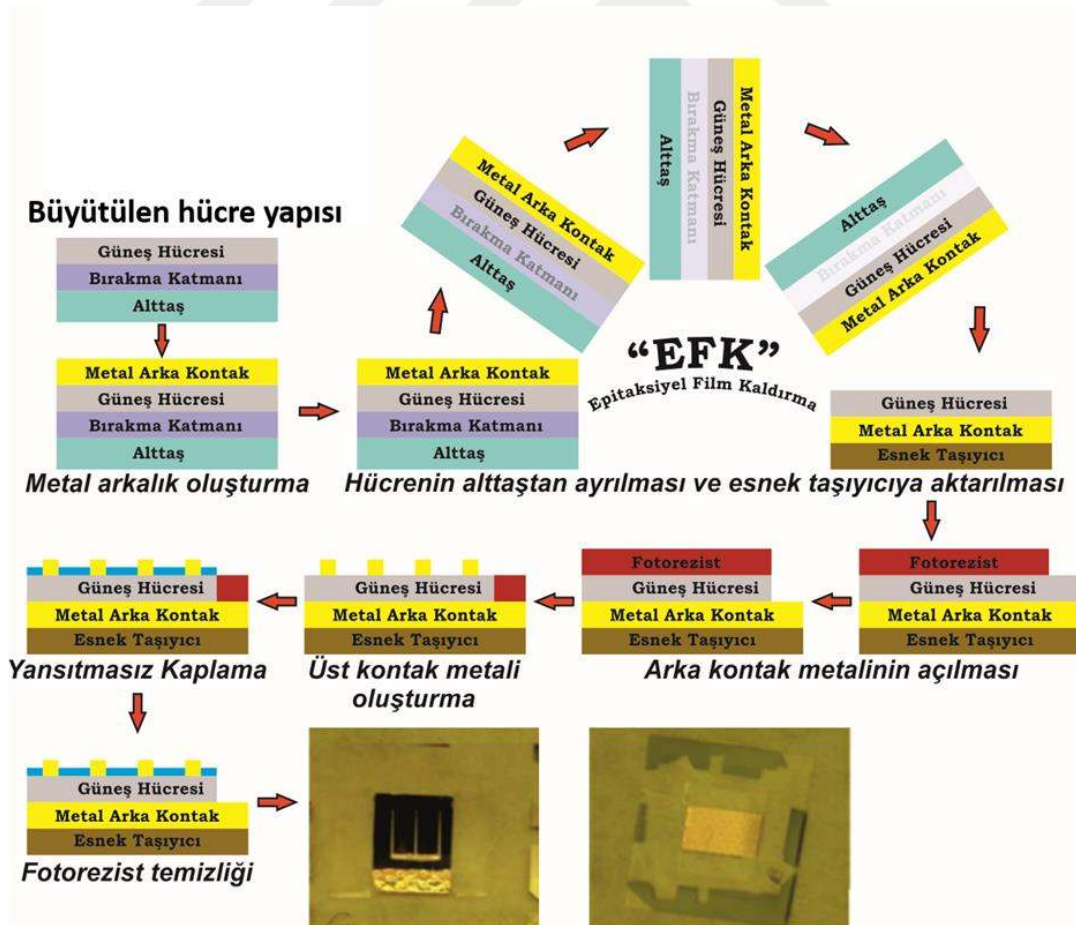
Şekil 5.4. EFK yöntemiyle Si alttaş üzerinden kaldırılan ince film hücre yapısından alınan oda sıcaklığı PL sonuçlarının kaldırma sonrası alttaş üzerinde kalan GaAs tampon katmandan alınan PL sonuçlarıyla karşılaştırılması.

Şekil 5.4'te diğer örneklere referans olacak şekilde Si alttaştan kaldırılan ince film hücre yapılarından oda sıcaklığında alınmış PL sonuçları kaldırma sonrası Si alttaş üzerinde kalan GaAs tampon katmandan alınan PL sonuçlarıyla karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Esnek ince film den alınan PL şiddetleri görüldüğü üzere tampon katmandan oldukça yüksektir. Yani esnek ince filmin kristal kalitesi tampon katmaninkinden çok daha iyidir. Bunun en önemli nedeni ayırma katmanı olarak kullanılan AlAs tabakanın tampon katman ile hücre yapısı arasında oldukça kaliteli bir filtreleme özelliği göstermesindendir. Dolayısıyla AlAs tabaka bir yandan kaldırma katmanı olarak görev yaparken, diğer yandan tampon GaAs katmanda bulunan dislokasyonların aktif hücre yapısına ulaşmasını çok büyük oranda azaltarak ayrıca çok iyi bir filtreleme katmanı olarak görev yapmaktadır. AlAs bu özelliği Si üzerinde GaAs tabanlı verimli III-V grubu aygıtların üretilmesi için oldukça etkin bir yaklaşım olarak gözükmektedir. Alttaş tabanlı yaklaşımda kusur yoğun filtreleme ve tampon tabaka aktif aygıtın bir parçası olurken, EFK tabanlı esnek aygıt yaklaşımda ise bu kusurlar büyük ölçüde kaldırma işlemi sonrası

alttaş üzerinde kalmakta aktif aygıt yapısı daha az kusur içererek aygıt verimliliğini artırabilmektedir.

