



T.C.

**SİVAS CUMHURİYET ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**AlGaN Tabanlı Morötesi Işık Yayan Diyotların Çalışma Prensibi,
Yapısı ve Uygulama Alanlarının Araştırılması**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Göktürk TAN

Nanoteknoloji Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Tez Danışmanı: Dr. Öğretim Üyesi İlkay DEMİR

SİVAS

EKİM 2019

Göktürk TAN'ın hazırladığı ve “**AlGaN Tabanlı Morötesi Işık Yayan Diyotların Çalışma Prensibi, Yapısı ve Uygulama Alanlarının Araştırılması** ” adlı bu çalışma aşağıdaki jüri tarafından **NANOTEKNOLOJİ MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**'nda **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Tez Danışmanı	Dr.Öğr. Üyesi İlkay DEMİR Sivas Cumhuriyet Üniversitesi
Jüri Üyesi	Doç. Dr. Sabit HOROZ Siirt Üniversitesi
Jüri Üyesi	Dr. Öğr. Üyesi İsmail ALTUNTAŞ Sivas Cumhuriyet Üniversitesi

Bu tez, Sivas Cumhuriyet Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tarafından **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak onaylanmıştır.

Prof. Dr. Özlem Pelin CAN
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ MÜDÜRÜ

Bu tez, Sivas Cumhuriyet Üniversitesi Senatosu'nun 20.08.2014 tarihli ve 7 sayılı kararı ile kabul edilen Fen Bilimleri Enstitüsü Lisansüstü Tez Yazım Kılavuzu (Yönerge)'nda belirtilen kurallara uygun olarak hazırlanmıştır.





Bütün hakları saklıdır.
Kaynak göstermek koşuluyla alıntı ve gönderme yapılabilir.

Göktürk TAN, 2019

ETİK

Sivas Cumhuriyet Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kılavuzu'nda yazan kurallara uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- ✓ Bütün bilgi ve belgeleri akademik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi
- ✓ Görsel, işitsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçları bilimsel ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu
- ✓ Başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda ilgi eserlere, bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunduğumu ve atıfta bulunduğum eserlerin tümünü kaynak olarak gösterdiğimi
- ✓ Bütün bilgilerin doğru ve tam olduğunu, bilgi ve değerlerde değişiklik yapmadığımı
- ✓ Tezin herhangi bir bölümünü, Sivas Cumhuriyet Üniversitesi yada başka bir üniversitede, bir başka tez çalışması olarak sunmadığımı beyan ederim.

14.10.2019

Göktürk TAN

ÖZET

AlGaN Tabanlı Morötesi Işık Yayan Diyotların Çalışma Prensipleri, Yapısı ve Uygulama Alanlarının Araştırılması

Göktürk TAN

Sivas Cumhuriyet Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Nanoteknoloji Mühendisliği Anabilim Dalı Yüksek Lisans Tezi

Danışman : Dr. Öğretim Üyesi İlkay DEMİR

Bu tez çalışmasında öncelikle III-nitrit morötesi yayıcıların teknoloji ve uygulamaları hakkında genel bir açıklama ve özet yapıldıktan sonra Alüminyum Nitrat alıtış üzerine yapılan büyüme ve özelliklerinden bahsedilecek daha sonrasında ise Al₂O₃ alıtış üzerine Alüminyum Galyum Nitrat taban katmanının VPE (Buhar Fazı Epitaksi) ile büyütülmesi anlatılacaktır. İlk olarak; giriş bölümünde yapılacak bilgilendirmeyi takiben ikinci bölümde AlN kristalinin tarihçesi ve özelliklerinden, PVT metodundan, çekirdek büyümesi ve kristalize genişlemeden, PVT yönteminde oluşan yapısal kusurlardan, safsızlıklar ve bunların sonuçlarından ve bunlardan yapılacak çıkarımlardan bahsedilecektir. Üçüncü bölümde ise Al(Ga)N tampon katmanın metalorganik buhar fazı epitaksisi ile büyütülmesinden, MOVPE(metalorganic vapor phase epitaxy) tekniklerinden, AlGaN katmanların (HVPE) hidrid buhar fazı epitaksisi ile üretiminden bahsedilecektir.

Anahtar sözcükler: III-Nitrit morötesi, Epitaksi, AlGaN katmanları, Buhar Fazı Epitaksisi

ABSTRACT

III-NITRIDE ULTRAVIOLET EMITTERS TECHNOLOGIES & APPLICATIONS

Göktürk TAN

Sivas Cumhuriyet University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Master of Science Thesis in Nanotechnology Engineering

Advisor : Dr. Öğretim Üyesi İlkay DEMİR

First chapter provides a brief of introduction to group III-nitride ultraviolet light emitting diode (LED) technologies and applications and areas for UV-LEDs. In the second chapter the growth of AlN crystals by sublimation and recondensation at temperatures exceeding 2000 °C has proven to be the method of choice, as the boules and alttaşes show very high structural perfection at reasonable growth rates. target of this chapter is to provide readers with enough information about AlN alttaş preparation to understand and make informed decisions about employing AlN alttaşes for deep-UV optoelectronics. This chapter provides an insight into growth, strain management, and dislocation reduction techniques in metalorganic vapor phase epitaxy (MOVPE) of AlN and hydride vapor phase epitaxy (HVPE) of AlGa_N layers. For both MOVPE and HVPE epitaxial lateral overgrowth of patterned alttaş surfaces is an important technique to enhance the thickness of crack-free layers. This opens the route to UV-LEDs with improved performance.

Keywords: III-nitride, UV-LED, MOVPE, HVPE, AlGa_N.

KATKI BELİRTME VE TEŞEKKÜR

Bilgi ve deneyimlerinden sürekli yararlandığım, tezin her aşamasında yardımlarını esirgemeyen danışman hocam Dr. Öğretim Üyesi İlkay DEMİR'e çok teşekkür ederim.



İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖZET	vi
ABSTRACT	vii
TEŞEKKÜR	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ	xi
TABLolar DİZİNİ	xiii
SİMGELER DİZİNİ	xiv
KISALTMALAR DİZİNİ	xv

1. İİİ-NİTRİT MORÖTESİ YAYICILARA GİRİŞ

1.1. Giriş	16
1.2. UV- LED Yayıcıları ve Uygulamaları	17
1.3. UV-LED'ler - Son Teknoloji ve Karşılaşılan Zorluklar	19
1.4. UV-LED'ler - Anahtar Parametreler ve Cihaz Performansı	22
1.5. UV-LED IQE Kusurlarının Etkileri	25
1.6. UV -LED Akım-Enjeksiyon Verimleri ve Çalışma Voltajı	27
1.7. UV-LED Işık Yayınmı	28
1.8. UV-LED Termal Yönetim ve İndirgeme	29
1.9 Genel Bakış	31
1.10 Özet	32

2. KÜLÇE AlN ALTTAŞ BÜYÜMESİ VE ÖZELLİKLERİ

2.1. AlN Kristallerinin Tarihi ve Özellikleri	33
2.2. PVT Metodu ile AlN Büyümesi: Teorisi	35
2.3. PVT Metodu ile AlN Büyümesi: Teknolojisi	37
2.4.Çekirdek Büyümesi ve Kristal Genişlemesi	40
2.5. PVT Yöntemiyle AlN Kristallerinde Yapısal Kusurlar	42
2.6. AlN Alttaş Safsızlıkları ve Ortaya Çıkardığı Sonuçları	45
2.7. Çıkarımlar ve Genel Bakış	48

3.NİTRİT TABANLI UV-IŞIK YAYICILARI İÇİN Al₂O₃ ALTTAŞ ÜZERİNE AlGaN TABANLI KATMANLARIN BUHAR FAZİEPİTAKSİSİ

3.1.Giriş	51
3.2 MOVPE ile AlGaN Tampon Katmanlarının Büyümesi.	52
3.3. Azaltılmış TDD ile AlGaN Tabanlı Katmanların MOVPE Teknikleri	54
3.4. AlGaN Katmanların HVPE ile Büyütülmesi	58
3.4.1. HVPE Tekniğinin Temelleri	58
3.4.2. Alttaş Seçimi	60
3.4.3. HVPE ile Büyütülen AlGaN Katmalardan Çıkan Sonuçlar	61
3.4.3.1 Yanal Düzgünlük	64
3.4.3.2 MOVPE ile Büyütülmüş AlN ve Al ₂ O ₃ Şablonların Kullanımı	65
3.4.3.3 HVPE ile Direkt Büyüme Başlangıcı	66
3.4.3.4 ½1120 Al ₂ O ₃ Çukurlar Boyunca PSS Üzerinde Büyüme	69
3.4.3.5 İzotropik Desenlerle PSS Üzerinde Büyüme	72
3.5. Özet	73

4. MORÖTESİ IŞIK YAYAN DİYOTLARIN UYGULAMALARI	
4.1. Su Dezenfeksiyonu için Morötesi Işık Yayan Diyotlar	74
4.1.1. Morötesi Dezenfeksiyonda Temel Prensipler	74
4.2. Morötesi Işık Yayan Diyotların Dermatolojik Fototerapide Kullanılması	75
4.2.1. PUVA Terapi	76
4.2.2. Geniş Bant UVB (BB-UVB) Terapisi	77
4.2.3. Dar Bant UVB (NB-UVB) Terapisi	77
4.2.4. UVA-1 Terapisi	78
4.2.5. Hedefli Morötesi Fototerapi	78
4.2.6. Ekstrakorporeal Fotokemoterapi	78
4.3. Gaz Algılama Uygulamalarında Morötesi Işık Yayan Diyotlar	79
4.4 Morötesi Işık Yayan Diyot ile Kurutma Uygulamaları(UV-Curing)	80
4.4.1. Kaplamalar, Mürekkepler ve Baskı	82
4.4.2. Stereolitografi	83
KAYNAKLAR	84
ÖZGEÇMİŞ	108

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1	AlGa _N , InAlGa _N - ve InGa _N kuantum kuyusu için rapor edilen EQE	15
Şekil 1.2	UVA-B-C LED'lerin uygulamaları	16
Şekil 1.3	3 (In) AlGa _N MQW UV-LED heterostyapısının şematik gösterimi.....	18
Şekil 1.4	a)kuantum kuyucuğu LED'lerinin emisyon spektrumları.....	19
Şekil 1.5	265 nm'ye yayılan bir AlGa _N MQW LED'i için simüle edilmiş IQE	24
Şekil 1.6	Bant aralığı enerjileri ve emisyon dalga boyları	25
Şekil 1.7	Işık çıkışına karşı akım (L – I) ters çip montaj özelliği. Seramik bir pakette UVB-LED.	26
Şekil 1.8	a) UVB-LED çıkış gücünde zaman içindeki normal değişiklik ve ölçülen ömürler	29
Şekil 1.9	Gerçek ve yansıtılan duvar prizi verimliliklerine göre ışık çıkış gücü	30
Şekil 2.1	a) 1 bar'da Faz diyagramı b) buhar türlerinin kısmi basıncı	34
Şekil 2.2	AlN külçe büyümesi için pota ve reaktör kurulumu... ..	36
Şekil 2.3	Kendiliğinden çekirdeklenmiş, serbest duran AlN külçe kristalleri.....	39
Şekil 2.4	a)SiC çekirdeğinde büyütülen AlN kristali b)AlN çekirdeğinde yetişen AlN kristali	40
Şekil 2.5	a) AlN kütle kristallerinde yer değiştirmeler b)Lang topografya görüntüsü	42
Şekil 2.6	Tungsten potada yetişen zonar yapılı, kendiliğinden çekirdeklenmiş, AlN kristali.....	43
Şekil 2.7	Seçilmiş kütle AlN kristallerinin oda sıcaklığında optik absorpsiyon spektrumları.....	45
Şekil 3.1	Emisyon dalga boyuna karşı UV-LED'lerin	49
Şekil 3.2	MOVPE tarafından yetiştirilen ara tabakalar	50
Şekil 3.3	K eğrisi ve işlem sıcaklığının T verileri.....	51
Şekil 3.4	Kesit TEM-ADF mikrografları	53
Şekil 3.5	AlGa _N katmanlarının büyümesi için geleneksel yatay HVPE reaktörünün kesit çizimi	56
Şekil 3.6	GaCl ve AlCl ₃ kısmi basınçları, AlGa _N 'in HVPE'si için reaktifleri belirleme.....	57
Şekil 3.7	Reaktantların büyüme bölgesine girmesi için karıştırma sisteminin şeması.....	58
Şekil 3.8	Büyüme hızının r_g bağımlılığı	59
Şekil 3.9	10 Büyüme hızının r_g bağımlılıkları	60
Şekil 3.10	Büyüme hızının r_g bağımlılıkları	60
Şekil 3.11	AlGa _N katmanlarının XRD'si ile ölçülen bileşimin yanal homojenliği	61
Şekil 3.12	Büyüme sırasında dönen bir AlGa _N katmanının TEM görüntüsü ve EDX spektrumları.....	61
Şekil 3.13	Nomarski mikrografları	62
Şekil 3.14	SEM mikrograflar	62
Şekil 3.15	Nitridasyon olmadan büyütülmüş 680 nm kalınlığındaki Al _{0.98} Ga _{0.02} N tabakaları	63
Şekil 3.16	Al _{0.45} Ga _{0.55} N tabakasının SEM mikrografisi, CL-spektrumu, monokromatik görüntüsü	64
Şekil 3.17	HVPE ile büyütülmüş AlGa _N tabakasının 5 μ m'lik Nomarski yüzey mikrografı.....	65
Şekil 3.18	AlN tampon tabakası ile PSS üzerinde büyütülmüş, Al _{0.45} Ga _{0.55} N	

tabakası.....	66
Şekil 3.19 PSS üzerinde $Al_{0.45}Ga_{0.55}N$ kesitinin SEM görüntüsü, Nomarski mikrofrafisi	67
Şekil 3.20 Altıgen düzenlenmiş sütunlar, AlGaN katmanının yüzeyinde yarıлма ..	68
Şekil 3.21 Al_2O_3 'da bal peteği deseni, yan duvarlarda $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$ büyümesi.....	69
Şekil 4.1 Radikal UV-kurutma reaksiyonlarının prensibi	77



TABLolar DİZİNİ

Tablo 1.1 Farklı UV-LED ip teknolojileri için LEE.....	27
--	----



SİMGELER DİZİNİ

$h.\omega$	Foton enerjisi
η	Verimlilik
n	Yük taşıyıcı yoğunluğu
R_{sp}	Işınımsal yeniden birleşme yüzdesi
R_{nr}	Işınımsal olmayan yeniden birleşme yüzdesi
A	Shockley-Read-Hall yeniden birleşme katsayısı
B	Biyomoleküler yeniden birleşme katsayısı
C	Auger yeniden birleşme katsayısı
$\%$	Yüzde
\rightarrow	Tepkime
Δ	Değişim

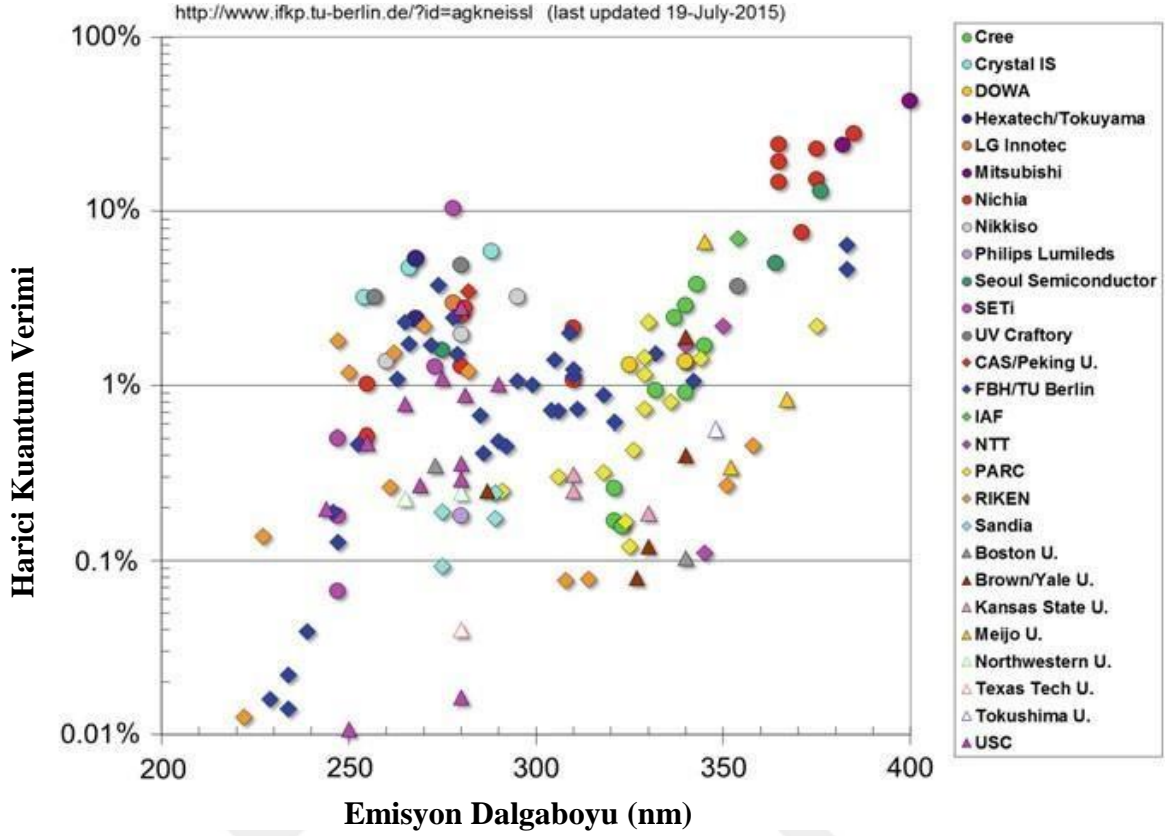
KISALTMALAR DİZİNİ

LED	Işık yayan diyot
UV	Ultraviyole-Morötesi
EQE	Harici kuantum verimliliği
IQE	Dahili kuantum verimliliği
MOVPE	Metalorganik buhar fazı epitaksisi
HVPE	Hidrit buhar fazı epitaksisi
QW	Kuantum kuyuları
QCSE	Kuantum sınırlı stark etkisi
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
TEM	Geçirimli elektron mikroskobu
LAGB	Düşük açılı tane sınırları
DNA	Deoksiribonükleikasit
RNA	Ribonükleikasit
PVT	Fiziksel buhar nakli
PSS	Desenli Al ₂ O ₃ alttaşı
AC	Alternatif akım
DC	Doğru akım
MBE	Moleküler ışın epitaksisi
SPSL	Kısa periyotlu süperörgü katmanı
EBL	Elektron engel katmanı
PCE	Güç çevrim verimliliği
WPE	Priz verimliliği
ELO	Epitaksiyel yanal fazla büyüme
LEE	Işık çıkarım verimliliği
BB	Geniş bant
NB	Dar bant
ECP	Ekstrakorporeal fototerapi
PUVA	Psoralen plus UV-A
RP	Hızlı prototip
SFF	Katı serbest imalat

1.III-NİTRİT ULTRAVİOLE YAYICILARA GİRİŞ

1.1 Giriş

Yüksek verimlilikte ve parlaklıkta çalışan mavi LED'lerin GaN yarıiletkenler sayesinde kullanılmasıyla birlikte yaşanan bir dizi atılımın üzerinden 20 yıldan fazla zaman geçmiştir [1-4]. Günümüzde GaN tabanlı mavi ve beyaz LED'lerin verimi herhangi bir geleneksel ışık kaynağını rahatlıkla geride bırakmakta ve her hafta milyarlarca üretim yapılmaktadır. Bu harika gelişmeleri mavi ve beyaz LED'lerin kendilerine telefon, bilgisayar ekranı, televizyon gibi alanlarından başlayarak sonrasında otomotiv, sokak ışıklandırması ve diğer birçok alanda uygulama sahası bularak marketi domine etmeleri izlemiştir. Bu gelişmeler neticesinde Isamu Akasaki, Hiroshi Amano ve Shuji Nakamura 2014 yılında Nobel Fizik Ödülünü aldılar. Bu örnek yarıiletken konusundaki gelişmelerin ve buluşların nasıl da adım adım tüm endüstriyi pazarı ve dolayısıyla tüm dünya yaşamını değiştirebildiğini göstermiştir. Yine de tüm bu gelişmelere rağmen GaN cihazların sağlayabildiği emisyon spektrumunun çok az bir kısmını kullanabilir haldeyiz. GaN alaşımına AlN eklenerek emisyon dalgaboyu neredeyse tüm UVA, UVB, UVC spektral aralığında ayarlanabilir hale gelmiştir(Şekil 1.1). Tüm verimliliğe ve güç kademelerine rağmen AlGaN tabanlı UV-LED'ler hala görünür bölgedeki muadillerine oranla sönük haldeler. Şüphesiz takip eden yıllarda UV-LED'lerin verimlilikleri ve güçleri artacak ve her miliwatt başına düşen maliyet önemli ölçüde azalacaktır. Medikal teşhis, fototerapi, algılama gibi birçok yüksek kalite uygulama alanında UV-LED'ler belirgin avantajlar sağlamaktadır. Gelecek yıllarda yaşanacak gelişmelerle birlikte daha birçok kullanım alanı bulacakları aşikardır. Bütün bu gelişmeleri tek başlık altında topladığımızda bu bölüm III-nitrit tabanlı malzemelere, morötesi yayıcılara ve uygulama alanlarına karşı genel ve kapsamlı bir bakış açısı kazanılmasını sağlayacaktır. Su sterilizasyonu, fototerapi, gaz sensörü, bitki büyümesi, UV-tedavi gibi birçok alandaki etkileri incelenecektir.



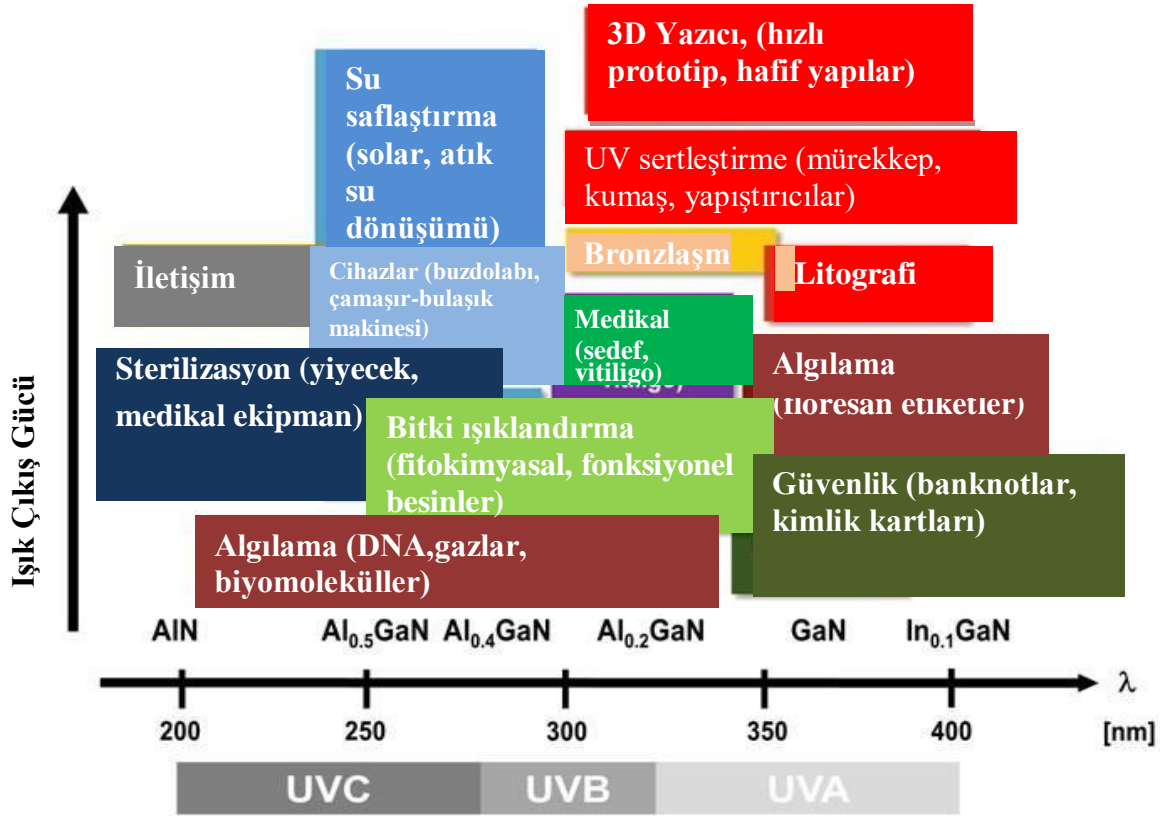
Şekil 1.1 AlGaIn, InAlGaIn- ve InGaIn kuantum kuyusu için rapor edilen dış kuantum verimleri, UV spektral aralığında yayılan LED'ler [6–32]

1.2 UV LED'ler ve Uygulamaları

Geleneksel ışık kaynakları ile karşılaştırıldıklarında (Düşük ve orta basınçlı civa lambaları gibi) [33] UV-LED'ler bir dizi avantaj sunmaktadırlar. UV-LED'ler aşırı güçlü, kompakt, çevre dostu ve uzun ömürlüdürler. Isınma ve çalışma için belirgin derecede fazla zamana ihtiyaç duymazlar. Birkaç on nanosaniyede ardarda açılıp kapatılabilirler. Bu özellik UV-LED'leri birçok devre ve uygulama için anahtar elemanı olarak kullanılabilir hale getirmiştir ki bunlar geleneksel UV ışık kaynaklarıyla gerçekleştirilmesi mümkün olmayan özelliklerdir. Örneğin; miktar tespit algoritmalarında yani ölçümlerde ve temel kalibrasyonlarda sisteme fazlasıyla hassasiyet sağlayabilirler. Aynı şekilde UV-LED'ler bazı belirli gazların, organizmaların ve biyomoleküllerin karakterizasyonu için kullanılabilir. Bir diğer avantaj ise UV-LED'ler ortalama bir DC voltaj ile çalışabilirler ki bu onları pille yada güneş enerjisiyle çalışmaya uygun hale getirmektedir. Elektriksel olarak kolayca ayarlanabilir/kısılabılır ve bu enerji tasarrufu açısından oldukça önemlidir. Örneğin

su sterilizasyonu uygulamasında suyun akışına/debisine göre gerekli olan radyasyon dozunda değişmektedir ve bunu ayarlamak önemli bir hal almaktadır bu durumda UV-LED'lerin ayarlanabilir olması önem teşkil etmektedir. En önemlisi ise emisyonları UVA, UVB, UVC spektral aralığında herhangi bir dalgaboyuna ayarlanabilmektedir. Farklı uygulama alanları Şekil 1.2 üzerinde gösterilmiştir.

UVA spektral aralığındaki önemli uygulamalara örnek verecek olursak; mürekkep, boya, kaplama, rezin, polimerler, yapıştırıcıların UV iyileştirilmesi, 3D yazıcıların prototip üretimi ve hafif yapıların üretimi, sensör alanında kimlik kartları, banknotlar, medikal uygulama olarak kan gazı analizi sayılabilir. UVB spektral aralığındaki uygulamalardan örnekler verecek olursak; fototerapi [34,35], özellikle vitiligo ve sedef hastalığının tedavisi, bitki gelişimi için ışıklandırma [36]. UVC spektral aralığında ise atık su sterilizasyonu [37-42] ve geri dönüşümü, dezenfeksiyonu, yiyeceklerin ve medikal ekipmanların dezenfeksiyonu uygulama örneklerinden bazılarıdır. Bazı sensör uygulamalarıyla gaz tespiti ve biomolekül tespiti UVB ve UVC LED'ler için geçerlidir [42-44] bunlardan bazıları; triptofan, NADH, tirozin, DNA, RNA. UVC-LED'ler aynı zamanda görüş mesafesi dışındaki iletişimlerde kullanılmıştır [45]. Sayılan tüm bu uygulamalar UVA, UVB, UVC spektral aralığında ayarlanabilir AlGaN tabanlı UV-LED'lerin buluşu sayesinde gerçekleştirilebilmiştir.

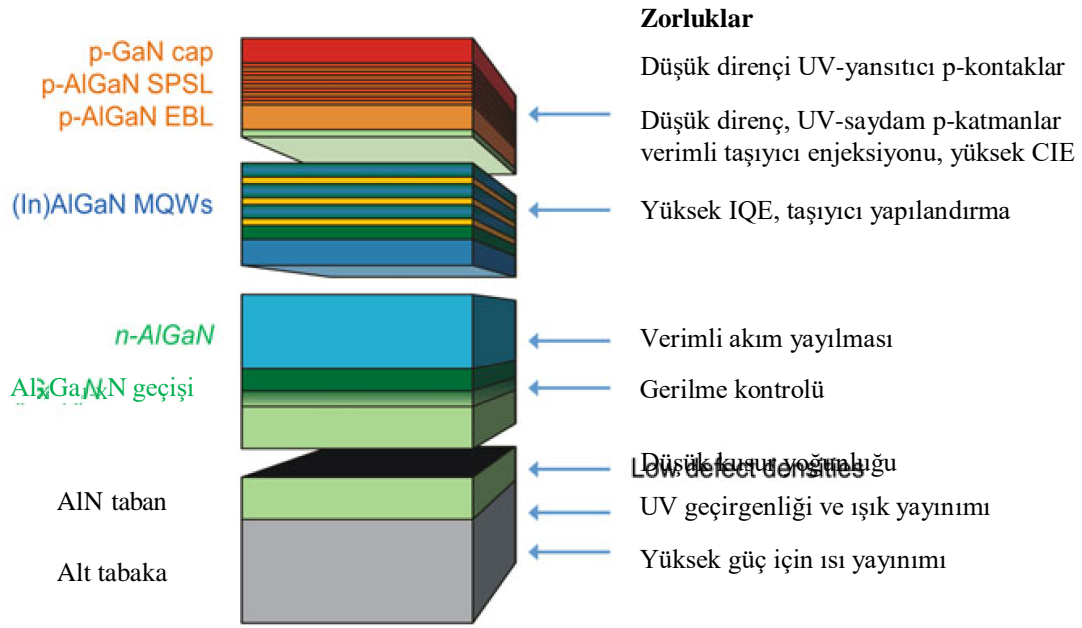


Şekil 1.2 UVA (400–320 nm), UVB (320-280 nm) ve UVC (280–200 nm) LED'lerin uygulamaları [387]

1.3 UV-LED'ler- Son Teknolojiler ve Karşılaşılan Zorluklar

365-400 nm spektral aralığında UVA-LED cihazlarda birçok şirket halihazırda mükemmel performans gösteren cihazlar üretmektedir. Bu şirketlerden bazıları şunlardır; Nichia (Japonya), Nitride Semiconductors (Japonya), Epitex (Japonya), UVET Electronics (Çin), Tekcore (Tayvan), Seoul Opto Device (Kore), SemiLEDs (ABD), Luminus Devices (ABD), Lumex (ABD), and LED Engine (ABD). UVB-LED konusunda reklamlar daha seyrek, spektral aralığı 320-280 nm arasındadır, üreten firmalardan bazıları ise şunlardır; SETi (ABD), Dowa (Japonya), Nikkiso (Japonya), and UVphotonics (Almanya). Benzer şekilde UVC-LED'ler az sayıda şirket tarafından üretilip satılmaktadır. Bunlar; SETi (ABD), Nitek (ABD), Crystal-IS/Asahi-Kasei (ABD/Japonya), Hexatech (ABD), UVphotonics (Almanya), Nikkiso (Japonya), and LG Electronics (Kore) şeklinde sıralanabilir.

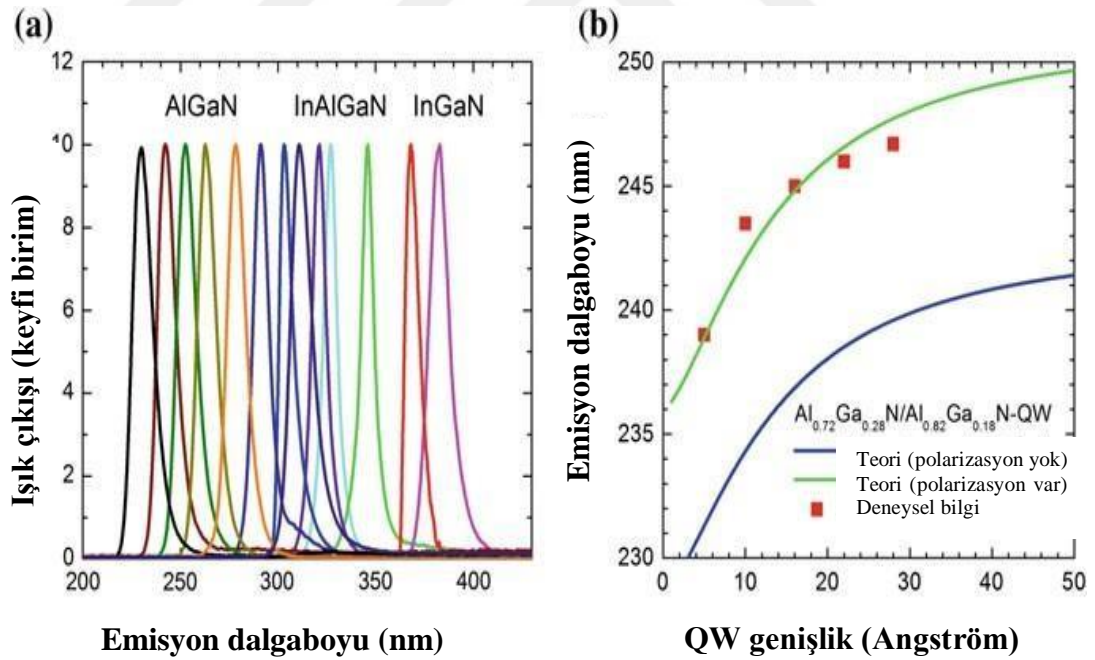
UVA aralığındaki UV-LED'ler (400-365 nm) birçok uygulama için uygundur ama UVB ve UVC aralıklarındaki UV-LED'lerde EQE (External Quantum Efficiency-Harici Kuantum Verimliliği) hala tek haneli yüzdelerdedir. Günümüz itibariyle birçok UVB-UVC ledler sadece birkaç miliwatt çıkış gücüne sahiptirler ve ömürleri 1000 saatten bile azdır [30,41]. Bu dalgaboyu aralıklarında ki UV-LED'lerin veriminin sınırlı olmasının birçok sebebi vardır ve Şekil 1.3'de gösterilen heteroyapıda her katman için farklı bir zorlukla karşı karşıya kalınmaktadır.



Şekil 1.3 3 (In) AlGaIn MQW UV-LED heterostyapısının şematik gösterimi [48]

Birçok UV-LED heteroyapısı c-düzleme yerleştirilmiş Al_2O_3 alttaş üzerine büyütülür. Al_2O_3 alttaş 2-8 in. çap arası çeşitli ölçüler için kullanıma uygundur. En önemlisi Al_2O_3 alttaş, 8.8 eV geniş enerji bant aralığına sahip olduğundan UVA-UVB-UVC bölgelerinin tamamında şeffaftır. Çoğu AlGaIn tabanlı LED heteroyapısı trimetilgalyum (TMGa), trietilgalyum (TEGa), trimetilalüminyum (TMA1), trimetilindiyum (TMIn) kullanılarak MOVPE (Metal Organic Vapor Phase Epitaxy) yöntemiyle yani metal organik buhar fazı epitaksisi yöntemiyle büyütülür. SiH_4 ve Cp_2Mg n ve p katkı kaynağı olarak kullanılır. Hidrojen ve azot ise taşıyıcı gaz olarak kullanılır. AlGaIn katmanlar için tipik büyütme sıcaklığı 1000-1200 C° dir. Ama AlN tabakanın büyümesi için bu sıcaklık

1500 C° ye kadar çıkabilir [50-52]. Al₂O₃ alttaş elektriksel olarak yalıtkan olduğundan bir n-AlGaN akım yayıcı katman daha sonra uygun olup düzgün yanal akım yayıcı ve AlGaN çoklu quantum kuyusuna elektron enjeksiyonu yapar. AlGaN ve AlN ın örgü sabitleri arasındaki farkı kapatmak amacıyla bir Al_xGa_{1-x}N geçiş katmanını AlN taban ve AlGaN akım yayıcı katman arasına yerleştirilir böylece gerilme kontrolü sağlanır(Şekil 1.6). Işık yayan aktif bölge tipik olarak birkaç nanometre kalınlığında InAlGaN bariyerler tarafından ayrılan, AlGaN yada InAlGaN kuantum kuyuları (QW-Quantum Wells) içerir. LED'lerin dalgaboyu emisyonu biricil öncül olarak aşağıdaki şekilde de görüldüğü üzere AlGaN ve InAlGaN kuantum kuyularındaki alüminyum ve indiyum mol oranlarına göre belirlenir. (Şekil 1.4 a) Geçiş enerjilerine dolayısıyla da kuantum kuyularındaki boşluk enerjisinden ve elektron enerjisinden kaynaklı emisyon dalgaboyuna yapılan ek katkılar kuantum kuyularının yüksekliğine olduğu kadar genişliğine de bağlıdır. Aşağıdaki şekilde Al_{0.82}Ga_{0.18}N bariyerli Al_{0.72}Ga_{0.28}N üçlü kuantum kuyusu LED'lerinin emisyon dalgaboyları ve farklı kuantum kuyusu genişlikleri gösterilmektedir. (Şekil 1.4 b)



Şekil 1.4 a) UVA, UVB ve UVC spektral aralığında yayılan AlGaN, InAlGaN ve InGaN kuantum kuyucuğu LED'lerinin emisyon spektrumları. b) Al_{0.72}Ga_{0.28}N kuantum kuyusunun emisyon dalga boyu farklı QW genişlikleri için LED'ler [387]

Neredeyse tüm UV-LED'lerin c düzleminde wurtzite kristal üzerine büyütülmesinden bu yana AlGaIn heteroyapısında güçlü doğal ve piezoelektrik yüklenmeler ortaya çıkar, kuantum kuyularındaki polarizasyon alanlarını yönlendirir ve sonuç olarak emisyon dalgaboyu kırmızıya kayar. Bu etki Kuantum Sınırlı Stark Etkisi olarak bilinir (QCSE-Quantum Confined Stark Effect) [53]. Polarizasyon alanının büyüklüğü geniş ölçüde kuantum kuyularının yığılmasına bağlı olduğu kadar AlGaIn quantum kuyuları ve AlGaIn bariyerleri arasındaki alüminyum mol oranı farkına da bağlıdır. Aktif bölge; magnezyum katkılı p-AlGaIn elektron engel katmanını (EBL-Electron Blocking Layer) takiben magnezyum katkılı p-AlGaIn kısa periyot süperörgü katmanı ve magnezyum katkılı p-GaN omik kontak katmanı ile sınırlandırılmış haldedir. p-AlGaIn elektron engelleme tabakasının (EBL) görevi AlGaIn kuantum kuyularının aktif bölgesinden p-katmanlarına elektron sızıntısını önlerken kuantum kuyularının içerisine etkili bir şekilde boşluk enjeksiyonunu kolaylaştırmaktır. İdeal olarak UV fotonlarının soğurulmasını engellemek için magnezyum katkılı p-AlGaIn kısa periyot süperörgü katmanı morötesi ışınımına geçirgendir. UV-LED literatüründeki farklı farklı uygulamalara bakıldığında tabiki temel UV-yapısından birçok sapma vardır. Örneğin; p-AlGaIn SPSL(Short Period Superlattice Layer- Kısa Periyot Süperörgü Katmanı) yerine bir magnezyum katkılı külçe p-AlGaIn katmanı da kullanılabilir. Bazı LED heteroyapı dizaynları polarizasyon katkılamaı sayesinde boşluk taşıma konsatrasyonunu artırmak için p-AlGaIn katmanındaki alüminyum mol oranının değişiminden faydalanır [54]. Bununla birlikte anahtar elementler yukarıdaki şekilde açıklanmıştır ve bu yapı çoğu UV-LED içerisinde bulunur. (Şekil 1.3) UV-LED'lerin yapımı sırasında kullanılan teknikler arasında MOVPE baskın bir teknik olmasının yanısıra AlGaIn tabanlı UV-LED'lerin gösteriminde MBE [55] yada HVPE [56] teknikleri de kullanılmaktadır.

1.4 UV-LED Anahtar Parametreleri ve Cihaz Performansları

UV-LED performansını tanımlamak için bazı karakteristikler bulunmaktadır. Elektriksel giriş gücünün UV ışık çıkışı olarak dönüşümüyle oluşan çevrim verimi WPE(Wall Plug Efficiency- Priz Verimi) yada PCE(Power Conversion Efficiency-Güç Çevrim Verimliliği) olarak adlandırılır. Genellikle; Işık yayan diyotların priz verimi(WPE) UV çıkış veriminin giriş elektriksel verimine oranı olarak tanımlanır. Bu

formülize edilecek olursa aşağıdaki gibi tanımlanır;

$$WPE = P_{out} / I \cdot V = (\eta_{eqe}) \cdot (h \cdot \omega / e \cdot v) \quad (1.1)$$

P_{out} çıkış gücünü ifade eder, I LED üzerinden geçen akımı ifade eder, V LED i çalıştırmak için gerekli olan voltaj değeridir, hw foton enerjisini N_{eqe} ise EQE verimliliğini belirtir.

