

Berichtsblatt

1. ISBN oder ISSN	2. Berichtsart (Schlussbericht oder Veröffentlichung) Schlussbericht	
3. Titel Oberflächenemitter auf der Basis von Gruppe-III-Nitriden – Verfahrenentwicklung, Herstellung und Bauelementecharakterisierung		
4. Autor(en) [Name(n), Vorname(n)]	5. Abschlussdatum des Vorhabens 31.12.2007	
	6. Veröffentlichungsdatum	
	7. Form der Publikation	
8. Durchführende Institution(en) (Name, Adresse) Paul-Drude-Institut für Festkörperelektronik Hausvogteiplatz 5–7 10117 Berlin	9. Ber. Nr. Durchführende Institution 204 9087	
	10. Förderkennzeichen *) 01BM353	
	11. Seitenzahl	
13. Fördernde Institution (Name, Adresse) Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) 53170 Bonn	12. Literaturangaben	
	14. Tabellen	
	15. Abbildungen	
16. Zusätzliche Angaben		
17. Vorgelegt bei (Titel, Ort, Datum)		
18. Kurzfassung Ziel des Projektes ist die Entwicklung und der Bau einer Molekularstrahlepitaxie-(MBE)-Anlage für die Abscheidung von Gruppe-III-Nitriden auf 4 ⁺ -Wafers. Die Leistungsfähigkeit der MBE-Anlage soll mit der Herstellung von oberflächenemittierenden Lasern, die im Emissionswellenlängenbereich zwischen 400 und 450 nm arbeiten, demonstriert werden. Mit der zu entwickelnden MBE-Anlage soll durch die Verwendung von Ammoniak ein umweltfreundliches und preiswertes Verfahren zur Epitaxie von Nitridschichten erprobt und umgesetzt werden. Der Nachweis der Leistungsfähigkeit der Prototyp-Anlage bildet die Grundlage für die Vermarktung und den Vertrieb der 4 ⁺ -GaN-MBE-Anlage durch die Firma CreaTec. Bis zur Fertigstellung der MBE-Anlage werden die für den Oberflächenemitter notwendigen Entwicklungsarbeiten mit einer älteren MBE-Anlage durchgeführt. Dabei stehen folgende Aufgaben im Vordergrund: (i) die Herstellung von spannungskompensierten GaN/AlN-Braggreflektoren („distributed Bragg reflector“, DBR) mit hoher Reflektivität auf SiC Wafers, und (ii) die Entwicklung geeigneter Dotierkonzepte für die Strominjektion. Nach Inbetriebnahme der 4 ⁺ -GaN-MBE-Anlage sollen die entwickelten Prozessschritte und Wachstumsparameter zur Herstellung der GaN/AlN-Schichten auf die neue Anlage überführt werden.		
19. Schlagwörter Molekularstrahlepitaxie, Bragg-Reflektor, Gruppe-III-Nitride		
20. Verlag	21. Preis	

*) Auf das Förderkennzeichen des BMBF soll auch in der Veröffentlichung hingewiesen werden.

I. Kurze Darstellung des Projektes

1. Aufgabenstellung

Die Aufgabe des Projektes lag in der Entwicklung und im Bau einer Molekularstrahlepitaxie-(MBE)-Anlage für die Abscheidung von Gruppe-III-Nitriden auf 3"-Wafers. Mit der zu entwickelnden Anlage ist durch die Verwendung von Ammoniak ein umweltfreundliches und preiswertes Verfahren zur Epitaxie von Nitridschichten erprobt und umgesetzt worden. Die Leistungsfähigkeit der MBE-Anlage sollte mit der Herstellung von oberflächen-emittierenden Lasern (Emissionswellenlänge von 400–450 nm) demonstriert werden. Der Nachweis der Leistungsfähigkeit der Prototypanlage ist Grundlage für die Vermarktung und den Vertrieb der 3"-GaN-MBE-Anlage durch die Firma *CreaTec*. Bis zur Fertigstellung der 3"-MBE-Anlage sollten die für den Oberflächenemitter notwendigen Entwicklungsarbeiten mit einer älteren MBE-Anlage durchgeführt werden. Dabei standen folgende Aufgaben im Vordergrund: (i) Herstellung von spannungskompensierten GaN/(Al,Ga)N-Bragg-Reflektoren (DBR) mit hoher Reflektivität auf SiC, und (ii) die Entwicklung geeigneter Dotierkonzepte für die Strominjektion.

2. Voraussetzungen, wissenschaftlicher und technischer Stand

Wegen ihrer besonderen elektronischen Eigenschaften erlangen die Gruppe-III-Nitride in zahlreichen Anwendungsfeldern weltweit eine immer größere Bedeutung, trotz ihrer schwierigen Herstellung und trotz der zahlreichen Defekte in den Epitaxieschichten. Der Bedarf an Epitaxie-Anlagen für Nitride steigt weltweit überproportional. Das heute zumeist eingesetzte Verfahren der metallorganischen Gasphasenepitaxie (MOVPE) arbeitet mit teuren metallorganischen Ausgangsverbindungen und mit einem sehr hohen Überschuss an Ammoniak. Für die Molekularstrahl-Epitaxie (MBE) von Nitriden wird neben den reinen Metallen als Ausgangsmaterialien zumeist ein N₂-Plasma als Stickstoff-Quelle benutzt, das jedoch an apparativer Zuverlässigkeit und Langzeitstabilität noch nicht befriedigend ist. Die Variante der Ammoniak-MBE hat zweifellos Vorteile, insbesondere bei Kosten, Reproduzierbarkeit, Zuverlässigkeit und Handhabbarkeit. Es muss jedoch gelingen, die Kondensation des Ammoniaks an den bisher zumeist mit flüssigem Stickstoff gekühlten Kaltwänden zu verhindern. Genau für dieses Problem soll mit der hier vorgesehenen Anlage eine Lösung gefunden werden.

Das Haupthindernis bei der Realisierung blau emittierender Oberflächenlaser besteht in der Realisierung von hochreflektierenden Bragg-Spiegeln (DBR-distributed Bragg reflector) aus GaN und AlN Schichten. Die Probleme, die bei ihrer Herstellung auftreten, ergeben sich (1) aus dem großen Unterschied der Gitterkonstanten dieser Materialien, (2) dem großen Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten, (3) dem geringen Unterschied der Brechungsindices, und (4) aus der Tatsache, dass (Al,Ga)N-Schichten mit einem Al-Gehalt größer als 35 % bzw. 20 % keine n- bzw. p-Leitfähigkeit mehr aufweisen. Bei Berücksichtigung dieses letzten Punkts kommt man damit zu dem Ergebnis, dass n- bzw. p-leitfähige DBRs mit einer Reflektivität von 99% mindestens 50 bzw. 60 Perioden haben müssen. Durch die in diesen Strukturen akkumulierte Zugspannung kommt es zur Ausbildung eines dichten Netzwerks von Rissen (Cracks), so dass die Struktur für den Einsatz in einem Bauelement nicht brauchbar ist.