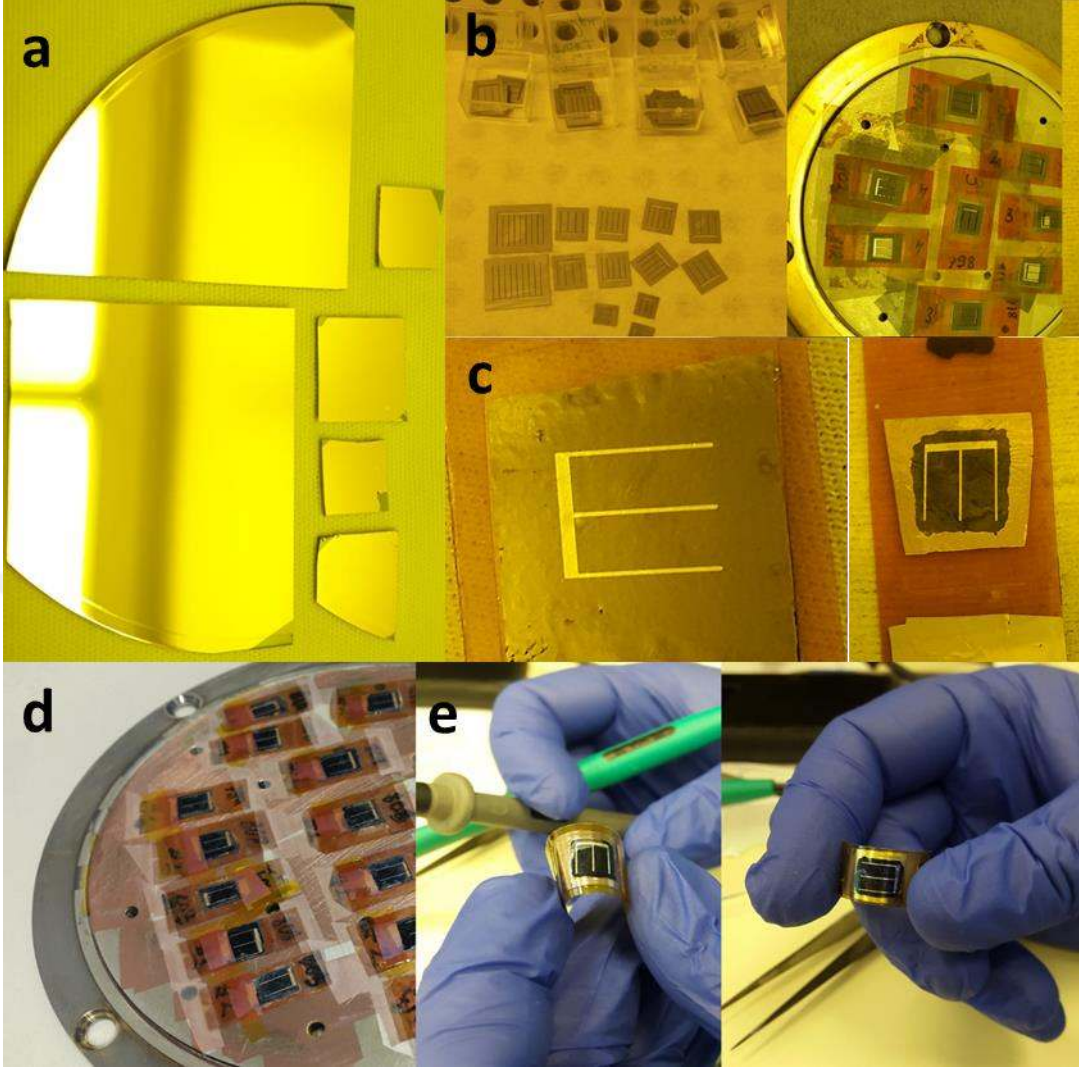
5.2. Esnek Güneş Hücresi Fabrikasyon Süreci

EFK yöntemine dayalı GaAs tabanlı esnek ince film güneş hücreleri alttaş tabanlı muadillerine göre büyütme sırasında ters şekilde olmaktadır. Yani konvansiyonel yaklaşımın tersine bu hücreler büyütülürken önce ön tarafı oluşturan ön kontak ve yayıcı katman, sonra arka tarafı oluşturan arka kontak katmanı büyütülmektedir. EFK işlemi öncesi arka Ohmik kontak kaplaması yapılarak, EFK süreci sonunda normal hücre dizilimiyle normal hücre haline gelmektedir. Si alttaş üzerine ince film GaAs güneş hücresi yapısı epitaksiyel olarak büyütüldükten sonra hücre fabrikasyon sürecinin adımları şunlardır; arka kontak metal kaplama süreci, EFK süreci, arka kontağa ulaşmak için aşındırma süreci, gölge maske kullanarak üst kontak metal kaplama süreci, kontak katmanının optik pencereye kadar aşındırma süreci ve yansıtma önleyici kaplama süreci ile tamamlanmaktadır (Şekil 5.5).

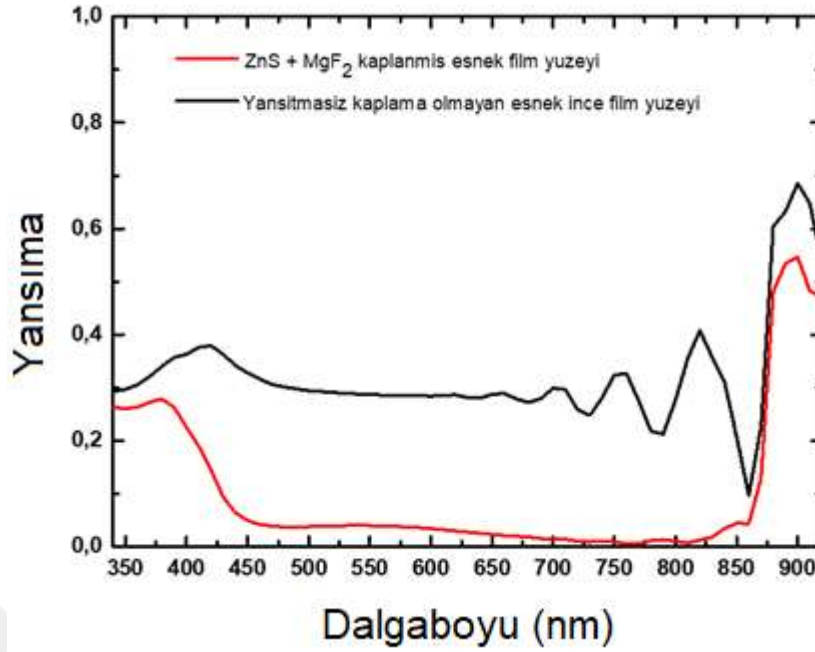


Şekil 5.5. GaAs esnek ince film güneş hücrelerinin fabrikasyon süreçlerinin şematik olarak gösterilmesi.