Harici kuantum verimi; çıkış gücünün 'e' elektron enerjisi ile çarpımının 'akım X foton enerjisi' ifadesine bölünmesiyle kolayca bulunabilir. Bu eşitlik aşağıdaki şekilde gösterilebilir;

$$\eta_{eqe} = P_{out} \cdot e / I \cdot hw \quad (1.2)$$

Başka bir deyişle harici kuantum verimi; enjeksiyon verimi(Injection efficiency), ışınımsal yeniden birleşme verimi(Radiative Recombination Efficiency) ve ışık çıkarım veriminin(Light Extraction Efficiency) çarpımı şeklinde yazılabilir. Bu aşağıdaki formü ile ifade edilir;

$$\eta_{eqe} = \eta_{inj} \cdot \eta_{rad} \cdot \eta_{extr} = \eta_{int} \cdot \eta_{extr} \quad (1.3)$$

Ayrıca yukardaki eşitlikte de görüldüğü üzere enjeksiyon verimi ve ışınımsal yeniden birleşme veriminin çarpımı dahili kuantum verimini (Internal Quantum Efficiency) verir.[57]

Bu yüzden enjeksiyon verimi yük taşıyıcılarının oranı olarak tanımlanabilir örneğin elektronlar ve cihaza giren toplam akıma karşılık kuantum kuyularının aktif bölgesine ulaşan kuyular gibi. Işınımsal yeniden birleşme verimi; kuantum kuyularının aktif bölgelerinde ışınımsal yeniden birleşme durumundaki bütün elektron-kuyu eşleşmelerinin bölümüdür örneğin UV foton üretimi gibi. Işınımsal yeniden birleşme verimi ışınımsal yeniden birleşme yüzdesinin ışınımsal ve ışınımsal olmayan yeniden birleşme yüzdesinin toplamına bölümü ile edilir. Bu eşitlik aşağıdaki şekilde

formülize edilebilir;

$$\eta_{\text{rad}} = R_{\text{sp}} / (R_{\text{sp}} + R_{\text{nr}}) \quad (1.4)$$

Yukarda belirtilen ışınımsal olmayan yeniden birleşme yüzdesi(R_{nr}) şu şekilde ifade edilir; Shockley-Read-Hall yeniden birleşme terimi ve Auger yeniden birleşme teriminin toplamı. Yani;

$$R_{\text{nr}} = (A \cdot n) + (C \cdot n^3) \quad (1.5)$$

Burada 'A' Shockley-Read-Hall yeniden birleşme katsayısı, 'C' Auger yeniden birleşme katsayısı, 'n' kuantum kuyularındaki yük taşıyıcı yoğunluğunu belirtir. SRH(Shockley-Read-Hall) katsayısı olan 'A', SRH ömrüyle ters orantılıdır ki aynı şekilde malzemedeki arıza yoğunluğuna da bağlıdır. Işınımsal olmayan yeniden birleşme ömrü yüksek kusurlu AlGa_{0.3}N katmanları için birkaç on pikosaniye ile sınırlıdır. III-nitrit materyaller için Auger katsayısı C'nin miktarı hala büyük oranda tartışılır haldedir [60-65] ve C katsayısı mavi-mor LED'ler için 1×10^{-31} ve $2 \times 10^{-30} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ aralığındadır. UV yayıcıların Auger katsayısını hesaplamak için kullanılan ölçümler hala ilkel seviyededir [66]; yine de teorik modellere göre Auger katsayısı daha kısa emisyon dalga boyları için çok daha kısa seçilmelidir [67]. Sonuç olarak ışınımsal yeniden birleşme ya da doğal yeniden birleşme yüzdesi ' R_{sp} ' aşağıdaki eşitlikle açıklanabilir;

$$R_{\text{sp}} = B \cdot n^2 \quad (1.6)$$

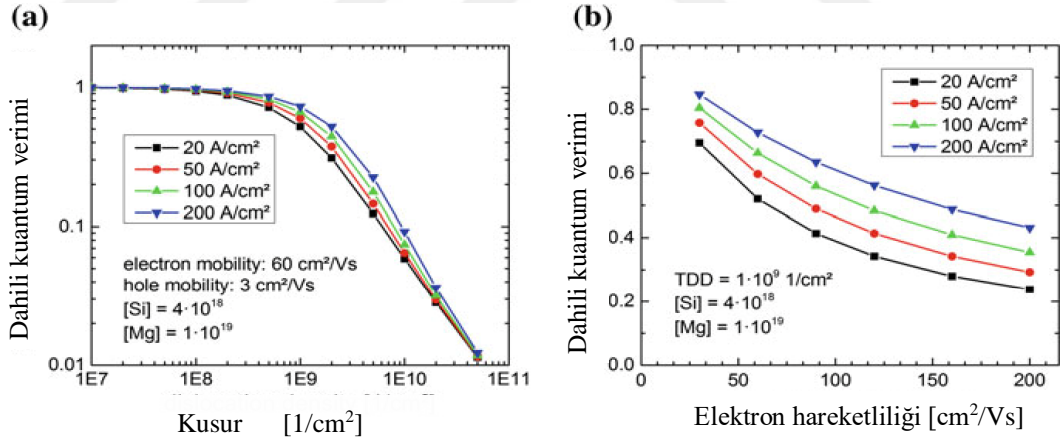
Burada 'B' ikili moleküler yeniden birleşme katsayısı ifade eder, 'n' ise kuantum kuyularındaki taşıyıcı yoğunluğunu ifade eder. 'B' katsayısı önemli ölçüde aktif bölgenin tasarımına bağlıdır. Örneğin; kuantum kuyusu genişliği, kuantum bariyeri yüksekliği, AlGa_{0.3}N kuantum kuyularının gerilme durumu, kuantum kuyusundaki polarizasyon alanının miktarı. 'B' katsayısı için tipik değerler; $2 \times 10^{-11} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$ aralığındadır.[66,68] Bugün en iyi InGa_{0.3}N tabanlı mavi LED'ler için en fazla EQE %84 ve WPE %81 dir[69]. Ayrıca ticari mavi LED'ler %69 EQE ile ve %55 WPE ile

çalışmaktadırlar [70]. Bu olağanüstü rakamlara EQE ve WPE değerlerini maksimize etmek için en uygun parçaların ve etmenlerin seçilmesiyle ancak ulaşılmaktadır. İnce film LED teknolojileri, yüksek yansıtma gücüne sahip metal alttaşlar, gelişmiş paketleme teknikleri vb sayesinde günümüz modern mavi LED ışık yayma verimi %85 i aşmıştır. Bundan da öte düşük kusur yoğunluklu GaN/Al₂O₃ şablonlar ve yüksek verimli InGaN kuantum kuyuları aktif bölgeleri ile IQE neredeyse %90'a çıkmaktadır [70]. Magnezyum katkılı GaN AlGaN elektron engelleme katman ve düşük dirençli n-GaN akım yayıcı katmanlar enjeksiyon verimini %90'ların ötesine taşımıştır [70]. Sonuç olarak rafine edilmiş magnezyum ve silisyum katkılı profiller ve idealleştirilmiş omik kontaklar düşük çalışma voltajını garanti eder ki bu yüksek WPE değerlerine çevrim sağlar. Mavi LED'lerin olağanüstü karakteristikleri kısa dalgaboylu muadillerine göre fazlasıyla yüksek performans gösterirler. UVA-LED'lerin neredeyse 365 nm sınırında bile harici kuantum verimi yaklaşık %30 lardadır, buna karşılık tipik UVB-LED ve UVC-LED'lerin harici kuantum verimi %1-3 arasındadır. Böylesine küçük bir yüzdenin sebebini açıklayacak birkaç faktör sıralarsak; düşük ışınımsal yeniden birleşme verimi ve düşük enjeksiyon verimi dolayısıyla bunlardan kaynaklı dahili kuantum verimi, onun kadar etken sebeplerden bazıları da nispeten düşük ışık yayımını ve yüksek çalışma voltajıdır.

1.5 UV-LED Harici Kuantum Verimi Kusurlarının Etkileri

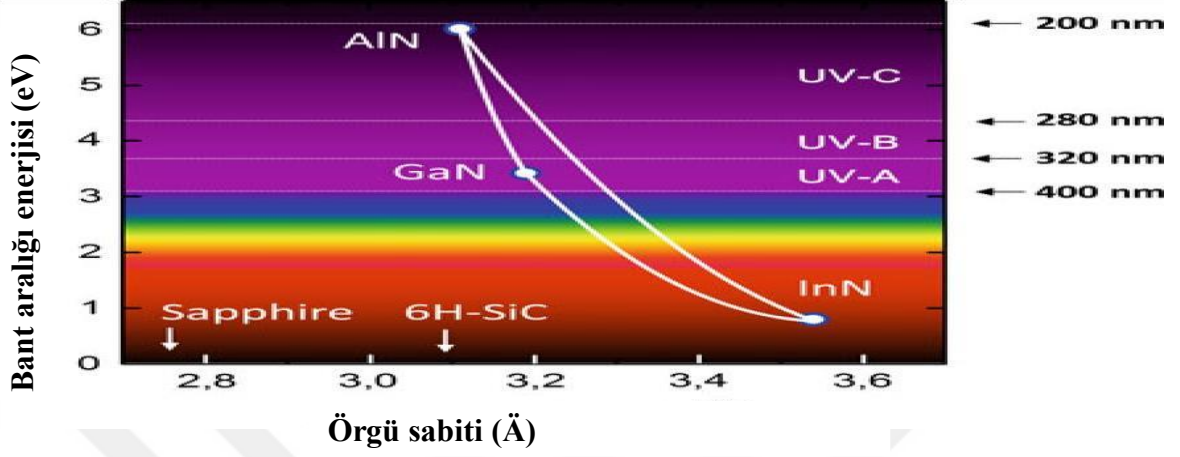
UV yayıcıların dahili kuantum veriminin düşüklüğü kayda değer ölçüde AlN ve AlGaN materyallerin yüksek kusur yoğunluğundan kaynaklı olduğu söylenebilir. Örneğin; Al₂O₃ alttaş üzerine AlN katmanların büyütülmesi tipik olarak 10¹⁰ cm⁻² [50-52] aralığındaki dislokasyon yoğunluğuna sebep olur. Bu bir dizi şeklindeki dislokasyonlar enjekte edilen taşıyıcılar için ışınımsal olmayan yeniden birleşme patikaları açar ve bu önemli ölçüde dahili ve harici kuantum verimini düşürür[57,70,71]. Al₂O₃ alttaş üzerine büyütülen AlGaN ve AlN katmanlardaki kusur yoğunluğunun düşürülmesi için gösterilen farklı yaklaşımlardan biri de ELO(Epitaxial Lateral Overgrowth) olarak adlandırılan epitaksiyel yanal aşırı büyüme denen yöntemle orta bölgede 10⁸ cm⁻² [72-76] kusur yoğunluğu oluşturmaktır. Al₂O₃ alttaş üzerinde nano-desendeki büyüme de dahil olmak üzere[29,77] kusur yoğunluğunu düşürmek için kullanılabilecek bir diğer yaklaşım ise düşük sıcaklıktaki AlN veya SiN_x[18,79] arakatmanlar kadar kısa periyot

AlGaN süperörgülerini[78] kullanmaktadır. IQE(dahili kuantum verimi)'yi hesaplayabilmek amacıyla; ışınımsal ve ışınımsal olmayan yeniden birleşme yüzdeleri, dizili haldeki dislokasyon yoğunluğunun ve enjeksiyon akım yoğunluğunun bir fonksiyonu olarak hesaplanmış haldedir.[23] AlGaN wurtzite yarıiletken materyallerde derin seviyelerde bazı potansiyel kusurlar vardır. Örneğin; N ve Ga boşluklarının yanısıra kenarlı, köşeli ve karışık tip sıralı dislokasyonlar vardır.[80-83] Dislokasyon doğası ve elektriksel özellikleri modelin bir parçası olmamasına rağmen simülasyondaki 'S' parametresi dislokasyonda çekirdeğindeki elektriksel olarak aktif bölümün bir parçasıdır. Ek olarak dahili kuantum verimi; elektron, kuyu hareketlilikleri, dengesiz taşıyıcı derişimleri, azınlık taşıyıcı difüzyon uzunlukları tarafından yönetilir. 10^7 cm^{-2} aralığıdaki dislokasyon yoğunluğu dahili kuantum verimini biraraya getirmek için gereklidir(Şekil 1.5 a). Gelişmiş dislokasyon filtreleme tekniklerini kullanarak Al_2O_3 alttaş üzerine heteroepitaksiyel büyüme için bile bu aralığıdaki dislokasyon yoğunluğu gerçekleştirilebileceği söylenebilir. Sabit sıralı dislokasyon yoğunluğu, aynı şekilde dahili kuantum verimi önemli ölçüde elektron hareketliliğine ve akım yoğunluğuna bağlıdır. (Şekil 1.5 b)



Şekil 1.5 265 nm'ye yayılan bir AlGaN MQW LED'i için simüle edilmiş dahili kuantum verimleri (IQE). a) Farklı akım yoğunlukları için aktif bölgedeki dış açma çıkma yoğunluğuna göre IQE. [387] b) Farklı akım yoğunlukları için elektron hareketliliğine göre IQE (simülasyonlar Martin Guttman ve Christoph Reich, Katı Hal Fiziği Enstitüsü, TU Berlin).

Bu bağımlılık; 10^8 ve 10^{10} cm^{-2} aralığı aralığında en belirgin şekildedir, taşıyıcı difüzyon uzunluğu ve dislokasyon aralığı içinde aynı ölçülerdedir.(Şekil 1.6)



Şekil 1.6 Bant aralığı enerjileri ve InN, GaN, AlN ve diğer III – V ve II – VI bileşik yarı iletken malzemelerin örgü boşluklarına göre çizilen emisyon dalga boyları. [387]

Hatta daha düşük kusur yoğunluğu külçe AlN alttaş üzerine homoepitaksiyel büyütme ile elde edilebilir. Örneğin; süblimleştirme ve geri yoğunlaştırma yöntemiyle külçe AlN alttaş büyütülmesi dislokasyon yoğunluğunun 10^4 cm^{-2} değerine kadar düşmesine sebep olur. Buna rağmen, bu alttaşların ulaşılabilirliği sınırlıdır ve şuan için tipik alttaş ölçüleri 1-in. çapında yada daha düşüktür. Ek olarak külçe AlN alttaşlar UVC spektral aralığında güçlü soğurma bantları gösterirler, ki bu ışık yayılımı için ciddi zorluklar ortaya çıkarır, çünkü bu normalde alttaş boyunca UV ışık yayılımı yaparak elde edilir.

1.6 UV-LED Akım-Enjeksiyon Verimi ve Çalışma Voltajı

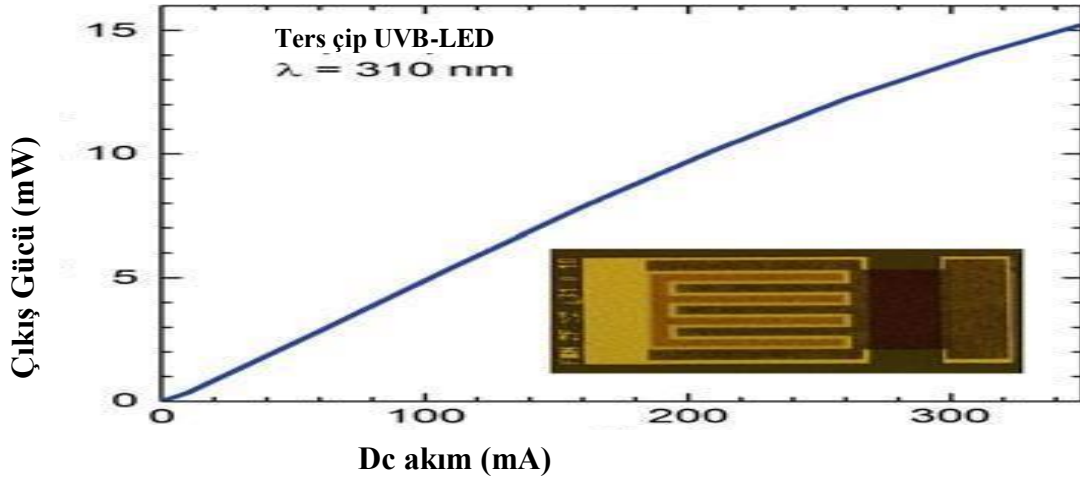
Birçok UV-LED, magnezyum katkılı p-AlGaN katmanların nispeten düşük olan iletkenliklerinden kaynaklı olarak zayıf enjeksiyon verimlerinden ve yüksek çalışma voltajlarından muzdariptir. Bu magnezyum katkılı p-AlGaN katmanının [93,94] alüminyum mol oranı ile sürekli artan magnezyum alıcısı için iyonizasyon enerjisine göre değişir. Magnezyum katkılı AlN katmanları alıcılarının seviyeleri valans bandının üzerinde 510 meV civarındadır [70]. Bu yüzden magnezyum katkılı külçe AlN katmalarının içindeki magnezyum alıcılarının sadece küçük bir kısmı oda sıcaklığında

iyonize edilmiş haldedir.

Nispeten yüksek çalışma voltajlarına sahip UV-LED cihazlarına, n ve p AlGa_N katmanlarının dirençleri de en az omik kontaklı n ve p metal dirençler kadar katkı sağlar.

p-AlGa_N katmanların iletkenliğini kanıtlamak için çeşitli yaklaşımlar geliştirilmiştir. Örneğin; kısa periyotlu Al_xGa_{1-x}N/Al_yGa_{1-y}N süperörgülerinden faydalanarak [98,99], Al_xGa_{1-x}N [100] polarizasyon katkılama derecesi yada magnezyum katkılı boron nitrit [101] gibi alternatif p-katman materyalleri. Yine de, çok yüksek alüminyum mol oranlarındaki n-AlGa_N katmanlarının silisyum katkı sınırları keşfedilmiştir ve alaşım aralığı %60-%96 [102,103] aralığında olan düşük dirençli AlGa_N:Si akım yayıcı katmanları gösterilmiştir [104-108].

Al₂O₃ ve AlN alttaşlar elektriksel olarak yalıtkan olduğundan elektronlar normal olarak AlGa_N katman boyunca yanal olarak enjekte olur. Kontak tırnakları kenetlenmiş olan bir UVB-LED yongasıdır. Işık çıkışına karşılık akım karakteristiği gösterilmektedir (Şekil 1.7).



Şekil 1.7 Işık çıkışına karşı akım (L – I) ters çip montaj özelliği. Seramik bir pakette UVB-LED. Ankastre, montajdan önce LED çipinin iç içe geçmeli parmak temaslı fotoğrafını gösterir. [387]

1.7 UV-LED Işık Yayınımı

UV-LED ışık yayınımlarını geliştirmek temel zorluktur ve harici kuantum verimini ve priz verimini artırmak bunun için gereklidir. Şuan için çoğu UV-LED yongası gelişmiş ışık yayınımları için bir özellik yada eklenti taşımaz.(Tablo 1.1) UV transparan Al_2O_3 alttaş üzerindeki tek bir kare LED yongası için ışık yayınımlar verimi aşağıdaki tabloda görüldüğü üzere %8-10 aralığındadır[110]. Bu birçok ışık yayınımları metoduna göre değişir. Örneğin; son derece yansıtıcı ve düşük dirençli gümüş tabanlı metal kontaklar tipik olarak mavi LED'lerde kullanılır. Gümüş kontaklar görünür bölgede ve UV bölge yakınında mükemmel yansıtıcı olmalarına rağmen 350 nm altında yansıtıcılık değeri hızla düşmeye başlar. Neredeyse tüm UV aralığında iyi bir yansıtıcı olan alüminyum ve muhtemel alternatif kontakt materyali normalde magnezyum katkılı p-AlGaIn için omik kontakt olarak kullanılmaz .

Tablo 1.1 Farklı UV-LED çip teknolojileri için tahmini ışık çıkarımı verimliliği (LEE)

UV-LED çip teknolojisi	LEE (%)
Alttaş üzerine LED	7–9
Tek kare led çip	8–10
Tek üçgen led çip	11–13
Yansıtıcı p kontaklı LED (R = 40 %)	*20
Yansıtıcı p kontaklı LED (R = 80 %)	*30
İnce film LED çip, arka pürüzlendirme dahil	30–50
Yansıtıcı temaslı ve arka kaplamalı ince film LED çip	40–60
Yansıtıcı temaslı ve arkadan pürüzlendirmeli ve gelişmiş ambalajlı ince film	50–90

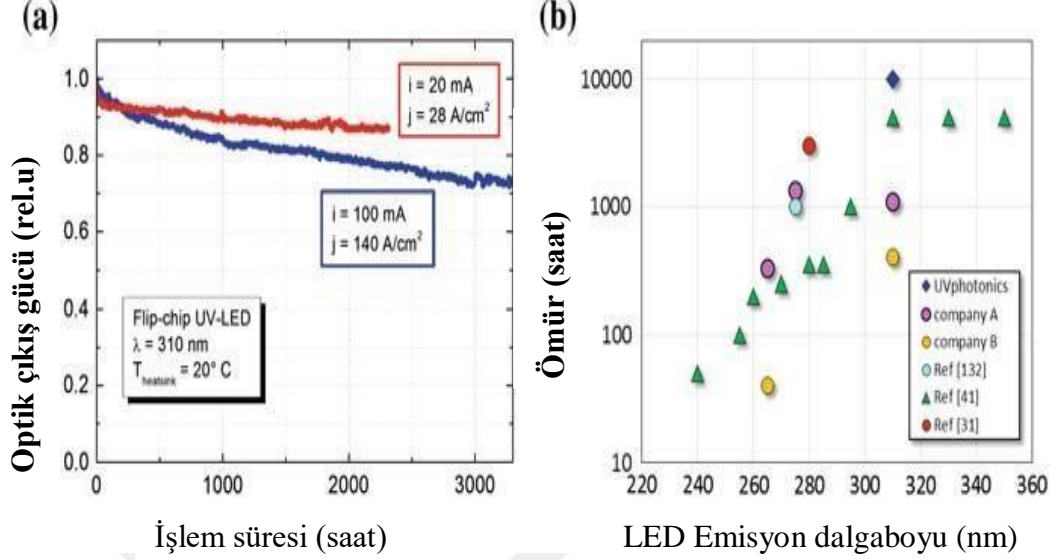
UV ışık ayrıca uygun enkapsülasyon bulma ve paketleme materyali bulma konusunda muazzam zorluklar ortaya çıkarmaktadır. Çoğu gelişmiş paketleme materyali, örneğin; mavi LED'ler için kullanılan son teknoloji yüksek index transparan silikon ve polimerler yüksek enerjili UV fotonlara maruz kalmak için uygun değildir.

1.8 UV-LED Termal Yönetim ve Bozulma

LED bozulmasının yanı sıra UV-LED ışık çıkışı da yüksek sıcaklığa bağlı olduğundan, yüksek performanslı UV ışık yayıcılar için termal yönetim çok önemlidir. Bu nedenle çoğu yüksek güçlü UV-LED, seramik alt montaj parçalarına monte edilmiş veya doğrudan SMD (yüze monte cihaz) paketlerine entegre edilmiş ters çip'tir[125,126,127]. Ters çip montaj UV-şeffaf Al_2O_3 alttaş ile verimli ışık çıkarımı sağlar ve aynı zamanda termal yönetim için mükemmel ısı çıkarımı sağlar. Tipik paketleme materyalleri, örneğin; AlN ve BN seramiklerinin yanı sıra alüminyum, CuW ve bakır içerir. Kontaklarda üretilen gücü ve LED'in kavşak noktasını dağıtmak için aşırı ısı paketten çıkarılmalıdır. Fazla gücün sadece küçük bir kısmı, LED çipinden radyasyon veya taşınım ile dağılabildiğinden, ısı çıkarımı çoğunlukla paket boyunca gerçekleştirilir. Ambalajın ısıl direnci, burada LED kalıbın, kalıp ekinin, soğutucunun ve son olarak paketi tahtaya bağlayan lehimin ısıl direnci toplamı ile verilmektedir. Tabii ki toplam termal direnç için lehim pedlerinin ve montaj panosunun (örneğin PCB) termal dirençleri de eklenmelidir. Paket ısıl direnci, paketleme teknolojilerine bağlı olarak büyük ölçüde değişebilir. Yüksek güçlü LED'lerde, Al_2O_3 alttaştan çıkarılan ısı, ambalaj teknolojisine bağlı olarak 40 K / W ila 200 K / W arasında bir sıcaklık direnci gösterebilir[128]. Öte yandan yüksek talaşlı paketlerde bulunan ters çip montajlı UV-LED'ler 15 K / W'den 5 K / W'den düşük ısı dirençleri sağlayabilir.[129]

Diğer bir karmaşık konu, UV-LED'lerin bozulmasıdır. İlk cihazlar, özellikle UVB ve UVC-LED'ler için hızlı bir bozulma ve çok kısa ömürler sergilemiştir[39,41]. Bazı durumlarda, çıkış gücü ilk 100 saatlik çalışma içinde % 50'den fazla düşerek bu LED'leri kullanım için uygunsuz hale getirmektedir. LED verimliliğini arttırmanın yanı sıra, UV-LED'lerin kullanım ömürlerini iyileştirmek, UV-LED'lerin birçok uygulamada daha geniş bir entegrasyonunu mümkün kılmak için çözülmesi gereken kilit konulardan biridir. Neyse ki malzeme kalitesi, çip teknolojisi ve termal yönetimindeki gelişmeler nedeniyle, UV-LED ömürlerinde şekilde de görüldüğü gibi önemli gelişmeler göze çarpmaktadır(Şekil 1.8). Bugün, 310 nm'de ve 280 nm'ye yakın olan Al_2O_3 de son teknoloji UVB-LED'ler 10.000[130,131] saatten ve 3.000[30] saatten fazla L50 ömrü sergiliyor. AlN alttaşları üzerindeki UVC-LED'ler için emisyonu 270 nm L50'nin (katı

hal aydınlatmalarda çeşitli ömür standartlarından birisidir) altında olan ve 1000 saatten fazla süren emisyonlar rapor edilmiştir[132]. Bu alandaki ilerlemenin ne kadar hızlı olacağını tahmin etmek zordur, ancak UV-LED'lerin bozulma mekanizmasının daha iyi anlaşılması, yaşam boyu sorunların çözümünde çok önemli olacaktır[133,134].

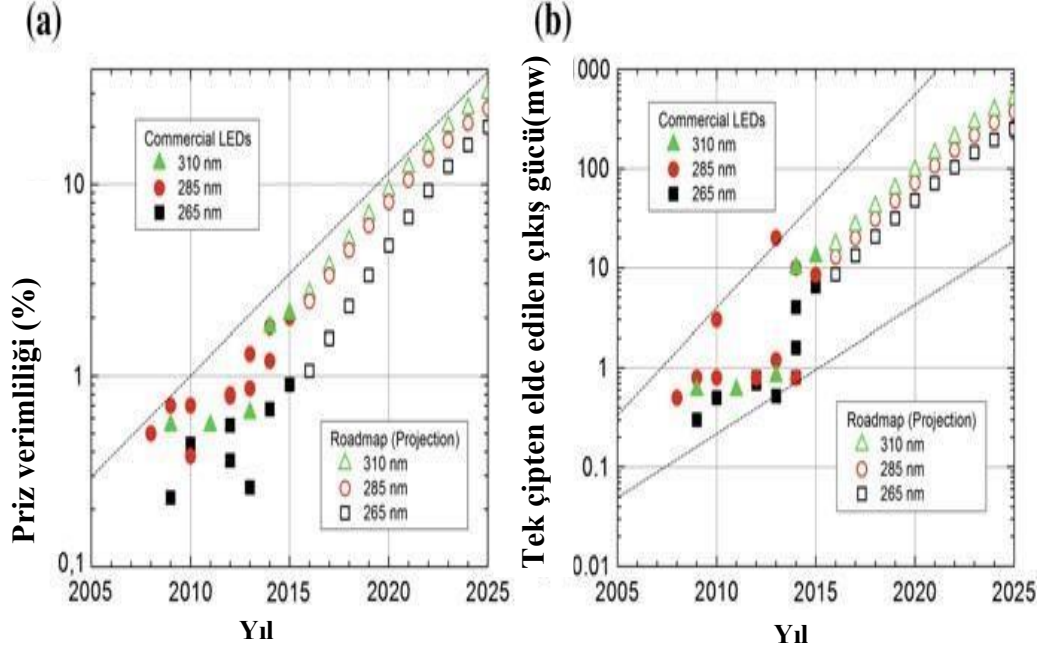


Şekil 1.8 a) UVB-LED çıkış gücünde zaman içindeki normal değişiklik. 10.000 saatten fazla L50 ömrü. b) Farklı nesillerden ve emisyon dalga boylarından gelen UV-LED'ler için rapor edilen ve ölçülen ömürler. [387]

1.9 Genel Bakış

Genellikle, UV-LED'lerin gelecekteki performansının kesin bir öngörüsünü sağlamak zordur. Bununla birlikte, son on yılda kaydedilen ilerlemenin yanı sıra, önceki paragraflarda belirtilen farklı teknolojik ilerlemeleri uygulayarak potansiyel iyileştirmeleri göz önüne alarak, gelecekteki cihaz performansı için bir yol haritası derlenmiştir(Şekil 1.9). Spesifik olarak, geçmiş ve gelecekteki duvar prizi verimleri ve tekli LED çipleri için çıkış gücü seviyeleri çizilmiştir. Buradaki sağlam veri noktaları, 2015 yılına kadar farklı zamanlarda ticari olarak temin edilebilen UV-LED cihazlarının teknolojisini temsil etmektedir. Ek olarak, UVB ve UVC-LED'ler için yetersiz ticari kaynak sayısı nedeniyle ve cihazların tüm ticari kaynaklardan kolayca temin edilememesi nedeniyle, test edilen cihazların sayısı sınırlandırılmıştır. Dahili kuantum verimliliğindeki artışlar, düşük işletme gerilimleri ve ışık çıkarımındaki iyileştirmeler dahil olmak üzere priz verimliliğinin gelecekteki gelişmesine yol açacak bir dizi faktör vardır. WPE geliştikçe, UV-LED çipi başına çıkış gücü de artacaktır. Verimlilik

iyileştirmelerinin yanı sıra, daha geniş çip alanları, iyileştirilmiş termal yönetim ve çalışma akımındaki artışlar, her bir LED çipi başına toplam çıktı gücünde daha fazla artışlara yol açacaktır. Örneğin, günümüzde çoğu UVB ve UVC-LED, 20 veya 100 mA DC akımda çalıştırılmaktadır ve yayılan alanın izi tipik olarak 0,1 mm²'den az ile sınırlandırılmıştır. UV-LED'lerin çip boyutunun 1 mm² ve daha fazlasına yükselmesi ve 350, 700 mA veya hatta 1 A çalışma akımlarının standart hale gelmesi beklenmektedir.



Şekil 1.9 Gerçek ve yansıtılan priz verimliliklerinin yanı sıra, dalga boyu bandında 310, 285 ve 265 nm civarında üretim ölçeğinde UV-LED'lerin ışık çıkış gücü b. Noktalı çizgiler prognoz için üst ve alt limitleri sağlar ve aynı zamanda projeksiyondaki belirsizliğin bir göstergesidir. [387]

1.10 Özet

1990'ların başında UV ışık yayan diyotların[135] ilk gösteriminin ve 2000 yılının başlarında ilk AlGaIn tabanlı LED'lerin[136-138] gösterilmesinden bu yana, UV-LED'lerin geliştirilmesinde sürekli ilerleme kaydedilmiştir. Bununla birlikte, bir dizi nedenden ötürü, UV yayıcı performanslarındaki ilerleme oranı, GaN tabanlı mavi ve beyaz LED'lerden çok daha yavaştı. Bu bölümde çeşitli teknolojik zorluklar tartışılmıştır. Sebeplerden biri de UV-LED'ler için muazzam çeşitlilikteki uygulamalardır. Bu, bir yandan UV-LED'leri çok yönlü hale getirir, ancak diğer yandan, uygulamaya bağlı olarak çok çeşitli gereksinimler (yani emisyon dalga boyu, güç seviyeleri, ömürler) nedeniyle UV cihazlarının hızlı bir şekilde gelişmesini engellemektedir. Genel olarak, grup III-nitrit UV yayıcıların gelişimi üç aşamaya ayrılabilir. İlk aşama, temel malzemeler atılımı ve cihazın çalışmasının temel kanıtı ile karakterize edilmiştir.

Bu aşamayı, cihaz teknolojilerinde ve UVB ve UVC-LED performansında sürekli ilerlemenin yanı sıra UVA-LED'lerin olgunlaşması ve UV kütleme gibi uygulamalarda yaygın olarak benimsenmesi izlemiştir. Bu, UVB ve UVC-LED'lerin gelişim hızını hızlandıracak ve yakında performans seviyesi algılama, tıbbi teşhis, fototerapi ve kullanım noktası dezenfeksiyonu alanındaki ilk uygulamaları mümkün kılacak eşige ulaşacak. Uzun ömürlü, yüksek güçlü ve yüksek verimli UV-LED'in tüm UV spektral aralığında gerçekleşmesini engelleyen temel teknolojik engellerin bulunduğunu söylemek şuan için oldukça gerçekçi bir yaklaşımdır.

2. AIN ALTTAŞ BÜYÜMESİ VE ÖZELLİKLERİ

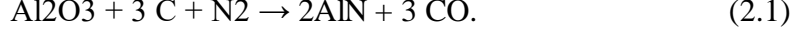
2.1 AIN Kristalinin Tarihi ve Özellikleri

AIN, altıgen wurtzite yapısında (P63 / mmc) kristalleşen bir ikili bileşiktir. Her atom, diğer türden düzenli bir tetrahedron atomu ile çevrilidir. Kimyasal bağın iyonik oranı %42'dir [142]. Bileşenlerinin düşük atom kütleindeki sp^3 bağlanması olağanüstü yüksek kimyasal stabilite, fonon enerjileri (yaklaşık 100 meV), külçe akustik dalga hızları (11270 m / s) ve termal iletkenliğe (yaklaşık 320 W / mK) yol açar [143,144].

Yüksek kimyasal stabilite, kristal büyümesine ciddi zorluklar getirir. AIN, teknolojik olarak uygun koşullar altında erimeden önce ayrışır[145]. Bu nedenle, çoğu diğer III-V yarı iletkenler için yapıldığı gibi eriyikten büyüme mümkün değildir. Diğer taraftan, gaz türlerinin katının üzerindeki toplam basıncı, ayrışma sıcaklığının çok altında önemli değerlere ulaşmıştır (1 bar toplam basınçta yaklaşık 2430 ° C). Bu süblimasyon, türlerin bir kristal oluşturmak için yoğunlaştığı, daha sıcak bir kaynaktan, daha soğuk bir büyüme alanına kadar bir sıcaklık değişimi ile indüklenen bir derişim değişimi ile aracılık edilen bir tür taşınmasını kolaylaştırmak için kullanılabilir. Karşılık gelen yüksek sıcaklıkta süblimasyon ve yoğunlaşma işlemine fiziksel buhar taşınımı (PVT) denir. PVT yöntemi, endüstriyel bir teknikte geliştirildiği külçe SiC büyümesi için de kullanılır.

Bugün, külçe AIN kristalleri neredeyse yalnızca PVT tekniği ile büyütülmektedir. Yüksek sıcaklıkta kimyasal buhar biriktirme (HT-CVD / HVPE) [146-149], termal ayrışma[150], sandviç süblimasyon yöntemini[151] kullanarak PVT varyasyonları veya öncül olarak sıvı Al[152] gibi yüksek sıcaklıkta çözelti, akı ve amonotermal büyüme[153-158] gibi alternatif büyüme yöntemleri de incelenmiştir. Külçe büyüme; kristal büyüklüğü, büyüme oranı ve verimdeki henüz çözüm getirilmemiş kısıtlamalar nedeniyle araştırma düzeyinde kalmaktadır. Öte yandan, bu alttaşın daha sonra uzaklaştırılmasıyla bir AIN külçe alttaş üzerinde bir HVPE katmanının hazırlanması, ışık çıkışı için uygun bir UV-şeffaf şablon sağlamak için son zamanlarda önerilmektedir[159].

Alüminyum nitrür (AlN), ilk olarak 1862'de erimiş alüminyum azot gazı ile reaksiyona sokarak sentezlenmiştir [160]. Günümüzde, AlN tozu esas olarak karbotermal nitritasyon yoluyla alüminadan sentezlenmektedir[161].



AlN seramikler, yüksek mekanik ve termal sağlamlık ile birlikte yüksek ısı iletkenliğinin gerekli olduğu dayanıklı yapı parçaları[162,163], ısı emiciler ve alt tabakalar olarak kullanılır. Bununla birlikte, alüminaya kıyasla yüksek hazırlık maliyeti nedeniyle, AlN seramiklerin kullanımı yüksek kaliteli ürünler ile sınırlı kalmaktadır.

Külçe AlN tekli kristallerini büyütme yönelik ilk ciddi girişim 1960'lara dayanmaktadır [164-168]. AlN, toz veya sıvı, Al, 1700 C°'yi aşan sıcaklıklarda azot atmosferi içinde kaynak materyal olarak kullanılmıştır. Deneyler, yüksek oranda kontamine olmuş kristallere neden olan karbon içeren kurulumlarda gerçekleştirilmiştir. 1976'da Slack ve McNelly, konik uçlu potaya sahip mühürlü bir renyum / tungsten indüktif olarak ısıtılmış bir fırının içinden geçirildiği bir Piper-Polich [171] büyüme tekniği kullanarak yüksek saflıkta [145,169,170] mm boyutlu AlN tek kristallerini hazırlamışlardır. Bununla birlikte, epitaksiyel alttaş hazırlığı için AlN külçe tek kristal büyümesi üzerine araştırmalar, 1990'ların sonunda geniş bant aralıklı yarı iletkenlere olan ilginin artmasıyla başlamıştır [172-174].

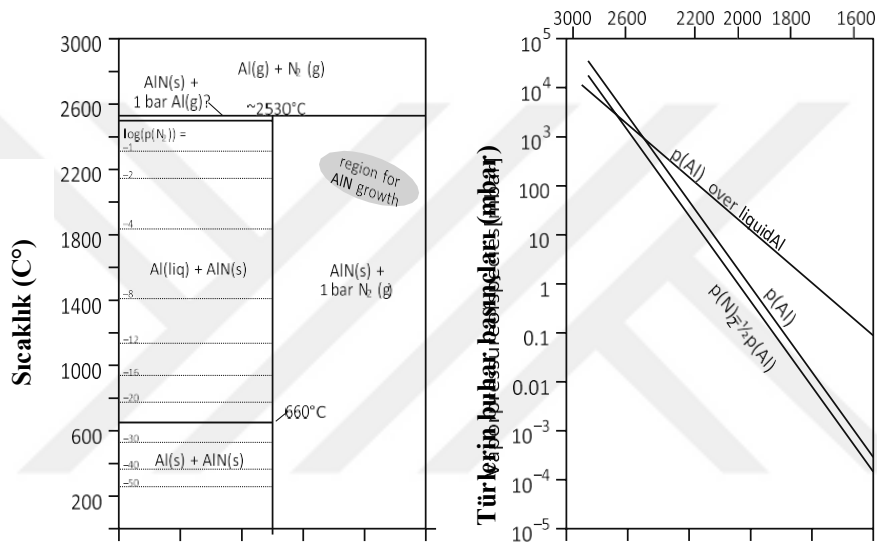
SiC'nin 2100-2500 C°'lik sıcaklıklarda grafit potalarda süblimleştiği ve yoğunlaştığı çok daha gelişmiş SiC PVT tekniğinin [175] reaktör tasarımı son zamanlarda AlN büyümesi için benimsenmiştir. Bununla birlikte, kimyasal olarak kararlı ve uygun sıcak bölge materyalleri bulmak için birçok çalışma yapılmıştır [176-179]. Ayrıca, AlN çekirdeklerinin olmayışı, büyük miktarda tekli kristal elde etmek için farklı yol arayışlarına sebep olmuştur[180].

Bugün itibariyle, birkaç şirket ve araştırma tesisi, 2 inç çapındaki [181-187] AlN tek kristallerini üretebildiklerini göstermiştir. Ana hedef hala UV optoelektronik[188-194] için alttaş üretmek olsa da, piezo ve piroelektrik, elektroakustik[195] ve AlGaIn bazlı

güç cihazları[196,197] için alttaşlar dahil olmak üzere AlN külçe kristalleri için diğer potansiyel uygulamalar şu anda değerlendirilmektedir.

