

# 1 Einführung

Die in dieser Arbeit entwickelten Epitaxieschichten dienen in erster Linie als Basisschichten für die Herstellung von Leuchtdioden, die ultraviolettes Licht emittieren (UV LEDs). Ultraviolettes Licht kann in den verschiedensten Anwendungsgebieten eingesetzt werden. Die jeweilige Anwendung ist abhängig vom Spektralbereich der UV Strahlung. Der UV Spektralbereich liegt energetisch oberhalb des sichtbaren Lichts und wird unterteilt in UV-A (320-380 nm), UV-B (280-320 nm), UV-C (200-280 nm) und Vakuum-UV (100-200 nm). UV-A Licht wird beispielsweise zur Härtung von Lacken und Farben oder wegen der Anregung fluoreszierender Stoffe für die Authentifizierung von Dokumenten verwendet. Auch im medizinischen Bereich gibt es Anwendungsgebiete: Mittels UV-B Strahlung kann Schuppenflechte erfolgreich behandelt werden. Die keimtötende Wirkung von UV-C Strahlung (um 265 nm) lässt die Anwendung für Desinfektionssysteme, beispielsweise für die Wasserdesinfektion, zu. Desweiteren kann UV-C Licht in der Sensorik Anwendung finden.

Viele der Anwendungen werden bis heute noch mit Quecksilberdampflampen als UV-Lichtquelle realisiert. Das enthaltene Quecksilber ist hochgiftig und die Lebensdauer dieser Lampen ist begrenzt. Die Entwicklung effizienter halbleiterbasierter UV Leuchtdioden bietet eine interessante Alternative zu quecksilberhaltigen Lichtquellen und kann zu kleineren, robusteren und umweltfreundlicheren Geräten führen.

Der Durchbruch in der Herstellung blauer LEDs und Laserdioden durch S. Nakamura führte zu einer rasanten Entwicklung von sichtbaren Lichtemittern [1]. Auch die Entwicklung von LEDs im Bereich des ultravioletten Lichts machte fortan rasante Fortschritte. So sind heutzutage UV-A LEDs etablierte Massenprodukte und mit optischen Ausgangsleistungen von 500 mW bei 700 mA mit Effizienzen über 20 % kommerziell erhältlich. Auch LEDs im UV-B und UV-C Spektralbereich sind bereits verfügbar, allerdings zu einem sehr hohen Preis, mit geringen Lebensdauern und nicht als Massenprodukt. Die Effizienzen liegen hier im einstelligen Prozentbereich, für tiefes UV sogar unterhalb 1 %. Die Leistungen, insbesondere der UV-B und UV-C LEDs, sind für die Anforderungen der meisten Anwendungen noch zu gering.

Die für UV LEDs einsetzbaren direkten Halbleitermaterialien sind die Gruppe III-Nitride. Sie decken einen großen Spektralbereich ausgehend vom tiefen UV, über das gesamte Spektrum des sichtbaren Lichts bis hin zum infraroten Spektralbereich ab. Im Einzelnen entspricht das einer Emissionswellenlänge von 210 nm (AlN) über 365 nm (GaN) bis 1770 nm (InN).

Für eine homoepitaktische Abscheidung von AlN und AlGaN sind bis heute Substrate nur in kleinen Mengen und Durchmessern erhältlich. In den Untersuchungen dieser Arbeit dient c-planarer Saphir als Substrat. Dieses ist ein für die LED Produktion in großen Mengen und Durchmessern verfügbares kommerziell erhältliches und preisgünstiges Material. Allerdings ergeben sich durch den Einsatz von Fremdsubstraten erhebliche Herausforderungen, beispielsweise durch die Entstehung von Verspannungen und einer hohen Versetzungsdichte im Ma-



terial. Die daraus folgenden Schwierigkeiten in der Materialabscheidung und -optimierung werden in dieser Arbeit beschrieben und diskutiert.