Adımları Şekil 5.5'te verilen fabrikasyon sürecinin bazı basamaklarının işlemler sırasında elde edilmiş resimleri Görsel 5.2'de aşağıda sunulmuştur. Büyütme süreci tamamlandıktan sonra örnekler yüzeylerindeki doğal oksitten kurtulmak için %10 HCl çözeltisi içinde 30 s bekletilmiştir de iyonize suda durulanıp kuru azotla kurutulmuştur. Öncelikle arka kontak olarak 5nm Cr / 250 nm Au elektron demet buharlaştırma yöntemiyle kaplanmış, örnekler istenilen büyüklükte kesilerek EFK süreciyle hücre yapısı polyamid taşıyıcıya nakledilmiştir. İnce film hücre yapısının naklinden sonra örnekler kimyasal olarak temizlenmiş, 1:10 Sitrik asit : Hidrojen peroksit çözeltisi kullanılarak arka kontağa kadar istenilen bölgelerden film kimyasal olarak kazınarak kontak erişim yolu açılmıştır. Arka kontak için belirlenen bölgelerin dışında kalan alanın (aktif hücre alanı) zarar görmemesi için bu alan fotorezist ile kaplanmıştır. Arka kontağa erişim sağlandıktan sonra fotorezist temizlenmiş, örnekler %10'luk HCL asit çözeltisinde 30 s bekletildikten sonra durulanıp kurutulmuştur. Sonrasında Si gölge maske kullanılarak hücrelerin ön yüzüne Ti (25 nm)/Au (60 nm)/Ag (350 nm) ızgara ön kontak yine elektron demet buharlaştırma sistemiyle kaplanmıştır. Ön kontak kaplandıktan sonra ön kontak GaAs katman optik pencereye kadar 1:5 Sitrik asit : Hidrojen Peroksit çözeltisinde aşındırılmıştır. Fabrikasyonun son aşamasında arka kontak bölgeleri ve ön ızgara kontak ana hattı/yolu güvene alınarak aygıtların üzerine ZnS (48 nm) + MgF₂ (100 nm) ikili katman yansıtma önleyici kaplanarak esnek ince film hücre fabrikasyonu tamamlanmıştır. ZnS saçtırma sistemiyle, MgF₂ ise elektron demet buharlaştırma sistemiyle kaplanmıştır. Yansıtma önleyici kaplamanın ilk katmanını oluşturan ZnS aynı zamanda hücrenin yüzeyinin pasivasyonu için oldukça etkin bir malzemedir. Yansıtmasız yüzey kaplamanın optik performansı kaplama içermeyen aygıt yüzeyiyle karşılaştırmalı olarak Şekil 5.6'da verilmiştir. Çıplak hücre yüzeyinden %35-40 oranında yansımaya olurken (bu yansımaya değeri teorik olarak beklenenle uyushmaktadır [55]), yansıtmasız yüzey kaplamasıyla ortalama değeri 450 – 850 nm aralığında %3 seviyelerine düşürülebilmektedir.



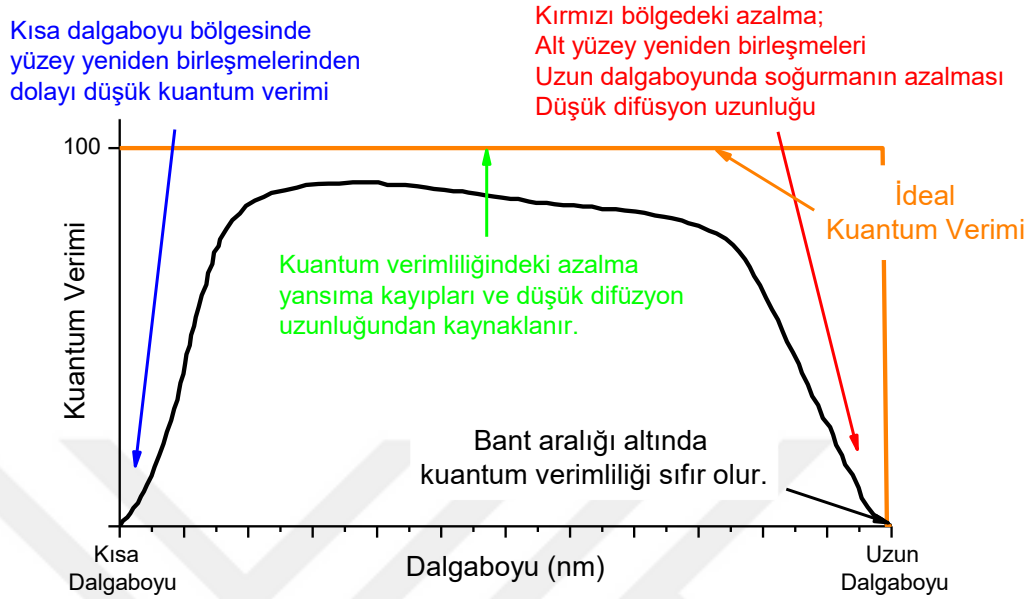
Görsel 5.2. EFK yöntemiyle kaldırılıp polyamite aktarılmış güneş hücre yapılarının aygıt fabrikasyon sürecinden görüntüler: Arka kontak kaplaması bütün alttaşa yapılmaktadır (a), ön kontak için kullanılan gölge maskeler ve ayarlanıp tutturulması (b), arka kontak için aşındırma yapılmış ve gölge maske ile ön kontak kaplanmıştır (c), yansıtma önleyici katman sonrası buharlaştırma kazanından çıkan örnekler (d), ve fabrikasyonu tamamlanmış esnek ince film hücre (e).



Şekil 5.6. Hücrelerin yüzeyine kaplanan ZnS + MgF₂ iki katmanlı yansıtma önleyici kaplamanın yüzey optik performansına etkisi.

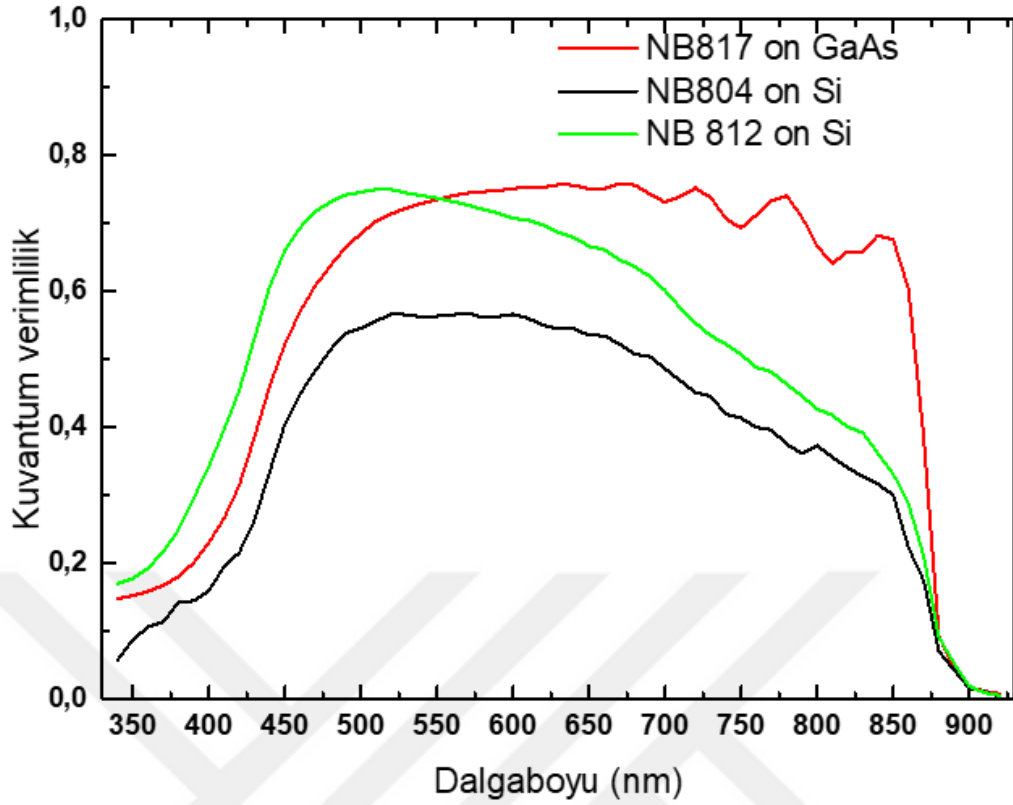
5.3. Aygıt Karakterizasyonu Öncül Sonuçları