2.2 PVT Metodu ile AlN Büyümesi: Teori

Termodinamik Al-N sisteminde[198], tek kararlı bileşikler Al, AlN ve N₂'dir, kristal büyümesi ve azot fazlalığı altındaki sıcaklık ve basınçlarda, sadece gaz halindeki Al ve N₂, katı AlN ile dengededir.(Şekil 2.1)



Şekil 2.1 a) 1 bar'da Faz diyagramı ([198] 'den sonra N₂ kaçakları ile ve AlN büyümesi için bölge) ve b) Al-N₂ sisteminde sıvı Al üzerindeki kısmi basınçla Al-N₂ sisteminde stokiometrik süblimasyon altında buhar türlerinin kısmi basıncı

Büyüme sıcaklığının bileşiğin erime sıcaklığı tarafından belirlendiği erimiş büyümenin aksine, süblimasyon büyümesi genellikle herhangi bir sıcaklıkta gerçekleştirilebilir. Süblimasyon büyümesinde, kaynak ile çekirdek arasındaki sıcaklık farkı ΔT , sıcaklığa bağlı kısmi basınçların oluşturduğu derişim gradyanları nedeniyle büyüme alanı boyunca J_{Transp} türlerinin net kütle akış hızını sağlar. AlN üzerindeki Al kısmi basıncı, 1600 C°de bile külçe taşıma için yeterli buharlaşma sağlar, ancak yetersiz yüzey reklam atomu mobilitesi ve / veya N₂ kimyasal aktivitesi nedeniyle, bu sıcaklıkta sadece çok ince iğneler oluşur[200]. Daha yüksek sıcaklıklar, hem büyüme hızını hem de yüzey kinetiğini arttırmak için, yani atomların kendilerini yüzeyde doğru bir şekilde

düzenlemelerine yardımcı olmak için faydalıdır. Ancak, her durumda, gaz fazındaki türlerin derişimi eriyik büyümesinden daha düşük büyüklüklerde ve bu da elde edilebilir büyüme oranını sınırlar. Stokiyometrik süblimasyon (“vakum”), büyüme kontrolünün yetersizliğinden dolayı çok yüksek birikme oranları ve polikristal büyüme ile sonuçlanır. Bunun yerine, büyüme sırasındaki nakil ve birikme N₂ "fazla" ile tamponlanarak düzenlenir, yani, büyüme atmosferine N₂ eklenir, böylece sistem psişlerindeki toplam basınç buhar türlerinin toplam basıncının yaklaşık 2 ila 10 katı kadardır. Sonuç olarak, gaz fazında, $NAI / NN = pA1 / (2 \cdot p_{sys})$, 0,1 düzeyindedir. Aşırı N₂ zorunlu olarak N bakımından zengin büyüme koşullarına yol açmasa da, AlN büyümesi için yaygın olarak kabul edilen büyüme rejimidir (AlN-N₂ sistemi). Büyüyen AlN kristali, varlık aralığı sınırlı olduğu için stokiyometriyi zorlar, ancak boş pozisyonlar oluşturabilir. Genellikle gaz fazındaki külçe taşımacılığın yayılmaya egemen olduğu varsayılmaktadır (Fick'in yasası). Doğal konveksiyon, belirtilen büyüme koşullarında tipik olarak yoktur ve ekleme (Stefan akışı), N₂ tamponlaması nedeniyle önemsizdir[202]. Yığın büyümesi için sınırlayıcı adım gerçekten dağınık kütle taşınımı, yani süblimasyon veya yeniden yoğunlaşma kinetiği ise, buhar fazındaki difüzyondan önemli ölçüde daha hızlıysa, büyüme oranı RG şöyle ifade edilir[201-203];

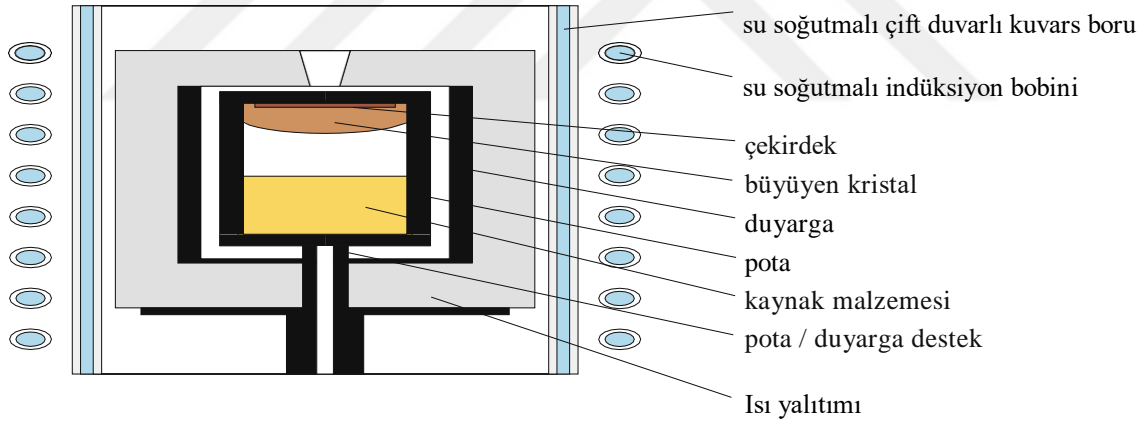
$$RG = J_{\text{transp}} \cdot M_{\text{am}} / P_{\text{am}} \propto (\Delta T / L) \cdot e^{-\Delta G / RT / (T_{1,2} \cdot P_{\text{sys}}^{1,5})}$$

Böylece kütle aktarımını düzenleyen parametreler T, p_{sys} ve $\Delta T / L$ 'dir. Büyüme hızı, artan sıcaklık gradyanı ve sıcaklığıyla (üstel zamandan dolayı) artarken, toplam basınç düşüşündeki artış, tipik büyüme koşulları için aslında oldukça zayıftır[204]. Pratik durumda, yarı açık pota bırakan ve pota materyalleriyle reaksiyona giren uçucu türler nedeniyle RG daha düşüktür. Son olarak, safsızlıkların varlığı, büyüme davranışlarını, örneğin, büyüme türlerinin safsızlık destekli taşınması yoluyla veya yüzey aktif cisimleri olarak hareket ederek, yani büyüme yüzeyindeki kinetik bariyerleri değiştirerek önemli ölçüde değişebilir[205-207]. Sonuç olarak, en yüksek saflıktaki kaynak malzemelerinin hazırlanması sadece yetiştirilen kristallerin özelliklerini kontrol etmek için zorunlu değildir, aynı zamanda kararlı ve tekrar üretilebilir bir kristal büyümesi elde etmek için de gereklidir.

Bahsedildiği gibi, AlN kütle büyümesi tipik olarak 1800 ila 2300 ° C arasındaki T sıcaklıklarında ve 300-900 mbar'lık sistem basınçlarını gösterir. AlN'nin stabil büyümesi için işlem penceresi, sıcak bölgeye ve çekirdek malzemelerine ve büyüme yönüne (kutupsallığına) bağlıdır. Daha yüksek sıcaklıklar ve batıl inançlar, N-kutup büyümesini[208,209] stabilize ediyor gibi görünmektedir. Sadece nispeten düşük bir büyüme oranı RG (tipik olarak 200 µm / s'den düşük), yapısal kalite bozulmadan tek kristalli büyümeye izin vereceğinden, aksel termal gradyanlar thermal T / L tipik olarak sadece 2-10 K / cm arasındadır.

2.3 PVT Metodu ile AlN Büyüme: Teknoloji

Tipik olarak kullanılan dikey düzeneğin sıcak bölgesi, bir çekirdeğin monte edilebildiği çıkarılabilir üst kapaklı, çevresindeki bir tutucu ve ısı yalıtımlı silindirik bir potadan oluşur. Pota, çevre ile gaz ve basınç değişimini sağlamak için gözenekli veya yarı-kapalı olmalıdır, çoğunlukla zaten kapak ve pota arasındaki ideal olmayan kapanma ile sağlanır(Şekil 2.2).



Şekil 2.2 AlN külçe büyümesi için pota ve reaktör kurulumu [387]

Elektrik gücü potaları, duyarlı malzemesine bağlı olarak 8–50 kHz frekansta indüksiyonla veya rezistanslı ısıtmayla ısıtır, birincisi çok daha kuruldur. Bir kesicinin kullanımı, ısıyı potaya radyasyon yoluyla vermesi, büyüme hücresinde doğrudan potaya ısıtmaya kıyasla daha homojen bir sıcaklık alanı sağlaması bakımından avantajlıdır.

Büyüme prosedürü tipik olarak aşağıdaki adımları içerir:

- Sıcak bölge monte edilir ve reaktöre yüklenir.
- Tasfiye ve ön ısıtma aşamalarından sonra, kap N₂ gazı ile doldurulur ve büyüme hücresi büyüme sıcaklığına ısıtılır.
- Isınma sırasında, çekirdek, erken büyüme önlemek, çekirdek yüzeyini temizlemek ve ayrıca uçucu safsızlıkları gidermek için kaynak malzemedan biraz daha yüksek bir sıcaklıkta tutulur.
- Eğer büyüme sıcaklığına ulaşırsa, eksenel sıcaklık gradyanı ters çevrilerek yumuşak bir büyüme başlangıcı elde edilir, yani kaynaktan çekirdek ile karşılaştırıldığında daha yüksek bir sıcaklık sağlanır.
- Büyüme sırasında, sistem basıncı, egzoz akışını kontrol ederken sabit bir inert gaz giriş akışı korunarak sabit tutulur.

Büyüme hücresi içindeki sıcaklığa erişilemediğinden, "büyüme sıcaklığı", pota dış yüzeylerinin (örneğin üst ve alt kapaktaki) sıcaklıklarını ölçen ve ısıtma gücü ayarlanarak kontrol edilen pirometreler ile elde edilir. Büyüme sırasında sıcaklık gradyanlarını büyüme arayüzünde tutmanın yüksek kimyasal ve yapısal homojenliğe sahip kristaller elde etmek için çok önemli olduğuna dikkat edilmesi gerekmektedir (Şekil 2.2). Bu nedenle, büyüme sırasında büyüyen yüzeye yakın termal, sayısal modelleme ile türetilir. Değişimler, radyasyon kalkanları ve ısı yalıtımı (büyüme sıcaklıklarında doğru malzeme verileri nadiren elde edilir) dahil olmak üzere tüm sıcak bölge geometrisine ve büyüme hızına (gizli ısı salınımından dolayı) da dahil olmak üzere tüm sıcak bölge geometrisine ve geçici simülasyonlara ihtiyaç duyulmasına bağlıdır.

50–300 µm / s'lik tipik büyüme hızları göz önüne alındığında, 10–30 mm kalınlığında kristallerin büyümesi birkaç gün alır. Yarı açık potadan buharlaşma kayıpları düşük seviyede tutulursa, % 80'i aşan kütle taşıma verimi mümkündür. Büyümenin sonu, isteğe bağlı olarak gradyanı tekrar ters çevirmek suretiyle, ısıtıcı gücünün azaltılmasıyla başlatılmaktadır. Gerilme kaynaklı kusur oluşumunu azaltmak için kontrollü bir soğutma istenmektedir.

Sıcak bölge malzemelerinin seçiminin AlN büyüme davranışı ve özellikleri üzerinde

belirleyici bir etkisi vardır. Tipik olarak, pota tungsten (W) veya tantal karbürden (TaC) yapılıdır. Grafit ve bor nitrid, kristalin sırasıyla karbon veya borla kirlenmesini sağlar. Bunların dışında literatürde TaN, HfN, TaB₂ gibi birkaç materyal daha denenmiştir [145], ancak şu anda yaygın olarak kullanılmamaktadır [176-179]. Tungsten, yeterli N₂ varlığında Al buharına karşı uzun süreli kararlıdır ve kimyasal erozyon, yaklaşık 2250 °C sıcaklıklara kadar önemsizdir [169]. Bununla birlikte, oksijen, karbon ve silikon ile kolayca reaksiyona girer. Sadece saflaştırılmış kaynak malzemeler kullanılabilir ve artık oksijeni gidermek için ön ısıtma aşaması yüksek vakum koşulları altında gerçekleştirilmelidir. Isı yalıtımı, tungsten ısı kalkanları tarafından sağlanır; Doğrudan kontakta değilse grafit izolasyonu kullanılabilir, ancak pota ömrünü ciddi şekilde düşürür.

TaC, seramik tozu olarak mevcuttur ve sinterleme yardımcıları olmadan % 96 hacim yoğunluğuna sinterlenebilir [176,210]. TaC, AlN büyüme koşulları altında, 2300 C°'yi aşan sıcaklıklarda kimyasal olarak kararlıdır. TaC elemanları, doğrudan temasta olsalar bile, grafit, tungsten ve SiC ile uyumludur [176]. Uzun vadeli stabilite genellikle iç tane büyümesi nedeniyle çatlama ile sınırlıdır [187]. Yapısal hatayı önlemek için, pota genelde bir alıcıya dayayan grafit silindirlerin içine yerleştirilir. Bir değişken olarak, karbonlanmış tantal potalar kullanılabilir [211]. Bununla birlikte, tipik olarak grafit parçalarla kullanıldığı için, potalar karbonlaşmaya devam eder ve sonunda kırılma hale gelir; bu işlem 2100 C°'yi aşan büyüme sıcaklıklarında hızlandırılır. TaC kaplamalar, termal genleşme ve kimyasal ataktaki farklılıklar nedeniyle çatlama ve ayrılma eğilimi göstermediğinden alternatif değildir.

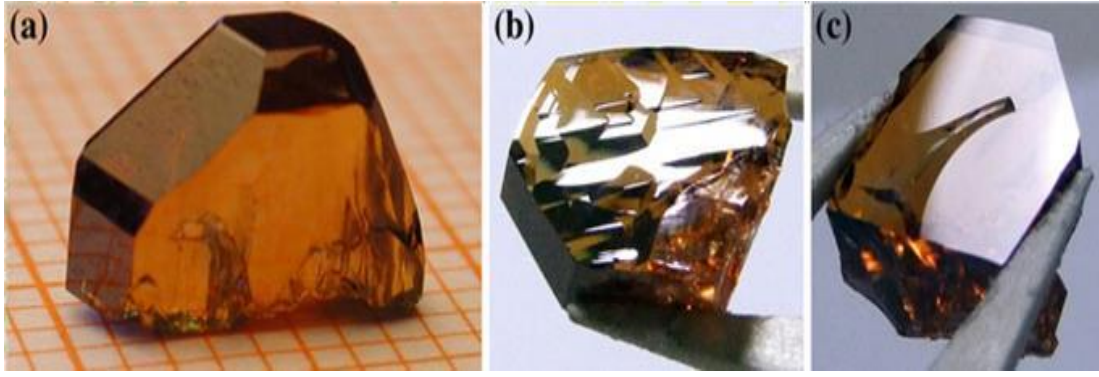
AlN kaynaklı malzeme, ticari olarak temin edilebilen seramik toz malzemenin, karbotermal indirgeme [212], sinterleme veya süblimasyon [213] yoluyla hazırlanırken, yüksek saflıktaki elementlerden doğrudan sentezleme daha az yaygındır [169]. Arıtma işlemi en önemli safsızlıkları gidermeli ve havadaki kullanım sırasında nem emilimini azaltmak için kaynak malzemeyi yoğunlaştırmalıdır. Saflaştırılmış malzemenin tipik olarak kirlenmesi, oksijen ve karbon için ağırlıkça 100 ppm'den ve ağırlıkça yaklaşık 2 ppm silikondan daha azdır [213]. Öte yandan, tungsten karbon ve silikon için bir alıcı madde olarak hareket eder. Aksine, TaC, kristalin karbon kirlenmesine neden olan ve

aynı zamanda artık oksitlerin karbotermal indirgenmesi nedeniyle daha düşük bir oksijen birleşmesine yol açan bir karbon kaynağı olarak işlev görür.

2.4 Çekirdek Büyüme ve Kristal Büyüme

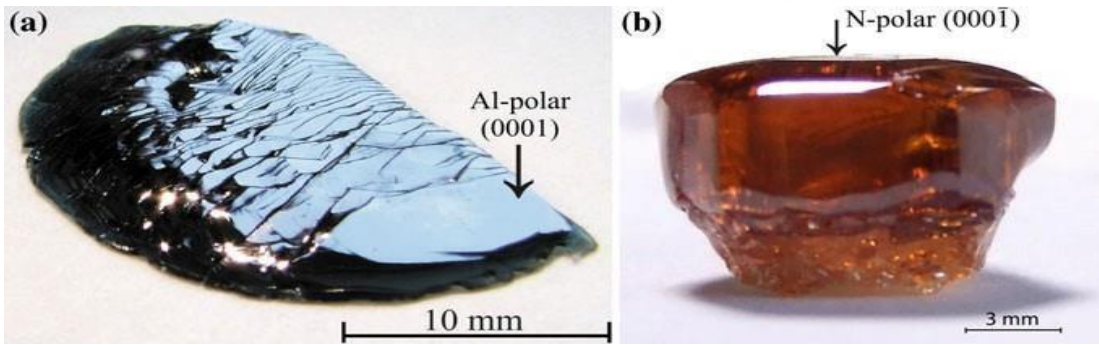
Geçmişte farklı araştırma grupları tarafından çekirdek hazırlama ve kristal büyütme için farklı teknolojiler kullanılmıştır [180]. Çekirdek büyümesinde, kristaller pota kapağında çekirdeklenir ve büyük tanelerin ayrılabilceği polikristal bir külçe büyür. Bir konik kapak veya tekrarlanan büyütme kullanılarak tanecik seçimi yapılabilir[208]. Bununla birlikte, tanecikler genellikle komşularına doğrudan temas ettiğinden dolayı gerginleşmekte veya yapısal olarak bozulmaktadır. Tipik olarak, tungsten ızgaraları kaynak malzemenin üzerine yerleştirilir ve eksenel sıcaklık gradyanları optimum çekirdeklenme ve büyüme koşulları sağlamak için mümkün olan en düşük değere düşürülür[214-216].

AlN'nin büyüme hızı, en yüksek büyüme sıcaklıkları dışındaki herkes için prizmatik yüzlerde en yavaş olanıdır, bu nedenle kristal alışkanlığı, iğnelerden, sıcaklık artışıyla neredeyse eşdeğerli (izometrik) kristallere dönüşür[200,216]. Karbon içermeyen tungsten oluşumlarında yetişen kendiliğinden çekirdeklenmiş kristaller, tercihen Al-kutup yönünde büyür[214] ve Al-kutup tarafındaki piramidal yüzler tarafından yönetilen ve sadece küçük (0001) bazal düzlem yüzleri ile bitmemiş bir alışkanlık sergiler. Endüstride ilgili boyutlarda (4-6 inç çapında) ticari olarak temin edilebilen SiC çekirdeklerinde kalın AlN tabakaları yetiştirilebilir. Temel dezavantaj, SiC'nin halihazırda 2000C°lik sıcaklıklarda AlN varlığında kısmi ayrışmasıdır[217,218]; bu, büyüyen kristalleri silisyum ve karbon yüzdesinin birkaç atomuna kadar kirletir(Şekil 2.3).



Şekil 2.3 Kendiliğinden çekirdeklenmiş, serbest duran AlN külçe kristalleri; a) tungsten potada yetiştirilen (mm ızgarada), (0001) Al yüzü yukarı doğru; b, bir TaC potada büyütülmüş, yaklaşık 8 mm kristal boyutlarında c. Al-kutup yüzü yukarı doğrudur, ancak (0001) Al-kutup yüzünün görünmediğine dikkat edin; c düz (000-1) N yüz yukarı doğru. [387]

Kendiliğinden çekirdeklenmiş, serbest duran AlN külçe kristalleri; tungsten potada yetiştirilen (mm ızgarada), (0001) Al yüzü yukarı doğru; b, bir TaC potada büyütülmüş, yaklaşık 8 mm kristal boyutlarında c.



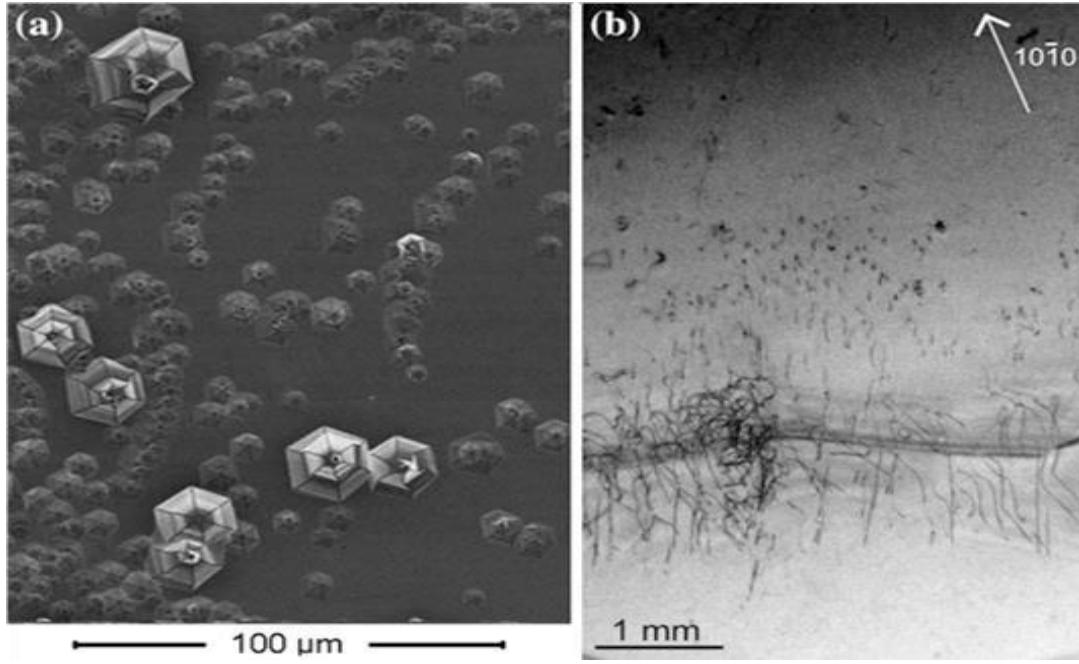
Şekil 2.4 a) (0001) düzlemine göre $[220]$ 7° yönelimli bir SiC çekirdeğinde büyütülen AlN kristali (Al-kutup); b) Bir N-kutup (000-1) AlN çekirdeğinde yetişen AlN kristali (N-kutup) [216]. Büyüme bir TaC kurulumunda gerçekleştirilmiştir, kristaller büyüdükçe yüzey yukarı bakacak şekilde döndürülmüştür. AlN büyümesi en iyi kutup bazal düzlem (c-düzlem) yüzeylerinde gerçekleştirilir, çünkü bu düzlemler izotropik düzlem içi özelliklere sahiptir. Süblimasyon büyümesindeki ideal arayüz şekli, tek bir büyüme merkezinden (örneğin, spiral büyümesini sağlamak için bir vida

yerinden çıkma) tüm yüzey alanına yayılmasını sağlamak için hafif dışbükeydir. Diğer oryantasyonlarda AlN büyümesi rapor edilmiştir[222-224], ancak büyüme yüzeyinin düşük simetrisi anizotropik büyümeye ve makro adımların ve uzun kusurların oluşumuna yol açar. AlN'nin çekirdeklenmiş büyümesindeki önemli noktalar çekirdek katılaşması, çekirdek arka buharlaşmasının azaltılması ve bitişik (“parazitik”) tane büyümesinin önlenmesidir. Çekirdek ile kapak arasındaki rijit bir bağlantı, ısıl genişlemedeki farklılıklar nedeniyle ısınma aşamasında önemli bir gerginliğe, çatlakların oluşumuna ve kapaktan potansiyel çekirdek ayrılmasına yol açabilir. Bağlantı çok yumuşaksa, ısıtma işlemi sırasında çekirdek hareket edebilir veya düşebilir ve sabitleme kenarı ile kapak arasındaki boşluk nedeniyle çekirdeğin dış kısımları buharlaşabilir. Her durumda, çekirdek ile kapak arasındaki gözenekler veya boşluklar çekirdek arka buharlaşmasına neden olur. Çekirdekten gelen malzeme, boşluğu kapatmak için daha soğuk pota kapağına doğru süblime olur ve sonuç olarak, kristal kalitesini lokal olarak bozmak için çekirdekten ve sonunda büyüyen kristalden geçer [224,225]. Çekirdek arka kaplama[226], hem arka buharlaşmayı hem de çatlamayı azaltmanın olası bir yoludur. AlN'nin anizotropik termal genişmesi nedeniyle soğutma sırasında gerilme ve kristal çatlamasına yol açan parazitik tanelerin çekirdeklenmesi ve büyümesi, termal alanın uygun şekilde uyarlanması, yani çekirdek alanı etrafındaki sıcaklığın artırılmasıyla önlenabilir.

2.5 PVT Yöntemiyle Büyütülen AlN Kristallerinde Yapısal Kusurlar

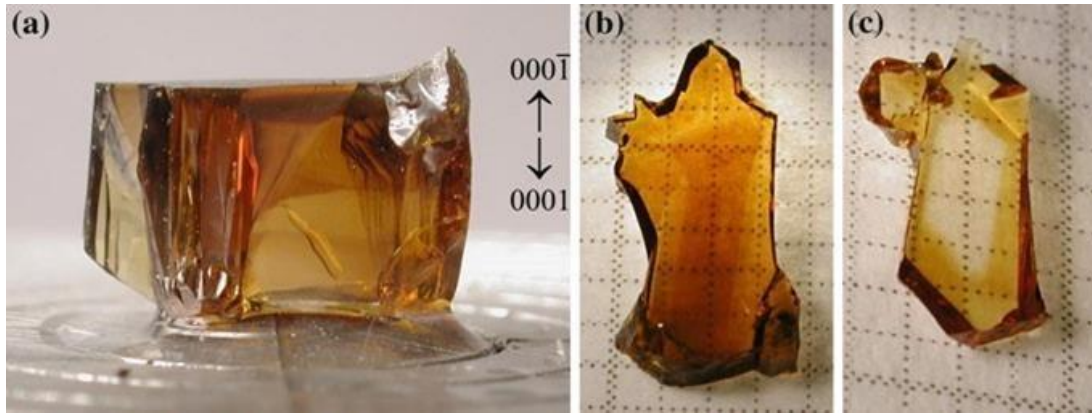
Herhangi bir külçe büyüme yöntemine gelince, sonuçta elde edilen tek kristallerin yapısal kalitesi belirleyici olarak çekirdek kalitesine ve büyüme koşullarına bağlıdır. Çekirdek hacminden, yüzeyinden ve yanlış çekirdek katılaşmasının arka kısımlarından kaynaklanan kusurlar, büyüyen kristalin içine nüfuz eder. Çekirdek yüzeyinden kaynaklanan birtakım kusurlar veya büyüme koşulları henüz kararlı olmadığına, büyümenin ilk aşamalarında meydana gelir. Büyüme sırasındaki kusur oluşumu, büyüme ara yüzündeki ve aşırı doyumluktaki yerel varyasyonlar gibi büyüme dengesizliklerinden kaynaklanır ve yüksek sıcaklıklar, değişimler, düşük basınçlar, yüksek büyüme oranları ile teşvik edilir. Ayrıca, soğutma sırasındaki termal gerilme, kristalin dış kısımlarında kayma bantları ve hatta çatlakların oluşmasına neden olabilir [227,228]. Kendiliğinden çekirdeklenmiş ve serbest duran kristaller neredeyse tamamen

gerilimsiz hale gelebilir ve en yüksek yapısal mükemmelliği gösterir, yani, herhangi bir mikroboru veya hacim bozulması olmadan 10^3 cm^{-2} 'nin altındaki genel kayma yoğunlukları[215,216]. Geniş alanlarda ve açık dedektör ölçümlerinde bile 12-20 arsec sallantı eğrileri FWHM değerleri elde edilmiştir. Kristallerdeki dislokasyon yoğunluğu tipik olarak çok homojen değildir, çünkü bazal düzlem dislokasyonları temel olarak, örneğin kristal sınırında veya makro adımlarda lokal bozulma bağlı olarak meydana gelirken, dislokasyonları genellikle büyüme dengesizliklerinde veya bozulmalarında çekirdeklenirir(Şekil 2.5).



Şekil 2.5 a) AlN kütle kristallerinde yer değiştirmeler; ıslak kimyasal dağlama işleminden sonra Al-kutup (0001) bir yüzeyin (ekilmiş büyüme) taramalı elektron mikroskobu görüntüsü. Daha büyük ve daha küçük gravür çukurları sırasıyla dış vidalarını ve karışık / kenar kaymalarını gösterir; b) X-ışını aktarımı Kısmen gerilmiş bir alana giren (dalgalı girişim kontrastı) dış açma çıkıntılarında (siyah noktalar) ve bazal düzlem kaymalarından (siyah eğri çizgiler) koyu kontrastı gösteren 1 mm kalınlıktaki bir bazal düzlem alttaşın (kendiliğinden çekirdeklenmiş kristal) Lang topografya görüntüsü büyüyen yüzeyde bir makro adım oluşumundan kaynaklanır. [387]

Ek olarak, önceki kristallerin bazılarında yüksek yoğunluklu mikroskobik kaplamalar bulunmuştur ve bu kaplamalar aynı zamanda gelişmiş dislokasyonları çevrelemiştir [231]. AlN külçe kristalleri genellikle, özellikle kusur içeren veya yabancı çekirdekler üzerinde büyütüldüklerinde bir mozaik yapıya sahiptir. Büyümenin ilk aşamalarında ortaya çıkan birçok büyüme merkezi, birleşme sonrasında eğimli alanlara (domain) yol açmakta ve sonunda iplik kenarı kaymalarından oluşan LAGB'ler tarafından bağlanmış alt taneler oluşturmaktadır[232,233]. Varsa, çekirdeğin bir mozaik yapısı da büyüyen kristalin içine yayılır. Etki alanları arasındaki eğim, tipik olarak 100 arcsec'in altındadır[139-141]; SiC çekirdeklerindeki büyüme, 0.5 ° 'ye[221] kadar eğim değerlerine ve yüzeyde makroskopik altıgen tepeciklerin oluşumuna yol açabilmektedir[183,219]. Çap genişlemesi sırasında dış kristal alanda, prizmatik yüzlerde büyüme ile yanal genişlemenin poligonizasyonun eşlik ettiği ek LAGB(Düşük açılı tane sınırları)'ler oluşabilir. AlN çekirdeklerinde yetişen AlN kristallerinde yer değiştirme yoğunlukları tipik olarak 10^3 - 10^5 cm² aralığındadır [227,234]. İncisyon alanları, özellikle SiC çekirdekleri üzerinde büyütülen AlN kristallerinde gözlenebilmektedir [224,235]. Muhtemelen büyüme dengesizlikleri nedeniyle çekirdeklenirler ve daha fazla büyüme sırasında boyutlarında büyürler. (Şekil 2.6)



Şekil 2.6 Tungsten potada yetişen zonar yapı, kendiliğinden çekirdeklenmiş, serbest duran kütle AlN kristali; a) yandan görünüm, N-kutuplu bazal düzlem yukarı doğru; b) N-kutuplu bazal düzlem yüzünde (orta bölge) ve prizmatik yüzlerde (dış bölgeler) büyütülmüş kristal parçaları gösteren üst bazal düzlem kesimi (mm ızgarada); c) Al kutup bazal yüzünde (orta bölge) ve Al kutuplu piramidal yüzlerde (dış bölgeler) yetişen kristal parçaları gösteren alt kesim (mm ızgarada). [387]

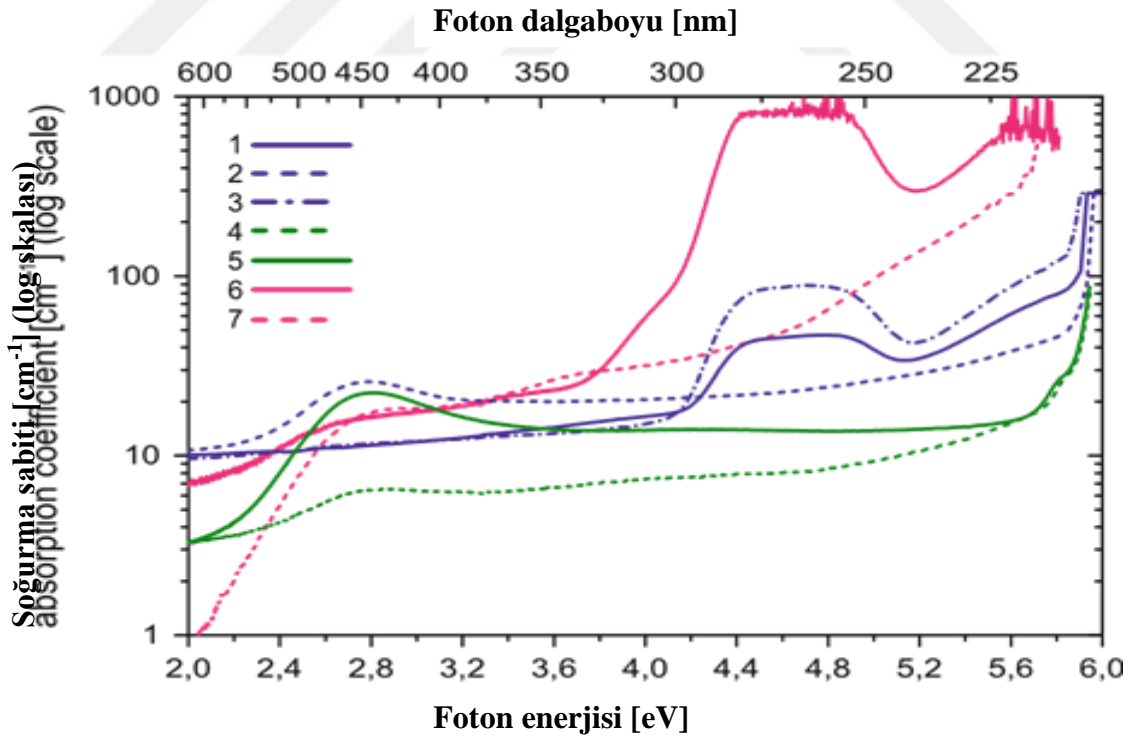
Son olarak, AlN külçe kristaller Zonar yapısı olarak adlandırılan bir yapı sergiler. Kristalografik olarak farklı yüzler, farklı safsızlıkların birleşmesine ve dolayısıyla karşılık gelen kristal bölgelerine sahiptir.

2.6 AlN Alttaş Safsızlıkları ve Ortaya Çıkardığı Sonuçlar

Boyut ve yapısal kalitenin yanı sıra, UV optoelektronik için AlN alttaşlarının kullanılması için temel şart, emisyon / tespit dalga boyunda yüksek optik geçirgenliktir. AlN, oda sıcaklığında yaklaşık 6.015 eV'lik bant aralığından dolayı yaklaşık 210 nm'nin üzerindeki radyasyon için şeffaf olmasına rağmen [237], derin seviyeleri içeren optik geçişler, mavi ve UV dalga boyu aralığında geniş soğurma bantlarına yol açar. Bu optik özelliklerin, karbon, silikon ve oksijen gibi kalıntı safsızlıklar tarafından indüklendiği kabul edilmekle birlikte, temel mekanizmalar hala tartışılmaktadır [169,213,238,239,240,241,242]. Kimyasal analizin yanı sıra, AlN külçe kristallerinin elektriksel olarak aktif safsızlıklarının derişimi, bağımlı dış ışığa, elektron paramanyetik rezonans [242,245,246], kızılötesi spektroskopisi ve yüksek sıcaklık direnç ölçümleri ile [213,243,244] değerlendirilmektedir. Yüksek sıcaklıkta süblimasyon büyümesi sırasında kaçınılmaz kontaminasyon nedeniyle, farklı safsızlıkların etkileri optik soğurma veya lüminesans spektrumlarında zorlukla ayrılabilir. Ayrıca, iç kusurlar (boş yerler gibi) ve kusur kümeleri ek optik geçişler sağlamaktadır. Bu tür kusurların oluşumu ve bunların safsızlık oluşumuna bağımlılığı çok az anlaşılmıştır ve derişimlerini kanıtlamak için sadece birkaç teknik bulunmaktadır. Sonuç olarak, külçe AlN kristallerinin elektriksel ve optik özelliklerini etkilemeye yönelik çabalar hala kontrollü katkısızlıktan ziyade hem besleme stoğundan hem de kurulum malzemelerinden kontaminasyonu azaltmaya odaklanmıştır. Oksijen, kaynak malzemenin ana kirliliğidir ve havada yükleme / boşaltma sırasında büyüme odasına verilir. Silikon, kaynak malzemedeki oksijene kıyasla daha düşük seviyelerde olmasına rağmen ve muhtemelen TaC sıcak bölge malzemelerinde de bulunur. Karbon, esas olarak TaC pota, grafit tutucu ve grafit yalıtım parçaları gibi sıcak bölge malzemeleriyle ortaya çıkar. Öte yandan, kristallerdeki kirlilik içeriği, sıcak bölgedeki malzemelerden, kristal bölgesinin, yani kirliliğin dahil edildiği yüzden kuvvetli bir şekilde etkilenir. Sonuç olarak, saf tungsten kurulumlarında Al-kutup yönünde büyütülen kristallerin

oksijen ve karbon derişimleri, TaC potalarında N-kutup yönde büyütölmüş kristallere kıyasla oldukça düşüktür.

Şekil 2.7’de gösterildiğı üzere; Kristallerin sarımsı renklenmesine neden olan yaklaşık 2.8 eV’deki geniş OA bandı N-kutup (000-1) bölgelerinde en baskın olanıdır. Doğrudan tek bir safsızlık derişimiyle ilişkili görünmediğinden, içsel kusurların dahil edilmesinden şüphelenilmektedir[169,238,239]. Muhtemelen birkaç alt tepeden oluşan, 4.7 eV’de dik bir OA bandı, TaC potalarında yetişen kristallerin spektrumuna hükmeder[250]. Bu pik, kristaldeki karbon derişimiyle açıkça ilişkili olsa da, bu bandı oluşturan kesin optik geçişler hala tartışılmaktadır[183,241,251]. Bant, oksijen ya da silikon derişiminin, Fermi seviyesi etkisine işaret ederek açıkça karbon kontaminasyonunu geçtiğı örneklerde yoktur. 5.3 eV’nin üzerindeki bir monotonik OA artışı, 4.7 eV band ile korelidir, ancak her durumda, yakın bant aralığı özelliklerinin başlangıcı, AlN alttaşlarının derin UV şeffaflığını yaklaşık 220 nm’nin üzerindeki dalga boylarıyla sınırlandırır. Son olarak, bazı kahverengimsi bölgelerde, muhtemelen oksijen ve / veya iç kusurların neden olduğı 4.0 eV civarında bir yüksek bant gözlemlenir[250].



Şekil 2.7 Seçilmiş kütle AlN kristallerinin oda sıcaklığında optik absorpsiyon spektrumları; Örnek numaralar girişlere karşılık gelir. [387]

Özellikle, 4.7 eV soğurma tepesi, alttaş boyunca derin UV (250-280 nm) yayıcılarının ışık çıkışına zarar vermektedir. Şimdiye kadar yayınlanmış PVT yetiştirilen AlN için en iyi optik soğurma değerleri (yansıma düzeltmeleri olmadan)[250], yerel bir noktada yaklaşık 8 cm^{-1} ve her ikisi de saf bir şekilde yetiştirilen bir kristalden sarımsı renklendirmeli bir tam alttaş üzerinde yaklaşık 13 cm^{-1} 'dir. Buna karşılık, TaC potalarında yetişen AlN, 265 nm'de 50 cm^{-1} 'den daha düşük emme katsayılarını göstermez[216]. Sonuç olarak, AlN alttaşı işleminden sonra 20 μm 'ye kadar inceltir veya alttaş üzerinde bir HVPE kalınlığında katman (tipik olarak 250 μm) bırakılır ve alttaş daha sonra mekanik parlatma[159] ile çıkarılır. 265 nm'de HVPE ile büyütülen AlN için bildirilen en iyi optik emilim değeri, sırasıyla $0.2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 'ün altında ve $0.4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 'ün altında karbon ve oksijen derişimleri olan bir numunede ölçülen 6.6 cm^{-1} 'dir[252]. Yukarıdaki bant aralığı uyarımının kullanılmasıyla, örneğin 193 nm'de bir ArF atomal lazer veya bir elektron mikroskopunda elektron ışımasıyla bant aralığı yakınında emisyon gözlemlenebilir. Düşük sıcaklıklarda kaydedilen eksitonik ışıltama malzeme kalitesi, örneğin şekil değiştirme ve çıkma yoğunluğu gibi değerli bilgiler ortaya koymaktadır. Ayrıca, donöre bağlı salgı emisyonunun yoğunluğu, ilgili donör (silikon, oksijen) derişimine karşılık gelir. Bununla birlikte, karbonun önemli bir telafisi eksitonik ışıltıyı söndürdüğü için, bu teknik şimdiye kadar yalnızca tungsten kurulumlarında veya homoepitaksiyal HPVE katmanlarında saf olarak yetiştirilen AlN külçe kristallerine başarıyla uygulanmıştır[243,244]. Bant boşluğunun altındaki parlaklık UV ve iyonizasyon radyasyon dozimetresi uygulamalarında AlN seramikler için çok ilginçtir, ancak aynı zamanda derin UV emisyonlu cihazlarda istenmeyen yan etkiler sağlayabilir. Oksijen ve iz metalleri ile yüksek oranda kirlenmiş olan seramik numuneleri, yaklaşık 2.1 ve 2.8 eV'de büyük parlaklık bantları gösterir[253]. Bu bantlar aynı zamanda 3.9 eV'de bir bantla birlikte külçe AlN kristallerinde de gözlenir[183,254]. 2.8 ve 3.9 eV'deki bantlar, numunelerdeki karbon kirliliği ile ilişkilidir[183,251,255]. 2.1 eV'deki lüminesans, çok farklı kaynaklara sahip numunelerde bulunur ve kökeni halen belirsizliğini koruyor. Öte yandan, 3.3–3.6 eV aralığındaki ışıltama, SiC ilavesiyle[217,256] veya saf tungsten yapılarında[236,239,257] yetiştirilen AlN spektrumuna açıkça hakimdir. Yaygın yorumlama, bu bandın sığ donörlerin (silikon veya oksijen) alüminyum boşluklara veya

bunların komplekslerine geçişleriyle ilişkili olduğu yönündedir[256,258]. Açıkçası; bu geçişler, karbon derişimi sıg donörlerinkinden daha fazla olduğu için söndürölür.