Bis vor kurzem konnten daher mit konventionellen Ansätzen nur DBRs mit 20 bis maximal 35 Perioden realisiert werden, die Reflektivitäten von nur 90 bis 96% erreichten. In der Literatur finden sich verschiedene Ansätze, um die Bildung von Rissen zu verhindern. Die einfachste bisher berichtete Maßnahme ist der Verzicht auf eine GaN-Pufferschicht.[1] Stattdessen bilden die ersten Perioden des DBRs selbst eine Pufferschicht, und durch die teilweise Relaxation der (Al,Ga)N-Schichten gerät die Struktur in einen global kompressiven Spannungszustand, der die Bildung von Cracks verhindert. Eng verwandt mit diesem einfachen Konzept ist die Einfügung von (Al,Ga)N-Zwischenschichten in den GaN-Puffer. In [2] wurde über die Herstellung von 60-periodigen DBRs mit einem Al-Gehalt von 20 % berichtet, die frei von Rissen waren und eine Reflektivität von 99 % erreichen. Grundlage dieses beeindruckenden Ergebnisses war die in-situ-Messung des Spannungszustands der Struktur und die Einfügung von partiell relaxierten (Al,Ga)N-Zwischenschichten, durch die die Zugspannung in den darauffolgenden Perioden vermindert werden. Eine weitere Variante dieses Konzepts wurde in [3] vorgeschlagen. In asymmetrischen DBRs, in denen die AlN-Schicht deutlich dicker als die GaN-Schicht war, wurde eine geringere Dichte von Rissen gefunden als in konventionellen symmetrischen DBRs. Allerdings war durch die Abweichung von der $\lambda/4$ -Bedingung auch die Reflektivität sowie die spektrale

Breite des Stoppbandes deutlich reduziert. Das anspruchsvollste, aber auch eleganteste Konzept zur Vermeidung von Rissbildung ist das einer spannungskompensierten Struktur, wie es von uns in [4] vorgeschlagen und kürzlich auch von einer anderen Gruppe aufgegriffen wurde [5]. Trotz der Bedeutung der vertikalen elektrischen Leitfähigkeit dieser epitaktischen DBRs gibt es hierzu noch keinerlei Untersuchungen. Es besteht sicherlich berechnete Hoffnung, bei einem Al-Gehalt von 20 bis 30% einen n-leitfähigen DBR realisieren zu können, während man allgemein die Verwirklichbarkeit von p-leitfähigen DBRs bezweifelt. Allerdings muss beachtet werden, dass der vertikale Transport in diesen Strukturen kritisch vom Bandprofil abhängt, insbesondere von den energetischen Barrieren, die sich aus dem Bandoffset und dem verwendeten Al-Gehalt ergeben.

Die erschwerte p-seitige Ladungsträgerinjektion durch die geringe Leitfähigkeit von p-dotierten Halbleitern im allgemeinen und p-GaN im speziellen wurde in [6] und [7] durch Implementierung von hoch dotierten np-Tunnelübergängen überwunden. Die hohe Leitfähigkeit des n-Materials sorgt für eine effiziente laterale Stromausbreitung und somit eine homogene Injektion. Ferner kann auf p-Kontakte, die insbesondere bei GaN hohe Kontaktwiderstände aufweisen, vermieden werden. Durch die laterale Stromausbreitung kann auch auf semitransparente Kontakte, wie sonst notwendig, verzichtet werden.

- [1] T. Someya, R. Werner, A. Forschel, M. Catalano, R. Cingolani, and Y. Arakawa, *Science* 285, 905 (1999)
- [2] K.E. Waldrip, J. Han, J.J. Figiel, H. Zhou, E. Makarona, and A.V. Nurmikko, *Appl. Phys. Lett.* 78, 3205 (2001)
- [3] H.M. Ng, T.D. Moustakas, and S.N.G. Chu, *Appl. Phys. Lett.* 76, 2818 (2000)
- [4] A. Thamm, O. Brandt, A. Trampert, U. Jahn, and K.H. Ploog, *Int. Phys. Conf. Ser. No 166* (IOP Bristol, 2000) p. 461
- [5] F. Natali, D. Byrne, A. Dussaigne, N. Grandjean, J. Massies, and B. Damilano, *Appl. Phys. Lett.* 82, 499 (2003)
- [6] J.J. Wierer, P.W. Evans, N. Holonyak Jr., and D.A. Kellogg, *Appl. Phys. Lett.* 71, 3468 (1997)
- [7] S.-R. Jeon, Y.-H. Song, H.-J. Jang, G.M. Yang, S.W. Hwang, and S.J. Son, *Appl. Phys. Lett.* 78, 3265 (2001)

3. Planung und Ablauf des Vorhabens

Im ersten Projektjahr sollen die wesentlichen Arbeiten zur Konzeption, Konstruktion und zum Bau der 3“-Ammoniak-MBE-Anlage sowie grundlegende Untersuchungen zur Herstellung von DBRs (in vorhandener MBE-Anlage) zu leisten sein. Die im Paul-Drude-Institut vorhandenen Kenntnisse und Erfahrungen zum epitaktischen Wachstum von GaN auf SiC sowie zum Einsatz von Stickstoffquellen (Ammoniak bzw. Plasma-Quellen) bilden die Grundlagen für die Auslegung der 3“-MBE-Anlage.

Um die geforderten Wachstumsparameter zu erreichen, sind eine Reihe von Einzelproblemen gesondert zu bearbeiten. Dazu gehört vor allem die Vermeidung des Ausfrierens von NH₃ am Cryoshroud, d.h., die Kühltemperatur sollte oberhalb der NH₃-Kondensationstemperatur liegen. Außerdem sind zur Minimierung des NH₃-Hintergrunddrucks in der Wachstumskammer geeignete Lösungen zu erarbeiten. Besondere intensive Untersuchungen erfordert das NH₃-Injektordesign, damit beim Wachstum der Nitridschichten ein gleichmäßiger NH₃-Fluss über die 3“-Substratoberfläche gewährleistet wird.

Außerdem müssen neue Lösungen zur Auslegung und Anordnung der Effusionszellen für Metalle gefunden werden, um - in Gegenwart von NH₃ - das Überkriechen der Zellöffnung und damit das Verkleben des Shutters zu verhindern. Ein weiteres Problem stellt die Konstruktion des 3“-Substrathalters dar, der für Heiztemperaturen oberhalb 1000°C bei voller Rotation auszulegen ist. Im gesamten Entwurfsverlauf sollen auch Produktionsaspekte (Wachstumsrate > 1 µm/h, Durchsatz, Wafertransfer usw.) berücksichtigt werden.

Das Arbeitsprogramm für diese Projektaufgaben beinhaltet die folgenden Hauptschritte:

- a) Planung, Konstruktion und Einzelteilfertigung der Anlage
- b) Zusammenbau, Test und Inbetriebnahme der Anlage
- c) Herstellung erster Testschichten
- d) Optimierung der Anlage
- e) Herstellung von spannungskompensierten DBRs
- f) Ausarbeitung der Konstruktionsunterlagen

Die Bearbeitung aller Teilschritte erfolgt in enger Zusammenarbeit mit der Firma *CredTec*.