Um die Effizienz der UV LEDs zu erhöhen gibt es verschiedene Optimierungsmöglichkeiten. Beispielsweise kann mit einem geeigneten Design der aktiven Zone die Ladungsträgerinjektion in die aktive Zone gesteigert und Leckströme reduziert werden. Auch durch eine Optimierung der Dotierung, insbesondere eine Optimierung der p-Leitfähigkeit, können die Bauelementeigenschaften positiv beeinflusst werden. Eine weitere Möglichkeit zur Steigerung der Effizienz ist die Erhöhung der Lichtextraktion aus dem Bauelement durch eine Strukturierung beziehungsweise eine bewusste Aufrauung der lichtextrahierenden Oberfläche. Auch durch Optimierungen im Bereich der Prozessierung, beispielsweise die Wahl der Kontaktmaterialien, -formierungstemperaturen und -geometrie sind Effizienzsteigerungen realisierbar. Der in dieser Arbeit verfolgte Ansatz ist die Leistungssteigerung durch eine Erhöhung der Kristallqualität und somit die Reduktion der Versetzungsdichte. Versetzungsreduzierte AlN- und AlGaN-Schichten sollen als Basisschichten für effiziente UV LED Heterostrukturen entwickelt und eingesetzt werden. Die Auswirkungen der Versetzungsreduktion auf die darauf abgedichteten Schichten werden gezeigt und diskutiert. Die versetzungsreduzierten Schichten bieten zudem auch Einsatzmöglichkeit als Basis für UV Laser zur Reduktion der Laserschwelle oder für solarblinde Photodetektoren zur Erhöhung der Lebensdauer und Empfindlichkeit.

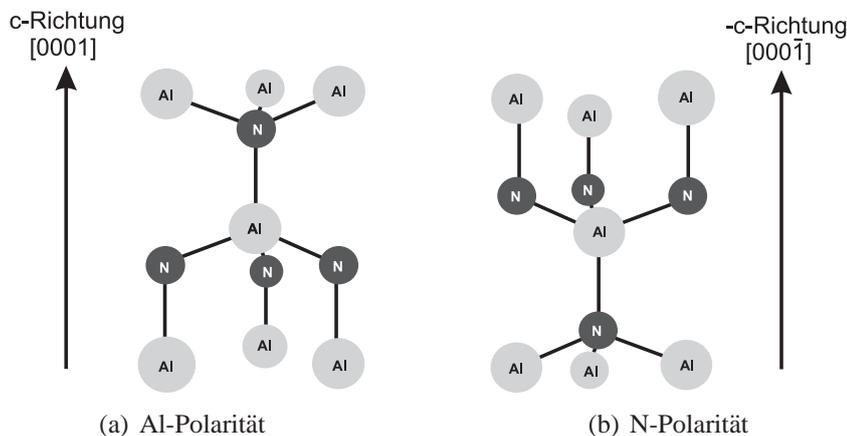
In Kapitel 4 wird zunächst das Wachstum von AlN-Schichten auf Saphir untersucht. Die dabei entstehenden Schwierigkeiten werden beschrieben und Lösungsansätze vorgestellt. Es werden Substratvorbehandlungen optimiert und dadurch die Schraubenversetzungsdichte reduziert sowie die Entstehung von Inversionsdomänen unterdrückt. Eine weitere Reduktion der Versetzungsdichte wird in Kapitel 5 mit der Methode des epitaktischen lateralen Überwachsens mit AlN erreicht. Kapitel 6 gibt eine kurze Übersicht über das laterale Überwachsen mit ternärem AlGaN, allerdings wird dieser Ansatz aufgrund von Kompositionsinhomogenitäten und der Bildung von tafelbergförmigen Morphologiestörungen an den Koaleszenzfronten nicht weiterverfolgt. In Kapitel 7 wird die Abscheidung von AlGaN auf den versetzungsreduzierten AlN-Schichten aus Kapitel 5 diskutiert. Die charakteristischen strukturellen und optischen Eigenschaften dieser Schichten werden analysiert und diskutiert. Im letzten Kapitel werden die Auswirkungen der Versetzungs- und Verspannungsreduktion auf dotierte Schichten, Quantenfilme und LED-Heterostrukturen ermittelt und die Eignung der entwickelten Basisschichten für UV LEDs wird nachgewiesen.

## 2 Grundlagen

In diesem Kapitel soll zunächst eine kurze Übersicht über das verwendete Materialsystem der Gruppe-III-Nitride und dessen besondere Eigenschaften gegeben werden. Insbesondere durch das heteroepitaktische Wachstum auf einem Fremdsubstrat entstehen spezielle Herausforderungen, die im Folgenden vorgestellt werden.

