

Masterarbeit zum Thema

**Untersuchung der optischen Polarisation und internen
Quanteneffizienz von AlGaN Quantenfilmen mittels
temperatur- und leistungsabhängiger
Photolumineszenzspektroskopie**

Baran Avinc

Institut für Festkörperphysik



Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung	5
1.1 Untersuchung optisch gepumpter Laserstrukturen auf unterschiedlichen Templates	8
1.1.1 UVC-Laser Strukturen auf ELO ohne Übergitter	11

Kapitel 1

Einleitung

In the spirit of Alfred Nobel the Prize rewards an invention of greatest benefit to mankind; using blue LEDs, white Light can be created in a new way.

Dieser Satz, den die Schwedische Akademie der Künste nach der Vergabe des Nobelpreises an die Entwicklung der blauen LED(kurz, light emitting diode) im Jahr 2014 an die Presse veröffentlichte, fasst treffend zusammen, wie hoch die Bedeutung der auf Halbleiterkristallen basierenden optischen Bauelemente ist . LEDs nehmen einen fundamentalen und immer bedeutender werdenden Teil unseres alltäglichen Lebens ein. Ausgezeichnet durch ihre hervorragende Effizienz, konkurrenzlosen Lebensdauer und geringen Dimension übernimmt sie durch eine immer höher werdenden Lichtausbeute zusehends neue Anwendungsbereiche. Insbesondere auf Gallium Nitrid (GaN) basierende Halbleitermaterialien haben einen bahnbrechenden Weg hingelegt, der zur Entwicklung von hoch effizienten und leuchtstarken blauen LEDs führte und ebenfalls Grundlage für die Entwicklung in andere hochenergetische Wellenlängenbereiche darstellt [1]. So ebnet GaN auch den Weg für die Erzeugung von ultraviolet emittierenden Leuchtdioden. Der ultraviolette Spektralbereich, der sich unterteilt in den UV-A (400 nm bis 320 nm), UV-B (320 nm bis 280) und UV-C Bereich (280 nm bis 200 nm) ist bedeutend für eine sehr hohe Anzahl spezieller Anwendungsbereiche. Beispielsweise bieten sich UV-LEDs an die bisher für Wasseraufbereitung genutzten Quecksilberdampflampen zu ersetzen, für deren Betrieb

Hochspannungsnetzteile verwendet werden, die einen mobilen Einsatz erheblich erschweren können. Hier könnten UV-LEDs Abhilfe verschaffen, die durch ihr kleines Format und durch die niedrigen Betriebsspannungen einen Mobileneinsatz ermöglichen. Ein weiteres Anwendungsgebiet ist die industrielle Aushärtung/Aufbrechung von Lacken und die Gasdetektion. Für all diese

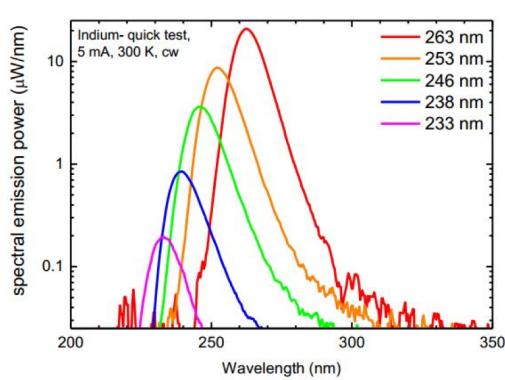


Abbildung 1.1: Spektrale Emissionsleistung für 5 verschiedene Wellenlängen von 263 nm bis 233 nm. Die Grafik zeigt, dass die spektrale Emissionsleistung mit sinkender Wellenlänge ebenfalls sinkt[2].