Parallel zum Entwurf und Bau der 3rd-GaN-MBE-Anlage werden die Forschungsarbeiten zur Entwicklung eines oberflächenemittierenden Lasers weiter geführt. Zunächst soll die Herstellung von spannungskompensierten DBRs optimiert werden, um rissfreie Strukturen mit einer Reflektivität von 99% bei einer Wellenlänge von 400 bis 450 nm zu erreichen. Die vertikale Leitfähigkeit der Strukturen soll untersucht und optimiert werden. Das DBR-Design basiert auf der periodischen Anordnung von GaN und Al_xGa_{1-x}N als stark- bzw. schwach brechende Schicht, die beide der Anforderung der konstruktiven Interferenz $n_i d_i = \lambda/4$ genügen, wobei λ die Wellenlänge des Reflexionsmaximums, d_i die individuelle Schichtdicke und n_i der wellenlängenabhängige Brechungsindex ist. Erfüllen beide Schichttypen diese Bedingung, wird einfallende Strahlung der Wellenlänge λ verstärkt reflektiert. Für die gewünschte Stoppbandwellenlänge und einen vorgegebenen Al-Gehalt werden die erforderlichen Schichtdicken berechnet und dann mittels Transfermatrixsimulationen die Anzahl der Perioden ermittelt, die für eine Reflektivität von 99 % notwendig sind. Damit ist die Struktur vollständig festgelegt. Die *in-plane* Gitterkonstante des freistehenden DBRs wird durch die Minimierung der Verspannungsenergie mit den gegebenen Parametern berechnet. Schließlich wird der Al-Gehalt von homogenem (Al,Ga)N mit eben dieser Gitterkonstante berechnet.

Von Anfang an sollen auch hoch Si-dotierte DBRs hergestellt und auf ihre vertikale Leitfähigkeit hin untersucht werden. Diese und obige Arbeiten müssen parallel vorangetrieben werden, da die Leitfähigkeit vermutlich stark vom Al-Gehalt der (Al,Ga)N-Schichten abhängt. Es gilt zunächst zu klären, bis zu welchem Al-Gehalt eine Leitfähigkeit besteht, und einen geeigneten Kompromiss zwischen der benötigten Periodenzahl und der bei diesem Al-Gehalt zu erreichenden Leitfähigkeit zu finden. Im engen Zusammenhang mit den vorgenannten Wachstumsuntersuchungen steht die Auswahl geeigneter Dotierungsstrategien für die Herstellung leitfähiger DBRs. Eine Übernahme bekannter Konzepte ist nicht ohne weiteres möglich, da die einzelnen Schichten im Nitrid-System hohe interne Felder besitzen und dadurch das Bandprofil wesentlich verändert wird. Die experimentellen Arbeiten werden durch Simulationsrechnungen unterstützt. Eine wesentliche Erkenntnis aus den ersten Rechnungen der Bandprofile besteht darin, dass eine Kompensation der Polarisationsladungen an den Grenzflächen zusammen mit einer möglichst hohen Volumendotierung der Schichten zu einem Bandprofil führt, in dem eine vertikale Leitfähigkeit durch Tunneln möglich ist. Ausgangspunkt unserer Arbeiten wird daher eine hohe homogene Dotierung der Schichten mit Si sowie eine unterstützende Si-Delta-Dotierung an den AlN/GaN- Grenzflächen sein.

In der letzten Phase des Vorhabens werden in der 3rd-MBE-Anlage komplette VCSEL hergestellt. Hierfür werden die DBR-Strukturen mit der aktiven Zone aus (In,Ga)N/GaN-Schichten überwachsen und schließlich *ex situ* in einer Sputteranlage mit einem dielektrischen Spiegel bedampft. Da die Herstellung von (In,Ga)N/GaN-Schichten von uns weitestgehend beherrscht wird, erwarten wir in diesem Abschnitt keine zusätzlichen Probleme. Ferner haben Arbeiten in der Literatur gezeigt, daß die *ex situ* Herstellung von dielektrischen Spiegeln unkritisch ist. Die verwendeten Schichten sind ohnehin polykristallin oder amorph, und haben eine rein passive Funktion. Diese Strukturen werden dann optisch gepumpt (in Zusammenarbeit mit dem Max-Born-Institut) und zum Laserbetrieb angeregt. Schließlich werden auch dotierte Strukturen gezüchtet, die mittels einer geeigneten Kontaktierung, elektrisch gepumpt werden. Das erfordert zunächst eine erneute Optimierung der Mg-Dotierung. Der Aufbau der Struktur soll aus einem unterem GaN/ (Al,Ga)N-DBR, einer λ -Kavität mit der aktiven Zone aus (In,Ga)N/GaN-Quantenwells, einer oberen p-Schicht und einem np-Tunnelübergang, und schließlich dem oberen dielektrischen DBR bestehen. Aufgrund der hohen Leitfähigkeit der oberen n-Schicht sind großflächige Kontakte unnötig, sondern es kann ein Ringkontakt verwendet werden, auf dessen Öffnung der dielektrische DBR aufgedampft wird. Abb. 4 zeigt den schematischen Aufbau der Struktur.

Das Arbeitsprogramm für diesen Teil des Projektes ist wie folgt gegliedert:

- a) Optimierung von spannungskompensierten DBRs
- b) Untersuchung der vertikalen Leitfähigkeit und Auswahl geeigneter Dotierstrategien
- d) Überführung der Prozessschritte und -parameter auf die 3rd-MBE-Anlage
- f) Herstellung von spannungskompensierten DBRs in 3rd-MBE (als Teil des VCSEL)
- g) Ausarbeitung der Verfahrenstechnologie, Abschlussbericht

4. Wissenschaftlich-technischer Stand, an den angeknüpft wurde

Im Rahmen der Doktorarbeit von A. Thamm (HU Berlin, 2001) war es gelungen, GaN/Al_{0,4}Ga_{0,6}N DBRs mit einer Reflektivität von etwa 93% bei 418 nm herzustellen. Diese Proben wurden in einer älteren, umgebauten Ammonik-MBE-Anlage gewachsen, eine Materialverbesserung war aufgrund der Begrenzung der Anlagentechnik nicht möglich.

5. Zusammenarbeit mit anderen Stellen

Es bestand eine enge Zusammenarbeit mit der TU Ilmenau, um detaillierte Ellipsometrie-Messungen durchzuführen. Einige der Ergebnisse sind im Bericht aufgeführt.