AlN kristalleri ve altaşları genellikle elektriksel olarak iletken değıldir. Sıcaklığa bağlı iletkenliğin ölçümleri, kristallerin 0.6 - 1.0 eV aralığında aktivasyon enerjileri olan derin seviyelerle kuvvetli bir şekilde telafi edildiğini göstermektedir[213,259]. Bununla birlikte, kristallerin farklı bölgeleri, örneğin bir taramalı elektron mikroskobunda, elektron ışınlama işleminden sonra yüklenmede önemli farklılıklar gösterir[257]. Sıcaklığa bağlı serbest taşıyıcı emiliminin ölçülmesi, karbon kirliliğinin yarı-izolasyon davranışına yol açabileceğini gösterirken, oksijen ağırlıklı sarımsı numuneler yüksek sıcaklıklarda çok zayıf iletkenlik gösterebilir.

2.7 Çıkarımlar ve Genel Bakış

Son 15 yıl içerisinde, AlN külçe tek kristallerin PVT yöntemiyle büyümesi, polikristalin boruları üreten temel nakliye deneylerinden endüstriyel olarak uygulanabilir bir tekniğe olgunlaşmıştır. UV optoelektronik ile ilgilenen araştırma, her zaman kristallerin büyüklüğüne, proses stabilitesine ve verime odaklanan, altaşlar için malzeme sağlamayı hedeflemektedir. Sonuç olarak takdir edersiniz ki, bu ilerleme uyumlu sıcak bölge malzemelerinin bulunması, AlN başlangıç malzemesinin saflaştırılması için uygun teknikler bulunması ve optimum büyüme koşullarının yanı sıra, kusur oluşumunun azaltılması, yoğuşma ve parazitik çekirdeklenme gibi neredeyse tamamen deneysel çalışmaların bir ürünüdür.

Bu konulara olası çözümler bu bölümde ana hatlarıyla belirtilmiş olmakla birlikte, önemli detaylar halen araştırmacıların şahsi deneyimlerine dayanan teknolojilerdir. Her araştırma ekibi, özellikle pota malzemesi ve çekirdek / büyütme stratejisi olmak üzere gelişmiş teknolojilere bağlı ilerlemektedir. Si çekirdeklerinde AlN geliştiren ekipler[182,183,187], halihazırda 2 inç çaplı tekli kristaller sergilemişlerdir, ancak kristallerin homojen olmamasıyla ve yapısal kusurlarla karşı karşıya kalmışlardır, ayrıca sonraki büyüme işlemlerinde çapı korumakta problemler yaşamışlardır. Öte yandan, yüksek yapısal kaliteyi koruyarak AlN tanecik genişlemesine odaklanan ekipler, tek kristalli yapıda çapı ortalama olarak yaklaşık 3 mm / yıl arttırabilmişlerdir [215,216]. Bu, AlN kristallerinin ve sübstratlarının gelecekteki gelişimi için en az iki ciddi sonuç

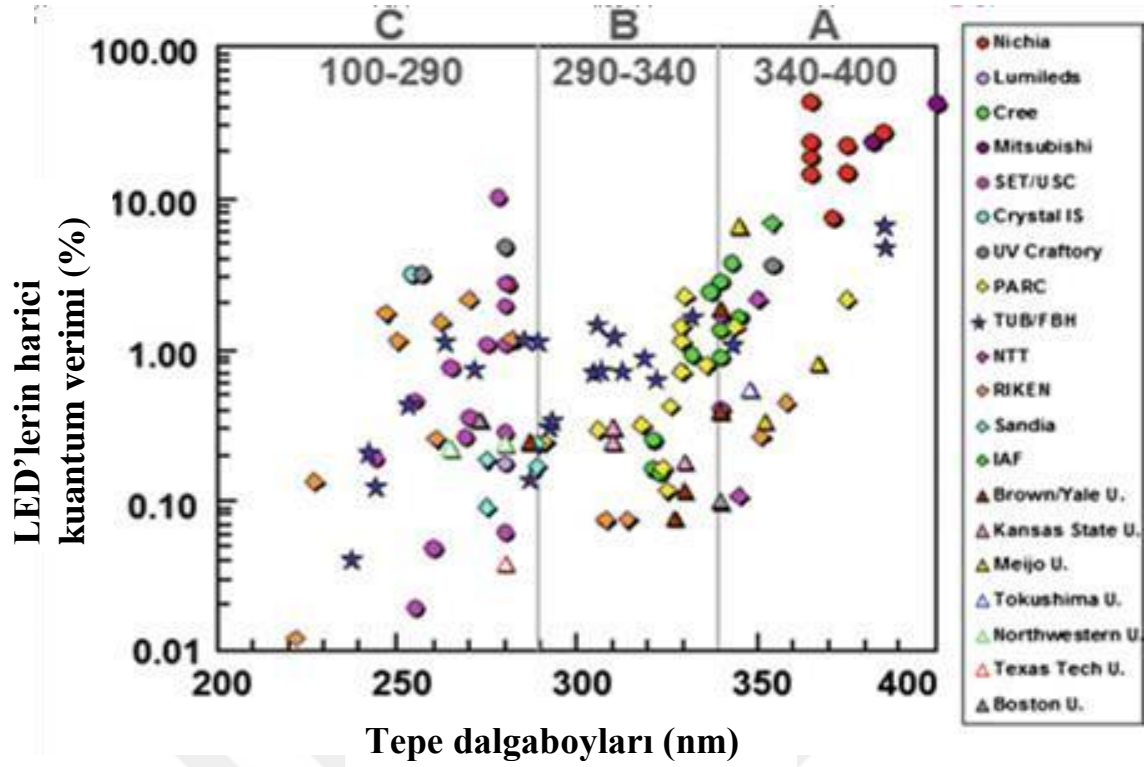
ortaya çıkarmaktadır: Birincisi, son teknoloji parçaları destekleyen alttaşların sınırlı sayıda olmasıdır. İkincisi, daha fazla ilerleme ve ticari atılımın yanı sıra teknoloji yakınsaması, AlN büyüme teknolojisinin anlaşılmasında, özellikle de kirletici maddelerin ve katkı malzemelerinin kristal büyümesi üzerindeki etkisiyle ve iyileştirmelerle kesinlikle olarak ilişkili olacaktır. Son olarak, AlN PVT büyümesinin yüksek sıcaklıkları ve düşük büyüme oranları, AlN alttaşlarının kullanımını bu malzemenin benzersiz özelliklerinden açıkça yararlanan uygulamalarla sınırlayacaktır. Şuan olduğu gibi, derin-UV optoelektronik bunlardan biridir.



3. NİTRİT TABANLI MORÖTESİ-İŞIK YAYICILARI İÇİN AL₂O₃ ALTTAŞ ÜZERİNE AlGaN TABANLI KATMANLARIN BUHAR FAZİ EPİTAKSİSİYLE BÜYÜTÜLMESİ

3.1 Giriş

Geleneksel külçe büyüme tekniklerinin homoepitaksisi için gereken alttaşların eksikliği ya da yokluğu ve AlN, GaN ve InN ikilileri arasındaki örgü sabitlerinin oldukça büyük farklılıkları sebebiyle uygun alttaşın seçimi grup III nitrit teknoijileri adına her zaman temel bir nokta olmuştur. Örneğin, 210 nm'de AlN ve 365 nm'de GaN'ın yakın bant aralığı enerjisinde elektron-boşluk çiftinin yeniden birleşmesinden kaynaklanan emisyon dalga boyları, UV spektrumunun büyük bir bölümünü oluşturur, ancak düzlem içi örgü sabitlerinin farkı çok büyüktür. Bu nedenle, aygıt tabakası yapılarının homoepitaksiyal ve gerilme dengeli büyümesi, AlN substratlarının kullanımı için 210 nm ile yaklaşık 280 nm aralığında ve GaN substratlarının kullanımı için 365 nm'nin altında absorpsiyon ve çekme gerilmesi sakıncaları ile yaklaşık 340 nm ile 400 nm'nin üzerindeki değerlerle sınırlıdır. GaN alttaşları. Örgü gevşemesine bağlı olarak kayda değer miktarda dış açma çıkıntısı oluşumu, kalan dalga boyu aralığında, yani UV-B kısmı veya daha kalın gevşemiş katman yapıları durumunda ele alınmalıdır. Bu nedenle, günümüzde, büyük örgü uyumsuzluğuna rağmen alttaş materyali olarak Al₂O₃ kullanımı ve çok farklı termal genleşme katsayısının ilave dezavantajı, benzer TDD'yi sağlar, ancak neredeyse sınırsız kullanılabilirlik avantajı sunar. İlk bölümde, MOVPE ile UV cihaz katman yapıları için şablonların büyümesi tartışılmış ve ikinci kısım HVPE ile, özellikle UV-B dalga boyu için, kalın AlGaN katmanları yetiştirme girişimlerini içermektedir. UV bölgesinde, yüksek TDD, kaymalarda uyarılmış taşıyıcıların ışınımsız yeniden birleşmesi nedeniyle iç kuantum verimliliğinde (IQE) güçlü bir azalma ile sonuçlanır. Ek olarak, kaymalar taşıyıcıları tutabilir ve taşıyıcı taşınmasını engelleyebilir. Yüksek Al içeriği için, makul n-tipi katkılama elde etmek için düşük bir TDD ön şarttır[262]. Bu davranış, UV-A'dan UV-B'ye kadar emisyon dalga boyunda EQE'nin güçlü bir şekilde azalmasına yol açar. (Şekil 3.1)



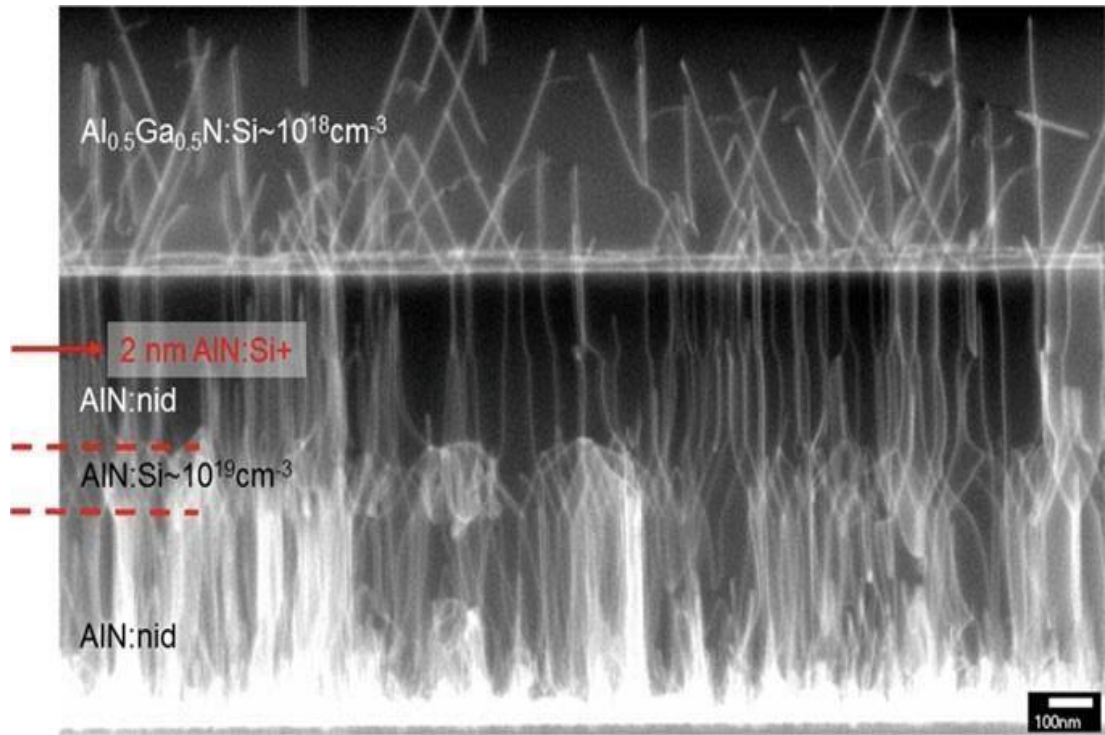
Şekil 3.1 UV-LED'lerin yayımlanan verilerinden toplanan emisyon dalga boyuna karşı UV-LED'lerin harici kuantum verimi[265]

3.2 MOVPE ile AlGaN Tampon Katmanlarının Büyümesi

UV-ışını yayıcıları için cihaz katmanı yapılarının çoğu MOVPE[266] yardımıyla üretilir ve bu nedenle bu tekniğin Al_2O_3 [264] üzerinde tampon katmanlarının heteroepitaksal büyümesi için de kullanımı nispeten basittir. Yüksek verim için tasarlanmış MOVPE reaktörleri birkaç üretici tarafından sunulmaktadır. Büyüme hızları tipik olarak reaktör tasarımına, büyüme koşullarına ve yarı iletken malzemeye bağlı olarak $10 \mu\text{m/saat}$ kadardır. Trimethylgallium ve trimetilaluminum gibi metalorganik öncüller, grup-III tedarigi için kullanılır ve pirolizden sonra genellikle fazla miktarda tedarik edilen V-grubu gaz amonyakla reaksiyona girer. Bununla birlikte, üçlü bileşik yarı iletken AlGaN'ın arzu edilen bileşimi ile büyümenin doğrudan başlaması demek, Al/Ga derişimindeki [267] lokal değişikliklerin komplikasyonunu, büyük örgü uyuşmazlığı gibi temel sorunlara ve termal genleşme katsayılarındaki farklılığa eklemek anlamına gelir. AlN ve (0001) Al_2O_3 arasındaki örgü uyuşmazlığı; eğer iki örgünün 30° döndürülmesi sayesinde sadece %13 uyumsuzlukla sonuçlanan daha iyi bir çakışması

olmasaydı, %35 olacaktı [268,269].

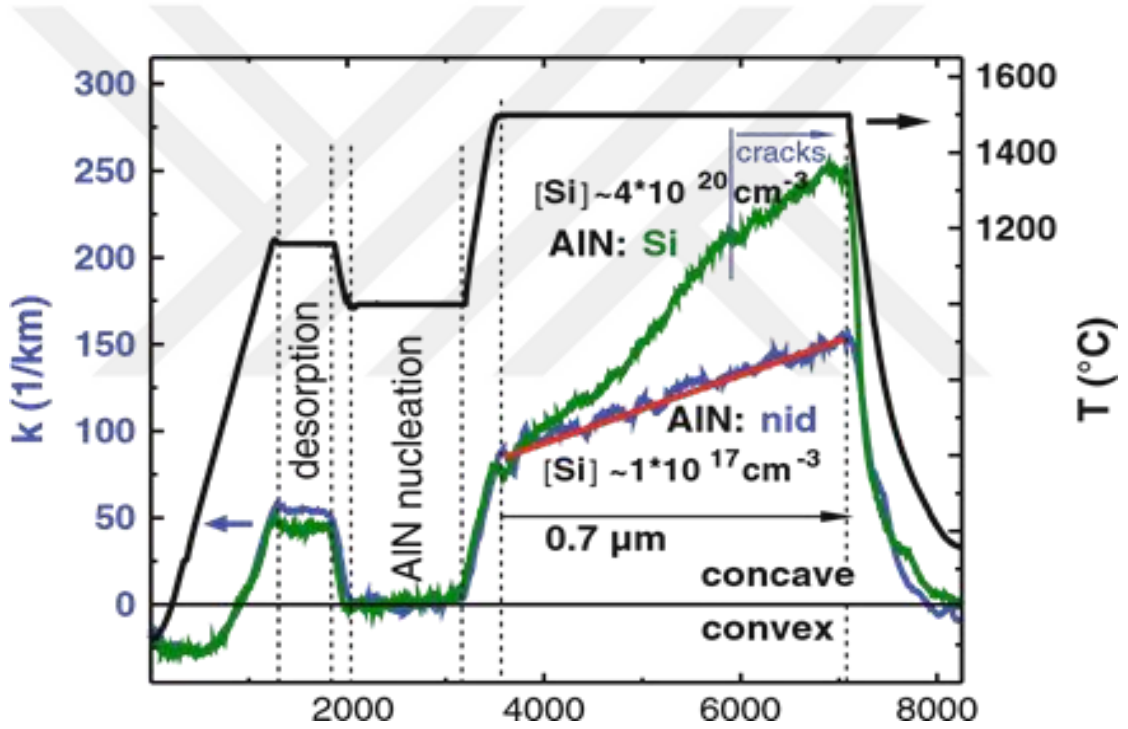
Bu nedenle, c-düzlemi Al_2O_3 inde AlN'nin kritik kalınlığı bir tek tabakanın altındadır ve derhal arabirimde yüksek yoğunluklarda uyumsuz kaymalar meydana gelir(Şekil 3.2). Uygulamada, Al_2O_3 alttaşım hidrojen içinde ısıl tavlansından sonra, AlN büyümesi tipik olarak, yüksek V / III oranı > 1000 olan ve yaklaşık 200 nm'ye kadar olan tampon kat kalınlığı veya yaklaşık 200 nm'ye kadar olan tampon kat kalınlığı ile yaklaşık 600-1000 ° C arasında düşük ila orta sıcaklıklarda yada direkt 1100° C üzerinde başlatılır [270].



Şekil 3.2 İki içeren MOVPE tarafından yetiştirilen n- $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$ / AlN / Al_2O_3 -halka şeklindeki karanlık alan modunda (TEM-ADF) transmisyon elektron mikroskobu ile kaydedilen kesitsel mikrograf 1×10^{19} ve $4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 'lük Si derişimli Si katkılı ara tabakalar[273]

Farklı çekirdek oryantasyonuna bağlı bu yer değıştirme, uyumsuz yer değıştirmelerin çoğunun, onlarca-yüzlerce nm'den sonra yok edilmesinden sonra da kalır[271]. Daha

yüksek yanal büyüme hızları ve 1200–1400 C°lik yüksek sıcaklıklara izin veren MOVPE kurulumlarının geliştirilmesi için darbeli NH₃ büyümesinin tanıtılması, son yıllarda daha homojen olarak yönlendirilmiş ve daha büyük AlN bölgelerinin TDD'yi azaltmasına yardımcı olmuştur [272]. Ek olarak, genellikle oksijen ile sonlandırılmış Al₂O₃ yüzeyinin, Al-H sonlandırması ve yeniden yapılandırılmış bir yüzey ile sonuçlanan hidrojen altında 1050 C°nin üzerinde ısıtılınca kadar stabil olduğu bulunmuştur. Dislokasyonların yok edilmesine bağlı olarak kalınlık ile TDD'nin azaltılması AlN tabakasında çekme gerilmesi oluşmasına neden olur. Bu tür, katman kalınlığında bir eğrilik artışına yol açarken, Al₂O₃in başlangıç içbükey şekli, esasen sıcak Al₂O₃ arka tarafı ile Al₂O₃ün soğutulmuş ön tarafı arasındaki sıcaklık farkı ile belirlenir [274].



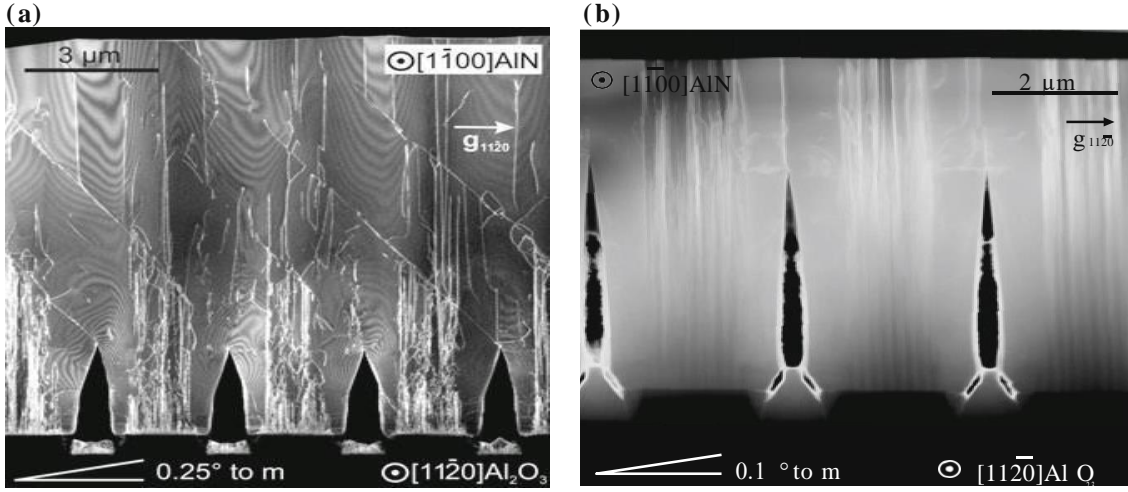
Şekil 3.3 K eğrisi ve işlem sıcaklığının T verileri, Safir üzerinde kasıtlı olmayan ve Si-katkılı AlN'nin MOVPE büyümesi EpiCurveTT™ (LayTec AG) tarafından kaydedilmiştir [281]

3.3 Azaltılmış TDD ile AlGaN Tabanlı Katmanların MOVPE Teknikleri

UV-A aralığında GaN ve UV-C aralığında şeffaf AlN şablonlarının yanı sıra, alışımda % 50-80 oranında AlN derişimli ve 10⁸ cm⁻² TDD içeren UV-B aralığında AlGaN

şablonları UV-LED'lerin epitaksisinde kullanım için makul değerlerdir. Genel kristal kalitesinin değerlendirilmesini de içeren faydalı bir değer, farklı yansımalarda alınan X-ışını sallanma eğrilerinin genişlikleridir[285]. Birkaç mm²'lik geniş alan izleri ve çift eksenli kırınım geometrisinin kullanılması anlamlı veriler elde etmek için uygundur. (0002) düzlemdeki maksimum simetrik yansıma ve (3032) düzlemdeki çarpık simetrik yansımaların yarı genişlikteki değerleri sırasıyla 150 ve 450 arcsec'in altında olmalıdır. Gelecekteki ileri teknoloji cihazlar için daha yüksek talepler hali hazırda genel olarak 10⁶ cm⁻²'nin altında dislokasyon yoğunluğu ve (0002) ve (1012) yansımada 40 arcsec'in altındaki bir FWHM değerlerine sahip olması gerekmektedir [286]. Silan ve amonyağın ayrışmasından oluşan SiN_x maskelerinin yerinde kullanılması, GaN'deki kusurun azaltılması için yaygındır[287]. Bu yerinde kullanılan maskeler, yanal epitaksiyal çoğalma ile dikey kaymaların çoğalmasını kısmen engelleyebilir[267]. Bu yaklaşım, Al_xGa_{1-x} xN bileşimlerinin 0.4'ün altında olan UV-A aralığında da faydalı olabilir [288], ancak UV-B için gerekli Al içeriği için başarılı bir şekilde uygulandığına dair herhangi bir rapor literatürde henüz bulunmamaktadır. UV-A serisi için bir başka faydalı yaklaşım ise; (0001) safir ile c-düzlemi Al_xGa_{1-x} xN tabakaları arasındaki yüzey örgülerinin, (0001) safir ile c-düzlemi Al_xGa_{1-x} xN tabakaları arasındaki TDD'yi azaltmak için kullanılmasıdır[289]. Diğer başarılı yaklaşımlarda, TDD'yi azaltmak için Al_xGa_{1-x}N ile daha sonra büyümek için düşük sıcaklıkta AlN katmanları veya yivli AlGa_xN katmanları kullanılır[290-293]. UV-B cihazları için, azaltma, AlN tamponu[281] üzerinde kalın, sıkıştırılmış olarak gerilmiş bir Al_xGa_{1-x} xN tabakasının ($x \pm 0.4-0.7$) veya Al₂O₃ üzerinde desenli AlGa_xN'in[292] art arda büyümesiyle başarılabilir. Tabaka katkılı ise, bu AlGa_xN tamponu ayrıca cihaz için kontak tabakası görevi de görebilir. Değişken Al (Ga) N / (Al) Ga_xN tabakalarının kısa periyot süperörgüleri, dislokasyon eğimi ve kısmi dislokasyon yokluğu ile psödomorfik olarak büyütülmüş süperörgü ince tabakalarındaki gerilmeyi göstermiştir. Böylece, birkaç 10⁹ cm⁻²'lik birkaç µm TDD'nin AlGa_xN kalınlıkları gerçekleştirilmiştir[294]. UV-C cihazları için, külçe AlN alttaşları, cihaz katman yapısı, yeni kaymaların oluşması olmadan sahte olarak büyütüldüğü sürece, cihaz performansı için faydalı olan düşük bir yer değiştirme yoğunluğu sunar. Bununla birlikte, AlN alttaşlarındaki alttaş maliyeti ve soğurma bantları bu yaklaşım için zorluk teşkil etmektedir. Kalınlığının artması ile dislokasyonun yok olması, Al₂O₃ üzerinde kalın tampon katmanlarındaki dislokasyon

yoğunluğunu düşürür. Bununla birlikte, çekmeme gerilimi nedeniyle çatlak oluşumu burada bir zorluktur. Al_2O_3 'de düşük TDD'ye sahip kalın bir AlN tabakası elde etmek için bir yaklaşım, darbeli NH_3 akış büyümesiyle pürüzlü bir yüzey oluşturmak ve yüksek büyüme hızında ve orta sıcaklıkta sürekli bir akış modunda birleşerek TDD ve pürüzlülüğü azaltmaktır. Al bakımından zengin büyüme koşullarının kullanılmasıyla stabil bir Al-yüz + c polaritesi elde edilir. Bu işlemin tekrarlanmasıyla, yaklaşık 5 um kalınlığındaki AlN'de $8 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ 'nin altında bir TDD elde edilir[296]. Bununla birlikte, pürüzsüzleştirilmenin yanı sıra pürüzlendirme de, sadece farklı reaktörlerde genel bir uygulamayı zorlaştıran küçük parametre pencerelerine sahip gibi görünmektedir. Başka bir yaklaşımda, hendek desenli AlN / Al_2O_3 alttaşlar[297-300] veya kendinden montajlı AlN nanorotları kullanılır [301]. TDD'nin azaltılması ve kritik kalınlığın artırılması, boşluklar üzerinde köprü oluşturan hendekler veya çubuklar üzerinde epitaksiyel yanal aşırı büyümeyle (ELO veya köprü büyümesi) elde edilir. Maske malzemesi yerine desenli AlN, Al-türlerinin yüksek adezyonu nedeniyle maske üzerinde polikristalin büyümesini önlemek için kullanılır. $\langle 1120 \rangle_{Al_2O_3}$ veya $\langle 1100 \rangle_{AlN}$ yönü boyunca olan şeritler, 1-4 um genişliğinde yükseltilebilir ve 0.5 ila 7 um genişliğindeki çukurlarla tipik desen olarak kullanılmıştır. Yanal büyüme, c-düzlemi yönelimli pürüzsüz yüzeylerle sonuçlanan bir yöne doğru gerçekleşir (Şekil 3.4). Eğimli kaymalar, boşlukların serbest yüzeylerinde veya yokolunda sonlanabilir. Yanal büyüme yönünde bir Al_2O_3 kesimi, AlN tabakasının [302,303] tekrar üretilebilir birleşimini destekler. Eğer kesme $\geq 0.15^\circ$ ise, makro-adımlar birleşme noktasında ortaya çıkar. Geçirimli elektron mikroskobu, birleşme noktalarında başlayan ve makro adımlarla biten eğimli dış açılmalarını ortaya çıkarmaktadır. Birleşme sırasında üretilen makro adımlar yüzey üzerinde yayılır ve adımın kıvrımındaki kaymaların çoğunu kinetik olarak hapseder. Mesela daha küçük kesimli veya bir yöne yönlendirilmemiş numunelerde, çok küçük adım yükseklikleri nedeniyle kaymalar sıkışmaz. Birleşme noktasında eğimli tane sınırlarının oluşumu sıklıkla gözlenir. Dikey olarak yayılan dislokasyonlar, bu gibi tane sınırlarına doğru eğilebilir ve makro adımların dislokasyon bakımından zengin alanın üzerinden geçtiği katmanlar için TDD'nin ilave olarak 10^7 cm^{-2} 'ye düşürülmesi sağlanabilir [303] (Şekil 3.4).



Şekil 3.4 Kesit TEM-ADF mikrografları, safir üzerine yetiştirilen bir ELO-AlN tabakasında birleştirici tanecikler arasında, 0.25 ila m (a) ve 0.1 ° ila m'lik bir kesime sahip olan birleştirilmiş taneler arasındaki eğimli ve dikey yönelimli sınırlar dahil olmak üzere dış. açma çıkıklarının (TD) davranışını ortaya koymaktadır (b) [303]

Çukur desenli AlN şablonları için, tümsekler üzerindeki zenginleşme ile şerit benzeri bir TDD dağılımı gözlenecektir. Nanorotlar kullanılarak daha homojen TDD dağılımı ve makro adımlardan kaçınılabılır. Her iki durumda da TDD, tipik olarak kullanılan 4-5 μm AlN toplam kalınlığı için ortalama 10^8cm^{-2} değerlerindedir. Yüksek AlN kalınlığı, farklı termal genişleme katsayıları nedeniyle AlN/Al₂O₃ şablonlarının 1100-1400 C°'lik büyüme sıcaklıklarından soğumaya geçiş sırasında güçlü dışbükey gerilmelerden dolayı yaylara yol açar. Birleşme noktasındaki ve boşlukların büyüklüğündeki AlN tabaka kalınlığı, büyüme sıcaklığı ve V/III oranı ile kontrol edilebilir. Daha düşük sıcaklıklar, daha yüksek V / III oranları [298,302,304] veya anti-yüzeyaktif silikonunun eklenmesi ile gecikmiş birleşme ile sonuçlanan nispeten düşük yanıl büyüme oranları gözlemlenir [305]. Ortalama 10^8cm^{-2} aralıkta TDD değerine sahip [306] 5 ila 15 μm kalınlığındaki AlN katmanlarından başlayarak, Al_{10.8}Ga_{0.2}N katmanlarının büyümesi ve benzer TDD değerlerindeki kuantum kuyusu yapıları, UV-B/UV-C aralığındaki yükseltilmiş IQE'ye sahip emisyonları gözlemlenmiştir. [304,307,308]. Kalın AlN baz katmanı, Al₂O₃'e kıyasla AlN'nin çok daha iyi termal iletkenliğe sahip olması nedeniyle üzerine yüklenen yüksek güçlü cihazların termal empedansı için daha uygundur. Ters çipli cihazlarda bile, en az% 20 ısı alttaştan uzaklaştırılır[308].

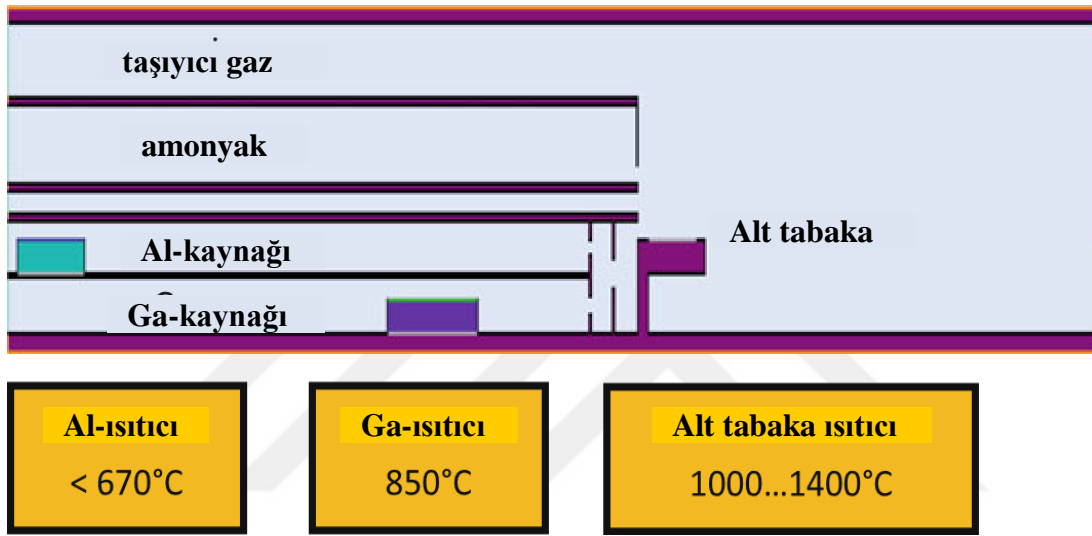
3.4 AlGaN Katmanların HVPE ile Büyütülmesi

Hidrit buhar fazı epitaksi (HVPE), AlGaN'nin metalorganik buhar faz epitaksisinde (MOVPE) ön reaksiyonlarla sınırlandırılan yüksek büyüme oranları sunar [309] ve bu nedenle HVPE, kalın tampon tabakaları için umut verici bir tekniktir. Bununla birlikte, HVPE'nin AlGaN büyümesi için gelecekteki rolü henüz tam olarak açık değildir çünkü bu üçlü bileşiğin HVPE tekniğiyle büyümesi hala bir zorluktur ve ticari donanım henüz mevcut değildir. Sadece birkaç grup bu konuyla ilgileniyor; bazıları Mg-katkılı AlGaN kabuklarının nanoteller [310] için büyümesi, Semipolar GaN'ın [311] sonraki aşamalarda büyümesini iyileştirmek için AlGaN ara katmanlar, UV-LED heteroyapılarının [312] büyümesini, Fosfor ihtiyacını ortadan kaldırmak için doğrudan beyaz emisyonlu LED heterojenler[313], AlGaN tabanlı dikey LED'ler [314], düşük dislokasyon yoğunluğuna sahip UVB-LED heterojenleri için AlGaN tampon katmanları [313,315], UVC-LED heteroyapıları [316] için Al (Ga) N tampon katmanları veya bu tür cihazlar için oldukça şeffaf AlN alttaşları [317,322] şeklinde bazı çalışmalar sıralanabilir. Sadece hedefler değil aynı zamanda büyüme teknolojisi ve kullanılan alttaşlar da bu alanda aktif olan gruplar arasında farklılık gösterir. Bu konular kısaca özetlenecektir, ancak aşağıdaki bölümlerin çoğu, başlangıç alttaşı olarak geleneksel kuvars ekipmanı ve c-düzlemi Al₂O₃'ü kullanarak büyüme davranışı ve zorluklarına odaklanacaktır. Deneysel koşullar, GaN [323] ve AlN'ın [324] HVPE'sinin öncül çalışmalarından bu yana temelde değişmemiştir. En azından GaN ve AlN ile ilgili olarak, yapısal olarak yüksek kaliteli katmanların büyük ölçekli ve homojen birikiminin HVPE tarafından mümkün olabileceği umuduyla, üçlü bileşik AlGaN hala etkileyicidir.

3.4.1 HVPE tekniğinin temelleri

MOVPE'nin aksine, HVPE'de gaz halindeki halojen, tepkime sırasında genellikle bir metal ve bir halojenden oluşan grup-III reaktantı olarak görev yapar. Nitrit HVPE durumunda, NH₃ V grubu kaynağıdır. Gaz halindeki tepkenler, en aza indirgenmiş duvar birikintileriyle sürekli büyümeye izin veren açık bir sıcak duvar reaktöründe bir taşıyıcı gaz tarafından taşınır. İşlem genellikle bir kaynak bölgede grup-III halojenürlerin oluşumunu ve farklı sıcaklıklara sahip bir alttaş bölgesinde hedeflenen kristal tabaka oluşmasını içerir. HVPE genellikle grup-III tedariki ve sıcaklığıyla

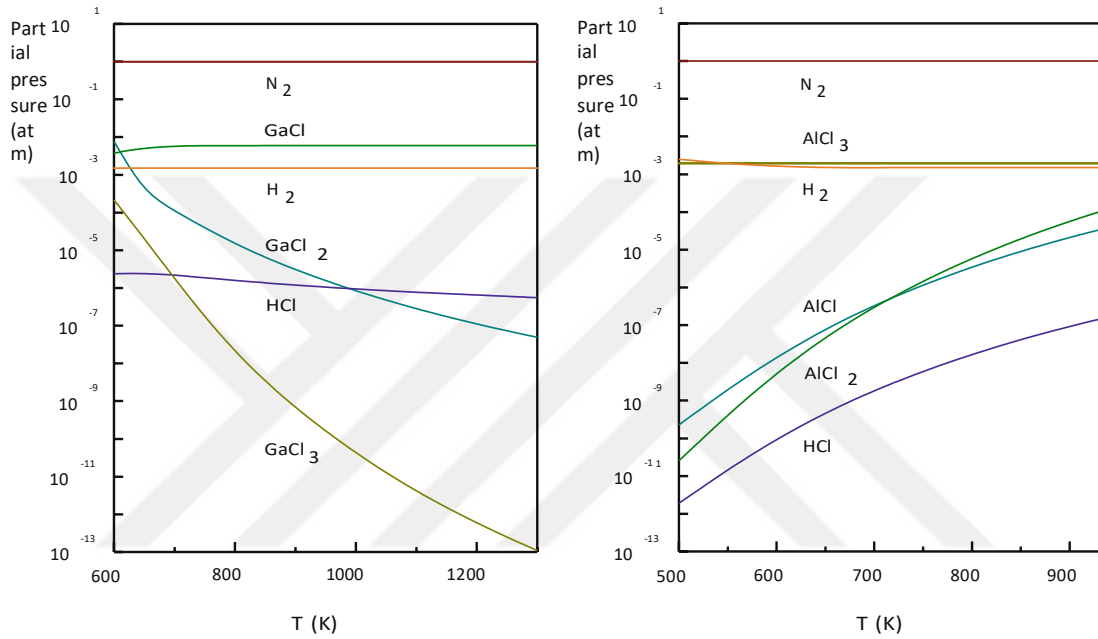
büyüme yüzdesinin kontrolüne izin verir. Bununla birlikte, kaynak bölgesindeki büyük hacim nedeniyle gaz değişimi genellikle MOVPE ile karşılaştırıldığında zayıftır. Yetiştirilen tabakaların saflığı sadece kaynakların (metaller ve gazlar) saflığına değil, aynı zamanda halojenür içeren büyüme ortamındaki alttaş ve reaktör malzemelerin stabilitesine de bağlıdır. Geleneksel reaktör malzemesi kuvarsdır. Bununla birlikte, uzun zamandan beri kuvarın alüminyum bileşiklerine karşı hassas olduğu bilinmektedir. AlGaN katmanlarının büyümesi için geleneksel bir HVPE reaktörü gösterilmektedir (Şekil 3.5);



Şekil 3.5 AlGaN katmanlarının büyümesi için geleneksel yatay HVPE reaktörünün kesit çizimi. Tasvir amaçlıdır.

Pratik olarak, benzer reaktörler galyum (≥ 6 N) ve alüminyum (≥ 5 N) gibi yüksek saflıkta metalik kaynaklar içeren tüplerden yapılıdır. Gaz halindeki hidrojen klorit, metallerin üzerinden akar ve sonuçta ortaya çıkan metal halojenürlerin alttaş yüzeyindeki amonyakla reaksiyona girmeden önce karıştırılması gerekir. Reaktör geometrisi, toplam basınç, reaktif ve taşıyıcı gaz akışları ve bunların alttaş yüzeyindeki kısmi basınçları, farklı ısıtıcıların sıcaklıkları ve işlemin zaman dizisi büyüme sonucu için çok önemli bir rol oynamaktadır. Metal halojenürlerin oluşumu, sıvı galyum için yaklaşık $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ veya üzeri yüksek sıcaklıklarda ve alüminyum için yaklaşık $670\text{ }^{\circ}\text{C}$ erime noktasına kadar $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda çok etkilidir. Bu, GaCl'nin oluşumu için

deneysel olarak aşağıdaki grafikte gösterilmiştir (Şekil 3.6) veya 550 C°'de katı bir Al kaynağının üzerindeki HCl ile karşılaştırıldığında, AlCl₃'ün yüksek denge kısmi basınçlarından elde edilebilir [326]. HVPE ile AlN oluşumu prensip olarak katı Al kullanımı ile sınırlı değildir, fakat erimiş Al kullanımı, soğuduğunda yeniden sertleşme sırasında potada büyük malzeme baskısının ve 790 C° 'nin üzerindeki sıcaklıklarda baskın AlCl oluşumunun dezavantajlarına sahiptir ki bu kuvars için AlCl₃'ten daha fazla zararlıdır [327].