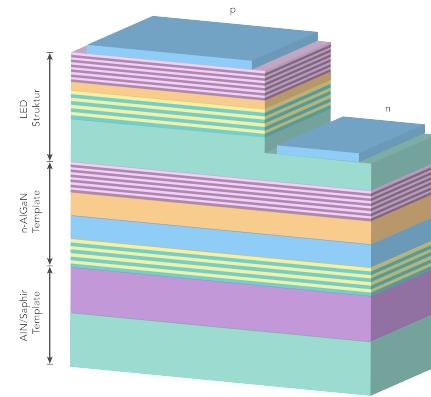


Abbildung 1.2: Aufbau einer LED-Heterostruktur mit vielen Schichten die unterschiedlichen Zwecken dienen.

möglichen Applikation ist eine hohe Ausgangsleistung notwendig. Aber wie in Abb. [1.1] zu sehen ist, sinkt die spektrale Emissionsleistung mit kleiner werdendem Wellenlängenbereich signifikant. Der Grund dafür ist, dass UV-LEDs an einer geringen Effizienz leiden, die quantitativ ausgedrückt wird als Externe Quanteneffizienz (EQE) und sich zusammensetzt aus dem Produkt der internen Quanteneffizienz (IQE), Extraktions Effizienz (EE) und Injektionseffizienz(INJ):

$$EQE = IQE \cdot EE \cdot INJ \quad (1.1)$$

Die Gründe für die geringe Effizienz sind vielfältig. LEDs bestehen aus einer Vielzahl an Schichten (Abb. [1.2]), die unterschiedlichen Funktionen dienen. Diese Schichten werden auf Substraten aufgewachsen. Eine hohe Substratqualität ist also der Grundbaustein für die optischen Eigenschaften und damit besonders entscheidend. Denn eine geringe Defektdichte im Substrat geht einher mit einer ebenfalls geringen Defektdichte in den aufgewachsenen Schichten und damit insbesondere der aktiven Zone, in der Elektronen und Löcher rekombinieren und Licht emittiert wird. Ein weiteres Problem im Zusammenhang mit den geringen Defektdichten, ist ein Mangel an geeigneten Substratmaterialien. So wird aufgrund des Mangels an AlN-Substraten, beruhend auf den Schwierigkeiten bei der Herstellung, auf Saphir Substrate ausgewichen. Diese sind im fernen UV transparent und zusätzlich in großen Mengen in guter Qualität herstellbar. Problematisch jedoch ist die hohe Gitterfehlانpassung durch die relativ großen Unterschiede zwischen den Gitterkonstanten von AlN/GaN und Saphir. Durch diese, sind AlN- und AlGaN-Schichten nicht vollverspannt aufwachsbar. Das führt dazu, dass die Schichten relaxieren, weil die Elastizität der Schicht nicht groß genug im Vergleich zur Verspannungsenergie ist. Die Relaxation führt zur Entstehung von Versetzungen und Rissen. Diese agieren im Kristall als sogenannte nicht-radiative Rekombinationszentren die die IQE verringern. Die Hauptthematik dieser Arbeit liegt in der Bestimmung der IQE von AlGaN - Heterostrukturen mit Hilfe von temperaturabhängigen Photolumineszenzmessungen. So lässt sich, bei der Annahme, dass bei Tieftemperatur keine nicht-strahlende Rekombination stattfindet, die IQE als Quotient der Intensität der Photolumineszenz bei Tieftemperatur (5K) und Raumtemperatur (300K) beschreiben. Im Rahmen der Arbeit wird auch eine Methode analysiert, laut der es möglich ist, allein durch leistungsdichteabhängige Messungen bei Raumtemperatur die IQE zu bestimmen. Das ist in so fern ein Vorteil, dass ein aufwändiges Runter kühlen auf 5K nicht notwendig ist.