II. Eingehende Darstellung der erzielten Ergebnisse

Gemäß Planung und Ablauf des Projektes sind die Ergebnisse in drei Blöcke eingeteilt: Im ersten Teil sind die wissenschaftlichen Ergebnisse zur Herstellung von leitfähigen Braggreflektoren als wichtigen und äußerst kritischen Bestandteil der Oberflächenemitter beschrieben. Diese Schichten wurden in einer älteren MBE-Anlage der Firma *CreaTec* gewachsen. Der nachfolgende Abschnitt bezieht sich auf den Aufbau der Ammoniak-MBE Anlage und beschreibt die wesentlichen Neuerungen. Abschließend wird anhand einiger Beispiele die erfolgreiche Inbetriebnahme demonstriert sowie die Leistungsfähigkeit der Anlage angedeutet. Da Konzeption, Konstruktion und Umsetzung dieser neuartigen MBE-Anlage mit Risiken verbunden war, sind unvorhersehbare Verzögerungen aufgetreten, die dazu führten, dass gegen Ende des Projektes nicht die gesamte Leistungsbreite der Anlage im Hinblick auf ihr Anwendungspotential umgesetzt werden konnte. Dazu zählt die Herstellung von spannungskompensierten Bragg-Spiegeln. Diese Arbeiten sollen nach Ablauf des Projektes fortgeführt werden, da sie Bestandteil des Forschungsschwerpunktes „Gruppe-III-Nitride“ des Institutes sind.

1. Herstellung von spannungskompensierten GaN/(Al,Ga)N-Braggreflektoren (DBRs) mit hoher Reflektivität auf SiC

Die im Folgenden vorgestellten Schichtstrukturen wurden mit einem Plasma-unterstützten MBE-System hergestellt, das ebenfalls vom Projektpartner *CreaTec* stammt. Ziel der Untersuchungen war die Herstellung von rissfreien DBRs mit einer spektralen Lage des Stoppbands im Bereich zwischen 380 und 560 nm. Die gewünschten Resultate wurden mit Strukturen erhalten, die aus 21,5 Perioden von GaN/AlN-Schichten auf 6H-SiC(0001) mit einer nominellen Dicke von 47 bzw. 57 nm bestehen. Gemäß dem $\lambda/4$ -Kriterium sollten diese Schichtdicken zu einer spektralen Lage des Stoppbands bei 450 nm führen. Zwei Fragen standen bei diesen Untersuchungen im Vordergrund: Zum einen sollte die Ursache für die Rissfreiheit der Strukturen aufgeklärt werden, und zum anderen sollte ein Weg gefunden werden, die tatsächliche Reflektivität der DBRs zuverlässig zu quantifizieren.

Die strukturelle Perfektion der DBRs wurde anhand von Röntgenbeugungs- und Elektronenmikroskopie-Untersuchungen bestimmt. Abbildung 1 zeigt ein θ -2 θ -Röntgenbeugungsprofil des 21,5-periodischen GaN/AlN-DBRs, der auf 6H-SiC(0001) Substrat gewachsen worden ist. Neben dem Substratreflex werden 50 Satellitenreflexe beobachtet, die die hohe Periodizität der Struktur verdeutlichen. Da die Wachstumsraten der GaN- und AlN-Schichten stickstofflimitiert und damit identisch sind, lassen sich aus der röntgendiffraktometrisch bestimmten Periode die individuellen Schichtdicken mit hoher Präzision bestimmen. Man beachte, dass alle Satelliten die gleiche Verbreiterung aufweisen. Dies schließt Grenzflächenrauigkeit als Verbreiterungsmechanismus aus.

Einen Einblick in die Homogenität der Schichten und deren Grenzflächenqualität erlaubt das in Abb. 2 gezeigte Hellfeld-Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)-Bild. Die Beugungsbedingungen wurden hier so gewählt, dass der Materialkontrast zwischen GaN und AlN möglichst deutlich hervortritt, und gleichzeitig der Beugungskontrast durch Versetzungen unterdrückt wird. Man erkennt, dass die Struktur bezüglich der Homogenität der Schichten auch über mehrere Mikrometer von erstaunlich hoher Perfektion ist. Trotz der großen Verspannung von 2.4% zwischen GaN und AlN bleiben die Schichten bis zur Oberfläche der Struktur auch auf einer großflächigen Skala glatt. Die Durchstoßversetzungen (die im Hintergrund durch schwache Kontraständerungen sichtbar sind) haben

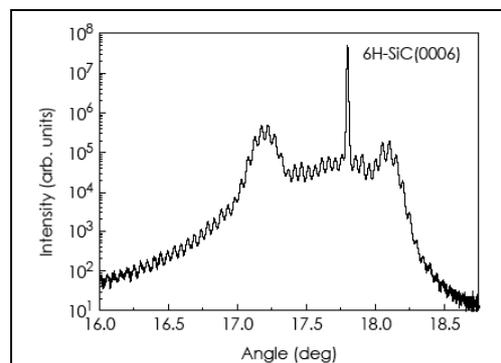


Abb.1: θ -2 θ XRD-Profil eines 21.5 periodigen GaN/AlN-DBR auf SiC (0001).

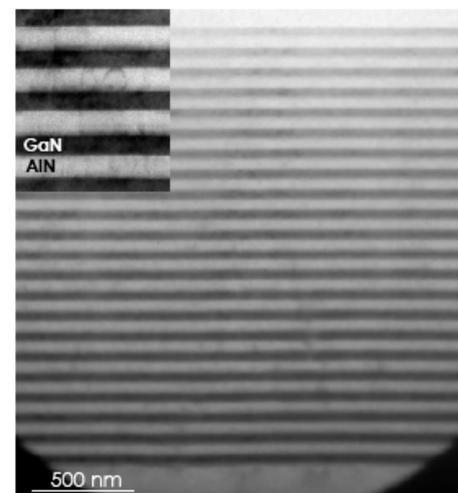


Abb.2: TEM Querschnittsaufnahme des DBR, links oben: vergrößerter Ausschnitt.

offensichtlich ebenfalls keinen Einfluss auf die Morphologie der Wachstumsfront. Die vergrößerte Darstellung der GaN/AlN-Grenzflächen belegt dies besonders deutlich. Atomkraftmikroskopische Aufnahmen der Oberflächenmorphologie des GaN/AlN-DBRs ergeben in Übereinstimmung mit diesen Ergebnissen eine mittlere Rauigkeit von unter 1 nm über eine Fläche von 25 μm^2 .

Einen Einblick in die Spannungsverhältnisse dieser Strukturen erhält man aus Ramanmessungen. Abbildung 3 zeigt einen Vergleich der Ramanspektren dicker (etwa 1 μm) GaN- und AlN-Schichten mit dem eines GaN/AlN-DBRs. Die spektralen Positionen der E₂-Phononen von GaN (566.3 cm^{-1}) und AlN (662.2 cm^{-1}) sind in guter Übereinstimmung mit Literaturdaten für Schichten dieser Dicke auf SiC-Substrat. Die entsprechenden Anregungen im Spektrum des DBR sind deutlich verschoben, und zwar zu höheren Wellenzahlen (+20.5 cm^{-1}) im Falle des GaN-E₂-Phonons, und zu niedrigeren (-23.0 cm^{-1}) im Falle des AlN-E₂-Phonons. Aus diesen Verschiebungen kann die Verspannung in den GaN- und AlN-Schichten zu -1.3 \pm 0.2% bzw. +1.3 \pm 0.2% bestimmt werden, d.h. die Schichten erfahren jeweils eine entgegengesetzte Verspannung von gleicher Größe. Die Struktur befindet sich damit in einem nahezu perfekten spannungskompensierten Zustand mit einer makroskopischen Nettoverspannung nahe Null. Diese Tatsache erklärt die Abwesenheit von Rissen in diesen Strukturen. Der Grund für diese „automatische“ Spannungskompensation liegt darin, dass die erste, nur 40-50 nm dicke GaN-Schicht nur partiell relaxiert, und die darauf folgende AlN-Schicht somit eine reduzierte Fehlpassung erfährt. Tatsächlich weisen Strukturen, die auf praktisch vollständig relaxierten GaN-Pufferschichten mit 500 nm Dicke abgeschieden wurden, eine sehr hohe Dichte an Rissen auf. Dieses Phänomen betrifft auch Cavity-Strukturen: versucht man, auf eine $\lambda/2$ -GaN-Cavity einen oberen DBR aufzuwachsen, führt schon die erste AlN-Schicht zur Ausbildung von Rissen.