Şekil 3.6 GaCl ve AlCl₃'ü en belirgin olarak açığa çıkaran Ga (solda) ve Al kaynağında (sağda) hesaplanan denge kısmi basınçları ve böylece AlGaN'in HVPE'si için reaktifleri belirleme ([328, 329] hesaplanmıştır)

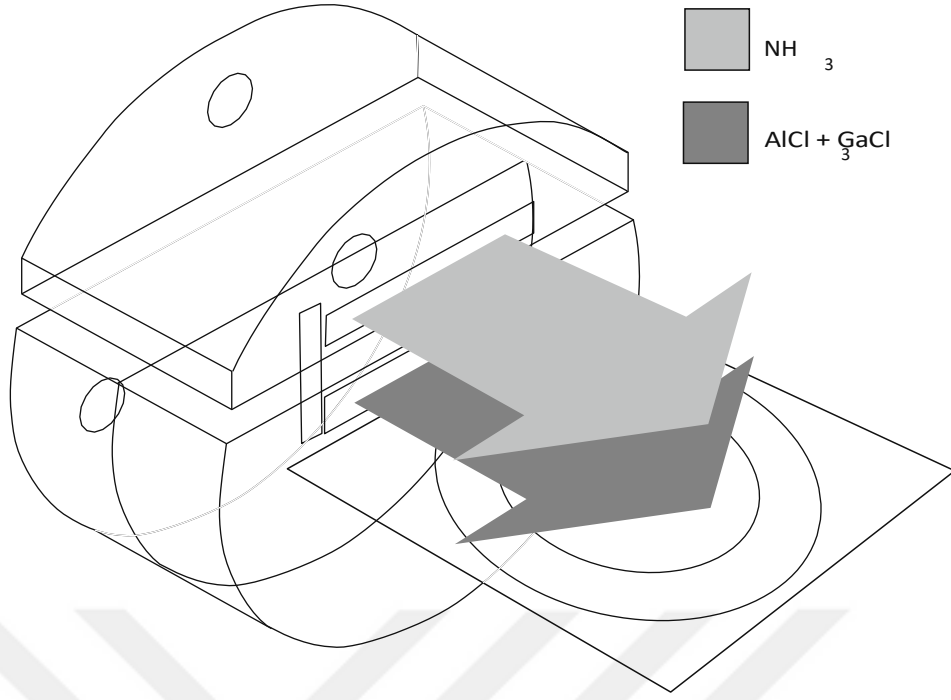
3.4.2 Alttaşın seçimi

Yeterli büyüklükteki doğal nitrit alttaşların bulunması nispeten zordur. Son zamanlarda, geniş alan AlN alttaşlarında amonotermal büyüme [342] ve geniş alan AlN alttaşları [317] tarafından sağlanan GaN alttaşlarında GaN'ın HVPE büyümesi başarıyla gösterilmiştir. Bu gibi durumlarda, HVPE ile büyütülmüş katmanlar yüksek yapısal kusursuzluktadır, çünkü örgü bükme gibi heteroepitaksi dahilindeki konular bir rol oynamaz ve düşük TDD alttaşları üzerindeki homoepitaksi, kalınlıkta dislokasyonlarına

gerek kalmadan düşük TDD katmanları verir [331,343,344]. AlN durumunda, HVPE ile yetiştirilen materyal PVT AlN'den daha yüksek saflıkta olup, çok daha az soğurma vardır. PVT külçe AlN'in yüksek kristalli mükemmelliği ve HVPE AlN'in yüksek optik kalitesinin bir kombinasyonu bu nedenle UV-C cihazları için çekici görünmektedir [317]. Bu son gelişmelere rağmen, AlGaN katmanlarının epitaksiyel büyümesi dış yüzeylere dayanmaktadır. (0001) Al₂O₃, çeşitli başlangıç alttaşları arasında en çok kullanılanlardandır [345]. Heteroepitaksiyal büyümeyle ilişkili zorluklar; yüksek dislokasyon yoğunlukları ve örgü uyumsuzluğuna bağlı gerilmeler, özellikle Al₂O₃ durumunda bükülme ve çatlama, ayrıca Al₂O₃ durumunda farklı termal genleşme katsayıları nedeniyle erime, silisyum alttaşlarında Ga çözeltisi ile alttaşın aşınması nedeniyle zorlanmalardır [346]. Ek olarak, çoğu zaman büyüme sonrası dış alttaştan kurtulmak istenir. Bununla birlikte, bu dezavantajlar aşıldığında, heteroepitaksiyel HVPE tekniği hızlı ve uygun fiyatlı ölçeklenebilirlik sunar. Başlangıç alttaşı olarak ne kullanılırsa kullanılsın, birçok araştırma ve geliştirme çabasının amacı, her açıdan en uygun malzeme ile en kaliteli ürünü elde etmeye odaklanır ve HVPE gibi saflık ve tampon katmanlarının ve düşük TDD olan alttaşların imalatı için yüksek büyüme hızının avantajından yararlanır. Bu nedenle; HVPE, ileri teknoloji cihaz yapılarının daha sonra homoepitaksiyel büyümesi için ve alttaşların imalatı için mükemmel bir teknik olacağını göstermektedir. Yukarıda bahsedilen dezavantajların çoğu, ikili GaN için Al₂O₃ [347], silikon [348] ve diğer alttaşlar [349] kullanılarak çözülür ve verimlilik gibi geriye kalan sorunlar fiyat indirimi ile çözüme bırakılmıştır.

3.4.3 HVPE ile büyütülen AlGaN katmanlardan çıkan sonuçlar

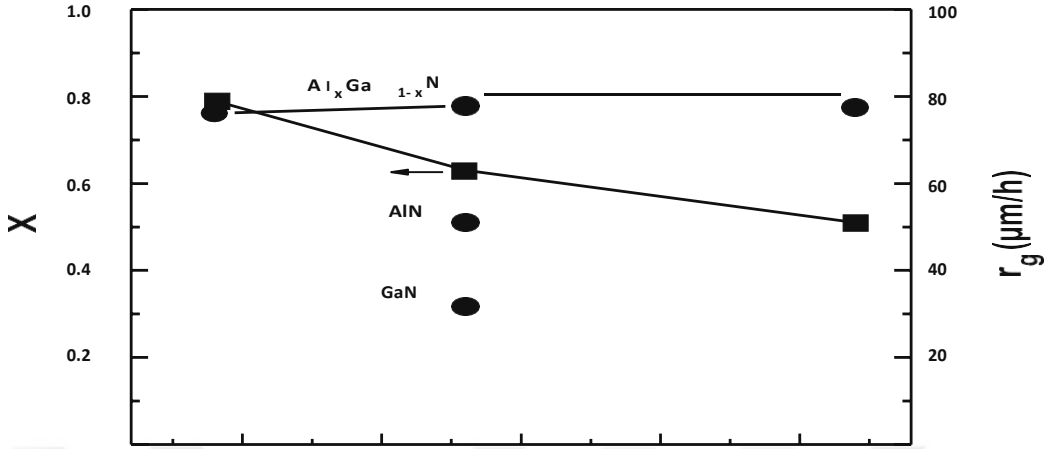
Grup-III kaynaklı gazların karıştırılması, bir karıştırma odasında Şekil 3.7'deki gibi gerçekleştirilir;



Şekil 3.7 Reaktantların ön taraftaki yatay yarıklardan büyüme bölgesine girmesi için karıştırma sisteminin şeması. Arka kısımdaki dairesel açıklıklar GaCl ve AlCl₃ için alt odaya ve amonyağın üst odaya girişidir. Alt bölme, Ga ve Al öncüllerinin etkili bir şekilde karıştırılması için bir bölme içerir. Tüm parçalar kuvarsdan yapılmıştır. [387]

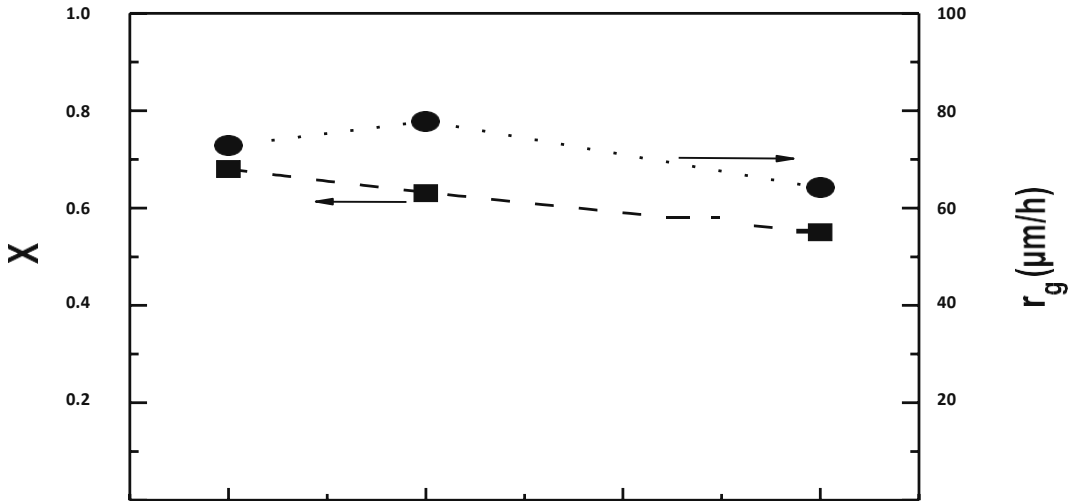
Alt yarık grup-III karışımı için gaz girişini sağlar, üst yarık ve odalar arasındaki açık alan amonyak girişi içindir, alt tabakaya ulaşmadan önce grup-III kaynaklarının amonyakla ön reaksiyona girmesini önlemek için bir ayırma boşaltma akışkanı enjekte edilir (Şekil-3.7). Giriş geometrisi, alttaş üzerinde laminar bir akış deseni verir. AlGa_N katmanları, bütün bileşim aralığında büyütülebilir ve bileşim, Ga ve Al ile reaksiyona giren hidrojen klorür gazı oranı seçilerek ayarlanabilir. 16x16 mm²'lik Al₂O₃ alttaşlar, yaklaşık 2 µm kalınlığındaki AlGa_N katmanları ile büyütülmüştür. Optimize edilmiş bir AlCl₃ ön işlem dizisi, nitridasyon ve bir AlN başlangıç tabakasının büyümesi kullanılmıştır. Yukarıda tarif edilen reaktör için temel büyüme koşulları, 400 hPa toplam basınç, ana taşıyıcı gaz akışı 9 slm azot, 900 sccm amonyak ve 900 sccm azot karışımı, 850 C°'de sıvı galyum reaksiyonu için 50 sccm HCl ile 850 sccm azot karışımı, 520 C°'de katı alüminyum reaksiyonu için 90 sccm HCl ve 710 sccm azot karışımı ve 1085 C° büyüme sıcaklığı olarak verilir. Katman bileşimi (0006) c-düzlemi

Al_2O_3 'nde ve (0002) $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ aralarındaki X-ray kırınımının iki farklı durumu ile belirlenir. Büyüme oranları gravimetrik olarak belirlenir. (Şekil 3.8)



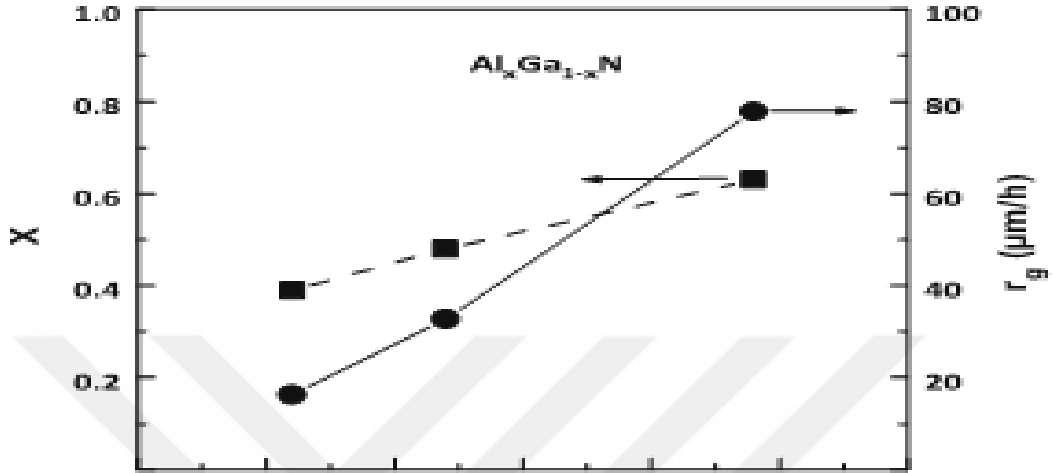
Şekil 3.8 Büyüme hızının r_g bağımlılığı ve farklı amonyaklarla yetişen $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ katmanlarının x bileşimi QNH_3 ve sadece Al kaynağı üzerinden veya sadece Ga kaynağı üzerinden geçen hidrojen klorür akışı. [387]

$\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ katmanının büyüme hızının kayda değer oranda amonyak akışına bağlı olmadığı bulunmuştur.



Şekil 3.9 : 10 Büyüme hızının r_g bağımlılıkları ve farklı reaktör basınçlarında yetişen $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ katmanlarının bileşimi x . [387]

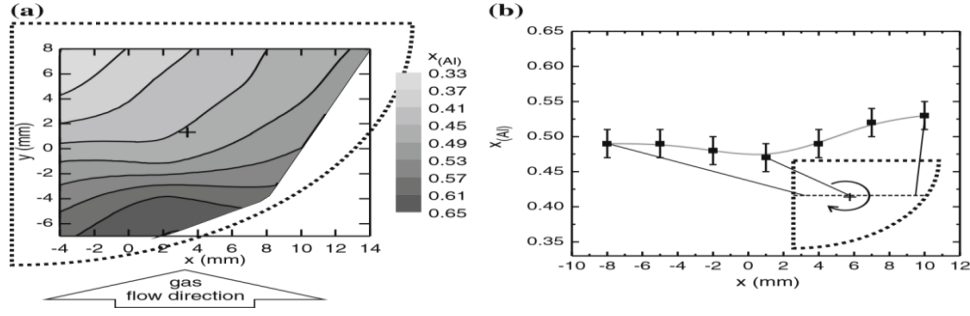
Şekil 3.9 $Al_xGa_{1-x}N$ katmanındaki AlN oranında hafif bir azalma, daha yüksek bir reaktör basıncı için de gözlenir.



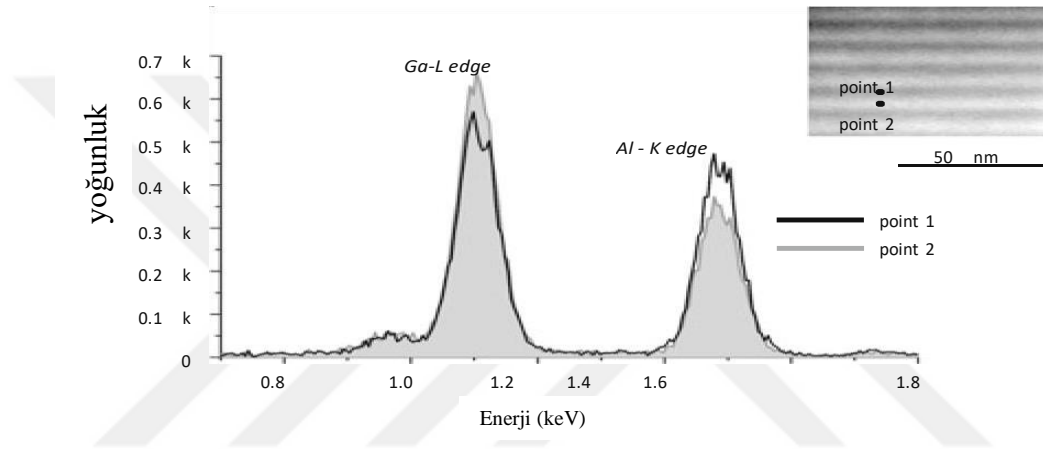
Şekil 3.10 Büyüme hızının r_g bağımlılıkları ve farklı hidrojen klorür akışları ile büyütülen $Al_xGa_{1-x}N$ katmanlarının bileşimi x . Al kaynağı üzerinden Ga'nın 19: 5 oranı ve Ga kaynağı sabittir ve QHCl, HCl akış hızlarının toplamıdır. [387]

3.4.3.1 Yanal düzgünlük

Üçlü bir bileşik durumunda, alttaş rotasyonu, sadece büyüme hızının yanal düzgünlüğünü etkilemekle kalmaz, ayrı ayrı türlerin birleşme oranları farklı ise, bileşimin homojenliğini de değiştirir. Alttaş rotasyonunun etkisini araştırmak için, yaklaşık 4 μm kalınlığındaki bir ortam bileşimindeki AlGaN katmanları, alttaş dönüşü olmayan ve alttaş dönüşü yaklaşık 30 rpm olan çeyrek 2 inç c-düzlem Al_2O_3 numuneleri üzerinde büyütülür. (Şekil 3.11) (Şekil 3.12)



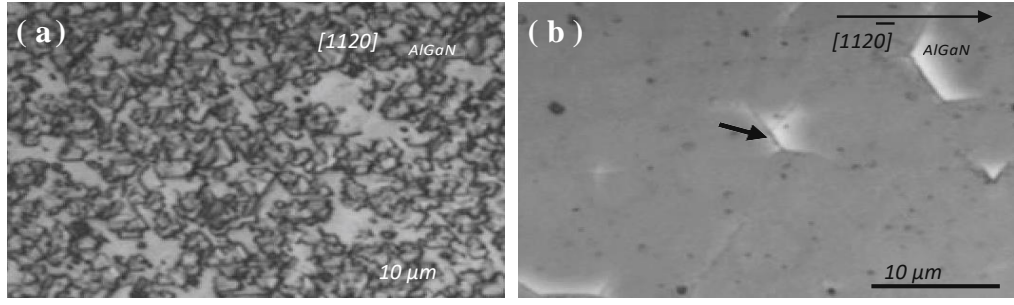
Şekil 3.11 4 ofm kalınlığında AlGaIn katmanlarının XRD'si ile ölçülen bileşimin yanal homojenliği, bir sabit (a) ve dönen bir numune (b) üzerinde büyütülür. [387]



Şekil 3.12 Büyüme sırasında dönen bir AlGaIn katmanının TEM görüntüsü ve EDX spektrumları. Nokta 1 ve nokta 2, ilgili EDX spektrumlarının kaydedildiği, kesitsel TEM mikrografındaki pozisyonu gösterir. Öncüllerin farklı tükenmesiyle oluşan üst katman açıkça görülebilir. [387] Grup-III türlerinin farklı tükenme davranışı, genel olarak, numune yüzeyine paralel akış sebebiyle geometrik düzeneklerde bileşim bakımından homojen olmamaya yol açar.

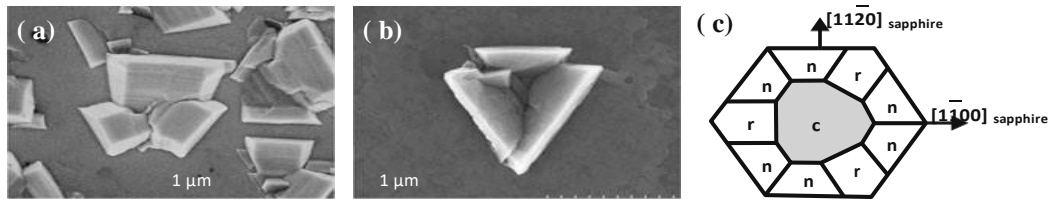
3.4.3.2 MOVPE ile büyütülmüş AlN ve Al₂O₃ şablonların kullanımı

Al₂O₃ altaşlar üzerinde 500 nm kalınlığında MOVPE ile büyütülen AlN katmanlarından oluşan şablonlar, makroskopik kusurların oluşumunu karşılaştırmak için kullanılmıştır. Böyle bir şablon üzerinde büyütülmüş 600 nm kalınlığında Al_{10.47}Ga_{0.53}N katmanının optik Nomarski mikrografisi gösterilmiştir (Şekil 3.13) (Şekil 3.14).



Şekil 3.13 MOVPE ile yetiştirilen AlN / Al₂O₃ şablonunda (a) ve doğrudan safirde (b) aynı koşullar altında HVPE tarafından büyütülmüş 600 nm kalınlığında Al_{0.47}Ga_{0.53}N katmanlarının Nomarski mikrografları. Yüzey kısmen polikristal malzemelerden (daha koyu özellikler) rahatsız ediyor. Katmanın safirden lokal olarak ayrılması, safir üzerinde doğrudan büyüme halinde daha parlak bölgelerle (ok) gösterilir. [387]

Yüzeydeki eğimli bölgeler arttıkça nispeten karanlık gözüken bölgedeki polikristal malzeme tarafından yüzey kararsızlaştırılır. Bu kristalitler çok çeşitli büyüme koşulları için gözlenir. Bu yüzey hataları çoğunlukla SEM mikrograflarında gösterildiği gibi tipik olarak üçgenler şeklinde düzenlenmiş üç eğimli kristalitten oluşur. Bu kristalitlerin üç katlı simetrisi, Al₂O₃ alttaşın üç katlı simetrisi ile bir ilişki ortaya koymaktadır.



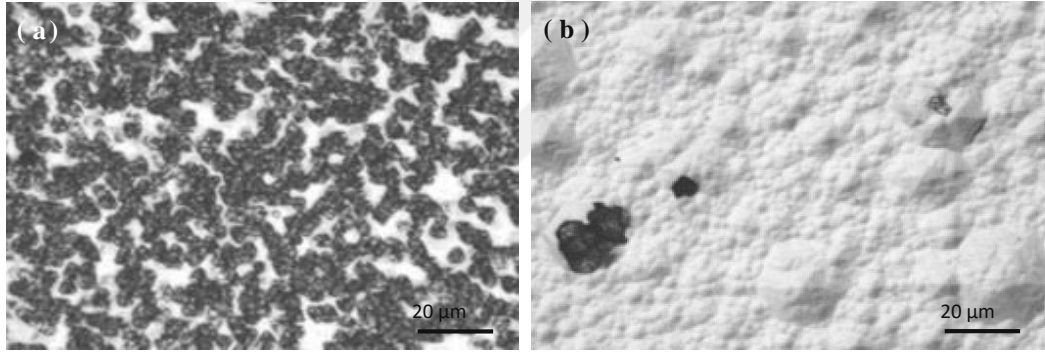
Şekil 3.14 Şekil 3.13'deki örneklerin yüzeyinden alınan tipik olarak yönlendirilmiş kristalitlerin SEM mikrografları, b. AlN şablonunda (a) yetiştirilen AlGa_N katmanlarının yüzeyleri ve doğrudan safir cips (b) üzerindeki kusurlar benzer gözükmetedir. Şablonda, düzlemsel olmayan kristalitlerin yoğunluğu safir gofretten çok daha yüksektir. Üç katlı simetri ile safirin stabil yüzleri şemada tasvir edilmiştir (c) [352]

Muhtemelen bu kristalitler büyüme sürecinde, istemeden sunulan n-düzlem Al₂O₃

yüzeylerinde büyümeye başlar.

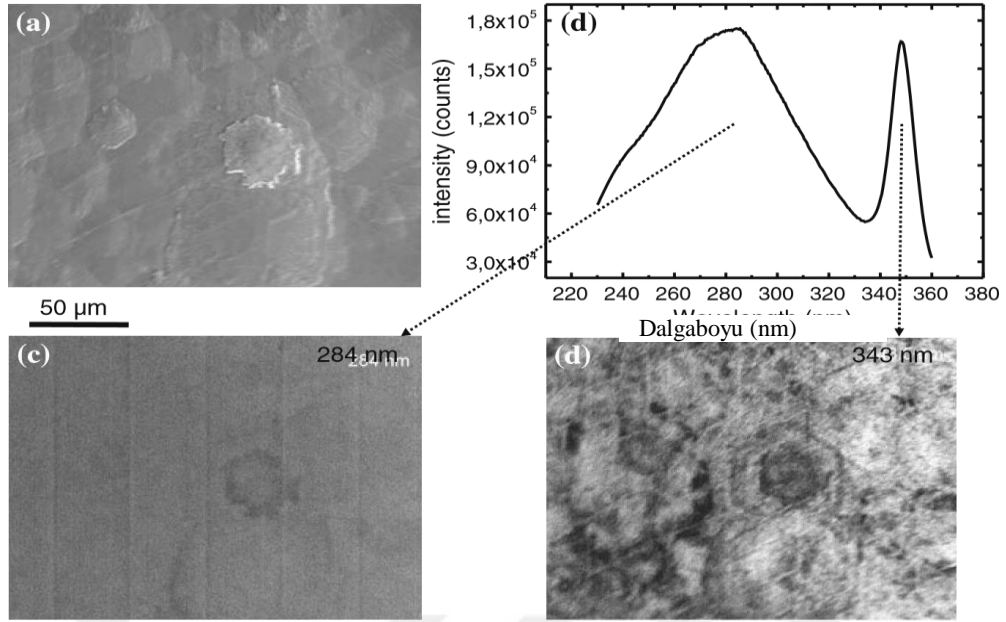
3.4.3.3 HVPE ile direkt büyüme başlangıcı

HVPE'de optimize edilmiş bir başlangıç prosedürü; (i) yüzeyin $AlCl_3$ 'e maruz bırakılmasını, (ii) yüzeyin NH_3 'e maruz bırakılmasını ve (iii) ince bir AlN tampon tabakasının büyümesini içerir. $AlCl_3$, alttaşın 0.25 saat boyunca ön akışı, AlGaN tabakalarının yüzeyinden çıkıntı yapan yanlış hizalanmış kristalitleri etkili bir şekilde azaltmıştır [387]. $AlCl_3$ 'ün, muhtemelen HVPE ile GaN büyümesinden önce GaCl ön işleminin etkisine benzer küçük çekirdeklenme merkezleri yaratarak c-düzlemi Al_2O_3 indeki çekirdeklenme koşullarını değiştirdiği varsayılmaktadır. $AlCl_3$ ön işleminden sonra bir nitridasyon adımı gerçekleştirilir. Büyüme öncesi Al_2O_3 alttaş boyunca NH_3 olmadan ön akış ile iki kez büyütülmüş iki $Al_{10.98}Ga_{0.02}N$ katmanının Nomarski mikrografları gösterilmekte (Şekil 3.15);



Şekil 3.15 Nitridasyon olmadan (a) büyütülmüş 680 nm kalınlığındaki $Al_{0.98}Ga_{0.02}N$ tabakalarının Nomarski yüzey mikrografisi (a) ve büyümeden önce (b) NH_3 ile nitridasyon ile büyütülmüş kalınlıkta 2.5 mikron kalınlığında [387]

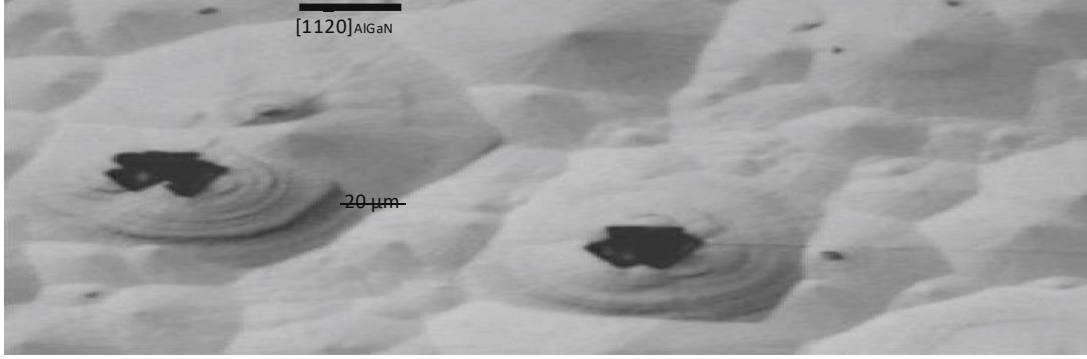
Nitridasyon olmadan yetiştirilen katmanın yüzeyi, 680 nm'lik bir kalınlıktan sonra polikristal materyal sergiler. Buna karşılık, nitridasyon ile büyütülen katman hala çoğunlukla kristalit içermez [387]. 5 µm kalınlığında bir $Al_{10.45}Ga_{0.55}N$ tabakasının yüzeyi SEM mikrografında gösterilmiştir (Şekil 3.16);



Şekil 3.16 AlCl_3 ve NH_3 ön işlemleri (a) kullanılarak Al_2O_3 'de büyütülmüş 5 μm kalınlıkta $\text{Al}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ tabakasının SEM mikrofotografisi, 90 K (b) 'de CL-spektrumu, 284 nm'de (c) monokromatik CL görüntüsü ve 343 nm'de monokromatik CL görüntüsü (d) [387]

İnce bir AlN tampon tabakasının homojen büyüme başlangıcını kolaylaştırması ve bunu takiben büyütülmüş $\text{Al}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ tabakasında çekme gerilimini azaltarak çatlamayı azaltması beklenmektedir [387]. Bu nedenle; AlCl_3 ve NH_3 ön işleminden sonra HVPE ile büyütülen bir AlN tampon katmanının etkisi araştırılmıştır [387]. 500 nm kalınlığındaki bir AlN tamponu üzerinde karşılaştırma için 5 μm kalınlığında bir $\text{Al}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ tabakası büyütüldü. Omega-sallantı eğrilerin FWHM'si, 002 $\text{Al}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ yansımaları için 2310 arcsec'den 1500 arcsec'e ve 302 AlGaN yansımaları için 2200 arcsec'den 1640 arcsec'e artırılmış kristal kalitesine işaret etmektedir [387]. Gelişme, numunedeki düşük bir çatlak yoğunluğundan kaynaklanıyor olabilir. Ek olarak, alüminyum tampon katmanı bulunmayan örnekte de gözlemlendiği üzere XRD $\omega/2\theta$ -taramaları, homojen olmayan alüminyum dağılımından kaynaklı dalgalanmalar bulunduğunu göstermemiştir [387]. AlN tampon tabakası ayrıca, 365 ve 290 nm'de $\text{Al}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ tabakasının kesim dalga boyu arasındaki dalga boyları için geçirgenliği azaltmamıştır [387]. Her ne kadar malzeme kalitesi AlN tampon tabakası ile iyileştirilmiş olsa da, ne yazık ki c-düzlemi AlGaN yüzeyini bozan bazı yeni yanlış

hizalanmış kristallere yol açmıştır [387](Şekil 3.17);



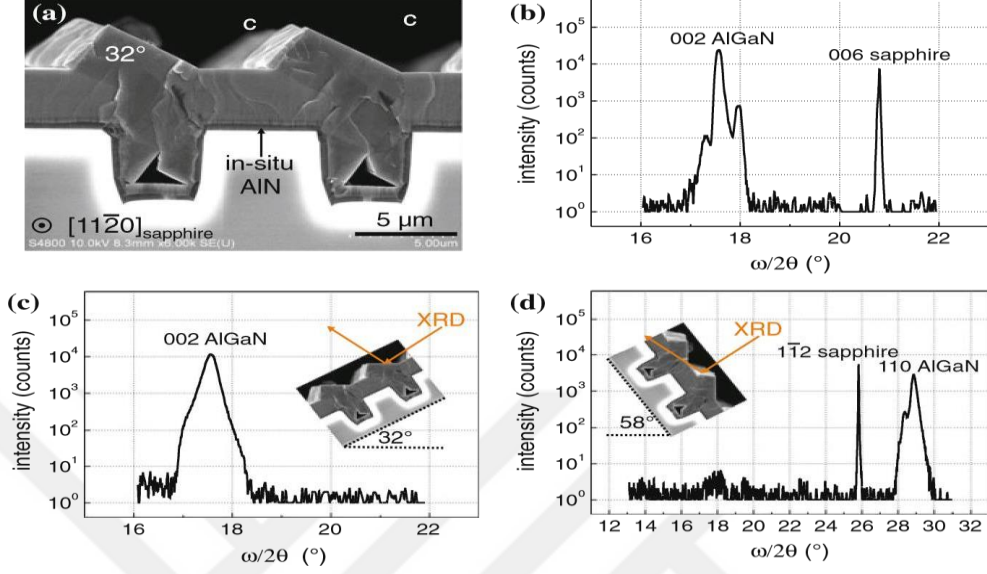
Şekil 3.17 HVPE ile büyütülmüş AlGaN tabakasının 5 μm'lik Nomarski yüzey mikrografı. AlN tampon tabakası ile yetiştirilen kalınlık. [387]

Bu yanlış hizalanmış kristalitlerin, AlN tampon katmanındaki mikro çatlaklardan kaynaklandığı görülüyor. Heteroepitaksiyel büyümede yaygın olarak uygulanan bir yöntem, alttaş katman arayüzündeki temas alanının, desenli Al₂O₃ alttaşlar (PSS) kullanılarak maskelenmiş alanların veya boşlukların epitaksiyel yanal büyümesi (ELOG) ile azaltılmasını içerir. HVPE ile bağımsız GaN'ı büyütme için başarılı bir şekilde kullanılan SiO₂, SiN_x, TiN ve WSiN gibi maske malzemeleri, Al-klorürler işleme eklendiğinde Al-türlerinin düşük hareketliliğinden dolayı polikristal AlGaN ile kaplanma eğilimindedir. Bu sebeple, maskeli ELOG AlGaN için uygun bulunmamıştır [387].

3.4.3.4 ½1120 Al₂O₃ çukurlar boyunca PSS üzerinde büyüme

Maskesiz ELOG elde etmek için; [1120]Al₂O₃ boyunca 4 μm derinlikte hendekler bulunan PSS(Patterned Sapphire Substrat-Desenlendirilmiş Safir Alttaş), ICP aşındırma işleminde yüksek boy oranları için kalın bir fotorezist kullanılarak imal edilmesi gerekmektedir. Bu PSS üzerinde yapılan parametre çalışmaları, AlGaN orta bileşim katmanlarının HVPE büyümesi sırasında AlN tampon tabakası, alttaş kesme, giriş V / III oranı, toplam basınç ve büyüme sıcaklığının etkisine odaklanmıştır. [387] Çukurların tabanından gelen büyüme, büyük derinlik sayesinde başarılı bir şekilde bastırılmaktadır ve daha önce tarif edilen AlN tampon katmanının, tümseklerin zirvesindeki c-düzlem

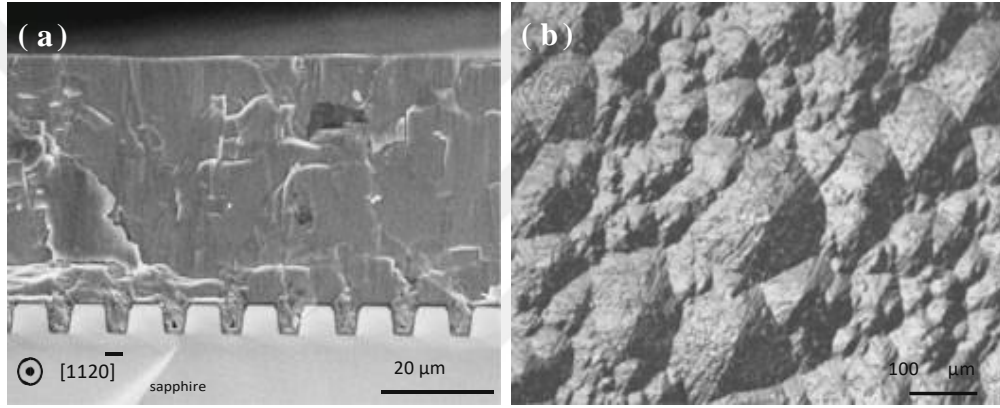
Al_2O_3 yüzeylerinde c-düzlem büyümesini teşvik ettiği bulunmuştur. Ancak, (1122) 'ye yönelik ek AlGaN büyümesi çukur yan duvarlarından meydana gelmektedir ve testere dişi benzeri bir yüzey yapısı oluşturmaktadır (Şekil 3.18). [387]



Şekil 3.18 500 nm kalınlığında bir AlN tampon tabakası ile PSS üzerinde büyütülmüş, $\text{Al}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ tabakası. Yan duvarlarda yarı-kutupsal büyüme ve sırtlardaki c-düzlem büyümesi farklı yönelimli AlGaN yüzeylerinin oluşumuna neden olur (a). XRD x = simetrik 002 AlGaN ve 006 Al_2O_3 yansımalarının 2 saat ölçümleri, c-düzlemi Al_2O_3 'nde (b) c-düzlemi AlGaN'yi (b), 002 AlGaN'nin 32° (c) ile hizalanmış bir ekseni etrafındaki bir örnek dönüşünde yansımalarını göstermek için 201120 Al_2O_3 ekseninde 58° (d) hizalanmış eksen etrafında bir örnek dönüşünde 110 AlGaN yansımalarının etkisi [387]

Bu semipolar büyümenin, sadece düzlemde ya da yanlış yönlendirilmiş PSS'de meydana geldiği, ancak PSS'de m düzlemine doğru kesilmediği bulunmuştur. Çizgilere paralel ilave yüzey adımlarının c-düzlemi-yönelimli malzemenin yanıl büyüme hızını hızlandırdığı varsayılmaktadır. M-düzlemine doğru altta hatalı kesim derecesi $0,15^\circ$ - 4° aralığında değişmiştir [387]. C-düzlemi yönelimli kapalı AlGaN katmanlarının en iyi malzeme kalitesi, $0,25^\circ$ ve 2° 'lik kesikler için XRD ω -sallanma eğrilerinin şekli ile belirlenmiştir [387]. C-düzlemine yönelik AlGaN tabakalarını elde etmek için, m-düzlemine doğru $0,25^\circ$ 'lik bir kesikli C-düzlemi Al_2O_3 kullanılmıştır. [387] V/III girdi

oranının ve reaktör basıncının parametre çalışmaları, yüzeyinde farklı yönelimli veya çok kristalli kusurlar olmaksızın bu tür çizgili PSS'de homojen c-düzlemi yönelimli $\text{Al}_{10.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ katmanları ile sonuçlanmıştır. Yüksek V/III oranlarının (≈ 40), yüksek toplam basınçların (≈ 800 hPa) ve yüksek büyüme sıcaklıklarının (1085°C , kuvars bileşenlerin kullanımıyla sınırlandırılmıştır) homojen bileşim ile düz AlGaN katmanlarının oluşumunu desteklediği ve bu nedenle kalın tabakaların birikmesine izin verdiği görülmüştür. PSS'de optimize edilmiş büyüme koşulları altında büyütülen $\text{Al}_{1.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$, 280 nm'lik kesikli dalgaboyunun üstünde UV bölgesinde şeffaflık göstermektedir [354]. 40 μm kalınlığında bir $\text{Al}_{10.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ tabakasının enine kesitsel SEM görüntüsü ve Nomarski mikroskopi görüntüsü gösterilmiştir (Şekil 3.19).



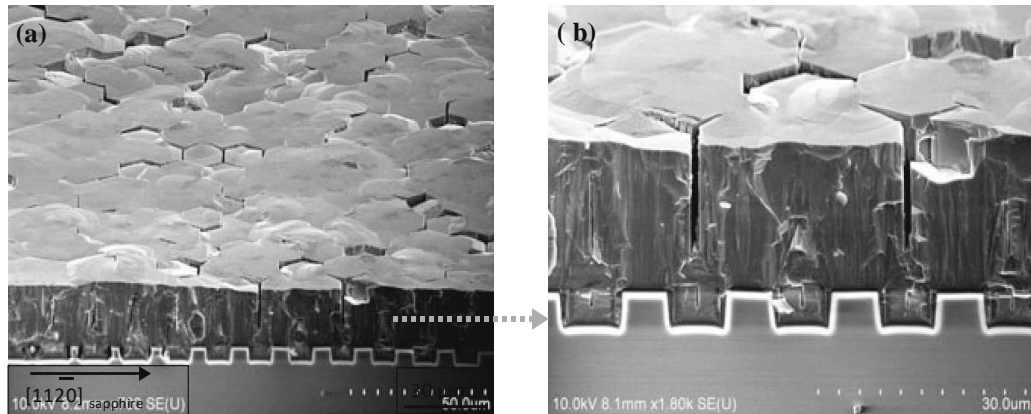
Şekil 3.19 PSS (a) üzerinde 40 μm kalınlığında $\text{Al}_{10.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ kesitin SEM görüntüsü, (b) yüzeyinin Nomarski mikroskopi görüntüsü [355]

5 μm 'i aşan kalınlıklarda, AlGaN katmanları gömülü çatlak ağları ve kısmen fazla büyümüş yüzey çatlakları barındırır. Özellikle PSS şerit yönüne dik olan çatlakların nedeni, büyüme sırasında şerit yönünde çekme gerilmesinin yetersiz salınmasıdır. Çizgilere dik olarak gözlenen anizotropik çatlak oluşumunun, altıgen düzenlenmiş sütunlar veya petekler gibi daha fazla izotropik desen ve daha dar çıkıntılar ile azaltılabileceği beklenmektedir. Diğer bir husus, artan tabaka kalınlığı ile sürekli çatlama tekrarıdır. Makul bir açıklama, yalnızca son yıllarda anlaşılabilen, silikon ve dislokasyonların etkileşimi nedeniyle sürekli çekme gerilmesi oluşumu olacaktır [356]. Bunu önlemek için, kayma yoğunluğunun düşük $1 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ aralığına düşürülmesi veya Si birleşiminin $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ altına düşürülmesi gerekir. PSS üzerinde 5 μm

kalınlığında $\text{Al}_{10.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ tabakasının yüzeyindeki kayma yoğunluğu tümseklerin üzerindeki bölgelerde $8 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ 'ye ve çukur bölgelerde $5 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ 'ye kadar TEM kullanılarak belirlenmiştir. AlN katmanlarında SIMS ile belirlenen Si birleşimi yaklaşık $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 'tür. Bu yüksek Si birleşimi büyük olasılıkla kuvarsın, AlCl'nin sebebiyle korozyona uğramasıyla ortaya çıkar [387].