Aygıt fabrikasyon süreci tamamlandıktan sonra hücrelerin performansı kuantum verimlilik sistemiyle ölçülmüştür. Kuantum verimliliği, güneş hücrelerine gelen foton sayısının ne kadar elektron ürettiğini belirtmektedir. İdeal güneş hücresinde gelen her foton elektron üretilip %100 verime sahip olması gerekirken, gelen fotonun dalgaboyuna, yansımaya, hücre içi birleşme kayıplarına bağlı olarak bu durum gerçekleşmemektedir. Ön ve arka yüzeylerde oluşan yeniden birleşmeler ve azınlık taşıyıcıların düşük difüzyon uzunluğu verimliliğin düşmesine neden olan olgulara birer örnektir. İç kuantum ve dış kuantum verimi olmak üzere iki çeşit kuantum verimliliği vardır. İç kuantum verimi oluşturulan elektron-deşik çiftinin gelen foton sayısına oranı hakkında bilgi vermektedir. Dış kuantum verimi kontakta toplanan taşıyıcı sayısının gelen foton sayısına oranı ile elde edilir. Dış kuantum verimi yansımadan dolayı oluşan kayıpları da içermektedir. Kuantum verimi bilgisi güneş hücrelerinin gelen ışığın dalgaboyuna bağlı davranışı hakkında bilgi verir. Bu sayede güneş hücrelerinin tasarımında ve aygıt fabrikasyonunda yapılacak geliştirmelerde etkin değer olarak kullanılır.



Şekil 5.7. Güneş hücrelerinin dış kuantum verimliliklerinde meydana gelen kayıpların ve nedenlerinin gelen ışığın dalga boyuna göre şematik olarak gösterimi.

Güneş hücresinin dalgalı boyuna bağı olarak kuantum verimi eğrisi ve kuantum veriminde oluşan kayıpların nedeni ve mekanizmaları Şekil 5.7’de sunulmuştur [56]. Gelen fotonun güneş hücresi içersine nüfus etme derinliği dalgalı boyu ile ters orantılıdır [57]. Yüksek enerjili fotonların yüzeyde oluşturdukları elektron-deşik çifti eklem bölgesine uzak olduklarından dolayı kontaklarda toplanamazlar. Bu durumun aynısı düşük enerjili fotonlarda da gerçekleşir. Düşük enerjili fotonlar alt yüzeye yakın yerlerde elektron-deşik çifti oluşturduğundan kontaklarda toplanamazlar. Fotonun enerjisi güneş hücresinin enerji bant aralığından daha düşük enerjiye sahipse elektron-deşik çifti oluşturamadığından dolayı kuantum verimliliği sıfır olur. Yüksek enerji ile güneş hücresinin bant enerjisi arasında kalan bölgede büyük çoğunlukla yüzey yansımalarından kuantum verimliliği azalır.



Şekil 5.8. *GaAs alttaş üzerinden kaldırılmış (NB817) ve Si alttaş üzerinden kaldırılmış (NB804 ve NB812) GaAs esnek ince film güneş hücrelerin standartlara uygun olarak ölçülmüş kuantum verimlilik eğrileri.*

Hetero-epitaksiyel olarak Si alttaşlar üzerine büyütülüp fabrikasyonu yapılan n-tipi GaAs esnek ince film güneş hücrelerinin bu tez kapsamında performansları kuantum verimlilik ölçümleri üzerinden hızlıca belirlenmiştir. Diğer hücrelere referans olacak şekilde Si alttaş üzerinden kaldırılan iki hücrenin (NB804, NB812) kuantum verimlilik ölçüm sonuçları GaAs üzerinden kaldırılan (NB817) aynı hücre yapısıyla (NB817) karşılaştırmalı olarak Şekil 5.8’de sunulmuştur. NB804 örneğinde dislokasyon filtresi olarak InGaAs/GaAs SLS yaklaşımı, NB812 örneğin de ise termal döngüde basamak basamak büyütme yaklaşımı kullanılmıştır. Örneklerin daha önce verilmiş olan yapısal ve optiksel özelliklerinde NB812 nolu örneğin açık ara yüksek kalitede olduğu görülmüştü. Kristal kalitesindeki bu üstünlüğü aygıt performansına da yansımıştır, kuantum verimlilik değeri SLS içeren örnekten oldukça yüksektir. Henüz aygıt yapısı ve fabrikasyonu süreçlerinde herhangi bir iyileştirme yapılmadan elde edilen bu sonuç oldukça tatminkardır. GaAs referans hücreyle kıyaslandığında yüksek enerji bölgesinde çok daha iyi sonuç vermesine karşın düşük enerji bölgesinde kayıp oranı oldukça yüksek

durmaktadır. Yüksek enerjili fotonların oluşturdıkları elektron-deşik çiftleri yayıcı-soğurucu eklem bölgesi ve çok yakınlarında meydana geldiğinden oluşan yük çiftleri elektrik alanında yardımıyla hızla kendi kontak bölgelerine taşınabilmektedir. Yüksek dalga boyu tarafında foton enerjisi düştükçe fotonların soğurulma bölgesi gittikçe arka kontağa yakın bölgelerde soğurulmakta yapı içerisindeki kusurlardan dolayı azınlık taşıyıcı olan deşikler eklem bölgesine nüfuz edemeden bu kusurlar üzerinden elektronlarla birleşerek yok olmaktadır.