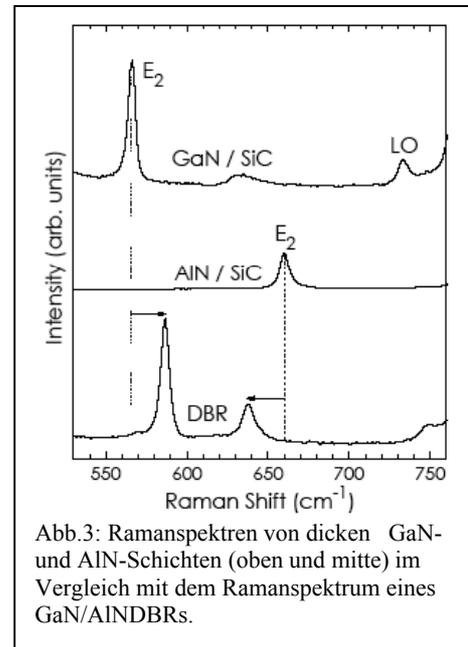


Abb.3: Ramanspektren von dicken GaN- und AlN-Schichten (oben und mitte) im Vergleich mit dem Ramanspektrum eines GaN/AlNDBRs.

In Zusammenhang mit R. Goldhahn von der TU Ilmenau wurde die Reflektivität der DBRs mittels winkelahängiger spektroskopischer Ellipsometrie (VASE) vermessen und mit der direkt gemessenen Reflektanz der Strukturen verglichen. VASE bietet den entscheidenden Vorteil, keinen Standard und keine zeitaufwendige Justierung zu benötigen, sondern verlässliche Absolutwerte zu liefern. Der Nachteil liegt in der nicht senkrechten Inzidenz, so dass die tatsächliche Reflektivität auf numerischem Wege bestimmt werden muss. Abbildung 4 zeigt einen Vergleich der auf diese Weise gewonnenen absoluten Reflektanz (SE) mit der konventionell ermittelten Reflektanz (R) eines 21,5-periodischen GaN/AlN-DBRs. Die Übereinstimmung der beiden Spektren ist im gesamten Spektralbereich sehr gut. Gemäß den beiden Messungen wird eine maximale Reflektivität von 99.1% bei 453 nm erreicht. Die Stopbandbreite beträgt 40 nm. Diese Daten gehören zu den besten, die bisher für GaN-basierende DBRs veröffentlicht wurden.

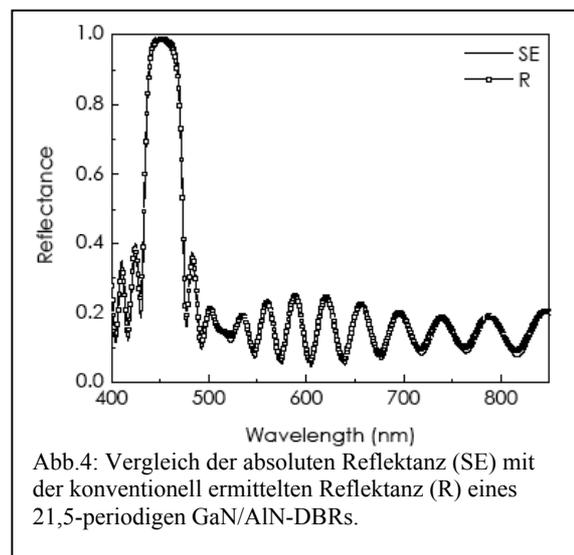


Abb.4: Vergleich der absoluten Reflektanz (SE) mit der konventionell ermittelten Reflektanz (R) eines 21,5-periodigen GaN/AlN-DBRs.

Entwicklung geeigneter Dotierkonzepte für die Strominjektion

Zunächst sind reine AlN Schichten mit Si unterschiedlicher Konzentration dotiert worden. Temperaturabhängige Messungen an optimierten Epitaxieschichten zeigen, dass die Leitfähigkeit thermisch aktiviert ist, d.h. der Widerstand sinkt mit steigender Temperatur. Ferner ist die Leitfähigkeit

der Proben mit der Si-Konzentration skaliert. Bei Raumtemperatur beträgt der Widerstand der Proben lediglich 1.5–2.5 Ωcm bei einer Elektronenkonzentration zwischen 1.4×10^{17} und $7.4 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. Die Schichten weisen damit zumindest bei Raumtemperatur alle Eigenschaften von klassischen dotierten Halbleitern auf. Als nächsten Schritt wurden Si-dotierte GaN/AlN-DBRs hergestellt. Während die undotierten DBRs sich als so hochohmig erwiesen, dass auch bei den größten anlegbaren Spannungen kein Stromfluß messbar war, zeigen die dotierten DBRs eine hohe Leitfähigkeit und eine ohmsche Strom-Spannungscharakteristik über den gesamten Messbereich. Der spezifische Serienwiderstand R_0/A der Strukturen beträgt je nach Si-Konzentration ($3\text{--}4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) 4×10^{-3} bzw. $2 \times 10^{-3} \Omega\text{cm}$, wobei A die Kontaktfläche ist. Höhere Si-Konzentrationen führten zur Ausbildung von Rissen in den Strukturen. Dieses Phänomen ist bekannt und begrenzt auch die Si-Konzentration in dicken GaN-Schichten.

Abbildung 5 zeigt einen Vergleich der Reflektanzspektren des undotierten DBRs aus Abb. 4 mit einem Si-dotierten DBR. Sowohl die maximale Reflektivität als auch die spektrale Breite des Stoppbands sind identisch, d.h. die Si-Dotierung beeinträchtigt die hohe Grenzflächenqualität der Strukturen nicht (das gilt allerdings nicht für noch höhere Si-Konzentrationen, für die eine Aufrauhung der AlN-Schichten sowie die Bildung von Rissen beobachtet wird). Die leichte Abweichung der spektralen Lage des Stoppbands ist nicht durch die Dotierung bedingt, sondern durch geringfügig (etwa 1 nm) dünnere GaN- bzw. AlN-Schichten. Schließlich wurde durch Raman-Messungen festgestellt, dass auch der Spannungszustand der Struktur mit dem undotierter DBRs identisch ist.