3.4.3.5 İzotropik desenlerle PSS üzerinde büyüme

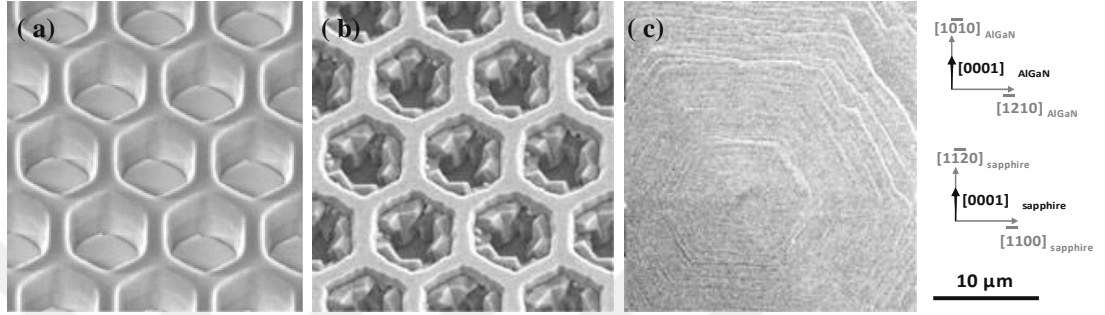
Altıgen şeklinde düzenlenmiş kolonlar ve bal peteği benzeri desen, c-düzlemi Al_2O_3 alttaşları üzerinde imal edilmiştir ve Al_2O_3 yan yüzeyleri üzerinde büyüyen farklı AlGaN kristal yönelimlerini belirlemek ve düzlem içi azaltılmış ve daha fazla izotropik izolat ile birleştirilen AlGaN katmanlarını elde etmek için kullanılmıştır [387]. Nitridasyon sırasındaki NH_3 beslemesine bağlı olarak, kolonların yan duvarlarındaki AlGaN büyümesi, c-düzlemi Al_2O_3 yüzeyine göre çoğunlukla semipolardan, polar olmayanlara kadar değişebilir. 20 μm AlGaN katman kalınlığına sahip sütunlarda ELOG işlemi gerçekleştirilmiştir. Bununla birlikte, hizalı m-düzlem AlGaN yüzlerinin karşısında bir birleşme engeli gözlenir. Petek desenli Al_2O_3 üzerinde, farklı AlN oranları x, 0.3, 0.5 veya 0.7_x olan $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ tabakaları ve 10 ila 20 μm arasındaki kalınlıklar büyütülmüştür. (Şekil 3.20)



Şekil 3.20 Altıgen düzenlenmiş sütunlar (a) ve yüksek büyütme (b) ile detaylandırılmış 20 m kalınlığındaki AlGaN katmanının yüzeyinde bir yarılma düzlemi ve yüzeyinde kuş bakışı. [387]

Büyümenin farklı aşamaları, $x=0.3$ olan katmanlar için tasvir edilmiştir [387]. Uygun ön

işlem ve nitridasyon, peteklerde kolayca büyütülebilen kristalitlerin büyümesini destekler. Bu konsept alaşım bileşiminden bağımsız olarak çalışır. Yukarıda bahsedilen Si ve kaymaların etkileşimi ile çekme gerilimi oluşumu, 10-20 μm 'yi aşan kalınlıklar için çatlak oluşumuna yol açar [387]. AlGaN katmanının derecelendirilmesi, büyüme sırasındaki çekme gerilimini kısmen telafi edebilir ve daha sonra cilalama ve cihazların gösterilmesi için yeterince kalın olan AlGaN katman yapılarına izin verebilir.



Şekil 3.21 Al_2O_3 (a) 'da bal peteği deseni, 15 dakika sonra (b) sırtlarda ve yan duvarlarda $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}$ büyümesi ve (20) kalınlıkta tamamen birleştirilen $\text{Al}_{0,3}\text{Ga}_{0,7}\text{N}$ tabakasının 120 dakikadan sonra yüzeyi (c) [387]

GaN ve AlN için devam eden HVPE araştırması ve ticarileştirilmesi ile simülasyon, reaktörler ve proseslerde daha fazla gelişme beklenebilir. Bu nedenle, daha sürdürülebilir bir reaktör malzemesi aramak, yüksek kristal kalitesinde AlGaN'ın büyümesinde daha fazla ilerleme sağlamak için bir önkoşuldur.

3.5 Özet

UV-C LED'lerin büyümesi için, ilke olarak külçe AlN altaşları mevcuttur, ancak yine de yüksek fiyat, küçük boyutlar ve sınırlı şeffaflıktan muzdariptir. Yeterince düşük hata yoğunluğuna sahip kalın AlN tamponları, ELOG gibi hata giderme teknikleri kullanılarak MOVPE tarafından büyütülebilir. Düşük kusur yoğunluğuna sahip bu tür tamponlar daha sonra UV-C yayıcılarının psödomorfik büyümesine izin verir. UV-B yayıcılar için katman yapıları, düşük hata yoğunluğuna sahip AlGaN baz katmanları gerektirir, çünkü AlN üzerinde psödomorfik büyüme, yüksek Ga içeriği için mümkün değildir.

4. MORÖTESİ IŞIK YAYAN DİYOTLARIN UYGULAMALARI

4.1 Su Dezenfeksiyonu için Morötesi Işık Yayan Diyotlar

Modern dünyada içme suyu kalitesi, sağlık bakımı ve sağlığın korunması konularında küresel bir endişe konusudur. Her yıl ortalama 2.2 milyon insanın içme suyuyla bulaşan patojenlerle ilişkili ishalden öldüğü bir gerçektir [340]. Yüksek düzeyde mikroorganizmalarla ilişkili enfeksiyon riskini azaltmanın bir önlemi olarak, fiziksel veya kimyasal dezenfeksiyon teknikleri kullanılarak su dezenfeksiyon yöntemleri geliştirilmiştir [341]. İçme suyu arıtımında kanıtlanmış bir fiziksel dezenfeksiyon yöntemi, mikroorganizmaları etkisiz hale getirmek için dalga boyu yaklaşık 200-300 nm arasında olan ultraviyole (UV) ışığın kullanılmasıdır [342,343]. Uygulanan UV ışığının dalga boyu uygulanan UV yayıcıya bağlıdır. Diğer tekniklerle karşılaştırıldığında, UV dezenfeksiyonu, düşük sermaye ve işletme maliyetleri ile nispeten ucuzdur. Bir UV reaktörü düşük ağırlıktadır, az yer kaplar ve kullanımı kolaydır [342]. Bu özelliklerden dolayı UV dezenfeksiyonu, güvenli içme suyu kalitesini sağlamak için ümit verici bir tekniktir. Bununla birlikte, UV dezenfeksiyonu elektrik enerjisine büyük ölçüde bağlıdır, çünkü güç kaynağı kesintileri sırasında UV ışığı üretilmez. Üstelik, bazı mikroorganizmalar UV ışınlarına maruz kaldıktan sonra tekrar aktifleşebilmektedir. Daha da kötüsü, UV ışığının o andan sonra dezenfeksiyon kapasitesi yoktur ve UV dezenfeksiyonundan sonra su kalitesi bozulabilir [342].

4.1.1 Morötesi dezenfeksiyonda temel prensipler

Geleneksel veya yenilikçi ışık kaynaklarından üretilen UV ışığının, kısa temas sürelerine sahip geniş spektrumlu bir antimikrobiyal madde ve minimum dezenfeksiyon yan ürün oluşumu olarak işlev görmesine dayanarak kimyasal dezenfektanlara uygulanabilir bir alternatiftir. Uygun dalga boyunda ve akıcılığındaki UV ışığı, DNA veya RNA'larını parçalar ve mikroorganizmaları [344] etkisiz hale getirerek üremelerini engeller. Su arıtımında, 230 nm'nin altındaki dalga boyları su molekülleri tarafından emilir. Bu nedenle dezenfeksiyon için sadece 230 ila 300 nm arasındaki UV dalga boyları mevcuttur. Bu dalga boyu aralığında, DNA ve RNA, çoğunlukla UV ışığını emen mikroorganizmaların bileşenleridir. UV ışığını da absorbe eden proteinlerin, 230 nm'nin altındaki (su dezenfeksiyonunda uygulanmayan) dalga boylarında yüksek akıcılıklara ihtiyacı vardır. Bu nedenle dezenfeksiyon temel olarak DNA / RNA

bozulması ile sağlanır [317, 321,335, 341]. DNA ve RNA, polinükleotitleri oluşturan nükleotitler tarafından oluşturulur. Bu nükleotitler, alternatif şekerlerden ve fosfat gruplarından yapılmış bir omurgadan oluşur; ve nükleobazlar — guanin (G), adenin (A), RNA'daki timin (T) veya uracil ve şekere bağlı sitozindir (C). DNA / RNA'nın spesifik dizisi, nükleobazların sırası ile belirlenir [345].

UV ışığı tüm nükleobazlar tarafından emilir. Bununla birlikte, UV ışığı, bu bazlar arasında kimyasal bir bağa neden olan bitişik timin / urasil bazlarının dimerizasyonunu sağlayabilir. Bu dimerler, DNA / RNA'nın yapısını bozar ve kritik sayıdaki dimerler, DNA / RNA yenilenmesini engeller. Mikroorganizma hala metabolik olarak aktif olabilir, ancak üreme engellendiği için enfeksiyonlar önlenir [342]. DNA yoluyla maksimum UV ışığı absorpsiyonu tipik olarak yaklaşık 260 nm dalga boyunda yapılır, ancak pik dalga boyu dağılımı hedef organizmaya bağlıdır [342, 346, 347]. Örneğin, protozoan oositler [351] ve UV reaktör sertifikasında [348, 349, 350] sıklıkla taşıyıcı organizma olarak uygulanan *Bacillus subtilis* sporları, iki emme maksimumuna sahiptir: biri 240 nm altında ve biri yaklaşık 270 nm [346, 352, 353]. Ayrıca *B. subtilis* sporlarının 254 ve 279 nm dalga boyları için benzer acıcılık-inaktivasyon tepki eğrilerine sahiptir.

4.2 Morötesi Işık Yayan Diyetlerin Dermatolojik Fototerapide Uygulanması

Deri insan vücudunun en geniş organıdır ve kendimiz ve çevre arasındaki biyolojik bir engeli temsil eder. Cilt fonksiyonlarında bozukluklar çok yaygındır. Genellikle hasta için sıkıntıya neden olurlar ve bazen hasta yatış gerektiren akut veya kronik hastalıklarla bile sonuçlanabilirler. Fototerapinin amacı, etkilenmeyen cilt üzerindeki olumsuz etkileri en aza indirirken cilt hastalıklarını iyileştirmek veya hafifletmek için ışık kullanmaktır.

Fototerapi, eski Mısır'a kadar gider ve tıpta uzun bir geçmişe sahiptir. 1903 yılında Niels Ryberg Finsen, lupus vulgaris tedavisinde fototerapi kullanımı için Nobel Ödülü kazanmıştır. Bu, yapay ışık kaynaklarına dayanan modern fototerapinin doğduğu yer olarak kabul edilebilir. 1926'da Mayo Clinic'teki William Goeckerman, daha sonra Goeckerman rejimi olarak adlandırılan kombine ham katran fototerapisini icat etmiştir. PUVA terapisi 1970'lerin başında başlatıldı ve 1984'te Phillips TL-01 lambaları, 311 nm \pm 2 nm dalga boyuna sahip dar bant UVB (280–320 nm) fototerapi sağlanmıştır [353].

Günümüzde hem UVB hem de UVA spektrumu kullanılmaktadır. Işınlama tek veya monoterapi olarak uygulanabilir, ancak genellikle PUVA tedavisinde olduğu gibi ilaçlarla birlikte kullanılır [354]. İnsan cildinin optik özellikleri nedeniyle, UVB sadece epidermise ve retina sırtlarının en yüzeysel kısımlarına nüfuz ederken, UVA vasküler yatağa ve daha derine iner.

4.2.1 PUVA (Psoralen Plus UVA) terapi

Tedavi, UVA ışınması ile birlikte ilaç tedavisinden oluşur. En sık kullanılan ilaç 8-methoxypsoralen'dir (8-MOP). Daha az yaygın olarak kullanılan bir ilaç 5-metoksipsoralendir (5-MOP). İskandinavya'da PUVA banyosu için trimetilpsoralen (Trioxsalen) kullanılır. Psoralen, ışınlamadan yaklaşık yarım saat önce uygulanmalı ve ardından ışığa duyarlı hale getirici olarak kullanılır. Psoralen oral, topikal (merhem) veya PUVA-banyo terapisi olarak verilebilir. Oral PUVA için başlangıçtaki UVA dozu, minimal fototoksik dozajın (MPD) % 75'idir. Banyo veya krem durumunda PUVA tedavisi MPD'nin % 20-30'u ile başlar. Oral 8-MOP, 0.6 mg / kg vücut ağırlığı (bw), oral 5-MOP, 1.2 mg / kg bw dozajında verilir. PUVA 0.5-1.0 mg / L 8-MOP banyosu için merhemlerde topikal kullanım konsantrasyonu% 0.0006 ile% 0.005 arasında değişir. PUVA tedavisi haftada iki ila dört defa yapılır [355].

PUVA tedavisinin potansiyel riskleri ve kısıtlamaları, psoralen uygulama şekline bağlıdır. Oral tedaviyle bulantı ve kusma çoğu kez görülür. Bu nedenle, gastrointestinal yan etkilerden kaçınmak için banyo veya krem PUVA tercih edilir. Nitekim, PUVA banyosu oral uygulamaya kıyasla sistemik psoralen konsantrasyonları elde edebilir, ancak daha kısa yarı ömürle [356]. Genellikle mercek opaklıkları ve kataraktlarından

kaçınmak için oküler koruma önerilir [357]. Hindistan gibi güneşten zengin ülkelerde sıkça kullanılan PUVAsol adlı bir PUVA varyasyonu vardır. Burada, psoralen'ler doğal güneş ışığı ile birleştirilir. Vitiligo tedavisi için çok popülerdir [358].

4.2.2 Geniş bant UVB (BB-UVB) terapisi

BB-UVB, 280 ila 320 nm dalga boylarını kapsar. En azından Avrupa'da, 300-320 nm'lik bir spektrum yayan ampuller, terapi için kullanılmıştır. BB-UVB, uzun yıllar boyunca hafif-orta şiddette sedef hastalığı için standart bir fototerapi olarak kullanılmıştır [359]. İlk doz, en küçük kızarıklık dozunun (MED) yaklaşık % 70'i kadar olmalıdır. Doz artışı, kızarıklık klinik olarak değerlendirilerek izlenir. Plak tipi sedef hastalığı tedavisinde hastanın % 50-75'i altıncı haftada PASI 75'e ulaşır [355]. BB-UVB'den önce alınan spa tuzlu su banyoları kısa süreli klinik cevabı arttırmaktadır [360]. Öte yandan, püstüler sedef hastalığında etkisizdir [355]. Diğer olası endikasyonlar yama tipi mikoz fungoidleri [361] ve vitiligo'dur [362]. Olası yan etkiler güneş yanığı ve keratiti de içerir. Koruyucu gözlükler zorunludur.

Dar bant UVB (NB-UVB) ile karşılaştırıldığında geniş bant UVB (BB-UVB) birçok dezavantaja sahiptir. Çalışmalar, BB-UVB'nin sedef hastalığı tedavisinde daha az etkili olduğunu ve etkilenmeyen cildin kızarıklık ve güneş yanığı riskinin daha yüksek olduğunu göstermiştir [355]. Aksine, 12 sedef hastasını içeren bir çalışma, BB-UVB veya NB-UVB kullanarak etkilenmemiş cilt üzerindeki kızarıklık doz cevabını karşılaştırmıştır ve ciddi bir fark bulamamıştır [363]. Ayrıca, BB-UVA ile tedavi edilen sedef hastalarının uzun süreli takip çalışmaları melanom dışı cilt kanseri için artmış bir risk gözlemlenmemiştir [364].

4.2.3 Dar bant UVB (NB-UVB) terapisi

NB-UVB tedavisi, 311 nm civarında emisyon tepe değerine sahip lambalarla yapılmaktadır. İlk doz ve doz artışı, BB-UVB tedavisinde kullanılan değerlere benzer. Lambaların 311 nm pik emisyonu, sedef hastalığı için maksimum 313 nm açıklığa yakındır [365]. Vitiligo için bir meta-analiz, NB-UVB'nin en az yan etkisi olan en etkili tedavi olduğunu göstermiştir [368]. Akut yan etkilerin oranı düşüktür. Çok merkezli bir çalışmada 8.784 fototerapi tedavisi değerlendirilmiştir. NB-UVB, hem oral hem de

banyo PUVA'sı için% 1.3'e kıyasla tedavilerin sadece% 0.6'sında akut yan etki göstermiştir [369]. En sık görülen yan etki kızarıklıkır.

4.2.4 UVA-1 terapisi

UVA-1 fototerapi 340-400 nm dalga boyu aralığını kullanarak spesifik bir fototerapötik yöntem olarak ortaya çıkmıştır. Cilde derin nüfuz etmesinden dolayı UVA-1, T lenfositleri etkiler ve endotel hücrelerini aktive eder, böylece neovaskülarizasyonu destekler [370]. UVA-1, çeşitli kronik enflamatuar cilt hastalıklarında kullanılır. Morfea, granülom anüler ve sarkoidoz gibi sklerotik deri hastalıklarında birinci basamak tedavi olarak kabul edilir [371]. Akut yan etkiler nadir ve minimaldir [355]. Cilt kanseri gibi uzun vadeli riskler bilinmemektedir [372]. Şu anda, UVA-1 tedavisinin en büyük kısıtlılığı pahalı ve büyük ekipman olmasıdır [373].

4.2.5 Hedefli UV fototerapi

Hedefe yönelik fototerapi, genellikle sedef hastalığı ve vitiligoda küçük lezyonlu cilt alanlarının ışınlanması tarif etmektedir [374]. Önemli nokta; güvenilir ve hızlı bir yanıt elde etmek için hedef lezyonlar için tolere edilebilir en yüksek dozları kullanırken çözünmemiş cildi korumaktır.

4.2.6 Ekstrakorporeal fotokemoterapi

Ekstrakorporeal fotokemoterapi (ECP), öncelikle dolaşımdaki kan hücrelerini hedef alan aferez bazlı immünomodülatör bir tedavi yöntemidir. Lökoferezle toplanan otolog periferik mononükleer hücreler, çözünebilir bir formda ışığa duyarlılaştırıcı 8-MOP'a maruz bırakılır. Bu hücreler, yaklaşık olarak 1.5 J / cm² maruz kalma oranının UVA ışığı ile ışınlanır. Fotoaktif kan hücreleri sonunda hastaya tekrar enjekte edilir.

4.3 Gaz Algılama Uygulamalarında Morötesi Işık Yayan Diyotlar

Optik spektroskopi, madde analizi ve gaz algılama uygulaması gibi konsantrasyon ölçümleri için uzun süredir yaygın olarak kullanılmaktadır. Işık bir ortam içinden yayıldığında, o ortamdaki moleküller ve atomlar fotonlarla enerjilerine ve dolayısıyla dalga boyuna bağlı bir şekilde etkileşime girmektedir. Foton enerjisi maddeye aktarılabilir. Olay ışığının spektrumununun spesifik bölümleri, her madde için

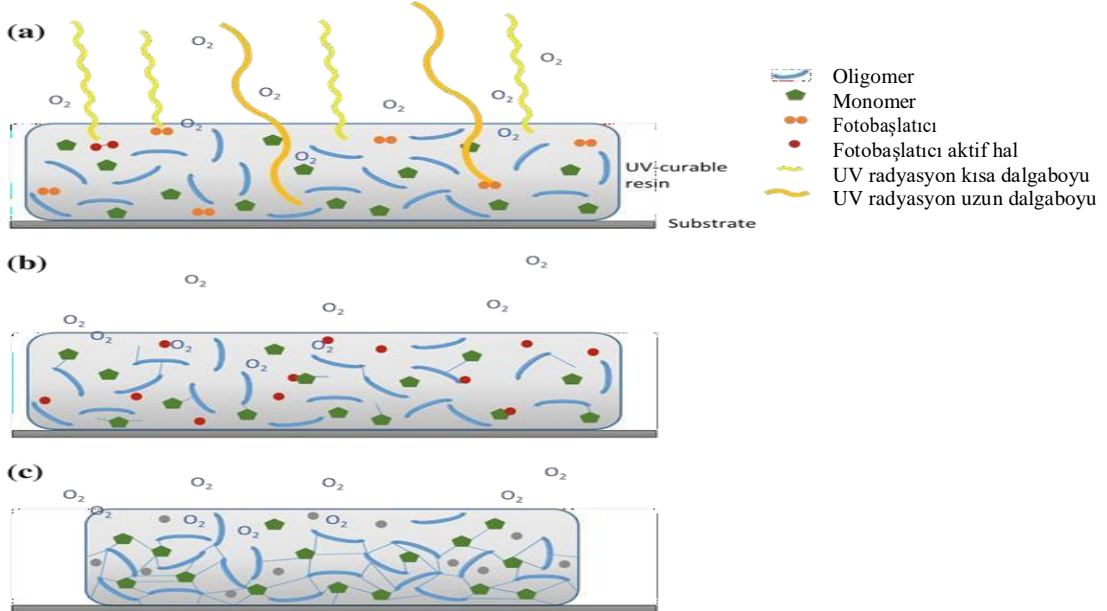
karakteristik bir şekilde emilir. Bu seçici ışık azaltma, emilim spektroskopisinde kullanılmaktadır. Işık etkileşimi, titreşimsel ve dönel uyarımın yanı sıra moleküllerin ve atomların yüksek enerjili fotonlar tarafından değerlik elektronu uyarımına yol açan bir molekül içindeki yüklerin uzaysal dağılımına dayanır. Kızılötesi bölge tipik olarak maddelerin tanımlanması ve konsantrasyonunun belirlenmesi için bir alandır. Işık ve moleküller arasındaki etkileşim, bu dalga boyu aralığında hemen hemen her molekül veya molekül grubu için benzersiz ve yüksek oranda çözülmüş imzalar oluşturur. Özellikle, orta-kızılötesi (MIR) bölgesi, parmak izi bölgesi olarak adlandırılan bölgedir. MIR emilimlerinin üst tonları yakın kızılötesi (NIR) aralığında görünür ve bu aralığa iyi teknik erişim (optik, optoelektronik) nedeniyle ölçümler için sıklıkla kullanılmaktadır. Kızılötesi içerisinde uzun süredir kayda değer sayıda ışık kaynağı ve dedektör bulunmaktadır. Bu nedenle piyasada kızdırma çubukları gibi termal ışık kaynaklarına veya zaten çok yüksek hassasiyetli ölçümler sağlayan kızılötesi lazerlere dayanan birçok sistem vardır. Görünür dalga boyu aralığı temel olarak, özellikle çevremizin (hava, su) güçlü emilim yapamaması ile karakterize edilmektedir. Bu nedenle doğada, bu optik pencere genel olarak genel gözlem için kullanılmaktadır ve gözlerin spektral tepkisi iyi bilinmektedir. Görünür aralıkta (VIS), kızılötesi moleküler ışık etkileşiminin sadece zayıf üst tonları belirir. Bununla birlikte, çoğunlukla karmaşık bağlı moleküllerin elektron uyarımları, görünür bölgede ışığı emer.

Işık emilim spektroskopisi ışığın madde ile dalga boyu seçici olan etkileşimi üzerine kuruludur. Kızılötesi bölgedeki titreşimli veya rotasyonel molekülün tersine veya röntgen aralığında olduğu gibi yüksek enerjili radyasyonun atomik etkileşiminin aksine, UV-VIS aralığında baskın emilim mekanizması değerlik elektron geçişidir. Elektron geçişlerinin ömrü kızıl ötesi içindeki titreşimlerin geçişlerinden daha kısadır. Bu nedenle, sonuçta ortaya çıkan doğal soğurma çizgisi genişliği, UV'de kızılötesiyle keskin soğurma çizgilerinden daha geniştir. Ultraviyole içinde elektron emme hatlarının yanında ek bir ince yapı olarak görünmektedirler. Bir molekül sırasıyla ne kadar karmaşıksa, o kadar konjuge çift bağ bulunur, elektron enerji seviyeleri de o kadar küçük boşluklarla ortaya çıkar. Bu, daha fazla sayıda olası geçiş veya soğurma çizgisine ve tüm spektrumun kırmızıya kaymasına neden olur. İnce yapıya ve ek hat genişletme etkilerine ek olarak yüksek yoğunluklu ve emme hatlarının sayısı emme hatlarının üst

üste binmesine neden olur. UV-VIS aralığında bu süperpozisyon çoğu zaman üst üste yerleştirilmiş çok sayıda emme çizgisi ile birlikte geniş bant emme spektrumları ile sonuçlanmaktadır.

4.4 Morötesi Işık Yayan Diyot ile Kurutma Uygulamaları (UV-Curing)

Son on yılda morötesi radyasyonla kurutma teknolojisi, özellikle kaplama endüstrisindeki birçok uygulamada gelişen bir alan haline gelmiştir [375]. Ürüne bağlı olarak, örneğin, baskı plakaları, optik diskler, fiber kaplamalar ve mürekkeplerin yanı sıra, yapıştırıcılar ve kompozitlerde istenen polimerlerin farklı özelliklere sahip olması gerekmektedir. Temel olarak, bir kurutma reaksiyonu sırasında bir sıvı reçine yüksek oranda çapraz bağlanmış bir polimere dönüştürülür. Bu nedenle, tipik olarak dört temel bileşen gereklidir: (1) Ultraviyole ışığının emilmesiyle reaktif bir türe (radikal veya kation) bölünen bir foto başlatıcı (PI), (2) elde edilen polimerin omurgasını sağlayan işlevselleştirilmiş bir oligomer, (3) ağ yoğunluğunu arttırmak için çapraz bağlayıcı olarak görev yapan çok işlevli bir bileşen ve (4) karışımın viskozitesini kontrol etmek ve daha sonra ağa dahil edilmek üzere reaksiyon sırasında bir seyreltici olarak işlev gören tek veya çok işlevli bir monomer.



Şekil 4.1 Radikal UV-kürleme reaksiyonlarının prensibi. Bir Foto başlatıcı moleküller, serbest radikallerin oluşumuna yol açan UV radyasyonunun emilmesiyle heyecanlanır. Işık nüfuzunun derinliği dalga boyuna bağlıdır: daha uzun dalga boyları malzemeye derinlemesine nüfuz edebilir. b Monomer ve Oligomer molekülleri, foto başlatıcı radikallerin saldırısına uğrar ve bir polimerizasyon başlatılır. Yüzeyde işlem, radikal temizleyici olarak hareket eden oksijenin varlığı ile inhibe edilir. c Bileşenler arasındaki kimyasal reaksiyon tamamlandıktan sonra, sertleşmiş bir reçine kalır. Yeni bağların oluşumu nedeniyle, polimer işlem sırasında küçülür. Başlatıcı radikallerin oksijenle söndürülmesi, kürlenmemiş “yapışkan” bir yüzeye neden olabilir (Source Fraunhofer PYCO) [387]

Işığa bağlı polimerizasyon, reaksiyonun yüksek hızı, solvent içermeyen bir formülasyon, düşük enerji tüketimi ve ortam sıcaklığında polimerizasyon gibi ısıl kurumaya kıyasla belirgin avantajlar sunmaktadır. Morötesi kurutulabilen formülasyonlar, genellikle, reçineleri morötesi opak mahfazalarda saklamak suretiyle kolayca elde edilebilecek morötesi ışığından uzak tutulduğu sürece, termal olarak kurutulabilen sistemlerden daha uzun raf ömrü gösterir.

Reçinenin kimyasal özelliklerinden başka, seyreltici monomer ve potansiyel katkı maddeleri, ışık kaynağı ve karşılık gelen foto başlatıcı (PI) polimerizasyon işleminin ilk basamağını sağlayan kilit bir rol oynamaktadır. Cıva veya asal gazlar içeren basınçlı buhar lambaları gibi morötesi ışığı için geleneksel ışık kaynakları geniş bir çoklu çizgi spektrumu yaymaktadır. Bu tip lambalar çok yüksek sıcaklıklarda çalışmaktadırlar ve enerjinin büyük bir kısmı ısıyla (ve görünür ışık) israf olurlar ve bu da bozulma nedeniyle ampulün ömrünü azaltmaktadır.

Üstelik, üretilen ısının, kurutulacak olan polimerin ısıl bozunmasına kadar, polimerizasyon üzerinde istenmeyen etkileri olabilir. LED'lerin kullanımı bu dezavantajların üstesinden gelebilir. Bunlar tarafından yayılan ışık, maksimum emilim ile sonuçlanan belirgin bir PI için uyarlanabilen nispeten dar bir dalga boyu aralığına sahiptir. Kızılötesi radyasyon emisyonu olmaması nedeniyle aşırı ısınma gerçekleşemez. Bu, uzun bir diyot ömrü ve pil gücünün kullanılmasını ve küçük mobil cihazların geliştirilmesini sağlayan düşük güç tüketimi ile sonuçlanır. İlk nesil UV-LED'ler, yetersiz polimerizasyona neden olan veya çok daha uzun maruz kalma süreleri gerektiren [376–378] sadece düşük radyasyon göstermişlerdir ancak son gelişmeler oldukça ümit vericidir. Özetle, morötesi LED'ler geleneksel morötesi-ışık yayan kaynaklara kabul edilebilir bir alternatif olarak önerilmektedir [379, 380]. Prensip olarak, morötesi LED'ler şimdiye kadar yaygın geniş spektrumlu ışık kaynakları ile ancak en az iki dalga boyunda, kurutmanın başlaması için uzak morötesinde yapılan kurutma işlemleri için uygundur. Derin sertleşme için morötesi ışık yayılmalıdır. [381].

4.4.1 Kaplamalar, mürekkepler ve baskı

Öncelikle UV-LED'lerin kullanım ömrü uzundur ve ısınma süresi ve bekleme modu için elektrik enerjisi israfı yoktur. Dar emisyon bandı ve düşük miktarda atık ısı uygulama alanını genişletir, ısıya duyarlı malzemelere de baskı yapılmasına izin verir. Güvenlik açısından düşük ısı emisyonu önemlidir ve UV-A veya UV-B LED'lerinde yan ürün olarak ozon oluşmaz. Morötesi-LED'lerin çok sayıda faydalı yönüne rağmen, kullanımlarının üstesinden gelinmesi gereken sınırlamalar vardır. Sırasıyla morötesi mürekkebi ve kaplama formülasyonunun, aynı kurutma oranlarını elde etmek için nispeten dar tepe noktalarına kimyasal olarak ayarlanması gerekir. Genellikle mürekkepler ve kaplamalar, ince tabakalara uygulanan hızlı kuruyan akrilatlarla dayanır. Bu durumda, oksijen inhibisyonunun, büyük yüzey-hacim oranına bağlı olarak polimerizasyon üzerinde daha da güçlü bir etkisi vardır. Bu amaçla, radikal temizleyiciler eklenmeli veya daha sonra oksijene karşı koruyucu olarak görev yapan yüzeyin hızlı ve etkili bir şekilde kurutulması için kısa dalga boyu radyasyonu kullanılmalıdır. En pahalı olasılık, çoğunlukla daha karmaşık bir işlem kurulumunu gerektiren inert bir atmosferdir [382]. Baskı işlemi sırasında emilen oksijen miktarı, reaksiyonun kendisi inert gaz altında gerçekleştirilse bile, kurutma oranı üzerinde belirgin olumsuz etkileri olması için zaten yeterlidir [383].

4.4.2 Stereolitografi

UV-kür ayrıca stereolitografide de uygulanmaktadır. Üç boyutlu yapıların hızlı prototiplenmesini (RP) sağlayan katı serbest biçimli bir imalat (SFF) tekniğidir. Kartezyen koordinatların temelinde, nesne tabakalar halinde dilimlenir ve UV ışınıyla sertleştirilmiş reçinenin adım adım tabaka birikimi, ardından bitmiş iş parçasını tamamen polimerize etmek için bir sertleştirme işleminden sonra oluşturulur. Her adımda, kurutma derinliği, yeni katmanın öncekine iyi bir kimyasal ve mekanik yapışmasını sağlamak için (yeni) reçine katmanının platform yüksekliğinden biraz daha büyük olmalıdır. Genellikle dilimler 25 ila 100 µm aralığındadır ve mikron boyutundan birkaç santimetreye kadar olan nesnelerin üretilmesi için kullanılır; bunlar mikron altı ila birkaç mikrometreye karşılık gelen çözünürlüklerdedir [384]. Doğrusal olmayan optikler iki foton polimerizasyonu gibi sertleştirme için kullanılıyorsa, çözünürlük 100 nm'nin altına düşürülebilir [385, 386]. En yaygın olarak akrilatlar ve/veya düşük moleküler ağırlıklı epoksiler, katı ve camsı ürünler veren stereolitografi için kullanılmaktadır, çünkü bunlar yüksek oranda çapraz bağlanmıştır, fakat aynı zamanda elastomerik bazlı yapılar da sunulmuştur. Tıpkı 3D baskı veya çizim gibi diğer SFF tekniklerinin aksine, stereolitografi bir reçine kullanımıyla sınırlıdır. Stereolitografide farklı reçinelerin kullanılması prensip olarak mümkün olsa da, gelişmiş bir kurulum gerektirir ve ilave durulama adımları vs. nedeniyle işlemi uzatmaktadır. Genel olarak, bu teknik aşağıdan yukarıya ve yukarıdan aşağıya bir işleme izin verir.