Kuantum verimlilik eğrisinden yapılan hesaplamalarla NB804, NB812 ve NB817 numunelerinin kısa devre akımları sırasıyla 14,1 mA/cm², 18,3 mA/cm² ve 21,6 mA/cm² olarak bulunmuştur. Özellikle termal döngüde basamak basamak büyütme yaklaşımıyla Si alttaş üzerine üretilen hücrenin akım değeri GaAs üzerine büyütüleninkine oldukça yakındır. Dolayısıyla bu tez çalışmasında GaAs gibi oldukça pahalı olan alttaşlar üzerinden büyütülen GaAs tabanlı yüksek verimli esnek ince film hücrelerin çok daha ucuz Si alttaşlar üzerinden gerçekleştirilebileceğinin ilk bulguları elde edilmiş oldu. Aygıt tasarımı, büyütülmesi ve fabrikasyon süreçlerindeki iyileştirilmelerle çok daha verimli hücrelerin üretilmesine bir adım daha yaklaşılmıştır. Kuantum verimlilik ölçümünden elde edilen sonuçlar ışığında: elektronların difüzyon uzunluğu ve hızlarının daha yüksek olmasından dolayı hücre yapısının n-tipi yerine elektronların azınlık taşıyıcı olduğu p-tipi hücre olarak değiştirilmesi veya p-i-n yapıda hücrelerin tasarlanması gerektiği, hücrelerin soğurucu katmanının bir miktar azaltılması gerektiği anlaşılmıştır.

6. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, EFK yöntemine dayalı yüksek verimli esnek ince film GaAs tabanlı III-V grubu güneş hücrelerinin Si alttaşlar kullanılarak geliştirilmesi amaçlanmıştır. Pahalı GaAs alttaşların tekrar tekrar kullanımına izin veren EFK yöntemine dayalı bu yeni teknoloji; son zamanlarda GaAs tabanlı III-V grubu güneş hücrelerinin üretim maliyetini asgari seviyeye indirebilmenin en etkin yolu olarak dikkat çekmeye başlamıştır. Burada yapılan çalışmalar kapsamında maliyeti çok daha aşağılara indirebilmek için bu III-V grubu hücre teknolojisini, çok daha gelişmiş ve büyüklüğüne bağlı olarak GaAs alttaşlardan yüzlerce kat daha ucuz olan Si alttaşlar üzerinden üretebilmenin yolu ilk defa açılmaya çalışılmıştır.

Ancak apolar olan Si ve polar GaAs gibi örgü sabiti, ısı genleşme katsayısı, fiziksel ve kimyasal özellikleri birbirinden oldukça farklı bu iki malzeme teknolojisinin monolitik olarak entegrasyonu çok zordur. Bu uyumsuzluklar sonucu Si alttaş üzerine büyütülen GaAs tabanlı III-V grubu aygıtlar çok fazla kusur içerdiğinden verimli aygıt uygulamaları neredeyse imkansızdır. Si üzerine monolitik heteroepitaksiyel entegrasyon için bu kusurları III-V grubu aktif aygıt yapısına ulaştırmayacak şekilde durduran ve kendi içerisinde hapseden kaliteli dislokasyon filtrelerine ihtiyaç vardır.

Tez çalışmasında öncelikle malzemeleri polar-apolar uyumsuzluğu sonucu oluşan APD'lerin engellenebilmesi için gerekli Si alttaş özellikleri belirlenmiştir. (100) yönelimli ve (110) yönüne doğru 6° ve 4° 'lik sapma açısıyla kesilmiş Si alttaşlar üzerine yapılan büyütmelemlerin GaAs epitaksiyel filmlerde APD oluşumunu engellediği görülmüş ve daha iyi sonuç veren 4° sapma açısıyla kesilmiş Si alttaşlar sonraki tüm büyütmelemlerde kullanılmıştır. Alttaş kriteri belirlendikten sonra üç farklı yaklaşımda dislokasyon filtresi/tampon katmanları tasarlanıp MBE sistemiyle büyütülmüş, yapılan yapısal, morfolojik ve optik karakterizasyonlar sonucu en etkin filtreleme yaklaşımı seçilerek güneş hücresi yapıları bu filtreleme katmanları üzerine büyütülmüştür. Büyütülen aktif aygıt yapıları EFK yöntemi ile Si alttaşlar üzerinden kaldırılıp esnek polyamid taşıyıcılara aktarılmıştır. Hücre yapılarının kalitesi nakil işlemi öncesi ve sonrası yapılan karakterizasyonlarla incelenmiştir. En son aşamada başarılı bir şekilde esnek güneş hücrelerinin fabrikasyonları tamamlanıp aygıt davranışları test edilmiştir.

Kusur azaltmak için kullanılan ilk dislokasyon filtreleme yaklaşımı periyodik InAs/GaAs QD içeren yapılardır. 5 ve 10 periyod olarak test edilen bu yapılarda, artan

periyotla birlikte TDD yoğunluğu, yüzey basamaklanma ve pürüzlülüğün azaltıldığı görülmüştür. QD yapılarla karşılaştırma amacıyla aynı şekilde 5 ve 10 periyotluk InGaAs/GaAs SLS içeren yapılar büyütülmüştür. Yapılan karşılaştırmada kristal kalitesi ve TDD yoğunluğu açısından her iki filtreleme yaklaşımı benzer özellikler gösterse de yüzey basamaklanma ve pürüzlülüğü azaltma açısından SLS yaklaşımının QD yaklaşımına göre çok daha etkin olduğu anlaşılmıştır. Tampon tabakasına karar vermek için yapılan bu büyütmelemlerde hem QD içeren hem de SLS içeren yapılarda 10 periyodun üzerine çıkılmamıştır. Üçüncü filtreleme yaklaşımı olarak termal döngüde basamak basamak büyütme yapılmış (TDF-GaAs), bu süreçte Si üzerine ilk başlatma tabakası olarak ince AlGaAs katman kullanımının kristal kalitesini artırdığı görülmüş, ayrıca kalınlık aynı kalacak şekilde GaAs katmanların her biri AlGaAs'len ayrılacak şekilde artırılan daha fazla basamak sayısı farklı sıcaklıklarda büyütmenin kristal kalitesini, TDD yoğunluğunu ve yüzey morfolojisini çok daha iyi seviyelere çektiği gözlenmiştir. TDF-GaAs büyütme yaklaşımının QD ve SLS yaklaşımlarına göre çok daha iyi sonuç vermesinden dolayı hücre yapıları genel olarak bu yaklaşımla büyütülen tampon tabakalar üzerine büyütülmüştür. Ayrıca TDF-GaAs yaklaşımında artırılan termal tavlama döngü sayısının büyütülen hücre yapılarının yapısal, morfolojik ve optik özelliklerini çok etkin bir şekilde iyileştirdiği gözlenmiştir. Elde edilen en düşük TDD değeri bu yaklaşımla elde edilmiş ve $7,46 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$ yoğunluğa kadar inile bilinmiştir. HR-XRD ölçümlerinden hesaplanan bu TDD değeri tampon tabaka dahil tüm yapı üzerinden yapıldığı için aktif güneş hücresi katmanların da bu değerinin hesaplananın çok çok altında hatta $1 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$ seviyesinin bile çok daha altında olduğu tahmin edilmektedir.