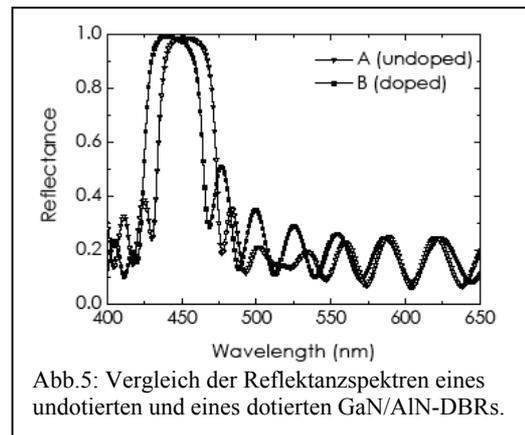


Abb.5: Vergleich der Reflektanzspektren eines undotierten und eines dotierten GaN/AlN-DBRs.

Die vertikale Leitfähigkeit ist nicht anhand von leitfähigen Defektkanälen zu erklären, sondern eher durch die Autoionisation der Si-Donatoren in dem starken elektrischen Feld, das durch Polarisationsladungen induziert wird. Dazu sind Untersuchungen mittels elektrostatischer Kraftmikroskopie durchgeführt worden.

Herstellung einer voll epitaktischen Cavity-Struktur

Neben der absoluten Reflektivität ist der Q-Faktor einer Cavity-Struktur eine zweite wichtige Größe als Maß für die optische Güte einer solchen Struktur. Der Q-Faktor ist definiert durch $\lambda/\Delta\lambda$, wobei λ die spektrale Lage und $\Delta\lambda$ die Halbwertsbreite der Cavity-Resonanz ist. Während die maximale Reflektivität relativ unempfindlich gegenüber einer Abweichung der tatsächlichen Dicken von den durch das $\lambda/4$ -Kriterium geforderte ist, beeinträchtigt schon eine geringe Verstimmung von Cavity und $\lambda/4$ -Dicken den Q-Faktor sehr stark.

Bei der Herstellung einer solchen Struktur ist zu beachten, dass ein Relaxieren der Cavity auf die GaN-Gitterkonstante unbedingt vermieden werden muß, da ansonsten der obere DBR Risse bilden würde. Tatsächlich trat Rissbildung bereits bei einer $\lambda/2$ -Cavity aus reinem GaN auf. Um diese zu vermeiden, wurde ein Cavity-Design gewählt, das den unteren 21.5-periodischen DBR (mit GaN- bzw. AlN-Schichtdicken von 42.76 und 50.60 nm für ein Stoppband bei 428 nm) mit leicht veränderten Schichtdicken fortsetzt. Die $3\lambda/2$ -Cavity besteht aus drei Tripelquantenwells mit einer totalen Dicke von 31.1 nm [6.5 nm GaN-Barrieren und 1.7 nm (In,Ga)N-Wells], die von zwei 64.2 nm AlN-Schichten getrennt und nach beiden Seiten von 28.66 nm AlN-Schichten abgeschlossen werden. Der obere DBR besteht aus 15.5 Perioden mit gleichen Schichtdicken wie für den unteren.

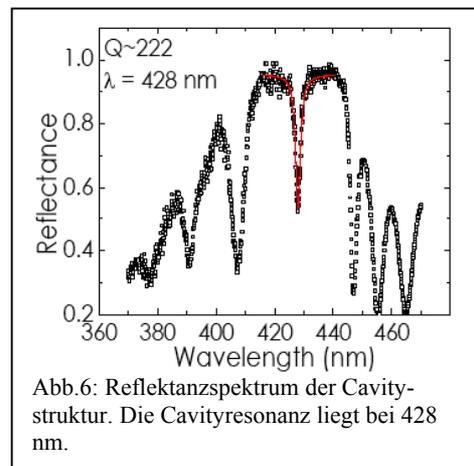


Abb.6: Reflektanzspektrum der Cavity-Struktur. Die Cavityresonanz liegt bei 428 nm.

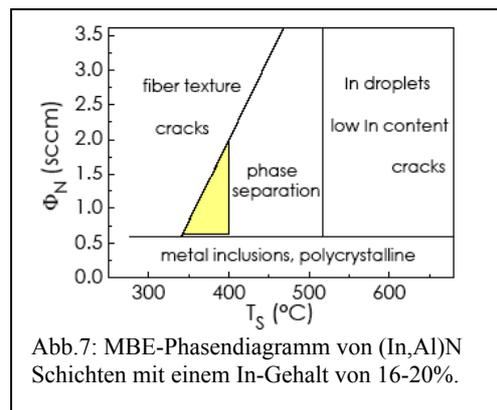
Die Schichtdicken der Cavity wurden anhand einer Simulation der räumlichen Verteilung des elektromagnetischen Feldes innerhalb der Struktur so gewählt, dass die Maxima des Feldes mit den drei

Tripelquantenwells überlappen. In einer realen Laserstruktur ist dieser räumliche Überlapp der Lasermode mit dem Gainmedium zwingend erforderlich, da der Laser ansonsten nicht anschwingt. Abbildung 6 zeigt das Reflexionsspektrum der oben geschilderten Struktur. Die Cavity-Resonanz bei 428 nm ist klar ersichtlich. Aus der spektralen Lage sowie der Halbwertsbreite der Resonanz ergibt sich ein Q-Faktor von 220. Dieser Wert ist bedeutend kleiner als der theoretisch vorhergesagte (2850). Eine analoge Beobachtung wurde von Carlin et al. (unveröffentlicht) gemacht. Diese Autoren erhielten bei Messungen mit einem Lichtfleck von 1 mm Durchmesser einen Q-Faktor von 180 für eine Cavity-Struktur mit einer $3\lambda/2$ -Cavity, die in 35- bzw. 30-periodigen (In,Al)N/GaN-DBRs eingebettet war. Bei Messungen mit einem auf 50 μm begrenzten Lichtfleck wurde dagegen ein Q-Faktor von 800 erhalten. Die Autoren interpretierten diese Beobachtung als Indiz für eine laterale Variation der Cavity-Dicke über den Meßfleck. Bei unserer Messung wurde ein Meßfleck von ungefähr 200 μm Durchmesser benutzt.

Untersuchung des Wachstums von (In,Al)N zur Herstellung von gitterangepaßten DBRs

Angesichts der ausgezeichneten Ergebnisse der Gruppe Illegems, die mit metallorganischer Gasphasenepitaxie (MOCVD) (In,Al)N/GaN-DBRs hergestellt hatte, wurde entschieden das Materialsystem ebenfalls zu untersuchen. (In,Al)N mit einem In-Gehalt von etwa 18% ist gitterangepaßt zu GaN. Damit ergeben sich unmittelbar zwei Vorteile gegenüber spannungskompensierten GaN/AlN-DBRs: Erstens ist es möglich, Strukturen auf GaN-Templates mit geringer Versetzungsdichte abzuscheiden, ohne Rißbildung befürchten zu müssen, zweitens ist die Herstellung von voll-epitaktischen Cavity-Strukturen ermöglicht, wie von Carlin et al. bereits gezeigt wurde. Ein Nachteil dieses Materialsystems ist der geringere Kontrast der Brechungsindizes, der im Vergleich zu GaN/AlN-DBRs eine etwa doppelt so hohe Anzahl von Perioden zum Erreichen einer bestimmten Reflektivität erforderlich macht.