### 2.1 Materialsystem

Gruppe III-Nitride können prinzipiell in der Wurtzit-Struktur, der Zinkblende-Struktur und der Steinsalz-Struktur kristallisieren. Unter Standardbedingungen ist nur die hexagonale Wurtzit-Struktur stabil. In dieser kann jedoch die Zinkblende-Struktur in Form von Stapelfehlern enthalten sein [2]. Die Wurtzit-Struktur besteht aus tetraedrisch angeordneten Atomen, die mittels kovalent-ionischer Bindungen miteinander verbunden sind. Abbildung 2.1 zeigt die Wurtzitstruktur in zwei verschiedenen Anordnungen. Die Richtung der positiven c-Achse wird so definiert, dass die vertikale Al-N-Bindung vom Al- zum N-Atom verläuft. Entlang der c-Achse ist die Wurtzit-Struktur nicht inversionssymmetrisch [3]. Ist die Oberflächennormale die kristallografische c-Richtung  $[0001]$ , so ist der Kristall Al-polar. N-Polarität besteht, wenn die Oberflächennormale die -c-Richtung  $[000\bar{1}]$  ist. Inversionsdomänen werden Gebiete genannt, deren Polarität sich von der des umgebenen Materials unterscheidet.



**Abbildung 2.1:** Schematische Abbildung der Atomanordnung in der Wurtzitstruktur von AlN mit Al- und N-Polarität.

Für die Bezeichnung von Kristallebenen und -richtungen werden im Folgenden für das hexagonale Kristallsystem Bravaische Indizes verwendet, die eine Schreibweise mit vier In-



dizes erlauben. Analog zu Ref. [4] werden die Indizes für Kristallflächen  $h$ ,  $k$ ,  $i$  und  $l$  mit der Beziehung  $i = -(h+k)$  und für Richtungen  $\hat{u}$ ,  $\hat{v}$ ,  $\hat{t}$  und  $\hat{w}$  mit der Beziehung  $\hat{t} = -(\hat{u}+\hat{v})$  verwendet. Flächen, also Netzebenen, werden in runden Klammern geschrieben  $(hkl)$  und Richtungen in eckigen Klammern  $[\hat{u}\hat{v}\hat{t}\hat{w}]$ . Äquivalente Richtungen werden in spitzen Klammern  $\langle \hat{u}\hat{v}\hat{t}\hat{w} \rangle$  und äquivalente Ebenen in geschweiften Klammern  $\{hkl\}$  notiert. Die Notation eines negativen Index erfolgt mit einem Überstrich.

In dieser Arbeit sollen Basisschichten für UV LEDs entwickelt werden, wofür insbesondere das System  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  optimiert wird. Dieses wird idealerweise auf  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ -Volumenkristallen abgeschieden. Für solch ein homoepitaktisches Wachstum stehen die dafür benötigten Substrate nur unzureichend zur Verfügung. Aufgrund des hohen Schmelzpunktes und des benötigten hohen Drucks können AlN und GaN nicht mit bekannten Methoden wie beispielsweise dem Czochralski Verfahren hergestellt werden [5], es müssen alternative Verfahren angewendet werden. Beispielsweise hat sich besonders für GaN das ammonothermale Verfahren [6,7] etabliert. Auch die Herstellung von dicken GaN-Schichten mittels Hydridgasphasenepitaxie (HVPE) auf Fremdsubstraten ermöglicht durch die erreichbaren hohen Wachstumsraten die Realisierung von Pseudo-Volumenkristallsubstraten zur weiteren Nitridepitaxie für optoelektronische Bauelemente [8]. Vorallem für AlN wurden Erfolge in der Herstellung von Einkristallen mittels des Sublimationsverfahrens erzielt [9–12]. Jedoch sind diese Substrate für eine industrielle UV LED Produktion bisher noch nicht einsetzbar, da sie nicht gleichzeitig mit großem Durchmesser, geringem Preis und in großen Mengen verfügbar sind.