Güneş hücresi yapılarının EFK yöntemi ile esnek taşıyıcılara aktarıldıktan sonra alınan oda sıcaklığı PL ölçümlerinde GaAs band aralığında daralma gözlenirken, değerlik bandının tepe noktasında dejenere halde bulunan ağır ve hafif deşik bantlarının dejenereasyonunun ortadan kalkarak iki ayrı band ışıması yaptığı net bir şekilde gözlenmiştir. Normal şartlarda alttaş üzerinde çok düşük sıcaklıklarda bile az bir etkiyle gözlemlenebilen bu olgu net ve daha belirgin bir şekilde gözlenebilmiştir. EFK öncesi örnek arkasına kaplanan metal kontak ve esnek taşıyıcı polyamidin nakil işlemi sonrası örneğe biriktirdiği zor etkisinden dolayı bu olgu daha net gözükmektedir. PL ışımasında görülen kırmızıya kayma, nakil işlemi sonrası örneklerin ön yüzeyde gerilme/çekme zoru, metal kaplı arka yüzeyde ise sıkıştırma zoru etkisi altında olduğu net bir şekilde anlaşılmıştır.

Esnek polyamid taşıyıcıya aktarılmış örneklerden güneş hücresi fabrikasyonu yapılmış, kaldırma, fabrikasyon süreçleri ve büyütülen hücre yapısında aygıt test sonucuna dayalı herhangi bir iyileştirme yapılamadan dahi önemli sonuçlar elde edilmiştir. Hücrelerin kuantum verimlilik ölçümleri sonucu TDF-GaAs yaklaşımıyla Si alttaş üzerine büyütülen hücrelerin verimlilik değeri aynı yapıda GaAs alttaş üzerine büyütülen referans örnekleriyle kıyaslanabilir ve oldukça yakın çıkmıştır. Kuantum verimlilik eğrisinden elde edilen kısa devre akımı referans hücrede $21,6 \text{ mA/cm}^2$ iken Si üzerinden kaldırılan hücrede $18,3 \text{ mA/cm}^2$ dir. Herhangi bir iyileştirme olmadan mavi bölgede %80 dış kuantum verimlilik değerine ulaşılabilmiştir ki bu bölgede referans hücreden daha iyi değere sahiptir. GaAs üzerinden kaldırılan referans hücreye göre kuantum verimliliğindeki kayıp incelendiğinde kırmızı bölgede kayıpların etkin olduğu görülmüştür. Foton enerjisi GaAs bant enerjisine doğru azalırken bu kayıplar aynı oranda artmıştır. Bu kayıpların en önemli nedeni azalan foton enerjisiyle ışık soğurulmasının eklem bölgesinden arka kontağa doğru kaymasıdır. Dolayısıyla eklem bölgesinden uzakta oluşan elektron-deşik çiftleri elektrik alanının olduğu yoksunluk bölgesine nüfuz edemeden yapıda oluşan kusurlarda hızla geri birleşmektedirler. Bu öncül sonuçlardan elde edilen geri besleme ile yapılacak yapı tasarımı değişikliği (n-tipinden p-tipine geçiş, arka kontağı daha etkin kullanabilecek daha ince hücre ve p-i-n yapı yaklaşımı) ve fabrikasyon süreçlerindeki iyileştirmelerle çok daha verimli hücreler üretilebilecektir.

Sonuç olarak bu tez çalışması ile Dünya’da ilk kez Si alttaş üzerine esnek ince film GaAs güneş hücre yapıları büyütülüp EFK yöntemiyle esnek taşıyıcıya nakledilmiştir. Yine ilk kez esnek ince film GaAs tabanlı hücre fabrikasyonu başarıyla gerçekleştirilerek test edilmiştir. Şu an elde edilen öncül sonuçlar bile III-V grubu hücre teknolojilerinde yeni bir çığır açma potansiyelini sunmuştur. Yukarıda değinilen iyileştirmelerle çok daha iyi sonuçların alınacağı gözükmemektedir. Bu iyileştirme süreçleri ve sonuçları detaylı bir şekilde önümüzdeki aylarda ekip arkadaşım Ali BÜYÜKPINAR tarafından “Si Alttaş Üzerinden Kaldırılan İnce Film GaAs Güneş Hücrelerinin Fabrikasyonu ve Karakterizasyonu” başlıklı yüksek lisans tez çalışmasında sunulacaktır.

KAYNAKÇA

- [1] Yamaguchi M.(1991). Dislocation density reduction in heteroepitaxial III-V compound films on Si substrates for optical devices *J. Mater. Res.* 6 376–84
- [2] Yamaguchi M., Yamamoto A., Tachikawa M., Itoh Y. and Sugo M.(1988). Defect reduction effects in GaAs on Si substrates by thermal annealing *Appl. Phys. Lett.* 53 2293–5
- [3] Vernon S M., Haven V E., Tobin S P. and Wolfson R G.(1986). Metalorganic chemical vapor deposition of GaAs on Si for solar cell applications *J. Cryst. Growth* 77 530–8
- [4] Tran B T., Chang E Y., Trinh H D., Lee C T., Sahoo K C., Lin K L., Huang M C., Yu H W., Luong T T., Chung C C. and Nguyen C L.(2012). Fabrication and characterization of n-In 0.4Ga 0.6N/p-Si solar cell *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* 102 208–11
- [5] Grassman T J., Carlin A M. and Ringel S A.(2010). Metamorphic gaasp and ingap photovoltaic materials on Si for high-efficiency III-V/Si multijunction solar cells *Conf. Rec. IEEE Photovolt. Spec. Conf.* 2029–33
- [6] Diaz M., Wang L., Gerger A., Lochtefeld A., Ebert C., Opila R., Perez-Wurfl I. and Barnett A.(2014). Dual-junction GaAsP/SiGe on silicon tandem solar cells *2014 IEEE 40th Photovolt. Spec. Conf. PVSC 2014* 827–30
- [7] Dimroth F., Roesener T., Essig S., Weuffen C., Wekkeli A., Oliva E., Siefer G., Volz K., Hannappel T., Haussler D., Jager W. and Bett A W.(2014). Comparison of direct growth and wafer bonding for the fabrication of GaInP/GaAs dual-junction solar cells on silicon *IEEE J. Photovoltaics* 4 620–5
- [8] Andre C L., Carlin J A., Boeckl J J., Wilt D M., Smith M A., Pitera A J., Lee M L., Fitzgerald E A., Ringel S A. and Member S.(2005). Investigations of High-Performance GaAs Solar Cells Grown on Ge – Si 1 x Ge x – Si Substrates 52 1055–60
- [9] Yaung K N., Lang J R. and Lee M L.(2014). Towards high efficiency GaAsP solar cells on (001) GaP/Si *2014 IEEE 40th Photovolt. Spec. Conf. PVSC 2014* 831–5
- [10] Yamaguchi M., Nishioka T. and Sugo M.(1989). Analysis of strained-layer superlattice effects on dislocation density reduction in GaAs on Si substrates *Appl. Phys. Lett.* 54 24–6
- [11] George I., Becagli F., Liu H Y., Wu J., Tang M. and Beanland R.(2015). Dislocation filters in GaAs on Si *Semicond. Sci. Technol.* 30
- [12] Chen S., Li W., Wu J., Jiang Q., Tang M., Shutts S., Elliott S N., Sobiesierski A., Seeds A J., Ross I., Smowton P M. and Liu H.(2016). Electrically pumped continuous-wave III-V quantum dot lasers on silicon *Nat. Photonics* 10 307–11
- [13] Yang J., Bhattacharya P. and Mi Z.(2007). High-performance In_{0.5}Ga_{0.5}As/GaAs quantum-dot lasers on silicon with multiple-layer quantum-dot dislocation filters *IEEE Trans. Electron Devices* 54 2849–55