Ein weiteres Problem von (In,Al)N ist die Tendenz zur Entmischung, die noch wesentlich stärker ausgeprägt ist als z. B. für (In,Ga)N. Wie im Folgenden gezeigt wird, erfordert die Verhinderung der Phasenseparation zumindest in der MBE extreme Wachstumsbedingungen, die zu Lasten der Materialqualität gehen. Abbildung 7 zeigt das MBE-Phasendiagramm von 150 nm dicken (In,Al)N-Schichten mit einem In-Gehalt zwischen 16 und 20% auf einer GaN-Pufferschicht. Homogene und rißfreie Schichten können nur in dem kleinen, gelb schattierten Bereich erhalten werden. Bei höheren Temperaturen (450°C) setzt Phasenseparation ein, bei Temperaturen von 550°C dissoziieren die InN-Prezipitate und hinterlassen metallisches In (In-Tropfen). Gleichzeitig ist es bei diesen Temperaturen selbst bei einem In/Al-Flußverhältnis von 10 nicht mehr möglich, 18% In einzubauen. Schichten, die bei Temperaturen von 600°C und höher abgeschieden werden, enthalten praktisch kein In mehr und weisen Risse aufgrund der tensilen Verspannung zwischen GaN und AlN auf.



2. Die Ammoniak-MBE-Anlage

Die Gesamtanlage ist innerhalb des Projektzeitraumes konzipiert, konstruiert, zusammengebaut und getestet worden. Die kritischen Problemfelder, wie Cryoshroud, Cryobaffle, NH_3 -Injektor, Substrathalter für Temperaturen über 1000°C, sind gut gelöst. Im folgenden werden einige wesentlichen Aspekte der Anlage hervorgehoben. Insbesondere das erfolgreich umgesetzte Konzept zum Abpumpen des Ammoniaks ist ein Highlight, da es die Grundvoraussetzung zum Einsatz der Anlage im Produktionsumfeld bildet. Hierzu ist ein Patent eingereicht worden.

Aluminium-Effusionszelle

Bei den Effusionszellen waren umfangreiche Entwicklungen und Test notwendig. Das Hauptproblem beim Nitridwachstum besteht darin, dass entweder das Quellmaterial über den Tiegelrand hinaus läuft oder das Quellmaterial geysirartig aus der Effusionszelle sprudelt. Diese Probleme treten verstärkt bei der Verwendung von Ammoniak als Stickstoffquelle auf.

Das Konzept der aktiven Kühlung der Tiegellippe ("coldlip") der Aluminium-Effusionszelle hat das Kriechen des Aluminiums im Tiegel und über die Tiegellippe hinweg während des Nitrid-Wachstums mit Ammoniak erfolgreich unterdrückt. Somit kann diese Zelle erfolgreich für das Wachstum von aluminiumhaltigen Schichten eingesetzt werden.

Pump-Konzept

Das Konzept zum Pumpen des Ammoniaks während des Epitaxieprozesses und während der nachfolgenden Auftauphase ist erfolgreich eingesetzt worden. Die Kammer- und Effusionszellenschrouds werden mit Alkohol auf -75°C gekühlt. Diese Temperatur ist einerseits ausreichend niedrig, um gute UHV Bedingungen zu gewährleisten, und andererseits doch so hoch, dass der Ammoniak nicht an den Shroudwänden kondensieren kann. Der Ammoniak friert ausschließlich an speziellen, den Turbomolekularpumpen vorgeschalteten Kühlbaffles aus und wird somit hinreichend gut gepumpt. Dieses Konzept der flüssigstickstoffgekühlten Baffles erhöht die Pumpleistung für den Ammoniak um einen Faktor 5 bis 10. Nach dem Epitaxieprozess wird ein Schieber zwischen Wachstumskammer und Kühlbaffle mit nachfolgender Turbomolekularpumpe geschlossen und die Zufuhr von flüssigem Stickstoff unterbrochen. Da es keinen zusätzlichen Wärmeeintrag von außen gibt, läuft der Aufwärmprozess so langsam ab, dass der von der Kaltfläche abdampfende Ammoniak von den Turbomolekularpumpen abgepumpt werden kann (maximaler Druckanstieg bis 1×10^{-2} mbar). Der Aufwärmprozess bzw. das Abpumpen des Ammoniakgases ist nach wenigen Stunden abgeschlossen, so dass am nachfolgenden Morgen die Anlage für neue Wachstumsexperimente wieder bereit steht. Der entscheidende Vorteil dieses Konzeptes liegt darin, dass auf diese Weise die Wachstumskammer permanent unter UHV Bedingungen bleibt.

Rückseitige Substratbeschichtung

Für das Nitridwachstum während der MBE ist eine exakte Temperaturkontrolle des Wafers unabdingbar. Da Siliziumwafer typischerweise für IR Strahlung transparent sind, ist es technologisch schwierig, die Wafer auf die benötigte Temperatur zu bringen bzw. exakt zu halten. Während des Anwachsens der Epitaxieschicht verändert sich die Temperaturverteilung im Wafer drastisch, da die Schicht wie eine IR Absorptionsschicht wirkt. Um die Wafertemperatur problemlos einstellen zu können und konstante beherrschbare Bedingungen vor und während des Wachstums zu erhalten, wird die Rückseite mit einer Absorptionsschicht versehen, die die IR-Strahlung der Heizung in den Wafer einkoppelt.

Dazu ist in die MBE-Anlage eine Magnetron-Sputterquelle integriert. Sie bietet die Möglichkeit, vor dem Epitaxieprozess die Rückseite des Wafers zu metallisieren, um die möglichst homogene Wärmeeinkopplung der Substratheizung zu gewährleisten. Dieser Metallisierungsprozess im UHV führt zu keinerlei zusätzlichen Verunreinigungen oder Reinigungsschritten vor dem eigentlichen MBE Wachstum. Unsere Versuche mit Titan als Beschichtungsmaterial zeigen durchweg positive Resultate: Die Schichtdicke variiert auf 4 Zoll Wafern um weniger als 10% über die gesamte Waferfläche. Die mittlere Schichtdicke liegt bei $1 \mu\text{m}$, diese Dicke kann reproduzierbar eingestellt werden.

Probentransfer

Der Probentransfer wurde im Hinblick auf produktionstechnische Belange entworfen und entwickelt. Dabei wurde speziell Rücksicht genommen, möglichst viele Wafer in die Anlage einschleusen zu können, und den Ablauf „Einschleusen-Präparieren-Epitaxieprozeß-Ausschleusen“ so reibungslos und kontinuierlich wie möglich zu gestalten.