Somit werden in dieser Arbeit die  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  Basisschichten auf Fremdsubstraten abgeschieden. Hierfür werden preisgünstige 2“ Saphirsubstrate ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) verwendet, die in großen Stückzahlen kommerziell erhältlich sind. Die Basisschichten auf Saphir, die für ein anschließendes Wachstum verwendet werden können, werden im Folgenden auch „Templates“ genannt. Mit der Heteroepitaxie ergeben sich besondere Eigenschaften und Herausforderungen, die durch die unterschiedlichen Materialeigenschaften hervorgerufen werden.

### 2.1.1 Kristallorientierung von $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ auf Saphir

Die Kristallstruktur von Saphir ist rhomboedrisch [13] und gehört damit zum trigonalen Kristallsystem. Die geringste Gitterfehlانpassung zu den Nitriden mit Wurtzitstruktur ergibt sich, wenn diese um  $30^\circ$  verdreht auf dem Saphir nukleieren. Durch diese Verdrehung wird beispielsweise für AlN die Gitterfehlانpassung von  $-34.6\%$  auf  $+13.3\%$  reduziert [14]. Diese Verdrehung wurde bereits mehrfach in der Literatur beschrieben. Aufgrund der Rotationssymmetrie der  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ -Elementarzelle ist die Definition uneinheitlich, es wird von verschiedenen Verdrehungswinkeln, beispielsweise  $30^\circ$  [15–17] und  $90^\circ$  [18, 19] berichtet. In jeder der Definitionen liegt eine  $m$ -Richtung des Saphirs parallel zu einer  $a$ -Richtung des AlN. Um

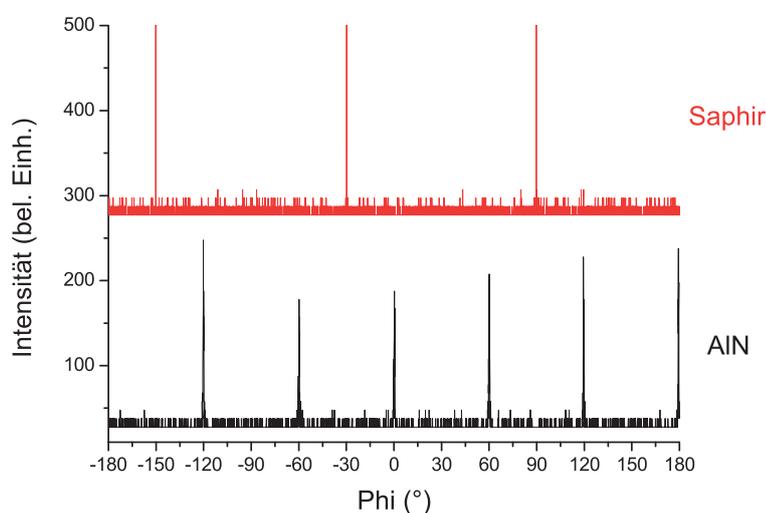
Richtung im Saphir	Richtung im $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$
$[\bar{1}210]$	$[10\bar{1}0]$
$[\bar{1}010]$	$[1\bar{2}10]$

**Tabelle 2.1:** Festlegung der Kristallrichtungsbeziehung zwischen  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  und Saphir.



für diese Arbeit eine exakte Zuordnung und Definition der Kristallorientierungen zu erhalten, wird ein Verdrehungswinkel von  $90^\circ$  festgelegt. Die daraus folgende Definition der Kristallrichtungsbeziehungen ist in Tabelle 2.1 dargestellt.