KAYNAKLAR

1. **I. Akasaki, H. Amano, K. Hiramatsu, N. Sawaki**(1988) High efficiency blue LED utilizing GaN film with AlN buffer layer grown by MOVPE. *in Proceedings of 14th International Symposium on Gallium Arsenide and Related Compounds 1987, pp. 633–636*
2. **S.Nakamura, T. Mukai, M. Senoh**(1991) High-power GaN p-n junction blue light emitting diodes. *Jpn. J. Appl. Phys. 30, L1998–L2001*
3. **S.Nakamura, M. Senoh, T. Mukai**(1993) p-GaN/n-InGaN/n-GaN double-heterostructure blue-light-emitting diodes. *Jpn. J. Appl. Phys. 32, L8–L11*
4. **S.Nakamura, T. Mukai, M. Senoh**(1994) Candera-class high-brightness InGaN/AlGaN double-heterostructure blue-light-emitting diodes. *Appl. Phys. Lett. 64, 1687–1689*
5. Url <www.nobelprize.org/nobel_prizes/physics/laureates/2014/press.html> (2014)
6. Url <www.researchgate.net/publication/280131929> (2015)
7. **T. Nishida, N. Kobayashi, T. Ban**(2003) GaN-free transparent ultraviolet light-emitting diodes. *Appl. Phys. Lett. 82, 1*
8. **J. Edmond, A. Abare, M. Bergman, J. Bharathan, K.L. Bunker, D. Emerson, K. Haberern, J. Ibbetson, M. Leung, P. Russel, D. Slater**(2004) High efficiency GaN-based LEDs and lasers on SiC. *J. Cryst. Growth 272, 242*
9. **M. Kneissl, Z. Yang, M. Teepe, C. Knollenberg, N.M. Johnson, A. Usikov, V. Dmitriev**(2006) Ultraviolet InAlGaN light emitting diodes grown on hydride vapor phase epitaxy AlGaN/sapphire template. *Jpn. J. Appl. Phys. 45, 3905*
10. **Y. Taniyasu, M. Kasu, T. Makimoto**(2006) An aluminium nitride light-emitting diode with a wave-length of 210 nanometres. *Nature 441, 325*
11. **H. Tsuzuki, F. Mori, K. Takeda, T. Ichikawa, M. Iwaya, S. Kamiyama, H. Amano, I. Akasaki, H. Yoshida, M. Kuwabara, Y. Yamashita, H. Kan**(2009) High-performance UV emitter grown on high-crystalline quality AlGaIn underlying layer. *Phys. Status Solidi (a) 206, 1199*
12. **J.P. Zhang, A. Chitnis, V. Adivarahan, S. Wu, V. Mandavilli, R. Pachipulusu, M. Shatalov, G. Simin, J.W. Yang, M.A. Kahn** (2002) Milliwatt power deep ultra-violet light-emitting diodes over sapphire with emission at 278 nm. *Appl. Phys. Lett. 81, 4910*
13. **V. Adivarahan, S. Wu, J.P. Zhang, R.A. Chitnis, M. Shatalov, V. Mandavilli, R. Gaska, M.A. Khan** (2004) High-efficiency 269 nm emission deep ultraviolet light-emitting diodes. *Appl. Phys. Lett. 84, 4762*
14. **J. Zhang, X. Hu, A. Lunev, J. Deng, Y. Bilenko, T.M. Katona, M.S. Shur, R. Gaska, M.A. Khan** (2005) AlGaIn deep-ultraviolet light-emitting diodes. *Jpn. J. Appl. Phys. 44, 7250*
15. **H. Hirayama, T. Yatabe, N. Noguchi, T. Ohashi, N. Kamata** (2007) 231–261 nm AlGaIn deep-ultraviolet light-emitting diodes fabricated on AlN multilayer

- buffers grown by ammonia pulse-flow method on sapphire. *Appl. Phys. Lett.* 91, 071901
16. **A. Khan, K. Balakrishnan, T. Katona** (2008) Ultraviolet light-emitting diodes based on group threenitrides. *Nat. Photonics* 2, 77
 17. **S. Sumiya, Y. Zhu, J. Zhang, K. Kosaka, M. Miyoshi, T. Shibata, M. Tanaka, T. Egawa** (2008) AlGa_N-based deep ultraviolet light-emitting diodes, grown on epitaxial AlN/sapphire templates. *Jpn. J. Appl. Phys.* 47, 43
 18. **H. Hirayama, S. Fujikawa, N. Noguchi, J. Norimatsu, T. Takano, K. Tsubaki, N. Kamata** (2009) 222–282 nm AlGa_N and InAlGa_N-based deep-UV LEDs fabricated on high-quality AlN on sapphire. *Phys. Stat. Sol. (a)* 206, 1176
 19. **H. Hirayama, Y. Tsukada, T. Maeda, N. Kamata** (2010) Marked enhancement in the efficiency of deep-ultraviolet AlGa_N light-emitting diodes by using a multi-quantum-barrier electron blocking layer. *Appl. Phys. Express* 3, 031002
 20. **A. Fujioka, T. Misaki, T. Murayama, Y. Narukawa, T. Mukai** (2010) Improvement in output power of 280-nm deep ultraviolet light-emitting diode by using AlGa_N multi quantum wells. *Appl. Phys. Express* 3, 041001
 21. **C. Pernot, M. Kim, S. Fukahori, T. Inazu, T. Fujita, Y. Nagasawa, A. Hirano, M. Ippommatsu, M. Iwaya, S. Kamiyama, I. Akasaki, H. Amano** (2010) Improved efficiency of 255–280 nm AlGa_N-based light-emitting diodes. *Appl. Phys. Express* 3, 061004
 22. **J.R. Grandusky, S.R. Gibb, M.C. Mendrick, C. Moe, M. Wraback, L.J. Schowalter** (2011) High output power from 260 nm pseudomorphic ultraviolet light-emitting diodes with improved thermal performance. *Appl. Phys. Express* 4, 082101
 23. **M. Kneissl, T. Kolbe, C. Chua, V. Kueller, N. Lobo, J. Stellmach, A. Knauer, H. Rodriguez, S. Einfeldt, Z. Yang, N.M. Johnson, M. Weyers** (2011) Advances in group III-nitride based deep UV light emitting diode technology. *Semicond. Sci. Technol.* 26, 014036
 24. **M. Shatalov, W. Sun, A. Lunev, X. Hu, A. Dobrinsky, Y. Bilenko, J. Yang** (2012) AlGa_N Deep-ultraviolet light-emitting diodes with external quantum efficiency above 10 %. *Appl. Phys. Express* 5, 082101
 25. **V. Kueller, A. Knauer, C. Reich, A. Mogilatenko, M. Weyers, J. Stellmach, T. Wernicke, M. Kneissl, Z. Yang, C.L. Chua, N.M. Johnson** (2012) Modulated epitaxial lateral overgrowth of AlN for efficient UV LEDs. *IEEE Photonics Tech. Lett.* 24, 1603
 26. **T. Kinoshita, T. Obata, T. Nagashima, H. Yanagi, B. Moody, S. Mita, S. Inoue, Y. Kumagai, A. Koukitu, Z. Sitar** (2013) Performance and reliability of deep-ultraviolet light-emitting diodes fabricated on AlN substrates prepared by hydride vapor phase epitaxy. *Appl. Phys. Express* 6, 092103
 27. **J.R. Grandusky, J. Chen, S.R. Gibb, M.C. Mendrick, C.G. Moe, L. Rodak, G.A. Garrett, M. Wraback, L.J. Schowalter** (2013) 270 nm pseudomorphic ultraviolet light-emitting diodes with over 60 mW continuous wave output

- power. *Appl. Phys. Express* 6, 032101
28. **T. Kolbe, F. Mehnke, M. Guttman, C. Kuhn, J. Rass, T. Wernicke, M. Kneissl** (2013) Improved injection efficiency in 290 nm light emitting diodes with Al(Ga)N electron blocking heterostructure. *Appl. Phys. Lett.* 103, 031109
29. **P. Dong, J. Yan, J. Wang, Y. Zhang, C. Geng, T. Wei, P. Cong, Y. Zhang, J. Zeng, Y. Tian, L. Sun, Q. Yan, J. Li, S. Fan, Z. Qin** (2013) 282-nm AlGaIn-based deep ultraviolet light-emitting diodes with improved performance on nano-patterned sapphire substrates. *Appl. Phys. Lett.* 102, 241113
30. **A. Fujioka, K. Asada, H. Yamada, T. Ohtsuka, T. Ogawa, T. Kosugi, D. Kishikawa, T. Mukai** (2014) High-output-power 255/280/310 nm deep ultraviolet light-emitting diodes and their lifetime characteristics. *Semicond. Sci. Technol.* 29, 084005
31. **F. Mehnke, C. Kuhn, M. Guttman, C. Reich, T. Kolbe, V. Kueller, A. Knauer, T. Wernicke, J. Rass, M. Weyers, M. Kneissl** (2014) Efficient charge carrier injection into sub-250 nm AlGaIn multiple quantum well light emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.* 105, 051113
32. **H. Hirayama, N. Maeda, S. Fujikawa, S. Toyoda, N. Kamata** (2014) Recent progress and future prospects of AlGaIn-based high-efficiency deep-ultraviolet light-emitting diodes. *Jpn. J. Appl. Phys.* 53, 100209
33. [Url <www.heraeus-noblelight.com>](http://www.heraeus-noblelight.com) (2015)
34. **W.L. Morison** (Raven Press, New York, 1991), *Phototherapy and Photochemotherapy of Skin Disease, 2nd edn.*
35. **P.E. Hockberger** (2002) A history of ultraviolet photobiology for humans, animals and microorganisms. *Photochem. Photobiol.* 76(6), 561–579
36. **M. Schreiner, J. Martínez-Abaigar, J. Glaab, M. Jansen** (2014) UVB induced secondary plant metabolites. *Optik Photonik* 9(2), 34–37
37. **S. Vilhunen, H. Särkkä, M. Sillanpää** (2009) Ultraviolet light-emitting diodes in water disinfection. *Environ. Sci. Pollut. Res.* 16(4), 439–442
38. **M.H. Crawford, M.A. Banas, M.P. Ross, D.S. Ruby, J.S. Nelson, R. Boucher, A.A. Allerman** (2005) Final LDRD report: ultraviolet water purification systems for rural environments and mobile applications. *Sandia Report, SAND2005-7245*
39. **M.A. Würtele, T. Kolbe, M. Lipsz, A. Külberg, M. Weyers, M. Kneissl, M. Jekel** (2011) Application of GaN-based deep ultraviolet light emitting diodes—UV-LEDs—for Water disinfection. *Water Res.* 45(3), 1481
40. **W. Kowalski** (Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2009) *Ultraviolet Germicidal Irradiation Handbook*
41. **G.Y. Lui, D. Roser, R. Corkish, N. Ashbolt, P. Jagals, R. Stuetz** (2014) Photovoltaic powered ultraviolet and visible light-emitting diodes for sustainable point-of-use disinfection of drinking waters. *Sci. Total Environ.* 493, 185
42. **J. Mellqvist, A. Rosen** (1996) DOAS for flue gas monitoring—temperature effects in the UV/visible absorption spectra of NO, NO₂, SO₂, and NH₃. *J. Quant.*

43. **J. Hodgkinson, R.P. Tatam** (2013) Optical gas sensing: a review. *Meas. Sci. Technol.* 24, 012004
44. **P.J. Hargis Jr, T.J. Sobering, G.C. Tisone, J.S. Wagner** (1995) Ultraviolet fluorescence detection and identification of protein, DNA, and bacteria. *Proc. SPIE* 2366, 147
45. **Z. Xu, B.M. Sadler** (2008) Ultraviolet communications: potential and state-of-the-art. *IEEE Commun. Mag.* 67
46. **Url** <www.semiconductor-today.com> 2018
48. **F. Mehnke** (2014) Institute of Solid State Physics, TU Berlin, private communication
49. **Url** <www.ledsmagazine.com/articles/2011/01/rubicon-technology-demonstrates-12-inch-sapphire-wafers.html> (2019)
50. **F. Brunner, H. Protzmann, M. Heuken, A. Knauer, M. Weyers, M. Kneissl** (2008) High-temperature growth of AlN in a Production Scale 11x2" MOVPE reactor. *Phys. Stat. Sol. (c)* 1
51. **O. Reentilä, F. Brunner, A. Knauer, A. Mogilatenko, W. Neumann, H. Protzmann, M. Heuken, M. Kneissl, M. Weyers, G. Tränkle**, (2008) Effect of the AlN nucleation layer growth on AlN material quality. *J. Cryst. Growth* 310(23), 4932
52. **V. Kueller, A. Knauer, F. Brunner, A. Mogilatenko, M. Kneissl, M. Weyers**, (2012) Investigation of inversion domain formation in AlN grown on sapphire by MOVPE. *Phys. Stat. Sol. (c)* 9(3–4), 496–498
53. **D.A.B. Miller, D.S. Chemla, T.C. Damen, A.C. Gossard, W. Wiegmann, T.H. Wood, C.A. Burrus**, (1984) Band-edge electroabsorption in quantum well structures: the quantum-confined stark effect. *Phys. Rev. Lett.* 53(22), 2173
54. **J. Simon, V. Protasenko, C. Lian, H. Xing, D. Jena**, (2009) Polarization-induced hole doping in wide-band-gap uniaxial semiconductor heterostructures. *Science* 327, 60
55. **Y. Liao, C. Thomidis, C. Kao, T.D. Moustakas**, (2011) AlGaN based deep ultraviolet light emitting diodes with high internal quantum efficiency grown by molecular beam epitaxy. *Appl. Phys. Lett.* 98, 081110
56. **S. Kurin, A. Antipov, I. Barash, A. Roenkov, A. Usikov, H. Helava, V. Ratnikov, N. Schmidt, A. Sakharov, S. Tarasov, E. Menkovich, I. Lamkin, B. Papchenko, Y. Makarov**, (2014) Characterization of HVPE-grown UV LED heterostructures. *Phys. Stat. Sol. (c)* 11(3–4), 813
57. **S.F. Chichibu, A. Uedono, T. Onuma, B.A. Haskell, A. Chakraborty, T. Koyama, P.T. Fini, S. Keller, S.P. DenBaars, J.S. Speck, U.K. Mishra, S. Nakamura, S. Yamaguchi, S. Kamiyama, H. Amano, I. Akasaki, J. Han, T. Sota**, (2006) Origin of defect-insensitive emission probability in In-containing (Al, In, Ga)N alloy semiconductors. *Nat. Mater.* 5, 810–816
58. **T. Wunderer, C.L. Chua, Z. Yang, J.E. Northrup, N.M. Johnson, G.A.**

- Garrett¹, H. Shen¹, M. Wraback**, (2011) Pseudomorphically grown ultraviolet C photopumped lasers on bulk AlN substrates. *Appl. Phys. Express* 4, 092101
59. **T. Wunderer, C.L. Chua, J.E. Northrup, Z. Yang, N.M. Johnson, M. Kneissl, G.A. Garrett, H. Shen, M. Wraback, B. Moody, H.S. Craft, R. Schlessler, R.F. Dalmau, Z. Sitar**, (2012) Optically pumped UV lasers grown on bulk AlN substrates. *Phys. Stat. Sol. (c)* 9, 822
60. **Y.C. Shen, G.O. Mueller, S. Watanabe, N.F. Gardner, A. Munkholm, M.R. Krames**, (2007) Auger recombination in InGaN measured by photoluminescence. *Appl. Phys. Lett.* 91, 141101
61. **M.-H. Kim, M.F. Schubert, Q. Dai, J.K. Kim, E. Fred Schubert, J. Piprek, Y. Park**, (2007) Origin of efficiency droop in GaN-based light-emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.* 91, 183507
62. **J. Hader, J.V. Moloney, B. Pasenow, S.W. Koch, M. Sabathil, N. Linder, S. Lutgen**, (2008) On the importance of radiative and Auger losses in GaN-based quantum wells. *Appl. Phys. Lett.* 92, 261103
63. **A. Laubsch, M. Sabathil, W. Bergbauer, M. Strassburg, H. Lugauer, M. Peter, S. Lutgen, N. Linder, K. Streubel, J. Hader, J.V. Moloney, B. Pasenow, S.W. Koch**, (2009) On the origin of IQE 'droop' in InGaN LEDs. *Phys. Stat. Sol. (c)* 6(S2), S913
64. **J. Cho, E. Fred Schubert, J.K. Kim**, (2013) Efficiency droop in light-emitting diodes: Challenges and countermeasures. *Laser Photonics Rev.* 7(3), 408–421
65. **J. Iveland, L. Martinelli, J. Peretti, J.S. Speck, C. Weisbuch**, (2013) Direct measurement of Auger electrons emitted from a semiconductor light-emitting diode under electrical injection: identification of the dominant mechanism for efficiency droop. *Phys. Rev. Lett.* 110, 177406
66. **J. Yun, J.-I. Shim, H. Hirayama**, (2015) Analysis of efficiency droop in 280-nm AlGaIn multiple-quantum-well light-emitting diodes based on carrier rate equation. *Appl. Phys. Express* 8, 022104
67. **E. Kioupakis, P. Rinke, K.T. Delaney, C.G. Van de Walle**, (2011) Indirect Auger recombination as a cause of efficiency droop in nitride light-emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.* 98, 161107
68. **K. Ban, J. Yamamoto, K. Takeda, K. Ide, M. Iwaya, T. Takeuchi, S. Kamiyama, I. Akasaki, H. Amano**, (2011) Internal quantum efficiency of whole-composition-range AlGaIn multiquantum wells. *Appl. Phys. Express* 4, 052101
69. **Y. Narukawa, M. Ichikawa, D. Sanga, M. Sano, T. Mukai**, (2010) White light emitting diodes with super-high luminous efficacy. *J. Phys. D Appl. Phys.* 43, 354002
70. Solid-state lighting research and development: multi-year program plan. (2014) *U.S. Department of Energy, DOE/EE-1089*
71. **S. Karpov, Y.N. Makarov**, (2002) Dislocation effect on light emission in gallium nitride. *Appl. Phys. Lett.* 81, 4721
72. **C. Reich, M. Feneberg, V. Kueller, A. Knauer, T. Wernicke, J. Schlegel, M.**

- Frentrup, R. Goldhahn, M. Weyers, M. Kneissl**, (2013) Excitonic recombination in epitaxial lateral overgrown AlN on sapphire. *Appl. Phys. Lett.* 103, 212108
73. **V. Kueller, A. Knauer, F. Brunner, U. Zeimer, H. Rodriguez, M. Weyers, M. Kneissl**, (2011) Growth of AlGa_N and AlN on patterned AlN/sapphire templates. *J. Cryst. Growth* 315(1), 200
74. **V. Kueller, A. Knauer, U. Zeimer, M. Kneissl, M. Weyers**, (2013) Controlled coalescence of MOVPE grown AlN during lateral overgrowth. *J. Cryst. Growth* 368, 83
75. **U. Zeimer, V. Kueller, A. Knauer, A. Mogilatenko, M. Weyers, M. Kneissl**, (2013) High quality AlGa_N grown on ELO AlN/sapphire templates. *J. Cryst. Growth* 377, 32
76. **M. Martens, F. Mehnke, C. Kuhn, C. Reich, T. Wernicke, J. Rass, V. Küller, A. Knauer, C. Netzel, M. Weyers, M. Bickermann, M. Kneissl**, (2014) Performance characteristics of UVC AlGa_N-based lasers grown on sapphire and bulk AlN substrates. *IEEE Photonics Tech. Lett.* 26, 342
77. **M. Kim, T. Fujita, S. Fukahori, T. Inazu, C. Pernot, Y. Nagasawa, A. Hirano, M. Ippommatsu, M. Iwaya, T. Takeuchi, S. Kamiyama, M. Yamaguchi, Y. Honda, H. Amano, I. Akasaki**, (2011) AlGa_N-based deep ultraviolet light-emitting diodes fabricated on patterned sapphire substrates. *Appl. Phys. Express* 4, 092102
78. **J. Rass, T. Kolbe, N. Lobo Ploch, T. Wernicke, F. Mehnke, C. Kuhn, J. Enslin, M. Guttmann, C. Reich, J. Glaab, C. Stoelmacker, M. Lapeyrade, S. Einfeldt, M. Weyers, M. Kneissl**, (2015) High power UV-B LEDs with long lifetime. *Proc. SPIE* 9363, 93631K
79. **K. Forghani, M. Klein, F. Lipski, S. Schwaiger, J. Hertkorn, R.A.R. Leute, F. Scholz, M. Feneberg, B. Neuschl, K. Thonke, O. Klein, U. Kaiser, R. Gutt, T. Passow**, (2011) High quality AlGa_N epilayers grown on sapphire using Si₃N₄ interlayers. *J. Cryst. Growth* 315, 216–219
80. **C.G. Van de Walle, J. Neugebauer**, (2004) First-principles calculations for defects and impurities: applications to III-nitrides. *J. Appl. Phys.* 95(8), 3851
81. **M.A. Reshchikova, H. Morkoç**, (2005) Luminescence properties of defects in GaN. *J. Appl. Phys.* 97, 061301
82. **S.F. Chichibu, T. Onuma, K. Hazu, A. Uedono**, (2010) Major impacts of point defects and impurities on the carrier recombination dynamics in AlN. *Appl. Phys. Lett.* 97, 201904
83. **T.A. Henry, A. Armstrong, A.A. Allerman, M.H. Crawford**, (2012) The influence of Al composition on point defect incorporation in AlGa_N. *Appl. Phys. Lett.* 100, 043509
84. **J. Carlos Rojo, G.A. Slack, K. Morgan, B. Raghoeamachar, M. Dudley, L.J. Schowalter**, (2001) Report on the growth of bulk aluminum nitride and subsequent substrate preparation. *J. Cryst. Growth* 231, 317

85. **Z.G. Herro, D. Zhuang, R. Schlessner, Z. Sitar**, (2010) Growth of AlN single crystalline boules. *J. Cryst. Growth* 312, 2519–2521
86. **M. Bickermann, B.M. Epelbaum, O. Filip, P. Heimann, S. Nagata, A. Winnacker**, (2010) UV-transparent single-crystalline bulk AlN substrates. *Phys. Stat. Sol. (C)* 7(1), 21
87. **C. Hartmann, J. Wollweber, A. Dittmar, K. Irmscher, A. Kwasniewski, F. Langhans, T. Neugut, M. Bickermann**, (2013) Preparation of bulk AlN seeds by spontaneous nucleation of freestanding crystals. *Jpn. J. Appl. Phys.* 52, 08JA06
88. **R. Collazo, J. Xie, B.E. Gaddy, Z. Bryan, R. Kirste, M. Hoffmann, R. Dalmau, B. Moody, Y. Kumagai, T. Nagashima, Y. Kubota, T. Kinoshita, A. Koukitu, D.L. Irvine, Z. Sitar**, (2012) On the origin of the 265 nm absorption band in AlN bulk crystals. *Appl. Phys. Lett.* 100, 191914
89. **K. Irmscher, C. Hartmann, C. Guguschev, M. Pietsch, J. Wollweber, M. Bickermann**, (2013) Identification of a tri-carbon defect and its relation to the ultraviolet absorption in aluminum nitride. *J. Appl. Phys.* 114, 123505
90. **B.E. Gaddy, Z. Bryan, I. Bryan, J. Xie, R. Dalmau, B. Moody, Y. Kumagai, T. Nagashima, Y. Kubota, T. Kinoshita, A. Koukitu, R. Kirste, Z. Sitar, R. Collazo, D.L. Irving**, (2014) The role of the carbon-silicon complex in eliminating deep ultraviolet absorption in AlN. *Appl. Phys. Lett.* 104, 202106
91. **Y. Kumagai, Y. Kubota, T. Nagashima, T. Kinoshita, R. Dalmau, R. Schlessner, B. Moody, J. Xie, H. Murakami, A. Koukitu, Z. Sitar**, (2012) Preparation of a freestanding AlN substrate from a thick AlN layer grown by hydride vapor phase epitaxy on a bulk AlN substrate prepared by physical vapor transport. *Appl. Phys. Express* 5, 055504
92. **T. Kinoshita, K. Hironaka, T. Obata, T. Nagashima, R. Dalmau, R. Schlessner, B. Moody, J. Xie, S. Inoue, Y. Kumagai, A. Koukitu, Z. Sitar**, (2012) Deep-ultraviolet light-emitting diodes fabricated on AlN substrates prepared by hydride vapor phase epitaxy. *Appl. Phys. Express* 5, 122101
93. **K.B. Nam, M.L. Nakarmi, J. Li, J.Y. Lin, H.X. Jiang**, (2003) Mg acceptor level in AlN probed by deep ultraviolet photoluminescence. *Appl. Phys. Lett.* 83(5), 878
94. **M.L. Nakarmi, K.H. Kim, M. Khizar, Z.Y. Fan, J.Y. Lin, H.X. Jiang**, (2005) Electrical and optical properties of Mg-doped Al_{0.7}Ga_{0.3}N alloys. *Appl. Phys. Lett.* 86, 092108
95. **X.T. Trinh, D. Nilsson, I.G. Ivanov, E. Janzén, A. Kakanakova-Georgieva, N.T. Son**, (2014) Stable and metastable Si negative-U centers in AlGa_N and AlN. *Appl. Phys. Lett.* 105, 162106
96. **A. Kakanakova-Georgieva, D. Nilsson, X.T. Trinh, U. Forsberg, N.T. Son, E. Janzen**, (2013) The complex impact of silicon and oxygen on the n-type conductivity of high-Al-content AlGa_N. *Appl. Phys. Lett.* 102, 132113
97. **J.R. Grandusky, J.A. Smart, M.C. Mendrick, L.J. Schowalter, K.X. Chen, E.F. Schubert**, (2009) Pseudomorphic growth of thick n-type Al_xGa_{1-x}N layers on

- low-defect-density bulk AlN substrates for UV LED applications. *J. Cryst. Growth* 311, 2864
98. **B. Cheng, S. Choi, J.E. Northrup, Z. Yang, C. Knollenberg, M. Teepe, T. Wunderer, C.L.Chua, N.M. Johnson**, (2013) Enhanced vertical and lateral hole transport in high aluminum-containing AlGa_N for deep ultraviolet light emitters. *Appl. Phys. Lett.* 102, 231106
99. **A.A. Allerman, M.H. Crawford, M.A. Miller, S.R. Lee**, (2010) Growth and characterization of Mg-doped AlGa_N-AlN short-period superlattices for deep-UV optoelectronic devices. *J. Cryst. Growth* 312, 756-761
100. **J. Simon, V. Protasenko, C. Lian, H. Xing, D. Jena**, (2010) Polarization-induced hole doping in wide-band-gap uniaxial semiconductor heterostructures. *Science* 327, 60
101. **R. Dahal, J. Li, S. Majety, B.N. Pantha, X.K. Cao, J.Y. Lin, H.X. Jiang**, (2011) Epitaxially grown semiconducting hexagonal boron nitride as a deep ultraviolet photonic material. *Appl. Phys. Lett.* 98, 211110
102. **R. Collazo, S. Mita, J. Xie, A. Rice, J. Tweedie, R. Dalmau, Z. Sitar**, (2011) Progress on n-type doping of AlGa_N alloys on AlN single crystal substrates for UV optoelectronic applications. *Phys. Stat. Sol. (c)* 8(7-8), 2031
103. **F. Mehnke, T. Wernicke, H. Pinhel, C. Kuhn, C. Reich, V. Kueller, A. Knauer, M. Lapeyrade, M. Weyers, M. Kneissl**, (2013) Highly conductive n-Al_xGa_{1-x}N layers with aluminum mole fractions above 80 %. *Appl. Phys. Lett.* 103, 212109
104. **S. Ruvimov, Z. Liliental-Weber, J. Washburn, D. Qiao, S.S. Lau, P.K. Chu**, (1998) Microstructure of Ti/Al ohmic contacts for n-AlGa_N. *Appl. Phys. Lett.* 73, 2582
105. **J.H. Wang, S.E. Mohny, S.H. Wang, U. Chowdhury**, (2004) R.D. Dupuis, Vanadium-based ohmic contacts to n-type Al_{0.6}Ga_{0.4}N. *J. Electron. Mater.* 33, 418
106. **R. France, T. Xu, P. Chen, R. Chandrasekaran, T.D. Moustakas**, (2007) Vanadium-based Ohmic contacts to n-AlGa_N in the entire alloy composition. *Appl. Phys. Lett.* 90, 062115
107. **M. Lapeyrade, A. Muhin, S. Einfeldt, U. Zeimer, A. Mogilatenko, M. Weyers, M. Kneissl**, (2013) Electrical properties and microstructure of vanadium-based contacts on ICP plasma etched n-type AlGa_N:Si and Ga_N:Si surfaces. *Semicond. Sci. Technol.* 28, 125015
108. **M. Lapeyrade, F. Eberspach, N. Lobo Ploch, C. Reich, M. Guttmann, T. Wernicke, F. Mehnke, S. Einfeldt, A. Knauer, M. Weyers, M. Kneissl**, (2015) Current spreading study in UVC LED emitting around 235 nm. *Proc. SPIE* 9363, 93631P
109. **I.E. Titkov, D.A. Sannikov, Y.-M. Park, J.K. Son**, (2012) Blue light emitting diode internal and injection efficiency. *AIP Adv.* 2, 032117
110. **N. Lobo-Ploch**, (2015) Chip designs for high efficiency III-nitride based ultraviolet

- light emitting diodes with enhanced light extraction. *Ph.D. Thesis*
- 111.A. **Khan, K. Balakrishnan, T. Katona**, (2008) Ultraviolet light-emitting diodes based on group threenitrides. *Nat. Photonics* 2, 77
 - 112.V. **Adivarahan, A. Heidari, B. Zhang, Q. Fareed, S. Hwang, M. Islam, A. Khan**, (2009) 280 nm deepultraviolet light emitting diode lamp with an AlGaIn multiple quantum well active region. *Appl. Phys. Express* 2, 102101
 - 113.L. **Zhou, J.E. Epler, M.R. Krames, W. Goetz, M. Gherasimova, Z. Ren, J. Han, M. Kneissl, N.M. Johnson**, (2006) Vertical injection thin-film AlGaIn/AlGaIn multiple-quantum-well deep ultraviolet light-emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.* 89, 241113
 - 114.T.N. **Oder, K.H. Kim, J.Y. Lin, H.X. Jiang**, (2004) III-nitride blue and ultraviolet photonic crystallight emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.* 84, 466
 - 115.T. **Gessmann, E.F. Schubert, J.W. Graff, K. Streubel, C. Karnutsch**, (2003) Omnidirectional reflective contacts for light-emitting diodes. *IEEE Electron Device Lett.* 24(10), 683
 - 116.N. **Lobo, H. Rodriguez, A. Knauer, M. Hoppe, S. Einfeldt, P. Vogt, M. Weyers, M. Kneissl**, (2010) Enhancement of light extraction in UV LEDs using nanopixel contact design with Al reflector. *Appl. Phys. Lett.* 96, 081109
 - 117.K.B. **Nam, J. Li, M.L. Nakarmi, J.Y. Lin, H.X. Jianga**, (2004) Unique optical properties of AlGaIn alloys and related ultraviolet emitters. *Appl. Phys. Lett.* 84, 5264
 - 118.J.E. **Northrup, C.L. Chua, Z. Yang, T. Wunderer, M. Kneissl, N.M. Johnson, T. Kolbe**, (2012) Effect of strain and barrier composition on the polarization of light emission from AlGaIn/AlN quantum wells. *Appl. Phys. Lett.* 100, 021101
 - 119.T. **Kolbe, A. Knauer, C. Chua, Z. Yang, V. Kueller, S. Einfeldt, P. Vogt, N.M. Johnson, M. Weyers, M. Kneissl**, (2011) Effect of temperature and strain on the optical polarization of (In)(Al) GaN ultraviolet light emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.* 99, 261105
 - 120.T. **Kolbe, A. Knauer, J. Stellmach, C. Chua, Z. Yang, H. Rodrigues, S. Einfeldt, P. Vogt, N.M. Johnson, M. Weyers, M. Kneissl**, (2011) Optical polarization of UV-A and UV-B (In)(Al)GaIn multiple quantum well light emitting diodes. *Proc. SPIE* 7939, 79391G
 - 121.T. **Kolbe, A. Knauer, C. Chua, Z. Yang, H. Rodrigues, S. Einfeldt, P. Vogt, N.M. Johnson, M. Weyers, M. Kneissl**, (2010) Optical polarization characteristics of ultraviolet (In)(Al)GaIn multiple quantum well light emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.* 97, 171105
 - 122.J.J. **Wierer, I. Montano, M.H. Crawford, A.A. Allerman**, (2014) Effect of thickness and carrier density on the optical polarization of Al_{0.44}Ga_{0.56}N/Al_{0.55}Ga_{0.45}N quantum well layers. *J. Appl. Phys.* 115, 174501
 - 123.J.J. **Wierer Jr, A.A. Allerman, I. Montano, M.W. Moseley**, (2014) Influence of optical polarization on the improvement of light extraction efficiency from

- reflective scattering structures in AlGa_N ultraviolet light-emitting diodes. *Appl. Phys. Lett.* 105, 061106
124. **H.-Y. Ryu, I.-G. Choi, H.-S. Choi, J.-I. Shim**, (2013) Investigation of light extraction efficiency in AlGa_N deep-ultraviolet light-emitting diodes. *Appl. Phys. Express* 6, 062101
125. **N. Lobo Ploch, H. Rodriguez, C. Stölmacker, M. Hoppe, M. Lapeyrade, J. Stellmach, F. Mehnke, T. Wernicke, A. Knauer, V. Kueller, M. Weyers, S. Einfeldt, M. Kneissl**, (2013) Effective thermal management in ultraviolet light emitting diodes with micro-LED arrays. *IEEE Trans. Electron Devices* 60(2), 782–786
126. **N. Lobo Ploch, S. Einfeldt, T. Kolbe, A. Knauer, M. Frentrup, V. Kueller, M. Weyers, M. Kneissl**, (2013) Investigation of the temperature dependent efficiency droop in UV LEDs. *Semicond. Sci. Technol.* 28, 125021
127. **M. Shatalov, W. Sun, R. Jain, A. Lunev, X. Hu, A. Dobrinsky, Y. Bilenko, J. Yang, G.A. Garrett, L.E. Rodak, M. Wraback, M. Shur, R. Gaska**, (2014) High power AlGa_N ultraviolet light emitters. *Semicond. Sci. Technol.* 29, 084007
128. Url <www.led-professional.com> (2006)
129. Url <www.led-professional.com> (2007)
130. **J. Glaab, C. Ploch, R. Kelz, C. Stölmacker, M. Lapeyrade, N. Lobo Ploch, J. Rass, T. Kolbe, S. Einfeldt, F. Mehnke, C. Kuhn, T. Wernicke, M. Weyers, M. Kneissl**, (2015) Temperature induced degradation of InAlGa_N multiple-quantum well UV-B LEDs. *MRS Proc.* 1792, mrss15-2102646
131. **J. Glaab, C. Ploch, R. Kelz, C. Stoelmacker, M. Lapeyrade, N. Lobo Ploch, J. Rass, T. Kolbe, S. Einfeldt, F. Mehnke, C. Kuhn, T. Wernicke, M. Weyers, M. Kneissl**, (2015) Degradation of (InAlGa)_N-based UV-B LEDs stressed by current and temperature. *J. Appl. Phys.* 118(9), 094504
132. **C.G. Moe, J.R. Grandusky, J. Chen, K. Kitamura, M.C. Mendrick, M. Jamil, M. Toita, S.R. Gibb, L.J. Schowalter**, (2014) High-power pseudomorphic mid-ultraviolet light-emitting diodes with improved efficiency and lifetime. *Proc. SPIE* 8986, 89861V
133. **M. Meneghini, M. Pavesi, N. Trivellin, R. Gaska, E. Zanoni, G. Meneghesso**, (2011) Reliability of deep-UV light-emitting diodes. *IEEE Trans. Device Mater. Reliab.* 8(2), 248
134. **R. Dalmau, B. Moody, R. Schlessler, S. Mita, J. Xie, M. Feneberg, B. Neuschl, K. Thonke, R. Collazo, A. Rice, J. Tweedie, Z. Sitar**, (2011) *J. Electrochem. Soc.* 158, H530
135. **J. Tweedie, R. Collazo, A. Rice, J. Xie, S. Mita, R. Dalmau, Z. Sitar**, (2010) *J. Appl. Phys.* 108, 043526
136. **R.T. Bondokov, S.G. Mueller, K.E. Morgan, G.A. Slack, S. Schujman, M.C. Wood, J.A. Smart, L.J. Schowalter**, (2008) *J. Cryst. Growth* 310, 4020
137. **L.H. Dreger, V.V. Dadape, J.L. Margrave**, (1962) *J. Phys. Chem.* 66, 1556

138. **M. Levinshtein, S. Ruymantsev, M. Shur (eds.)**, (2001) Properties of Advanced Semiconductor Materials, GaN, AlN, InN, BN, SiC, SiGe (Wiley, New York, 2001). ISBN 978-0-471-35827-5
139. **G.A. Slack**, (1973) *J. Phys. Chem. Solids* 34, 321 140. **G.A. Slack, T.F. McNelly**, (1976) *J. Cryst. Growth* 34, 263
141. **T. Baker, A. Mayo, Z. Veisi, P. Lu, J. Schmitt**, (2014) *Phys. Status Solidi C* 11, 373
142. **O. Kovalenkov, V. Soukhoveev, V. Ivantsov, A. Usikov, V. Dmitriev**, (2005) *J. Cryst. Growth* 281, 87
142. **Y. Katagiri, S. Kishino, K. Okuura, H. Miyake, K. Hiramatu**, (2009) *J. Cryst. Growth* 311, 2831
143. **Y. Kumagai, J. Tajima, M. Ishizuki, T. Nagashima, H. Murakami, K. Takada, A. Koukitu**, (2008) *Appl. Phys. Express* 1, 045003
144. **J.A. Freitas Jr, G.C.B. Braga, E. Silveira, J.G. Tischler, M. Fatemi**, (2003) *Appl. Phys. Lett.* 83, 2584
145. **T. Furusho, S. Ohshima, S. Nishino**, (2002) *Mater. Sci. Forum* 389–393, 1449
146. **R. Schlessler, Z. Sitar**, (2002) *J. Cryst. Growth* 234, 349
147. **K. Kamei, Y. Shirai, T. Tanaka, N. Okada, A. Yauchi, H. Amano**, (2007) *Phys. Status Solidi C* 4, 2211
148. **M. Bockowski**, (2001) *Cryst. Res. Technol.* 36, 771
149. **M. Yano, M. Okamoto, Y.K. Yap, M. Yoshimura, Y. Mori, T. Sasaki**, (2000) *Diam. Relat. Mater.* 9, 512
150. **Y. Kangawa, R. Toki, T. Yayama, B.M. Epelbaum, K. Kakimoto**, (2011) *Appl. Phys. Express* 4, 095501
151. **B.T. Adekore, K. Rakes, B. Wang, M.J. Callahan, S. Pendurti, Z. Sitar**, (2006) *J. Electron. Mater.* 35, 1104
152. **R. Dwilinski, R. Doradzinski, J. Garczynski, L. Sierzputowski, M. Palczewska, A. Wysmolek, M. Kaminska**, (1998) *MRS Internet J. Nitride Semicond. Res.* 3, 1
153. **T. Kinoshita, K. Hironaka, T. Obata, T. Nagashima, R. Dalmau, R. Schlessler, B. Moody, J. Xie, S.-I. Inoue, Y. Kumagai, A. Koukitu, Z. Sitar**, (2012) *Appl. Phys. Express* 5, 122101
154. **Fr. Briegleb, A. Geuther**, (1877) *Justus Liebigs Ann. Chem.* 123, 228
155. **W. Nakao, H. Fukuyama, K. Nagata**, (2002) *J. Am. Ceram. Soc.* 84, 889
156. **W. Werdecker, F. Aldinger**, (1984) *I.E.E.E. Trans, Hybrids Manuf. Technol.* 7, 399
157. **L.M. Sheppard**, (1990) *Am. Ceram. Soc. Bull.* 69, 1801
158. **G.A. Slack**, (1998) *M.R.S. Symp, Proc.* 512, 35
159. **K.M. Taylor, C. Lenie**, (1960) *J. Electrochem. Soc.* 107, 308
160. **H.-D. Witzke**, (1962) *Phys. Status Solidi* 2, 1109
161. **J. Pastrnak, L. Roskocova**, (1964) *Phys. Status Solidi* 7, 331 (in German)
162. **G.A. Cox, D.O. Cummins, K. Kawabe, R.H. Tredgold, J. Phys. Chem. Solids** 28, 543 (1967) 31. **G.A. Slack, T.F. McNelly**, (1977) *J. Cryst. Growth* 42, 560

163. Url <<http://www.dtic.mil>> (2015)
164. **W.W. Piper, S.J. Polich**, (1961) *J. Appl. Phys.* 32, 1278
165. **C.M. Balkas, Z. Sitar, T. Zheleva, L. Bergman, R. Nemanich, R.F. Davis**, (1997) *J. Cryst. Growth* 179, 363
166. **M. Tanaka, S. Nakahata, K. Sogabe, H. Nakata, M. Tobioka**, (1997) *Jpn. J. Appl. Phys.* 36, L1062
167. **J.C. Rojo, G.A. Slack, K. Morgan, B. Raghathamachar, M. Dudley, L.J. Schowalter**, (2001) *J. Cryst. Growth* 231, 317
168. **Yu.M. Tairov**, (1995) *Mater. Sci. Eng. B* 29, 83
169. **R. Schlessler, R. Dalmau, D. Zhuang, R. Collazo, Z. Sitar**, (2005) *J. Cryst. Growth* 281, 75
170. **R. Dalmau, B. Raghathamachar, M. Dudley, R. Schlessler, Z. Sitar**, (2004) *MRS Symp. Proc.* 798, Y2.9
171. **B. Liu, J.H. Edgar, Z. Gu, D. Zhuang, B. Raghathamachar, M. Dudley, A. Sarua, M. Kuball, H.M. Meyer** (2004) III, *MRS Internet J. Nitride Semicond. Res.* 9, 6
172. **G.A. Slack, J. Whitlock, K. Morgan, L.J. Schowalter**, (2004) *MRS Symp. Proc.* 798, Y10.74 42. **B.M. Epelbaum, M. Bickermann, A. Winnacker, J. Cryst. Growth 275, e479 (2005) 43. **S.G. Mueller, R.T. Bondokov, K.E. Morgan, G.A. Slack, S.B. Schujman, J. Grandusky, J.A. Smart, L.J. Schowalter**, (2009) *Phys. Status Solidi A* 206, 1153**
173. **R.R. Sumathi, P. Gille**, (2013) *Jpn. J. Appl. Phys.* 52, 08JA02
174. **M. Bickermann, B.M. Epelbaum, O. Filip, B. Tautz, P. Heimann, A. Winnacker**, (2012) *Phys. Status Solidi C* 9, 449
175. **Z.G. Herro, D. Zhuang, R. Schlessler, Z. Sitar**, (2010) *J. Cryst. Growth* 312, 2519
176. **I. Nagai, T. Kato, T. Miura, H. Kamata, K. Naoe, K. Sanada, H. Okumura**, (2010) *J. Cryst. Growth* 312, 2699
177. **M. Miyanaga, N. Mizuhara, T. Kawase, S. Fujiwara, M. Shimazu, H. Nakahata, T. Kawase**, (2007) *J. Cryst. Growth* 300, 45
178. **Yu.N. Makarov, O.V. Avdeev, I.S. Barash, D.S. Bazarevskiy, T.Yu. Chemekova, E.N. Mokhov, S.S. Nagalyuk, A.D. Roenkov, A.S. Segal, Yu.A. Vodakov, M.G. Ramm, S. Davis, G. Huminic, H. Helava**, (2008) *J. Cryst. Growth* 310, 881
179. **J.R. Grandusky, J. Chen, S.R. Gibb, M.C. Mendrick, C.G. Moe, L. Rodak, G.A. Garrett, M. Wraback, L.J. Schowalter**, (2013) *Appl. Phys. Express* 6, 032101
180. **R. Collazo, S. Mita, J. Xie, A. Rice, J. Tweedie, R. Dalmau, Z. Sitar**, (2011) *Phys. Status Solidi C* 8, 2031
181. **T. Wunderer, C.L. Chua, Z. Yang, J.E. Northrup, N.M. Johnson, G.A. Garrett, H. Shen, M. Wraback**, (2011) *Appl. Phys. Express* 4, 092101
182. **M. Kneissl, Z. Yang, M. Teepe, C. Knollenberg, O. Schmidt, P. Kiesel, N.M. Johnson, S. Schujman, L.J. Schowalter**, (2007) *J. Appl. Phys.* 101, 123103

183. M. Martens, F. Mehnke, C. Kuhn, C. Reich, V. Kueller, A. Knauer, C. Netzel, C. Hartmann, J. Wollweber, J. Rass, T. Wernicke, M. Bickermann, M. Weyers, M. Kneissl, (2014) *IEEE Photonics Lett.* 26, 342
184. J. Xie, S. Mita, Z. Bryan, W. Guo, L. Hussey, B. Moody, R. Schlessler, R. Kirste, M. Gerhold, R. Collazo, Z. Sitar, (2013) *Appl. Phys. Lett.* 102, 171102
185. T. Erlbacher, M. Bickermann, B. Kallinger, E. Meissner, A.J. Bauer, L. Frey, (2012) *Phys. Status Solidi C* 9, 968
186. G. Bu, D. Ciplys, M. Shur, L.J. Schowalter, S. Schujman, R. Gaska, (2006) *IEEE Trans. Ultrasonics Ferroelectr. Freq. Control* 53, 251
187. X. Hu, J. Deng, N. Pala, R. Gaska, M.S. Shur, C.Q. Chen, J. Yang, G. Simin, M.A. Khan, J. C. Rojo, L.J. Schowalter, (2003) *Appl. Phys. Lett.* 82, 1299
188. A. Dobrinsky, G. Simin, R. Gaska, (2013) M. Shur, *ECS Trans.* 58(4), 129
189. L. Siang-Chung, (1997) *Mater. Sci. Lett.* 16, 759
190. Y. Li, D.W. Brenner, (2004) *Phys. Rev. Lett.* 92, 075503
191. B.M. Epelbaum, M. Bickermann, S. Nagata, P. Heimann, O. Filip, A. Winnacker, (2007) *J. Cryst. Growth* 305, 317
192. V. Noveski, R. Schlessler, S. Mahajan, S. Beaudoin, Z. Sitar, (2004) *J. Cryst. Growth* 264, 369
193. Q.-S. Chen, V. Prasad, H. Zhang, M. Dudley, in: K. Byrappa, T. Ohachi (eds.), (2005) *Crystal Growth Technology (Springer, Berlin, 2005)*. ISBN 978-3-540-00367-0, chap. 7
194. S.Yu. Karpov, D.V. Zimina, Yu.N. Makarov, E.N. Mokhov, A.D. Roenkov, M.G. Ramm, Yu.A. Vodakov, (1999) *Phys. Status Solidi A* 176, 435
195. A.S. Segal, S.Yu. Karpov, Yu.N. Makarov, E.N. Mokhov, A.D. Roenkov, M.G. Ramm, Yu.A. Vodakov, (2000) *J. Cryst. Growth* 211, 68
196. P. Heimann, B.M. Epelbaum, M. Bickermann, S. Nagata, A. Winnacker, (2006) *Phys. Status Solidi C* 3, 1575
197. S.Yu. Karpov, A.V. Kulik, I.N. Przhevalskii, M.S. Ramm, Yu.N. Makarov, (2003) *Phys. Status Solidi C* 0 1989
198. M. Albrecht, J. Wollweber, M. Rossberg, M. Schmidbauer, C. Hartmann, R. Fornari, (2006) *Appl. Phys. Lett.* 88, 211904
199. Z.G. Herro, D. Zhuang, R. Schlessler, R. Collazo, Z. Sitar, *J. Cryst. Growth* 286, 205 (2006) 71. M. Bickermann, B.M. Epelbaum, A. Winnacker, *Phys. Status Solidi C* 2, 2044 (2005) 72. A. Dittmar, C. Gugushev, C. Hartmann, S. Golka, A. Kwasniewski, J. Wollweber, R. Fornari, (2011) *J. Eur. Ceram. Soc.* 31, 2733
200. C. Hartmann, J. Wollweber, M. Albrecht, I. Rasin, *Phys. Status Solidi C* 3, 1608 (2006) 74. C. Gugushev, A. Dittmar, E. Moukhina, C. Hartmann, S. Golka, J. Wollweber, M. Bickermann, R. Fornari, *J. Cryst. Growth* 360, 185 (2012)
201. M. Bickermann, B.M. Epelbaum, A. Winnacker, (2004) *J. Cryst. Growth* 269, 432