1.1 Untersuchung optisch gepumpter Laserstrukturen auf unterschiedlichen Templates

Dieses Kapitel widmet sich der Untersuchung zweier Probenreihen von optisch gepumpten Laserstrukturen, die aus Rezepten aus zwei unterschiedlichen Serien stammen. Die beiden Serien unterscheiden sich im wesentlichen dadurch, dass sie mit(Serie 2) und ohne Übergitter(Serie 1)gewachsen wurden. Sie haben alle eine aktive Zone, die sich zusammen setzt aus zwei 5nm dicken und siliziumdotierten $Al_{0.8}Ga_{0.3}N$ -Barrieren zwischen den drei 2.2nm dicken $Al_{0.56}Ga_{0.44}N$ QWs. Die aktive Zonne befindet sich zwischen einem 30 nm dicken $Al_{0.70}Ga_{0.30}N$ und einem 85 nm dicken Waveguide als oberste Schicht. Der Wellenleiter hat den Zweck, die optische Mode einzuschließen, daher ist ein hoher Brechungsindexsprung zwischen den Barrieren der aktiven Region und der darüberlegenden Schichten notwendig. Dieser Block an Schichten bildet die unveränderte Grundlage für alle in diesem Kapitel untersuchten Proben. Die Proben weisen untereinander Unterschiede in ihren Substraten auf, so sind zwei Proben der Serie 1 auf AlN-Bulk zweier unterschiedlicher Hersteller (HexaTech, IKZ) gewachsen und alle anderen Proben auf ELO AlN/Sapphire mit jeweils 3 unterschiedlichen Fehlschnitt-Winkeln. Tabellarisch sieht die Zusammenstellung wie folgt aus:

Serie 1			Serie 2		
Name	offcut	Template	Name	offcut	Template
A	0.1°m	ELO	A-SL	0.1°m	ELO
B	0.1°m*	ELO	B-SL	0.1°m*	ELO
C	0.2°m	ELO	C-SL	0.2°m	ELO
D	0.1°m	Bulk(IKZ)			
E	0.1°m	Bulk(Hexatech)			

Die Proben beider Serien mit dem ELO AlN/Saphir Substrat unterscheiden sich untereinander noch vom Fehlschnitt und der Richtung des Fehlschnittes des Substrats. Die gegeben Werte stammen vom Hersteller und sind nur nominelle Werte die sich von den realen unterscheiden können. So haben die mit A gekennzeichneten Proben einen nominellen Fehlschnitt von $\alpha = 0.1 \circ m$ in die Standard m-Richtung

, die mit B gekennzeichneten Proben den selben Fehlschnitt in eine der sechs nicht Standard m-Richtungen und die mit C gekennzeichneten Proben einen Fehlschnitt von $\alpha = 0.2 \circ m$ in die Standard m-Richtung. Die Untersuchung des Einflusses des Fehlschnitt-Winkels des Substrates, ist insofern interessant, da dieser eine entscheidende Rolle beim Wachstum der Heterostrukturen spielt. Er erlaubt es die Wachstumskinetik zu steuern, so dass sich die Schichten in die kristalline Struktur formen wie in Abbildung 1.3 zu sehen ist. Der Fehlschnitt-Winkel α ist die Winkel-Differenz zwischen Oberflächennormale und der c-Richtung. Für ein $\alpha \leq 0,12$ wurde gezeigt, dass es zu Stufenfluss kommt und somit zu relativ glatten Oberflächen mit wellenartiger Morphologie und mit $\alpha \geq 0,16$ in Stufenbündelwachstum mit Makrostufen resultieren kann. Dies ist nicht unwichtig für Laserstrukturen, da glatte Oberflächen optische Streuung an der Oberfläche verringern, sollten aber keinen Effekt auf die IQE haben. Allerdings kann an den Stufenkanten verstärkt Ga eingebaut und somit die Zusammensetzung der aktiven Zone inhomogen werden [3] [4] [5], was wiederum einen Einfluss auf die IQE durch Lokalisierung haben könnte. Die Makrostufen können zudem zu einer Reduktion der TDD beitragen,