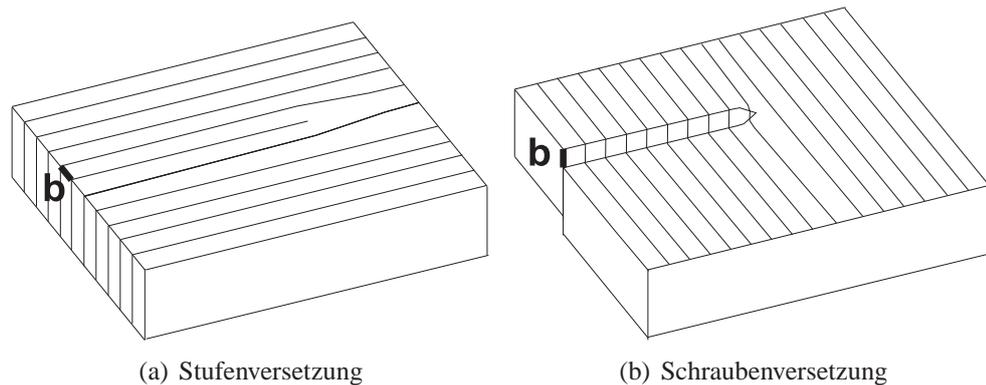
Abbildung 2.2 zeigt den  $(10\bar{1}2)$ -Reflex der Röntgenbeugungsmessung in der Drehung um die  $[0001]$ -Achse (Phi-Scan) von AlN und Saphir. Eine exakte Beschreibung des Messprinzips der Röntgenbeugung inklusive der verschiedenen Scanrichtungen ist in Ref. [20] zu finden. Das gemessene AlN/Saphir Template ist repräsentativ für die in dieser Arbeit beschriebenen AlN-Schichten auf Saphirsubstraten. Für AlN sind der hexagonalen Symmetrie entsprechend sechs Reflexe zu erkennen. Diese liegen bei ca.  $0^\circ$ ,  $\pm 60^\circ$ ,  $\pm 120^\circ$ . Die drei Reflexe des trigonal symmetrischen Saphirs liegen bei  $-150^\circ$ ,  $-30^\circ$  und  $90^\circ$ . Diese Reflexanordnung bestätigt die Verdrehung um  $30^\circ \pm n \times 60^\circ$  ( $n=1,2,3,\dots$ ) zwischen den Kristallstrukturen des Saphirsubstrats und der AlN-Schicht.



**Abbildung 2.2:** Röntgenbeugungsmessung an einem AlN/Saphir Template bestehend aus dem Phi-Scan im  $(10\bar{1}2)$ -Reflex von AlN (schwarz) und Saphir (rot).

## 2.1.2 Versetzungen

Wegen der großen Gitterfehlpassung zwischen AlN und Saphir führt die Heteroepitaxie von AlN zu hohen Versetzungsdichten [3]. Es wird zwischen zwei verschiedenen Arten von Versetzungen unterschieden: Basale Versetzungen und durchstoßende Versetzungen [15]. In dieser Arbeit werden nur durchstoßende Versetzungen (engl. „threading dislocations“) behandelt, da diese die Effizienz von LEDs negativ beeinflussen können (Abschnitt 2.2).



**Abbildung 2.3:** Schematische Abbildung der Versetzungstypen mit den jeweiligen Burgersvektoren.

Durchstoßende Versetzungen können als Stufen-, Schrauben-, und gemischte Versetzungen auftreten. Abbildung 2.3 zeigt eine schematische Abbildung einer Stufen- und einer Schraubenversetzung mit dem für die jeweilige Versetzung charakteristischen Burgersvektor  $\mathbf{b}$ .

Der Burgersvektor definiert den Versatz zwischen dem ungestörten und dem durch das Einbringen einer Versetzung gestörten Kristallgitter. Für reine Schraubenversetzungen liegt die Richtung des Burgersvektors parallel und für reine Stufenversetzungen senkrecht zur Versetzungslinienrichtung. Der Burgersvektor  $\mathbf{b}_s = \langle 0001 \rangle$  definiert reine Schraubenversetzungen, der Burgersvektor  $\mathbf{b}_e = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$  definiert reine Stufenversetzungen und  $\mathbf{b}_g = 1/3 \langle 11\bar{2}3 \rangle$  gemischte Versetzungen.

### 2.1.3 Verspannungen

Im heteroepitaktischen System entstehen durch die Gitterfehlpassung und unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten Verspannungen an der Grenzfläche zwischen Substrat und Epitaxieschicht. Im Fall von sehr kleinen Gitterfehlpassungen kann die aufwachsende Schicht sich an die Gitterkonstante des Substrats anpassen, sie wächst voll verspannt (pseudomorphes Wachstum). Nach Frank und van der Merwe [21] ist für pseudomorphes Wachstum bis zu einer bestimmten kritischen Schichtdicke die Verspannung homogen verteilt. Oberhalb dieser Dicke wird die Gitterfehlpassung mit der Entstehung von Versetzungen ausgeglichen. Dieses Modell gilt für Fehlanpassungen von kleiner 7 % [22]. Matthews und Blakeslee beschreiben die Bildung von Versetzungen ab der kritischen Schichtdicke mit Hilfe eines Kräftegleichgewichts zwischen den Verspannungen von Gitterfehlpassung und Versetzung bei der kritischen Schichtdicke [22]. Diese ist abhängig von den elastischen Materialkonstanten, der Gitterfehlpassung und den Versetzungsparametern.