- [14] Fischer R., Neuman D., Zabel H., Morkoç H., Choi C. and Otsuka N.(1986). Dislocation reduction in epitaxial GaAs on Si(100) *Appl. Phys. Lett.* 48 1223–5
- [15] Fang S F., Adomi K., Iyer S., Morkoç H., Zabel H., Choi C. and Otsuka N.(1990). Gallium arsenide and other compound semiconductors on silicon *J. Appl. Phys.* 68
- [16] Bolkhovityanov Y B. and Pchelyakov O P.(2008). GaAs epitaxy on Si substrates: modern status of research and engineering *Physics-Uspekhi* 51 437–56
- [17] Green M A., Dunlop E D., Hohl-Ebinger J., Yoshita M., Kopidakis N. and Hao X.(2020). Solar cell efficiency tables (version 56) *Prog. Photovoltaics Res. Appl.* 28 629–38
- [18] Shockley W. and Queisser H J.(1961). Detailed balance limit of efficiency of p-n junction solar cells *J. Appl. Phys.* 32 510–9
- [19] Youtsey C., Adams J., Chan R., Elarde V., Hillier G., Osowski M., McCallum D., Miyamoto H., Pan N., Stender C., Tatavarti R., Tuminello F. and Wibowo A.(2012). Epitaxial lift-off of large-area GaAs thin-film multi-junction solar cells *2012 Int. Conf. Compd. Semicond. Manuf. Technol. CS MANTECH 2012* 4–7
- [20] http-1 : <https://www.youtube.com/user/altadevicesvideos>
- [21] http-2 : <http://mldevices.com/>
- [22] http-3 : https://www.nasa.gov/mission_pages/station/research/experiments/explorer/Investigation.html?id=1876
- [23] Otsuka N.(1986). Study of heteroepitaxial interfaces by atomic resolution electron microscopy *J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanom. Struct.* 4 896
- [24] Hull R. and Fischer-Colbrie A.(1987). Nucleation of GaAs on Si: Experimental evidence for a three-dimensional critical transition *Appl. Phys. Lett.* 50 851–3
- [25] Kuo W C., Hsieh H C., Chih-Hung W., Wen-Hsiang H., Lee C C. and Chang J Y.(2016). High Quality GaAs Epilayers Grown on Si Substrate Using 100 nm Ge Buffer Layer *Int. J. Photoenergy* 2016 5–9
- [26] Buzynin Y., Shengurov V., Zvonkov B., Buzynin A., Denisov S., Baidus N., Drozdov M., Pavlov D. and Yunin P.(2017). GaAs/Ge/Si epitaxial substrates: Development and characteristics *AIP Adv.* 7 1–7
- [27] Carlin J A., Ringel S A., Fitzgerald A. and Bulsara M.(2001). High-lifetime GaAs on Si using GeSi buffers and its potential for space photovoltaics *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* 66 621–30
- [28] Groenert M E., Leitz C W., Pitera A J., Yang V., Lee H., Ram R J. and Fitzgerald E A.(2003). Monolithic integration of room-temperature cw GaAs/AlGaAs lasers on Si substrates via relaxed graded GeSi buffer layers *J. Appl. Phys.* 93 362–7
- [29] Zheng H. and Jagannadham K.(2014). Self heating in Si_{0.5}Ge_{0.5}/Si and GaAs/Si thin film device structures *Solid. State. Electron.* 99 41–4
- [30] Takagi Y., Yonezu H., Kawai T., Hayashida K., Samonji K., Ohshima N. and Pak K.(1995). Suppression of threading dislocation generation in GaAs-on-Si with strained short-period superlattices *J. Cryst. Growth* 150 677–80

- [31] Tsuji T., Yonezu H. and Ohshima N.(2004). Selective epitaxial growth of GaAs on Si with strained short-period superlattices by molecular beam epitaxy under atomic hydrogen irradiation *J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanom. Struct.* 22 1428
- [32] Peach M. and Koehler J S.(1950). The forces exerted on dislocations and the stress fields produced by them *Phys. Rev.* 80 436–9
- [33] Nozawa K. and Horikoshi Y.(1992). Low threading dislocation density GaAs on Si(100) with InGaAs/GaAs strained-layer superlattice grown by migration-enhanced epitaxy *J. Electron. Mater.* 21 641–5
- [34] Onno A., Wu J., Jiang Q., Chen S., Tang M., Maidaniuk Y., Benamara M., Mazur Y I., Salamo G J., Harder N P., Oberbeck L. and Liu H.(2016). Al_{0.2}Ga_{0.8}As Solar Cells Monolithically Grown on Si and GaAs by MBE for III-V/Si Tandem Dual-junction Applications *Energy Procedia* 92 661–8
- [35] Shi B., Li Q. and Lau K M.(2017). Self-organized InAs/InAlGaAs quantum dots as dislocation filters for InP films on (001) Si *J. Cryst. Growth* 464 28–32
- [36] Turitsyna E G. and Webb S.(2005). Simple design of FBG-based VSB filters for ultra-dense WDM transmission Electronics Letters 20th January 2005 *Electron. Lett.* 41 40–1
- [37] Itoh Y., Nishioka T., Yamamoto A. and Yamaguchi M.(1988). GaAs heteroepitaxial growth on Si for solar cells *Appl. Phys. Lett.* 52 1617–8
- [38] Glazov V M. and Pashinkin A S.(2000). Thermal expansion and heat capacity of GaAs and InAs *Inorg. Mater.* 36 225–31
- [39] Okada Y. and Tokumaru Y.(1984). Precise determination of lattice parameter and thermal expansion coefficient of silicon between 300 and 1500 K *J. Appl. Phys.* 56 314–20
- [40] Lucas N., Zabel H., Morkoç H. and Unlu H.(1988). Anisotropy of thermal expansion of GaAs on Si(001) *Appl. Phys. Lett.* 52 2117–9
- [41] Fischer R., Morkoç H., Neumann D A., Zabel H., Choi C., Otsuka N., Longerbone M. and Erickson L P.(1986). Material properties of high-quality gaas epitaxial layers grown on si substrates *J. Appl. Phys.* 60 1640–7
- [42] Kawabe M., Ueda T. and Takasugi H.(1987). Initial stage and domain structure of GaAs grown on Si(100) by molecular beam epitaxy *Jpn. J. Appl. Phys.* 26 L114–6
- [43] Horikoshi Y., Kawashima M. and Yamaguchi H.(1986). Low-temperature growth of gaas and aias-gaas quantum-well layers by modified molecular beam epitaxy *Jpn. J. Appl. Phys.* 25 L868–70
- [44] Sakamoto T. and Kawanami H.(1981). RHEED studies of Si(100) surface structures induced by Ga evaporation *Surf. Sci.*
- [45] Chong T C.(1987). Growth of high quality GaAs layers directly on Si substrate by molecular-beam epitaxy *J. Vac. Sci. Technol. B Microelectron. Nanom. Struct.* 5 815