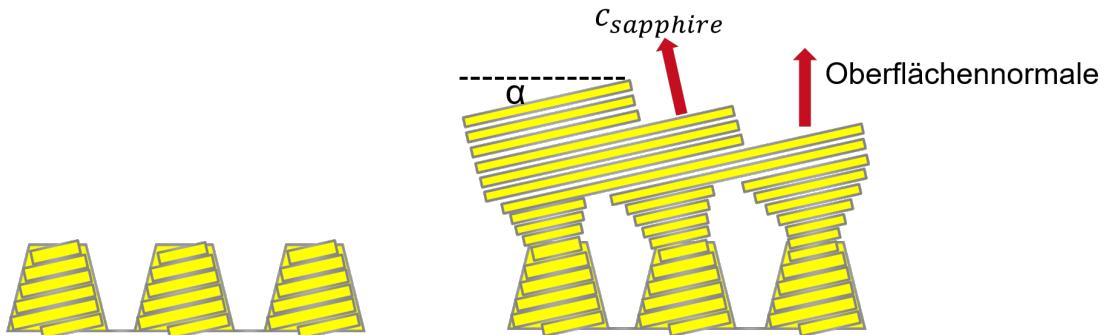


Abbildung 1.3: Einfluss des Fehlschnitt-Winkels auf das Wachstum bei ELO AlN/Saphir.

die wiederum in der IQE sichtbar ist wie Abb. [??] zeigt. Bei Proben mit einem geringen Fehlschnitt von $\alpha = 0,12$ verlaufen die Versetzungen senkrecht zur Kristalloberfläche. Bei Proben mit einem großen Fehlschnitt von $\alpha = 0,16$ verlaufen die Versetzungen diagonal wie Abb. [??] zeigt. Bei diesen Versetzungen handelt es sich um sogenannten Koaleszenzkorngrenzen die an der Oberfläche als Makro-

stufen zu erkennen sind [4]. Bei Schichtdicken $\geq 10\mu m$ kreuzen diese diagonal



Abbildung 1.4: Querschnitts-TEM-Aufnahmen mit den sichtbaren senkrecht und diagonal verlaufenden Schraubenversetzungen

verlaufenden Makrostufen die versetzungsreichen Gebiete zwischen den geätzten Gräben im ELO oft genug um diese fast vollständig zu annihilieren [5]. Solche Dicken sind aber schwierig zu realisieren durch das schwierige Wachstum und der entstehenden Krümmung des Wafers. Bei den hier verwendeten Schichtdicken von $\geq 1\mu m$ ist nur eine teilweise Annihilation und damit eine Defektreduktion von $1 \cdot 10^{10} cm^{-2}$ auf $5 \cdot 10^9 cm^{-2}$ zu erwarten [5]. Weiter beachtet werden muss, dass bei den darauf folgenden Schichten eine Planarisierung stattfinden muss, um eine möglichst ebene aktive Zone zu haben.