Im Allgemeinen tritt eine tensile Verspannung auf, wenn die Gitterkonstante der aufwachsenden Schicht kleiner ist als die des Substrats. Ist die Gitterkonstante der Epitaxieschicht größer als die des Substrats, entsteht eine kompressive Verspannung in der Schicht.

Beim Wachstum von AlN auf Saphir ist die Gitterfehlpassung so hoch, dass die Epitaxieschicht zunächst sogenannte Nukleationskeime ausbildet, die im folgenden Wachstum zusammenwachsen (koaleszieren). Die tensile Verspannung während des AlN Wachstums kann mit dem Modell von Nix und Clemens [23] erklärt werden. Es wird hierfür angenommen, dass alle



Nukleationskeime dieselbe Größe bei der Koaleszenz besitzen. Die während der Koaleszenz generierte Spannung

$$\langle \sigma \rangle = \sqrt{E \left( \frac{1+\nu}{1-\nu} \right) \frac{(2\gamma_o - \gamma_k)}{d}}$$

ist abhängig von den elastischen Materialkonstanten der Schicht,  $E$  und  $\nu$ , den Oberflächen- und Korngrenzenenergien  $\gamma_o$  und  $\gamma_k$  und der Nukleationskeimgröße  $d$  [23, 24]. Ist diese Spannung tensil, so wird sie ab einer bestimmten kritischen Schichtdicke durch die Bildung von Rissen in der Schicht abgebaut. Es gilt für die kritische Schichtdicke bezüglich der Rissbildung  $h_r$  die Beziehung

$$h_r \propto \frac{1}{\sigma^2}.$$

Die Berechnung der Schichtspannung in Abhängigkeit von der Änderung der Waferverkrümmung kann mit der Gleichung von Stoney [25] erfolgen:

$$\sigma = \frac{E_s d_s^2 (k_a - k_s)}{6 d_a (1 - \nu_s)}$$

wobei  $E_s$  das Young Modul und  $\nu_s$  das Poissonverhältnis vom Substratmaterial,  $d_s$  die Saphir- und  $d_a$  die Epitaxieschichtdicke,  $k_s$  die Verkrümmung vor und  $k_a$  die Verkrümmung nach der Epitaxie ist.

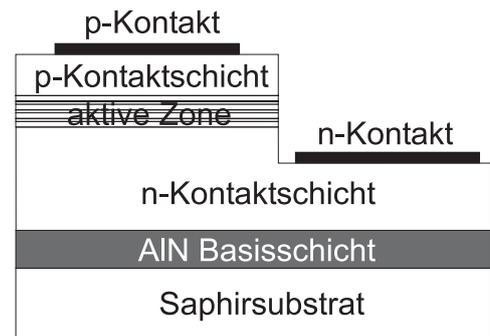
Die bisherige Beschreibungen bezogen sich auf die Verspannung während des Schichtwachstums. Desweiteren entstehen Verspannungen aufgrund der verschiedenen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Saphir ( $\alpha_a = 7.3 \times 10^{-6}/K$ ,  $\alpha_c = 8.1 \times 10^{-6}/K$ ) und AlN ( $\alpha_a = 5.3 \times 10^{-6}/K$ ,  $\alpha_c = 4.2 \times 10^{-6}/K$ ) [26]. Dadurch kann beispielsweise der Wafer bei Wachstumstemperatur konkav verkrümmt (tensile Verspannung in der AlN Schicht) und nach dem Abkühlen auf Raumtemperatur konvex verkrümmt (kompressive Verspannung in der AlN Schicht) sein.