- [46] Birkholz M.(2006). *Thin Film Analysis by X-Ray Scattering* Yayın Yeri : Wiley-VCH
- [47] Bragg P W H. and Bragg W L.(1913). The reflection of X-rays by crystals *Proc. R. Soc. London. Ser. A, Contain. Pap. a Math. Phys. Character* 88 428–38
- [48] Ayers J E.(1994). The measurement of threading dislocation densities in semiconductor crystals by X-ray diffraction *J. Cryst. Growth* 135 71–7
- [49] Mateo C M N., Garcia A T., Ramos F R M., Manibog K I. and Salvador A A.(2007). Strain-induced splitting of the valence band in epitaxially lifted-off GaAs films *J. Appl. Phys.* 101
- [50] Massies J. and Sauvage-Simkin M.(1983). Mismatch and electron mobility in MBE GaIn_{1-x}As epitaxial layers on InP substrates *Appl. Phys. A Solids Surfaces* 32 27–30
- [51] Klem J F., Jones E D., Myers D R. and Lott J A.(1989). Characterization of thin AlGaAs/InGaAs/GaAs quantum-well structures bonded directly to SiO₂/Si and glass substrates *J. Appl. Phys.* 66 459–62
- [52] Fry K L., Kuo C P., Cohen R M. and Stringfellow G B.(1985). Photoluminescence of organometallic vapor phase epitaxial GaInAs *Appl. Phys. Lett.* 46 955–7
- [53] Fan J C., Lee C P., Tsai C M., Wang S Y. and Tsang J S.(1998). Optical and structural properties of epitaxially lifted-off GaAs films *J. Appl. Phys.* 83 466–8
- [54] Kuo C P., Vong S K., Cohen R M. and Stringfellow G B.(1985). Effect of mismatch strain on band gap in III-V semiconductors *J. Appl. Phys.* 57 5428–32
- [55] Zhang C.(2014). High Efficiency GaAs-based Solar Cells Simulation and Fabrication, Msc. Arizona Devlet Üniversitesi.
- [56] http-4 : <https://www.pveducation.org/pvcdrom/solar-cell-operation/quantum-efficiency>
- [57] Xu Z., He Z., Song Y., Fu X., Rommel M., Luo X., Hartmaier A., Zhang J. and Fang F.(2018). Topic review: Application of raman spectroscopy characterization in micro/nano-machining *Micromachines* 9

ÖZGEÇMİŞ

ORCID NO: 0000-0002-8765-9216

Ad SOYAD : Muhammed AKTAŞ
Yabancı Dil : İngilizce
Doğum Yeri ve Tarihi : Aksaray/ 1993
E-mail : mhaaktas@gmail.com

Eğitim

2017– 2020 Eskişehir Teknik Üniversitesi
Katıhal Fiziği – Yüksek Lisans Programı
2015 – 2018 Anadolu Üniversitesi
Malzeme Bilimi ve Mühendisliği – Lisans Programı
2011 – 2017 Anadolu Üniversitesi
Fizik Bölümü – Lisans Programı
2007 – 2011 Eskişehir Atatürk Mesleki ve Teknik Anadolu Lisesi
Elektrik – Elektronik Bölümü – Endüstriyel Bakım ve Onarım Dalı

İş Tecrübesi

Yaz 2018 Institute of High-Pressure Physics – Poland
Optoelektronik Aygıtlar Laboratuvarı – Stajyer
Yaz 2017 Savronik A.Ş. – Eskişehir
Çevre Koşulları Test Laboratuvarı – Stajyer
Temmuz 2015 Türkiye Atom Enerjisi Kurumu, SANAEM – Ankara
Ağustos 2014
Misafir Öğrenci

Poster Sunumları

AKTAŞ, M., ŞENEL, O., BÜYÜKPINAR, A., KULAKCI, M., (2019), GaAs Tabanlı Güneş Pillerinde Yansıtma Önleyici Kaplamanın Elektriksel Performansa Etkisi, Fotonik 2019 – 21. Ulusal Optik, Elektro-Optik ve Fotonik Çalıştayı, Türkiye

BÜYÜKPINAR, A., **AKTAŞ, M.**, KULAKCI, M., (2019), GaAs Tabanlı Tek Eklem Esnek İnce Film Güneş Hücreleri, Fotonik 2019 – 21. Ulusal Optik, Elektro-Optik ve Fotonik Çalıştayı, Türkiye

BÜYÜKPINAR, A., **AKTAŞ, M.**, ARPAPAY, B., KULAKCI, M., (2020), Fabrication and Characterization of Epitaxial Lift-Off Processed GaAs Thin Film Solar Cells Hetero-Epitaxially Grown on Si Substrates, 2nd International Conference on Photovoltaic Science and Technologies, Ankara – Türkiye

AKTAŞ, M., BÜYÜKPINAR, A., ARPAPAY, B., KULAKCI, M., (2020), Characterization of GaAs Thin-Film Solar Cell Structures Grown by Molecular Beam Epitaxy Technique on Si Substrates for Flexible Thin Film Solar Cell Applications, 2nd International Conference on Photovoltaic Science and Technologies, Ankara - Türkiye