1.1.1 UVC-Laser Strukturen auf ELO ohne Übergitter

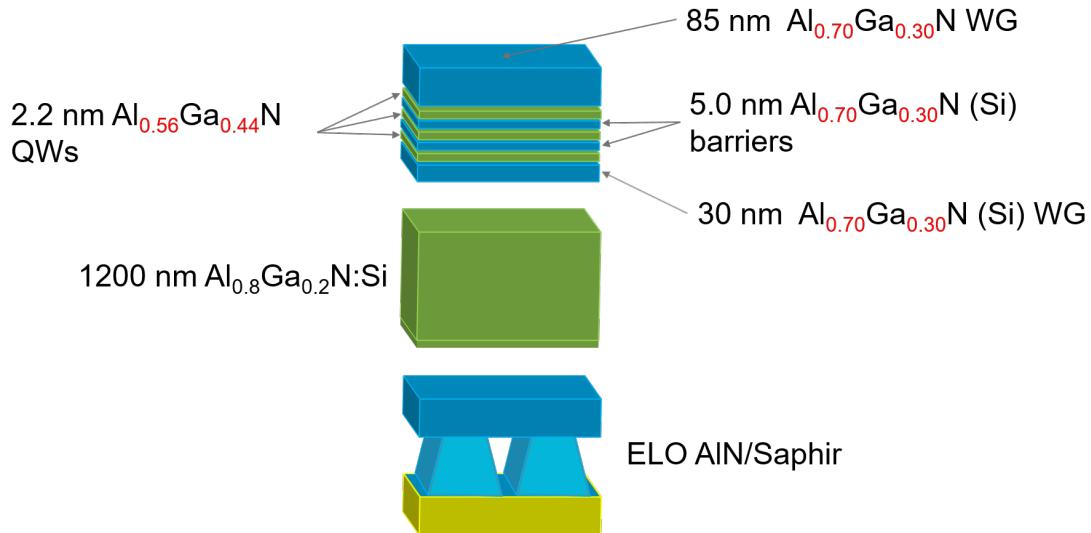


Abbildung 1.5: Schichtstruktur der untersuchten Proben.

Die drei untersuchten Proben A-ELO, B-ELO und C-ELO setzen sich zusam-

men aus der oben genannten aktiven Zone. Das Substrat ist ELO AlN/Saphir und darauf aufgewachsen wurde eine 1200 nm dicke $\text{Al}_{0.8}\text{Ga}_{0.2}\text{N}$ -Bufferschicht (Abb. [1.5]). Die zentrale Wellenlänge der Proben befindet sich bei $(271 \pm 1)\text{ nm}$ wie in Abb. [1.6] zu sehen ist. Durch die nicht resonante Anregung ist der QW-Peak und auch der QB-Peak bei Tieftemperatur bei allen Proben zu sehen, der Anteil des QB-Peaks sinkt aber mit steigender Temperatur durch die steigende kinetische Energie der Elektronen, die bevorzugt in die Leitungsbandminima (den QWs) wandern (thermisches Diffundieren). Die Probe C-ELO zeigt bei TT ein abweichendes Verhalten bezüglich der Verteilung der Intensität auf QB-Peak und QW-Peak. Ein möglicher Grund könnte die Fokussierung sein oder der oberste Waveguide der den gleichen Al-Gehalt hat wie die QBs, absorbiert einen Großteil des Lichtes bevor es in die QWs gelangt. Anhand der Intensitäten allein, ist noch kein Rückschluss auf die IQE der Proben zu schliessen., bedingt durch die unterschiedliche Positionierung der Proben und der Fokussierung. Dennoch ist hier bereits auffällig, dass die Probe C-ELO (grün) eine deutlich geringere Intensität bei RT und TT hat. Dies

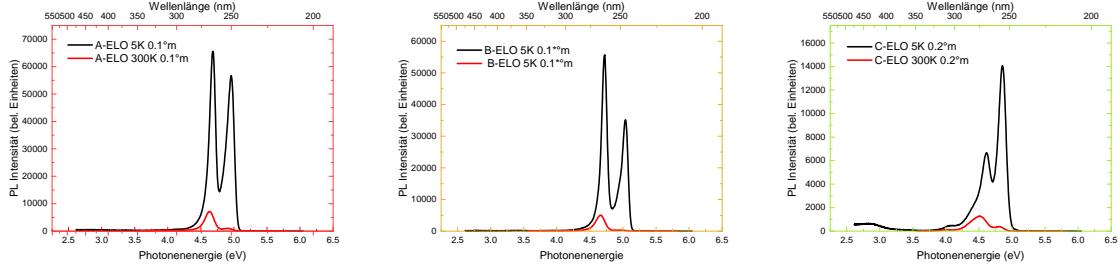


Abbildung 1.6: Aufnahme der Spektren der Proben A-ELO mit einem Fehlschnittwinkel von 0.1 in die Standard m-Richtung, Probe B-ELO mit einem Fehlschnittwinkel von 0.1 die andere m-Richtung und Probe C-ELO mit einem Fehlschnittwinkel von 0.2 in die standard m-Richtung.