## 2.2 UV LEDs

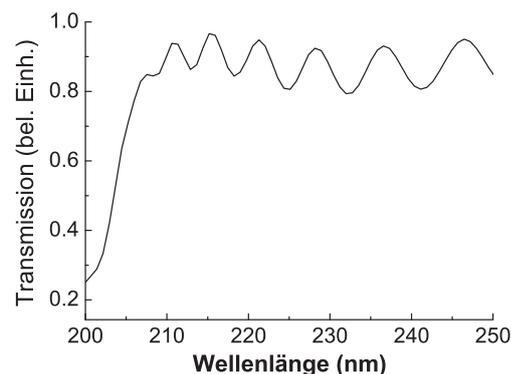
Im Allgemeinen bestehen UV LEDs aus einer Basis- bzw. Pufferschicht, einer n-Kontaktschicht, der aktiven Zone und einer p-Kontaktschicht. Abbildung 2.4 zeigt schematisch den Aufbau einer LED. In der aktiven Zone befinden sich ein oder mehrere Quantenfilme, d.h. einige Nanometer dünne Schichten, in denen Ladungsträger rekombinieren und Photonen generiert werden. Diese werden im Allgemeinen durch Barrieren, also dünnen Schichten aus einem Material mit größerer Bandlücke, voneinander getrennt, um die Ladungsträger in den Quantenfilmen einzuschließen. Die n-Leitfähigkeit der n-Kontaktschicht wird üblicherweise durch das Einfügen von Gruppe IV Atome erreicht. Diese ersetzen ein Gruppe III Atom und wirken dort als Elektronendonator. In dieser Arbeit werden für die n-Dotierung Si-Fremdatome verwendet. Mit steigendem Al-Gehalt wird die Dotierung von AlGa<sub>1-x</sub>N zunehmend schwieriger (Abschnitt 8.2.1). Die p-Leitfähigkeit von Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N wird im Allgemeinen mittels Mg-Dotierung erreicht. Eine Untersuchung der p-Dotierung ist jedoch nicht Bestandteil dieser Arbeit.



**Abbildung 2.4:** Schematische Abbildung des grundsätzlichen Aufbaus einer LED im Querschnitt (nicht maßstabsgetreu). In diesem Fall besteht die aktive Zone aus einer Dreifachquantenfilmstruktur.



Durch das Substrat emittierende LEDs benötigen für die jeweilige Emissionswellenlänge transparente Basis- und n-Kontaktschichten. Diese Arbeit beschränkt sich auf die Optimierung der Basisschichten, die auf c-planaren Saphirsubstraten abgeschieden werden. Abbildung 2.5 zeigt die Transmission eines AlN/Saphir Templates. Ab ca. 210 nm ist das Template transparent. Die AlN-Schichten sind demnach für LEDs mit Emissionswellenlängen oberhalb von 210 nm einsetzbar. UV LED Heterostrukturen beziehungsweise Teilbereiche der Heterostruktur, wie beispielsweise die n-Kontaktschicht oder Mehrfachquantenfilme, werden in dieser Arbeit auf verschiedenen Templates abgeschieden, um anhand der Heterostruktureigenschaften die Eignung der Templates für UV LEDs zu überprüfen.



**Abbildung 2.5:** Normierte Transmission eines 580 nm dicken AlN/Saphir Templates in Abhängigkeit von der Wellenlänge. Die Messung erfolgte bei Raumtemperatur. Die deutlich erkennbaren Oszillationen entstehen durch Fabry-Perot-Interferenz an den Grenzflächen.

Die LED-Effizienz berechnet sich nach Ref. [27] folgendermaßen: Die Effizienz der aktiven Zone ist definiert als „Interne Quanteneffizienz“ ( $IQE$ ) und bezeichnet das Verhältnis zwischen der Anzahl der Photonen, die in der aktiven Zone pro Sekunde erzeugt werden und der Anzahl der in die aktive Zone pro Sekunde injizierten Elektronen:

$$IQE = \frac{P_{int}/(h\nu)}{I/e}$$

wobei  $P_{int}$  die optische Leistung und  $I$  der Injektionsstrom ist. Aufgrund von Reabsorption und interner Totalreflektion können nicht alle generierten Photonen aus dem Halbleiter gelangen.