202. **B.M. Epelbaum, C. Seitz, A. Magerl, M. Bickermann, A. Winnacker**, (2004) *J. Cryst. Growth* 265, 577
203. **B. Raghathamachar, J. Bai, M. Dudley, R. Dalmau, D. Zhuang, Z. Herro, R. Schlessler, Z.Sitar, B. Wang, M. Callahan, K. Rakes, P. Konkapaka, M. Spencer**, (2006) *J. Cryst. Growth* 287, 349
204. **C. Hartmann, J. Wollweber, A. Dittmar, K. Irmischer, A. Kwasniewski, F. Langhans, T. Neugut, M. Bickermann**, (2013) *Jpn. J. Appl. Phys.* 52, 08JA06
205. **M. Bickermann, O. Filip, B.M. Epelbaum, P. Heimann, M. Feneberg, B. Neuschl, K. Thonke, E. Wedler, A. Winnacker**, (2012) *J. Cryst. Growth* 339, 13
206. **R.R. Sumathi, P. Gille**, (2012) *Cryst. Res. Technol.* 47, 237
207. **O. Filip, B.M. Epelbaum, M. Bickermann, P. Heimann, S. Nagata, A. Winnacker**, (2009) *Mater. Sci. Forum* 615–617, 983
208. **C. Hartmann, M. Albrecht, J. Wollweber, J. Schuppang, U. Juda, Ch. Guguschev, S. Golka, A. Dittmar, R. Fornari**, (2012) *J. Cryst. Growth* 344, 19
209. **M. Bickermann, B.M. Epelbaum, O. Filip, P. Heimann, S. Nagata, A. Winnacker**, (2008) *Phys. Status Solidi C* 5, 1502
210. **B.M. Epelbaum, M. Bickermann, A. Winnacker**, (2003) *Mater. Sci. Forum* 433–436, 983
211. **D. Zhuang, Z.G. Herro, R. Schlessler, Z. Sitar**, (2006) *J. Cryst. Growth* 287, 372
212. **O. Filip, B.M. Epelbaum, M. Bickermann, P. Heimann, A. Winnacker**, (2011) *J. Cryst. Growth* 318, 427
213. **D. Hofmann, M. Bickermann, W. Hartung, A. Winnacker**, (2000) *Mater. Sci. Forum* 338–342, 445
214. **H. Helava, E.N. Mokhov, O.A. Avdeev, M.G. Ramm, D.P. Litvin, A.V. Vasiliev, A.D. Roenkov, S.S. Nagalyuk, Yu.N. Makarov**, (2013) *Mater. Sci. Forum* 740–742, 85
215. **R. Dalmau, B. Moody, J. Xie, R. Collazo, Z. Sitar**, (2011) *Phys. Status Solidi A* 208, 1545
216. **R.T. Bondokov, K.E. Morgan, R. Shetty, W. Liu, G.A. Slack, M. Goorsky, L.J. Schowalter**, (2006) *MRS Symp. Proc.* 892, FF30-03
217. **D. Zhuang, J.H. Edgar**, (2005) *Mater. Sci. Eng. R* 48, 1
218. **M. Bickermann, S. Schmidt, B.M. Epelbaum, P. Heimann, S. Nagata, A. Winnacker**, (2007) *J. Cryst. Growth* 300, 299
219. **B. Raghathamachar, M. Dudley, J.C. Rojo, K. Morgan, L.J. Schowalter**, (2003) *J. Cryst. Growth* 250, 244
220. **B. Raghathamachar, Y. Yang, R. Dalmau, B. Moody, S. Craft, R. Schlessler, M. Dudley, Z. Sitar**, (2013) *Mater. Sci. Forum* 740–742, 91
221. **M. Bickermann, S. Schimmel, B.M. Epelbaum, O. Filip, P. Heimann, S. Nagata, A. Winnacker**, (2011) *Phys. Status Solidi C* 8, 2235
222. **R.T. Bondokov, K.E. Morgan, R. Shetty, W. Liu, G.A. Slack, M. Goorsky, L.J. Schowalter**, (2006) *MRS Symp. Proc.* 892, FF30-03

223. **R. Dalmau, R. Schlessner, Z. Sitar**, (2005) *Phys. Status Solidi C* 2, 2036
224. **M. Bickermann, P. Heimann, B.M. Epelbaum**, (2006) *Phys. Status Solidi C* 3, 1902
225. **M. Feneberg, R.A.R. Leute, B. Neuschl, K. Thonke, M. Bickermann**, (2010) *Phys. Rev. B* 82, 075208
226. **G.A. Slack, L.J. Schowalter, D. Morelli, J.A. Freitas Jr**, (2002) *J. Cryst. Growth* 246, 287-301. **M. Bickermann, B.M. Epelbaum, O. Filip, P. Heimann, S. Nagata, A. Winnacker**, (2009) *Phys. Status Solidi B* 246, 1181
227. **L. Gordon, J.L. Lyons, A. Janotti, C.G. Van de Walle**, (2014) *Phys. Rev. B* 89, 085204
228. **K. Irmscher, C. Hartmann, C. Gugushev, M. Pietsch, J. Wollweber, M. Bickermann**, (2013) *J. Appl. Phys.* 114, 123505
229. **N.T. Son, M. Bickermann, E. Janzén**, (2011) *Appl. Phys. Lett.* 98, 092104
230. **B. Neuschl, K. Thonke, M. Feneberg, S. Mita, X. Xie, R. Dalmau, R. Collazo, Z. Sitar**, (2012) *Phys. Status Solidi B* 249, 511
231. **M. Feneberg, R.A.R. Leute, B. Neuschl, K. Thonke, M. Bickermann**, (2010) *Phys. Rev. B* 82, 075208
232. **S.B. Orlinskii, J. Schmidt, P. Baranov, M. Bickermann, B.M. Epelbaum, A. Winnacker**, (2008) *Phys. Rev. Lett.* 100, 256404
233. **S.M. Evans, N.C. Giles, L.E. Halliburton, G.A. Slack, S.B. Shujman, L.J. Schowalter**, (2006) *Appl. Phys. Lett.* 88, 062112
234. **C. Stampfl, C.G. van de Walle**, (2002) *Phys. Rev. B* 65, 155212
235. **N.T. Son, A. Gali, Á. Szabó, M. Bickermann, T. Ohshima, J. Isoya, E. Janzén**, (2011) *Appl. Phys. Lett.* 98, 242116
236. **F. Tuomisto, J.-M. Mäki, T. Yu. Chemekova, Yu.N. Makarov, O.V. Avdeev, E.N. Mokhov, A.S. Segal, M.G. Ramm, S. Davis, G. Huminic, H. Helava, M. Bickermann**, (2008) *B.M. Epelbaum, J. Cryst. Growth* 310, 3998
237. **M. Bickermann, B.M. Epelbaum, O. Filip, P. Heimann, S. Nagata, A. Winnacker**, (2010) *Phys. Status Solidi C* 7, 21
238. **R. Collazo, J. Xie, B.E. Gaddy, Z. Bryan, R. Kirste, M. Hoffmann, R. Dalmau, B. Moody, Y. Kumagai, T. Nagashima, Y. Kubota, T. Kinoshita, A. Koukitu, D.L. Irving, Z. Sitar**, (2012) *Appl. Phys. Lett.* 100, 191914
239. **T. Nagashima, Y. Kubota, T. Kinoshita, Y. Kumagai, J. Xie, R. Collazo, H. Murakami, H. Okamoto, A. Koukitu, Z. Sitar**, (2012) *Appl. Phys. Express* 5, 125501
240. **L. Trinkler, B. Berzina**, (2011) in: *Advances in Ceramics: Characterization, Raw Materials, Processing, Properties, Degradation and Healing*, C. Sikalidis (ed.), *InTech Open Access Book. ISBN 978-953-307-504-4, chap. 4*
241. **A. Sedhain, L. Du, J.H. Edgar, J.Y. Lin, H.X. Jiang**, (2009) *Appl. Phys. Lett.* 95, 262104
242. **B.E. Gaddy, Z. Bryan, I. Bryan, R. Kirste, J. Xie, R. Dalmau, B. Moody, Y. Kumagai, T. Nagashima, Y. Kubota, T. Kinoshita, A. Koukitu, Z. Sitar, R.**

- Collazo, D.L. Irving, (2013) *Appl. Phys. Lett.* 103, 161901
243. T. Schulz, M. Albrecht, K. Irscher, C. Hartmann, J. Wollweber, R. Fornari, (2011) *Phys. Status Solidi B* 248, 1513
244. M. Bickermann, B.M. Epelbaum, O. Filip, P. Heimann, M. Feneberg, S. Nagata, A. Winnacker, (2010) *Phys. Status Solidi C* 7, 1743
245. T. Mattila, R.M. Nieminen, (1997) *Phys. Rev. B* 55, 9571
246. K. Irscher, T. Schulz, M. Albrecht, C. Hartmann, J. Wollweber, R. Fornari, (2007) *Phys. B* 401–402, 323
247. Note that the absorption spectra for samples 6 and 7 differ to the ones shown in [78], as they were measured on similar crystals with virtually the same impurity concentrations. Furthermore, absorption coefficients above 700 cm^{-1} (sample 6) contain measurement artifacts
248. The silicon concentrations of samples 1 through 7 are corrected to reflect a calibration error which was found after the values cited in the references [75,78,112] had been published
249. F. Mehnke, T. Wernicke, H. Pingel, C. Kuhn, C. Reich, V. Kueller, A. Knauer, M. Lapeyrade, M. Weyers, M. Kneissl, (2013) *Appl. Phys. Lett.* 103(21), 212109
250. M. Kneissl, T. Kolbe, C. Chua, V. Kueller, N. Lobo, J. Stellmach, A. Knauer, H. Rodriguez, S. Einfeldt, Z. Yang, N.M. Johnson, M. Weyers, (2011) *Semicond. Sci. Technol.* 26, 014036
251. H. Hirayama, S. Fujikawa, N. Noguchi, J. Norimatsu, T. Takano, K. Tsubaki, N. Kamata, (2009) *Phys. Status Solidi A* 206(6), 1176
252. J. Rass, T. Kolbe, N. Lobo-Ploch, T. Wernicke, F. Mehnke, C. Kuhn, J. Enslin, M. Guttmann, C. Reich, A. Mogilatenko, J. Glaab, C. Stoelmacker, M. Lapeyrade, S. Einfeldt, M. Weyers, M. Kneissl, (2015) *Proc. SPIE* 9363, 93631K
253. J.E. Ayers, (2007) *Heteroepitaxy of Semiconductors: Theory, Growth, and Characterization* (Taylor & Francis Group LCC, 2007)
254. O. Klein, J. Biskupek, K. Forghani, F. Scholz, U. Kaiser, (2011) *J. Cryst. Growth* 324, 63
255. C.J. Sun, P. Kung, A. Saxler, H. Ohsato, K. Haritos, M. Razeghi, (1994) *J. Appl. Phys.* 75(8), 3964
256. F.A. Ponce, J.S. Major, W.E. Plano, D.F. Welch, (1994) *Appl. Phys. Lett.* 65(18), 2302
257. H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki, Y. Toyoda, (1986) *Appl. Phys. Lett.* 48(5), 353
258. H. Amano, I. Akasaki, K. Hiramatsu, N. Koide, N. Sawaki, (1988) *Thin Solid Films* 163, 415
259. H. Hirayama, T. Yatabe, N. Noguchi, T. Ohashi, N. Kamata, (2007) *Appl. Phys. Lett.* 91(7), 071901
260. Ferdinand-Braun-Institut Berlin (unpublished)
261. Y. Hayashi, R.G. Banal, M. Funato, Y. Kawakami, (2013) *J. Appl. Phys.*

113(18), 183523

- 262.K. Ueno, J. Ohta, H. Fujioka, H. Fukuyama, (2011) *Appl. Phys. Express* 4(1), 015501
- 263.K. Kawaguchi, A. Kuramata, (2005) *Jpn. J. Appl. Phys.* 44(11L), L1400
- 264.O. Reentilä, F. Brunner, A. Knauer, A. Mogilatenko, W. Neumann, H. Protzmann, M. Heuken, M. Kneissl, M. Weyers, G. Tränkle, (2008) *J. Cryst. Growth* 310(23), 4932
- 265.H. Li, T.C. Sadler, (2013) P.J. Parbrook, *J. Cryst. Growth* 383, 72
- 266.Q.S. Paduano, D.W. Weyburne, J. Jasinski, Z. Liliental-Weber, (2004) *J. Cryst. Growth* 261, 259
- 267.V. Kueller, A. Knauer, F. Brunner, A. Mogilatenko, M. Kneissl, M. Weyers, (2012) *Phys. Status Solidi C* 9, 496
- 268.A. Knauer, F. Brunner, T. Kolbe, V. Kueller, H. Rodrigues, S. Einfeldt, M. Weyers, Kneissl. (2009) *Proc. SPIE* 7231, 72310G
- 269.N.A. Fleck, M.F. Ashby, J.W. Hutchinson, (2003) *Scripta Mater.* 48, 179
- 270.M. Iwaya, S. Terao, T. Sano, S. Takanami, T. Ukai, R. Nakamura, S. Kamiyama, H. Amano, I. Akasaki, (2001) *Phys. Status Solidi A* 188(1), 117
- 271.H. Amano, K. Nagamatsu, K. Takeda, T. Mori, H. Tsuzuki, M. Iwaya, S. Kamiyama, I. Akasaki, (2009) *Proc. SPIE* 7216, 72161B
- 272.M.A. Moram, M.E. Vickers, (2009) *Rep. Progr. Phys.* 72, 036502
- 273.T. Wunderer, C.L. Chua, Z. Yang, J.E. Northrup, N.M. Johnson, G.A. Garrett, H. Shen, M. Wraback, (2011) *Appl. Phys. Express* 4(9), 092101
- 274.P. Vennéguès, B. Beaumont, S. Haffouz, M. Vaille, P. Gibart, (1998) *J. Cryst. Growth* 187(2), 167
- 275.K. Forghani, M. Klein, F. Lipski, S. Schwaiger, J. Hertkorn, R.A.R. Leute, F. Scholz, B. Feneberg, M. Neuschl, K. Thonke, O. Klein, U. Kaiser, R. Gutt, T. Passow, (2011) *J. Cryst. Growth* 315, 216
- 276.A. Krost, J. Bläsing, F. Schulze, O. Schön, A. Alam, M. Heuken, (2000) *J. Cryst. Growth* 221, 251
- 277.M. Iwaya, S. Terao, N. Hayashi, T. Kashima, H. Amano, I. Akasaki, (2000) *Appl. Surf. Sci.* 159/160, 405
- 278.H. Tsuzuki, F. Mori, K. Takeda, M. Iwaya, S. Kamiyama, H. Amano, I. Akasaki, H. Yoshida, M. Kuwabara, Y. Yamashita, H. Kan, (2009) *J. Cryst. Growth* 311, 2860
- 279.A.A. Allerman, M.H. Crawford, S.R. Lee, B.G. Clark, (2014) *J. Cryst. Growth* 388, 76-82. K. Iida, T. Kawashima, M. Iwaya, S. Kamiyama, H. Amano, I. Akasaki, A. Bandoh, (2006) *J. Cryst. Growth* 298, 265
- 280.H.M. Wang, J.P. Zhang, C.Q. Chen, Q. Fareed, J.W. Yang, M.A. Khan, (2002) *Appl. Phys. Lett.* 81 (4), 604
- 281.J.R. Grandusky, J. Chen, S.R. Gibb, M.C. Mendrick, C.G. Moe, L. Rodak, G.A. Garrett, M. Wraback, L.J. Schowalter, (2013) *Appl. Phys. Express* 6(3), 032101

- 282.H. Hirayama, T. Yatabe, N. Noguchi, T. Ohashi, N. Kamata, (2008) *Phys. Status Solidi C* 5(9), 2969
- 283.K. Nakano, M. Imura, G. Narita, T. Kitano, Y. Hirose, N. Fujimoto, N. Okada, T. Kawashima, K. Iida, K. Balakrishnan, M. Tsuda, M. Iwaya, S. Kamiyama, H. Amano, I. Akasaki, (2006) *Phys. Status Solidi A* 203(7), 1632
- 284.H. Hirayama, S. Fujikawa, J. Norimatsu, T. Takano, K. Tsubaki, N. Kamata, (2009) *Phys. Status Solidi C* 6(S2), S356
- 285.R. Dalmau, B. Moody, R. Schlessler, S. Mita, J. Xie, M. Feneberg, B. Neuschl, K. Thonke, R. Collazo, A. Rice, J. Tweedie, Z. Sitar, (2011) *J. Electrochem. Soc.* 158(5), H530
- 286.V. Kueller, A. Knauer, F. Brunner, U. Zeimer, H. Rodriguez, M. Kneissl, M. Weyers, (2011) *J. Cryst. Growth* 315(1), 200
- 287.M. Conroy, V.Z. Zubialeovich, H. Li, N. Petkov, J.D. Holmes, P.J. Parbrook, (2015) *J. Mater. Chem. C* 3, 431
- 288.V. Kueller, A. Knauer, U. Zeimer, M. Kneissl, M. Weyers, (2013) *J. Cryst. Growth* 368, 83–92. A. Mogilatenko, V. Küller, A. Knauer, J. Jeschke, U. Zeimer, M. Weyers, G. Tränkle, (2014) *J. Cryst. Growth* 402, 222
- 289.V. Kueller, A. Knauer, C. Reich, A. Mogilatenko, M. Weyers, J. Stellmach, T. Wernicke, M. Kneissl, Z. Yang, C. Chua, N. Johnson, (2012) *IEEE* 24(18), 1603
- 290.G. Nishio, S. Yang, H. Miyake, K. Hiramatsu, (2013) *J. Cryst. Growth* 370, 74
- 291.U. Zeimer, V. Kueller, A. Knauer, A. Mogilatenko, M. Weyers, M. Kneissl (2013) *J. Cryst. Growth* 377, 32
- 292.A. Knauer, V. Kueller, U. Zeimer, M. Weyers, C. Reich, M. Kneissl, (2013) *Phys. Status Solidi A* 210(3), 451
- 293.V. Adivarahan, Q. Fareed, S. Srivastava, T. Katona, M. Gaevski, Khan, Jap. (2007) *J. Appl. Phys.* 46, L537
- 294.J. Han, J. Figiel, M. Crawford, M. Banas, M. Bartram, R. Biefeld, Y. Song, A. Nurmikko, (1998) *J. Cryst. Growth* 195(14), 291
- 295.G. Jacopin, L. Rigutti, S. Bellei, P. Lavenus, F.H. Julien, A.V. Davydov, D. Tsvetkov, K.A. Bertness, N.A. Sanford, J.B. Schlager, M. Tchernycheva, (2012) *Nanotechnology* 23(32), 325701
- 296.A. Usikov, V. Soukhoveev, L. Shapovalov, A. Syrkin, V. Ivantsov, B. Scanlan, A. Nikiforov, A. Strittmatter, N. Johnson, J.G. Zheng, P. Spiberg, H. El-Ghoroury, (2010) *Phys. Status Solidi A* 207 (6), 1295
- 297.S. Kurin, A. Antipov, I. Barash, A. Roenkov, A. Usikov, H. Helava, V. Ratnikov, N. Schmidt, A. Sakharov, S. Tarasov, E. Menkovich, I. Lamkin, B. Papchenko, Y. Makarov, (2014) *Phys. Status Solidi C* 11(3–4), 813
- 298.G.S. Lee, H. Jeon, S.G. Jung, S.M. Bae, M.J. Shin, K.H. Kim, S.N. Yi, M. Yang, H.S. Ahn, Y.M. Yu, S.W. Kim, H.J. Ha, N. Sawaki, (2012) *Jpn. J. Appl. Phys.* 51(1S), 01AG06 53. S.M. Bae, H. Jeon, S.G. Lee, G.S. Jung, K.H. Kim, S.N. Yi, M. Yang, H.S. Ahn, Y.M. Yu, S. W. Kim, S.H. Cheon, H.J.

- Ha, N. Sawaki, (2012) *J. Ceram. Proc. Res.* 13, s75
- 299.E. Richter, S. Fleischmann, D. Goran, S. Hagedorn, W. John, A. Mogilatenko, D. Prasai, U. Zeimer, M. Weyers, G. Tränkle, (2014) *J. Electronic Mater.* 49, 814
- 300.H.C. Chen, I. Ahmad, B. Zhang, A. Coleman, M. Sultana, V. Adivarahan, A. Khan, (2014) *Phys. Status Solidi C* 11(3–4), 408
- 301.T. Kinoshita, T. Obata, T. Nagashima, H. Yanagi, B. Moody, S. Mita, S. Ichiro Inoue, Y. Kumagai, A. Koukitu, Z. Sitar, (2013) *Appl. Phys. Express* 6(9), 092103
- 302.T. Baker, A. Mayo, Z. Veisi, P. Lu, J. Schmitt, (2014) *Phys. Status Solidi C* 11(3–4), 373–378. T. Nagashima, A. Hakomori, T. Shimoda, K. Hironaka, Y. Kubota, T. Kinoshita, R. Yamamoto, K. Takada, Y. Kumagai, A. Koukitu, H. Yanagi, (2012) *J. Cryst. Growth* 350(1), 75
- 303.T. Nomura, K. Okumura, H. Miyake, K. Hiramatsu, O. Eryu, Y. Yamada, (2012) *J. Cryst. Growth* 350(1), 69
- 304.Y. Kumagai, Y. Enatsu, M. Ishizuki, Y. Kubota, J. Tajima, T. Nagashima, H. Murakami, K. Takada, A. Koukitu, (2010) *J. Cryst. Growth* 312(18), 2530
- 305.H. Helava, T. Chemekova, O. Avdeev, E. Mokhov, S. Nagalyuk, Y. Makarov, M. Ramm, (2010) *Phys. Status Solidi C* 7(7–8), 2115
- 306.H.P. Maruska, J.J. Tietjen, (1969) *Appl. Phys. Lett.* 15, 327
- 307.F. Bugge, A.N. Efimov, I.G. Pichugin, A.M. Tsaregorodtsev, M.A. Chernov, (1987) *Cryst. Res. Technol.* 22(1), 65
- 308.A. Koukitu, J. Kikuchi, Y. Kangawa, Y. Kumagai, (2005) *J. Cryst. Growth* 281, 47
- 309.W. Seifert, G. Fitzl, E. Butter, (1981) *J. Cryst. Growth* 52, 257
- 310.Y. Kumagai, T. Yamane, T. Miyaji, H. Murakami, Y. Kangawa, A. Koukitu, (2003) *Phys. Status Solidi C* 0, 2498
- 311.A. Koukitu, S. Hama, T. Taki, H. Seki, (1998) *Jpn. J. Appl. Phys.* 37, 762
- 312.Y. Kumagai, K. Takemoto, J. Kikuchi, T. Hasegawa, H. Murakami, A. Koukitu, (2006) *Phys. Status Solidi B* 243, 1431
- 313.D.W. Shaw, (1978) *Crystal Growth* (Plenum, New York, 1978)
- 314.E. Richter, U. Zeimer, S. Hagedorn, M. Wagner, F. Brunner, M. Weyers, G. Tränkle. (2010) *J. Cryst. Growth* 312(18), 2537
- 315.B. Leung, Q. Sun, C.D. Yerino, J. Han, M.E. Coltrin, (2012) *Semicond. Sci. Technol.* 27, 024005
- 316.D. Du, D.J. Srolovitz, M.E. Coltrin, C.C. Mitchell, (2005) *Phys. Rev. Lett.* 95, 155503
- 317.A. Segal, A.V. Kondratyev, S.Y. Karpov, D. Martin, V. Wagner, M. Ilegems, (2004) *J. Cryst. Growth* 270, 384
- 318.A.S. Segal, D.S. Bazarevskiy, M.V. Bogdanov, E.V. Yakovlev, (2009) *Phys. Status Solidi C* 6(S2), S329
- 319.E. Richter, C. Hennig, M. Weyers, F. Habel, J.D. Tsay, W.Y. Liu, P. Brückner,

- F. Scholz, Y. Makarov, A. Segal, J. Kaeppler**, (2005) *J. Cryst. Growth* 277, 6
 320. http://www.str-soft.com/products/Virtual_Reactor/hepigans/ (2014)
321. **Y. Kumagai, T. Yamane, A. Koukitu**, (2005) *J. Cryst. Growth* 281, 62
322. **T. Yamane, K. Hanaoka, H. Murakami, Y. Kumagai, A. Koukitu**, (2011) *Phys. Status Solidi C* 8, 1471
323. **K. Eriguchi, T. Hiratsuka, H. Murakami, Y. Kumagai, A. Koukitu**, (2008) *J. Cryst. Growth* 310(17), 4016
324. **G.S. Solomon, D.J. Miller, M. Ramsteiner, A. Trampert, O. Brandt, K.H. Ploog**, (2005) *Appl. Phys. Lett.* 87(18), 181912
325. **T. Sochacki, Z. Bryan, M. Amilusik, M. Bobea, M. Fijalkowski, I. Bryan, B. Lucznik, R. Collazo, J.L. Weyher, R. Kucharski, I. Grzegory, M. Bockowski, Z. Sitar**, (2014) *J. Cryst. Growth* 394, 55
326. **S. Mathis, A. Romanov, L. Chen, G. Beltz, W. Pompe, J. Speck**, (2000) *Phys. Status Solidi A* 179(1), 125
327. **Y. Kumagai, T. Nagashima, H. Murakami, K. Takada, A. Koukitu**, (2008) *Phys. Status Solidi C* 5(6), 1512
328. **O. Kovalenkov, V. Soukhoveev, V. Ivantsov, A. Usikov, V. Dmitriev**, (2005) *J. Cryst. Growth* 281, 87
329. **A. Krost, A. Dadgar**, (2002) *Mater. Sci. Eng. B* 93, 77
330. **T. Yoshida, Y. Oshima, T. Eri, K. Ikeda, S. Yamamoto, K. Watanabe, M. Shibata, T. Mishima**, (2008) *J. Cryst. Growth* 310(1), 5
331. **M. Lee, D. Mikulik, J. Kim, Y. Tak, J. Kim, M. Shim, Y. Park, U. Chung, E. Yoon, S. Park**, (2013) *Appl. Phys. Express* 6(12), 125502
332. **K. Motoki, T. Okahisa, R. Hirota, S. Nakahata, K. Uematsu, N. Matsumoto**, (2007) *J. Cryst. Growth* 305(2), 377
333. **M. Takami, A. Kurisu, Y. Abe, N. Okada, K. Tadatomo**, (2011) *Phys. Status Solidi C* 8, 2101
334. **N. Goriki, H. Miyake, K. Hiramatsu, T. Akiyama, T. Ito, O. Eryu**, (2013) *Jpn. J. Appl. Phys.* 52, 08JB31
335. **O. Ambacher, J. Phys.** (1998) *D Appl. Phys.* 31, 2653
336. **K. Naniwae, S. Itoh, H. Amano, K. Itoh, K. Hiramatsu, I. Akasaki**, (1990) *J. Cryst. Growth* 99, 381
337. **S. Hagedorn, E. Richter, U. Zeimer, D. Prasai, W. John, M. Weyers**, (2012) *J. Cryst. Growth* 353, 129
338. **S. Hagedorn, E. Richter, U. Zeimer, M. Weyers**, (2013) *Phys. Status Solidi C* 10, 355
339. **D.M. Follstaedt, S.R. Lee, A.A. Allerman, J.A. Floro**, (2009) *J. Appl. Phys.* 105, 083507
340. WHO, *Water for Health—WHO Guidelines for Drinking-water Quality* (WHO Press, 2010)
341. WHO, *Water for Health—WHO Guidelines for Drinking-water Quality* (WHO Press, 2010)

342. **J.R. Bolton**, (2008) C.A. Cotton, *The Ultraviolet Disinfection Handbook (American Water Works Association, Denver, 2008)*
343. DVGW, Arbeitsblatt W 294-1: UV-Geräte zur Desinfektion in der Wasserversorgung Teil 1: Anforderungen an Beschaffenheit, Funktion und Betrieb (*Deutsche Vereinigung des Gas- und Wasserfaches, Bonn, 2006a*)
344. **F.L. Gates**, (1930) A study of the bactericidal action of ultraviolet light: III. The absorption of ultraviolet light by bacteria. *J. Gen. Physiol.* 14(1), 31–42
345. **M.T. Madigan, J.M. Martinko, J. Parker**, (2001) Makromoleküle. In: Brock Mikrobiologie, Chapter 24 (W. Goebel. Spektrum Akademischer Verlag GmbH, Heidelberg, 2001)
346. **R.Z. Chen, S.A. Craik, J.R. Bolton**, (2009) Comparison of the action spectra and relative DNA absorbance spectra of microorganisms: Information important for the determination of germicidal fluence (UV dose) in an ultraviolet disinfection of water. *Water Res.* 43(20), 5087–5096
347. **J.C. Crittenden, R.R. Trussell, D.W. Hand, K.J. Howe, G. Tchobanoglous**, (2005) *Disinfection with ultraviolet light, in Water Treatment: Principles and Design, Chapter 13.8* (Wiley, Hoboken, 2005)
348. ÖNORM, Plants for Disinfection of Water Using Ultraviolet Radiation: Requirements and Testing, Part 1: Low Pressure Mercury Lamp Plants (*Austrian Standards Institute, Vienna, 2001*),
349. USEPA, Ultraviolet Disinfection Guidance Manual for the Final Long Term 2 Enhanced Surface Water Treatment Rule. 815-R-06-007, Washington DC (2006)
350. **W.A.M. Hijnen, E.F. Beerendonk, G.J. Medema**, (2006) Inactivation credit of UV radiation for viruses, bacteria and protozoan (oo)cysts in water: A review. *Water Res.* 40(1), 3–22
351. **A. Cabaj, R. Sommer, W. Pribil, T. Haider**, (2002) The spectral UV sensitivity of microorganisms used in biosimetry. *Water Suppl. IWA Publ.* 2(3), 175–181
352. **H. Mamane-Gravetz, K.G. Linden, A. Cabaj, R. Sommer**, (2005) Spectral sensitivity of *Bacillus subtilis* spores and MS2 Coliphage for validation testing of ultraviolet reactors for water disinfection. *Environ. Sci. Technol.* 39(20), 7845–7852
353. **E.A. Sosnin, T. Oppenländer, V.F. Tarasenko**, (2006) Applications of capacitive and barrier discharge excilamps in photoscience. *J. Photochem. Photobiol.* 7, 145–163
354. **H. Hönigsmann**, (2013) History of phototherapy in dermatology. *Photochem. Photobiol. Sci.* 12, 16–21
355. **A. Nast, W.H. Boehncke, U. Mrowietz, H.M. Ockenfels, S. Philipp, K. Reich, T. Rosenbach, A. Sammain, M. Schlaeger, M. Sebastian, W. Sterry, V. Streit, M. Augustin, R. Erdmann, J. Klaus, J. Koza, S. Müller, H.D. Orzechowski, S. Rosumeck, G. Schmid-Ott, T. Weberschock, B. Rzany**, (2012) Deutsche Dermatologische Gesellschaft (DDG); Berufsverband

- Deutscher Dermatologen (BVDD): S3—Guidelines on the treatment of psoriasis vulgaris (English version) Update. *J. Dtsch. Dermatol. Ges.* 10(Suppl 2), S1–S95
356. **U.P. Kappes, U. Barta, U. Merkel, A. Balogh, P. Elsner**, (2003) High plasma levels of 8-methoxypsoralen following bath water delivery in dermatological patients. *Skin Pharmacol. Appl. Skin Physiol.* 16, 305–312
357. **A.N. Abdullah, K. Kevczkes**, (1989) Cutaneous and ocular side-effects of PUVA photochemotherapy—a 10-year follow-up study. *Clin. Exp. Dermatol.* 14, 421–424
358. **R. Rai, C.R. Srinivas**, (2007) *Phototherapy: An Indian perspective.* *Indian J. Dermatol.* 52, 169–175
359. **J.A. Parrish**, (1981) Phototherapy and photochemotherapy of skin diseases. *J. Invest. Dermatol.* 77, 167–171
360. **W. Lapolla, B.A. Yentzer, J. Bagel, C.R. Halvorson, S.R. Feldman**, (2011) A review of phototherapy protocols for psoriasis treatment. *J. Am. Acad. Dermatol.* 64, 936–949
361. **U. Wollina**, (2012) Cutaneous T-cell lymphoma: Update on treatment. *Int. J. Dermatol.* 51, 1019–1036
362. **A. Akar, M. Tunca, E. Koc, Z. Kurumlu**, (2009) Broadband targeted UVB phototherapy for localized vitiligo: A retrospective study. *Photodermatol. Photoimmunol. Photomed.* 25, 161–163
363. **S. Das, J.J. Lloyd, P.M. Far**, (2001) Similar dose-response and persistence of erythema with broad-band and narrow-band ultraviolet B lamps. *J. Invest. Dermatol.* 117, 1318–1321
364. Medical Advisory Secretariat, Ultraviolet phototherapy management of moderate-to-severe plaque psoriasis: An evidence-based analysis. *Ont. Health Technol. Assess. Ser.* 9, 1–66 (2009)
365. **J.A. Parrish, K.F. Jaenicke**, (1981) Action spectrum for phototherapy of psoriasis. *J. Invest. Dermatol.* 76, 359–362
366. **J.H. Eysteinsdóttir, J.H. Olafsson, B.A. Agnarsson, B.R. Lùðviksson, B. Sigurgeirsson**, (2014) Psoriasis treatment: faster and long-standing results after bathing in geothermal seawater. A randomized trial of three UVB phototherapy regimens. *Photodermatol. Photoimmunol. Photomed.* 30, 25–34
367. **P.G. Calzavara-Pinton, R. Sala, M. Arisi, M.T. Rossi, M. Venturini, B. Ortel**, (2013) Synergism between narrowband ultraviolet B phototherapy and etanercept for the treatment of plaque-type psoriasis. *Br. J. Dermatol.* 169, 130–136
368. **R.M. Bacigalupi, A. Postolova, R.S. Davis**, (2012) Evidence-based, non-surgical treatments for vitiligo: A review. *Am. J. Clin. Dermatol.* 13, 217–237
369. **J.A. Martin, S. Laube, C. Edwards, B. Gambles, A.V. Anstey**, (2007) Rate of acute adverse events for narrow-band UVB and Psoralen-UVA phototherapy. *Photodermatol. Photoimmunol. Photomed.* 23, 68–72

370. **N.R. York, H.T. Jacobe**, (2010) UVA1 phototherapy: A review of mechanisms and therapeutic applications. *Int. J. Dermatol.* 49, 623–630
371. **S. Rombold, K. Lobisch, K. Katzer, T.C. Grazziotin, J. Ring, B. Eberlein**, (2008) Efficacy of UVA1 phototherapy in 230 patients with various skin diseases. *Photodermatol. Photoimmunol. Photomed.* 24, 19–23
372. **H.T. Jacobe, R. Cayce, J. Nguyen**, (2008) UVA1 phototherapy is effective in darker skin: A review of 101 patients of Fitzpatrick skin types I-V. *Br. J. Dermatol.* 159, 691–696
373. **A.C. Kerr, J. Ferguson, S.K. Attili, P.E. Battie, A.J. Coleman, R.S. Dawe, B. Eberlein, V. Goulden, S.H. Ibbotson, P. Menage Hdu, H. Moosley, L. Novakovic, S.L. Walker, J.A. Woods, A.R. Young, R.P. Sarkany**, (2012) Ultraviolet A1 phototherapy: A British photodermatology group workshop report. *Clin. Exp. Dermatol.* 37, 219–226
374. **T. Lotti, R. Rossi, P. Campolmi**, (2006) Targeted UV-B phototherapy: when and why to start. *Arch. Dermatol.* 142, 933–934
375. **B. Strehmel**, (2014) Photopolymere in der Industrie. *Nachr. Chem.* 64, 128–133
376. **A. Uhl, R.W. Mills, R.W.** (2002) Vowles et al., Knoop hardness depth profiles and compressive strength of selected dental composites polymerized with halogen and LED light curing technologies. *J. Biomed. Mater. Res.* 63, 729–738
377. **D.L. Leonard, D.G. Charlton, H.W. Roberts**(2002) et al., Polymerization efficiency of LED curing lights. *J. Esthet. Restor. Dent.* 14, 286–295
378. **C. Kurachi, A.M. Tuboy, D.V. Magalhães**(2001) et al., Hardness evaluation of a dental composite polymerized with experimental LED-based devices. *Dent. Mater.* 17, 309–317
379. **D.C. Neckers, A.V. Fedorov, K.C. Anayaogu et al.**, (2007) Performance of the light emitting diodes versus conventional light sources in the UV light cured formulations. *J. Appl. Polym. Sci.* 105, 803–808
380. **S.L. McDermott, J.E. Walsh, R.G. Howard**, (2007) A comparison of the emission characteristics of UV-LEDs and fluorescent lamps for polymerization applications. *Opt. Laser Technol.* 40, 487–493
381. **Strehmel B** (2013) Akzente durch Licht und Polymere- Photopolymere als ökologische und rationelle Produktionsverfahren für zahlreiche industrielle Anwendungen. *CHEManager* 6/2013
382. **M. Beck**, (2009) UV-LED lamps: A viable alternative for UV inkjet applications. *Radtech Rep* November/December 39–45
383. **R. Chartoff, M. Pilkenton, J. Lewman**, (2011) Effect of oxygen on the crosslinking and mechanical properties of a thermoset formed by free-radical photocuring. *J. Appl. Polym. Sci.* 119, 2359–2370
384. **F.P.W. Melchels, J. Feijen, D.W. Grijpma**, (2010) A review on stereolithography and its applications in biomedical engineering. *Biomaterials* 31, 6121–6130
385. **S.H. Park, D.Y. Yang, K.S. Lee**, (2009) Two-photon stereolithography for realizing ultraprecise three-dimensional nano/microdevices. *Laser Photon. Rev.*

3, 1–12

- 386.A. **Spangenberg, N. Hobeika, F. Stehlin et al.**, Recent advances in two-photon stereolithography, in *Updates in Advanced Lithography*, ed. by S. Hosaka. InTech, pp. 35-63
- 387.© Springer International Publishing Switzerland 2016 **M. Kneissl and J. Rass** (eds.), *III-Nitride Ultraviolet Emitters*, *Springer Series in Materials Science* 227, DOI 10.1007/978-3-319-24100-5_3



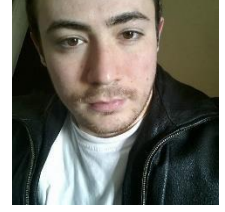
ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Göktürk TAN

Doğum Yeri : SİVAS

Doğum Tarihi : 24.07.1991



EĞİTİM DURUMU

Lise Öğrenimi: Prof. Dr. Necati ERŞEN Anadolu Öğretmen Lisesi

Lisans Öğrenimi : Erciyes Üniversitesi Mekatronik Mühendisliği

Yüksek Lisans Öğrenimi : Cumhuriyet Üniversitesi Nanoteknoloji Mühendisliği

Bildiği Yabancı Diller : İngilizce

BİLİMSEL FAALİYETLERİ

- a) Yayınlar -SCI -Diğer
- b) Bildiriler -Uluslararası -Ulusal
- c) Katıldığı Projeler

İŞ DENEYİMİ

Çalıştığı Kurumlar ve Yıl :

İLETİŞİM

E-posta Adresi : gokturktan58@gmail.com