bestätigt sich in den Abbildungen [??] und [??..] Die Proben A-ELO und B-ELO zeigen keinen signifikanten Unterschied in den Intensitäten zueinander, der Rückschlüsse auf unterschiedliche IQEs erlauben würde. Bei der Probe C-ELO kann also durch den drastischen Unterschied direkt anhand der Spektren gesagt werden, dass sie die geringste IQE haben müsste, da sie mit deutlichem Abstand am schwächsten leuchtet obwohl bei allen Proben die gleiche Fläche beleuchtet wird. Letzteres bedeutet, dass die gleiche Anzahl an Ladungsträgern in den Proben generiert wird und so ein erheblicher Unterschied in den Intensitäten nur durch eine deutliche höhere nicht-radiative Rekombination in der Probe C-ELO zu erklären ist. Die Ergebnisse für die IQE bei RT zeigen allerdings etwas anderes wie in Ab-

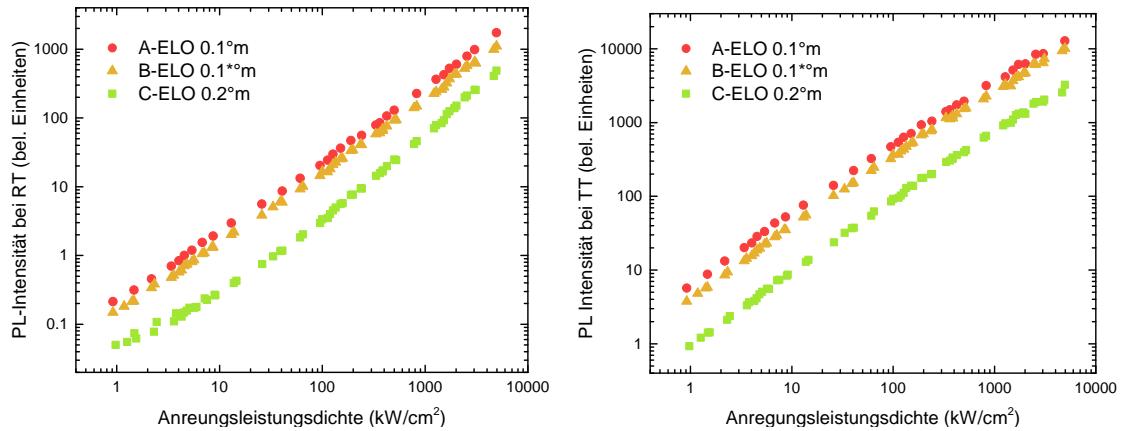


Abbildung 1.7: Die integrierte Intensität in Abhängigkeit der Anregungsleistungsdichte bei Raum- und Tieftemperatur in doppelt-logarithmischer Darstellung.

bildung [??]] zu sehen ist. So ist die IQE bei der Probe C-ELO mit einem Wert von $IQE_{C-ELO} = 0,0028$ im Bereich von geringen Anregungsleistungsdichten von $10 \frac{kW}{cm^2}$ bis $100 \frac{kW}{cm^2}$ niedriger als für die Proben A-ELO und B-ELO, die sich, wie aus den Intensitäten und ihren Verhältnissen bei TT und RT bereits zu vermuten ist, ähnlich verhalten. Die IQE für die Probe C-ELO weist indes eine deutlich stärkere Steigung auf, sodass die IQE mit zunehmender Anregungsleistungsdichte die der Proben A-ELO und B-ELO immer deutlicher übersteigt. Sodass bei der höchsten Anregungsleistungsdichte $1300 \frac{kW}{cm^2}$ die IQE der Probe C-ELO mit einer IQE von $IQE_{C-ELO} = 0,0098$ die der Proben A-ELO mit $IQE_{A-ELO} = 0,0055$ und B-ELO mit $IQE_{B-ELO} = 0,0054$ um fast das doppelte übersteigt. Werden zusätzlich die IQEs bei $5K$ berachtet, ist ersichtlich, dass die IQEs Proben A-ELO und B-ELO erheblich schneller absinken als die der Probe C-ELO. Dieser erreicht mit sinkender Anregungsleistungsdichte das Plataeu , dass bei geringen Anregungsleistungen aufgrund der n^3 Abhängigkeit der Auger-Rekombination zu erwarten ist. A-ELO und C-ELO dagegen scheinen dieses Plataeu nicht zu erreichen. Daraus resultierend, liegt die Schlussfolgerung nahe, dass die hier verwendeten Anregungsleistungsdichten für die Proben A-ELO und B-ELO nicht gering genug und somit die IQEs unterbewertet sind. Um die Gründe für die Unterschiede in den IQEs und den