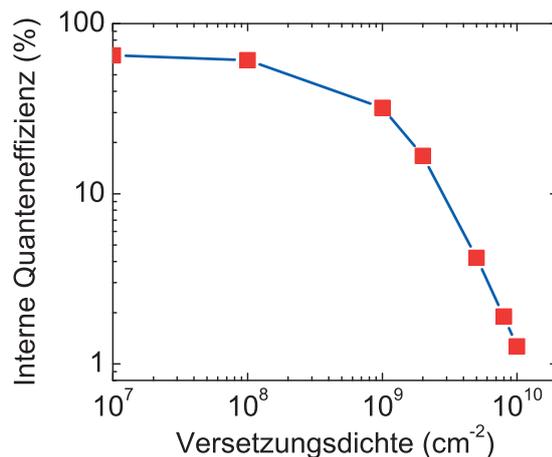
Die Extraktionseffizienz  $\eta_{extract}$  beschreibt den Quotienten von Photonen in den freien Raum pro Sekunde und der Anzahl der generierten Photonen pro Sekunde mit

$$\eta_{extract} = \frac{P/(h\nu)}{P_{int}/(h\nu)}$$

wobei  $P$  die Lichtleistung der LED im freien Raum ist. Die externe Quanteneffizienz ( $EQE$ ) ergibt sich aus  $\eta_{extract}$  und der  $IQE$

$$EQE = IQE \cdot \eta_{extract}$$

und beschreibt den Anteil der von der LED pro Sekunde emittierten Photonen an der Anzahl pro Sekunde injizierter Elektronen. Die Effizienz der LED ist dabei stark abhängig von der Versetzungsdichte des Templates. Die enthaltenen durchstoßenden Versetzungen können sich bis in die aktive Zone des Bauelements fortsetzen. Da an Versetzungen Ladungsträger nichtstrahlend rekombinieren können, wird durch die Existenz vieler Versetzungen die interne Quanteneffizienz der Bauelemente stark reduziert. Abbildung 2.6 zeigt eine Simulation der internen Quanteneffizienz einer bei 320 nm emittierenden UV LED in Abhängigkeit von der Versetzungsdichte des Materials<sup>1</sup>.



**Abbildung 2.6:** Simulation der  $IQE$  einer bei 320 nm emittierenden UV LED mit InAlGa<sub>N</sub> Mehrfachquantenfilmen und einer Stromdichte von 100 A/cm<sup>2</sup> in Abhängigkeit von der Versetzungsdichte der aktiven Zone. Aus Ref. [28].

Für die Simulation wurde das Modell von Karpov et al. [29] angenommen. Bei einer Versetzungsdichte von über 10<sup>10</sup> cm<sup>-2</sup> beträgt die  $IQE$  nur wenige Prozent. Mit sinkender Versetzungsdichte steigt die Effizienz erheblich an. Aufgrund der im Modell berücksichtigten Leckströme erreicht die  $IQE$  auch bei niedrigeren Versetzungsdichten (10<sup>7</sup> cm<sup>-2</sup>) keine 100 %. Aus der Simulation wird deutlich, dass eine Versetzungsreduktion, insbesondere im Bereich zwischen 10<sup>10</sup> cm<sup>-2</sup> und 10<sup>8</sup> cm<sup>-2</sup> eine signifikante Steigerung der  $IQE$  bewirken kann.

<sup>1</sup>Simulation von T. Kolbe, TU Berlin.



Im Allgemeinen liegen die Versetzungsdichten von heteroepitaktischen  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ -Schichten auf Saphirsubstraten über  $10^{10} \text{ cm}^{-2}$ . Für die Realisierung effizienter UV LEDs ist demnach eine Versetzungsreduktion um etwa zwei Größenordnungen erforderlich.

Die Effizienz ist aufgrund der verschiedenen verwendbaren Materialien zudem stark abhängig von der Emissionswellenlänge der LED. Werden für GaN-basierte LEDs im nahen UV noch *EQE* weit über 10 % erreicht [30], sinkt die Effizienz unterhalb von 365 nm deutlich, da GaN das kurzwellige Licht absorbiert und nicht mehr als Basisschicht verwendet werden kann. So wird für AlN und AlGaN-basierte LEDs beispielsweise bei 330 nm eine *EQE* von 2.3 % erreicht [31], bei einer Emissionswellenlänge von 282 nm wird von einer *EQE* von 1.2 % berichtet [32]. Bei noch kürzeren Wellenlängen von 227 nm und 210 nm liegt die *EQE* bei 0.2 % [33, 34] und  $10^{-4}$  % [35].