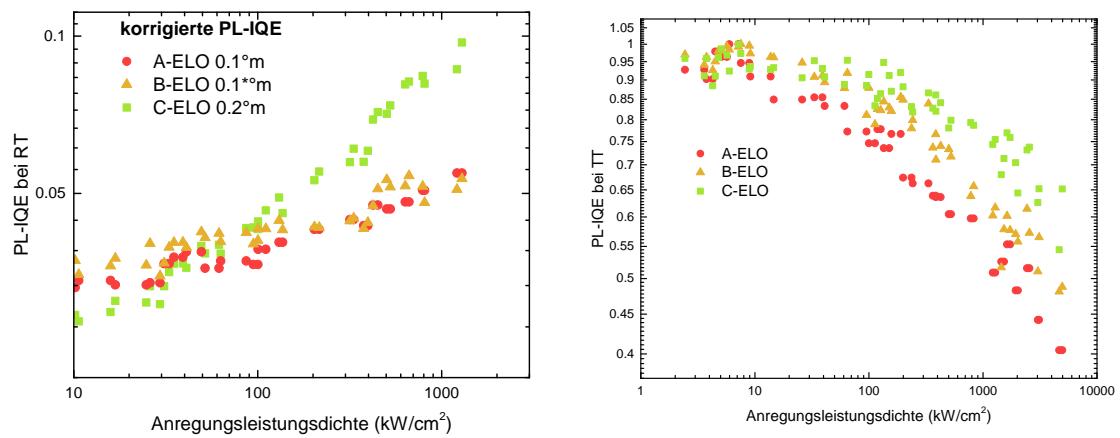


Abbildung 1.8: Die IQEs für die Proben A-ELO, B-ELO und C-ELO bei Raumtemperatur und Tieftemperatur.

Einfluss des Fehlschnittes auf die Oberflächenmorphologie zu untersuchen, werden AFM-Aufnahmen und panchromatische CL-Aufnahmen und dazu von derselben

Stelle Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahmen betrachtet und auf ihre Besonderheiten analysiert. Die CL-Bilder wurden bei einer Beschleunigungsspannung von 5 kV, einer Stromstärke von 1,1 nA und einer 5000-fachen Vergrößerung aufgenommen von Ute Zeimer aufgenommen. Die AFM-Aufnahmen wurden mit der Hilfe von Tolga Teke aufgenommen.

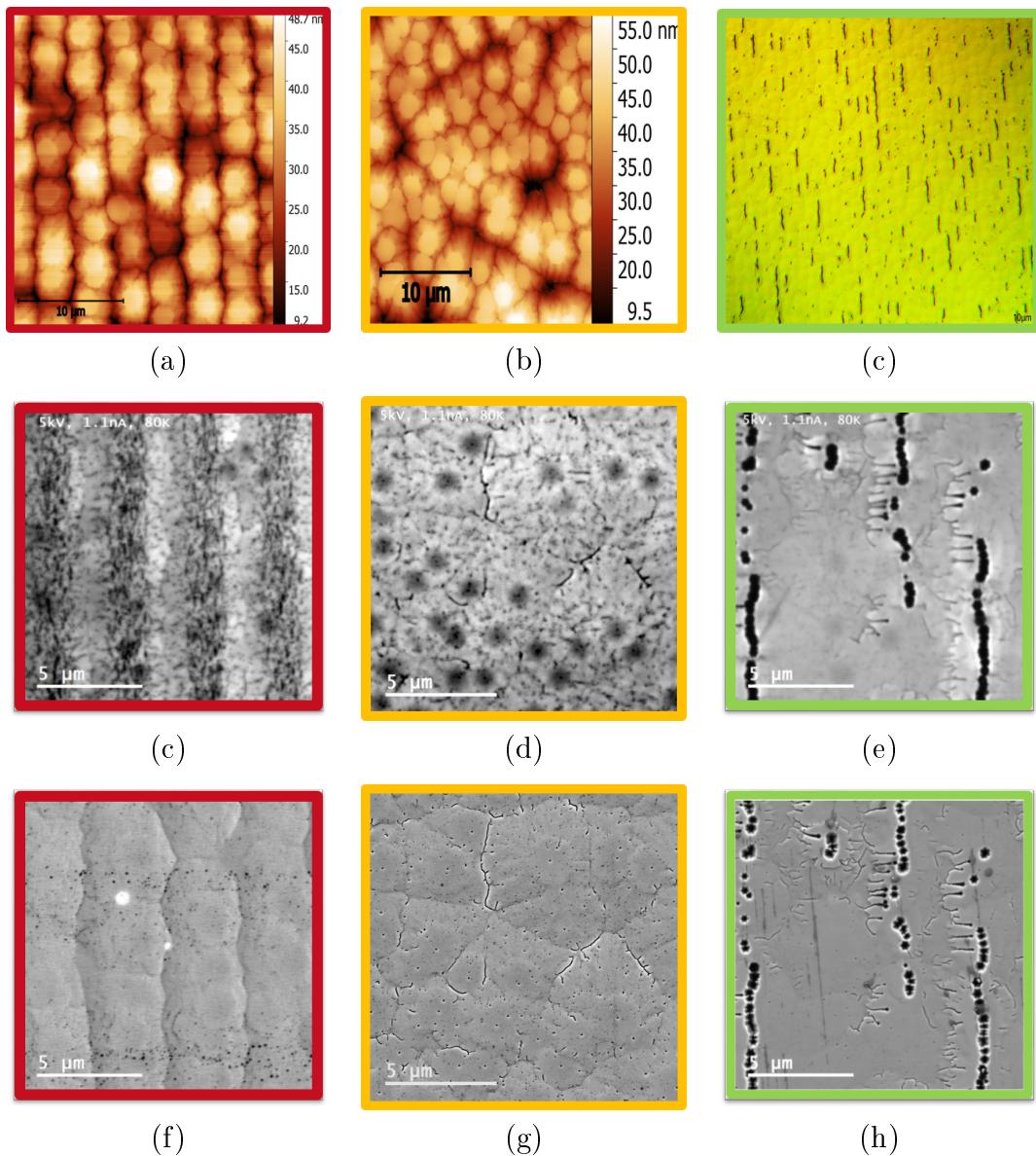


Abbildung 1.9: SEM und panchromatische CL-Aufnahmen gemessen von Ute Zeimer (FBH)

Literaturverzeichnis

- [1] W. Risk, T. Gosnell, and A. Nurmikko, *Compact Blue-Green Lasers*. Cambridge studies in modern optics, Cambridge University Press, 2003.
- [2] C. Reich. Persönliche Kommunikation.
- [3] U. Zeimer, V. Kueller, A. Knauer, A. Mogilatenko, M. Weyers, and M. Kneissl, “High quality algan grown on elo aln/sapphire templates,” vol. 377, p. 32–36, 08 2013.
- [4] A. Mogilatenko, V. Küller, A. Knauer, J. Jeschke, U. Zeimer, M. Weyers, and G. Tränkle, “Defect analysis in algan layers on aln templates obtained by epitaxial lateral overgrowth,” *Journal of Crystal Growth*, vol. 402, pp. 222 – 229, 2014.
- [5] F. Mehnke., *Design, Epitaxie und Charakterisierung AlGaN-basierter Leuchtdioden mit Emissionswellenlängen unterhalb von 250 nm*. PhD thesis, Technische Universität Berlin, 2017.