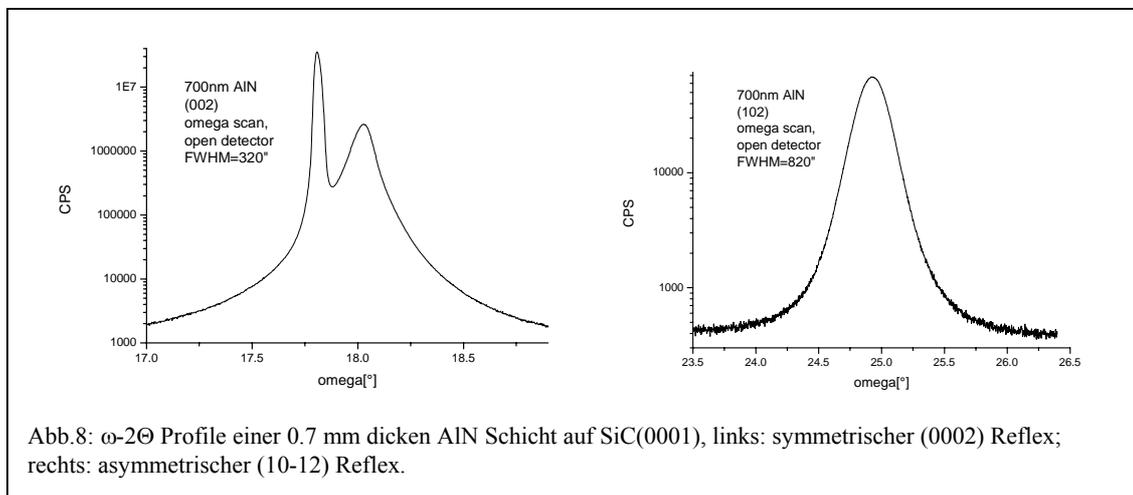
Die jetzt realisierte Version gestattet, dass sich gleichzeitig je 10 Stück Wafer (max. 4-Zoll) in der Ladekammer und in der Präparationskammer befinden. Dadurch wird gewährleistet, dass während 10 Wafer sukzessive von der Präparationskammer in die Wachstumskammer zur Epitaxie geschleust werden, gleichzeitig 10 Stück fertig epitaxierte Wafer aus der Ladekammer ausgeschleust und durch 10 neue, unbeschichtete Wafer ausgetauscht werden.

Das Konzept zum Wafertransfer ist so angelegt, dass trotz der Tatsache, dass die Wafer über denselben Weg, wie sie in die Anlage reinkommen wieder ausgeschleust werden, kontinuierlich Wafer geschleust und epitaxiert werden können. Zum anderen können nachfolgende MBE Anlagen mit demselben Transferprinzip so gebaut werden, dass die Wafer auf der einen Anlagenseite eingeschleust und auf der anderen Anlagenseite ausgeschleust werden können. Damit lässt sich dann ein unabhängiger Waferdurchsatz realisieren, was für echte Produktionsanlagen unabdingbar ist.

3. Erste Ergebnisse zum Wachstum von Nitrid-Schichten

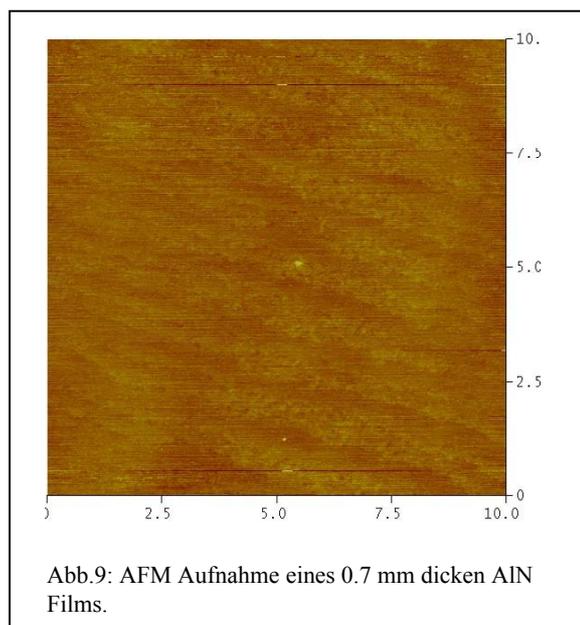
Mit dem speziellen „Duschkopf“-Design des Ammoniak-Injektors und seiner Positionierung senkrecht zur Substratoberfläche sind die erwarteten hohen Wachstumsraten von bis zu 1.7 $\mu\text{m}/\text{h}$ zu erreichen, wobei eine ausreichend gute Homogenität des Ammoniak-Flusses über einen Durchmesser von 12 cm (unter 10%) vorhanden ist. Um von Beginn an ein möglichst weites Wachstumsfenster zu testen, ist zunächst der Ammoniak-Fluss zwischen 1 und 10 sccm und die Substrattemperatur zwischen 800 und ca. 1000°C variiert worden. Es hat sich dabei gezeigt, dass mit steigendem Ammoniak-Fluss sowie steigender Wachstumstemperatur die strukturelle Schichtqualität sowohl von AlN- als auch von GaN-Schichten erhöht wird. Demgegenüber ruhen bei niedrigeren Temperaturen bzw. geringeren Flüssen die Schichten deutlich auf und drei-dimensionales Wachstum setzt ein.

Als Beispiel zeigt Abbildung 8 die Ergebnisse der Röntgenbeugung an einer 0.7 μm dicken AlN Schicht, die bei 970°C mit einer Wachstumsrate von 0.6 $\mu\text{m}/\text{h}$ auf 6H-SiC(0001) Substrat gewachsen wurde, der NH_3 -Fluss betrug 10 sccm. Die erhaltenen Halbwertsbreiten für den symmetrischen (0002)- sowie für den asymmetrischen (10-12)-Reflex, die ein Maß für die Mosaizität (d.h. für die Größe von Verkippung und Verdrehung der kristallinen Domänen) der Schichten darstellen, liegen bereits nahe der besten, in der Literatur erwähnten Werte. Neben der guten kristallinen Qualität der Schichten ist für ihren Einsatz in Bragg-Reflektoren eine glatte Oberfläche erforderlich.



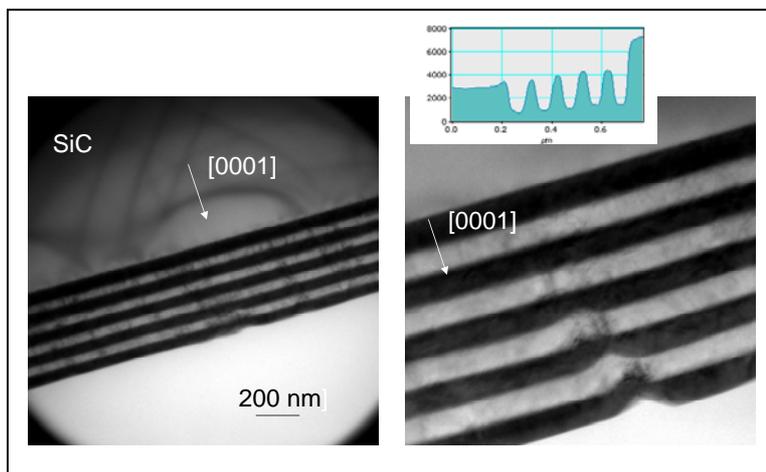
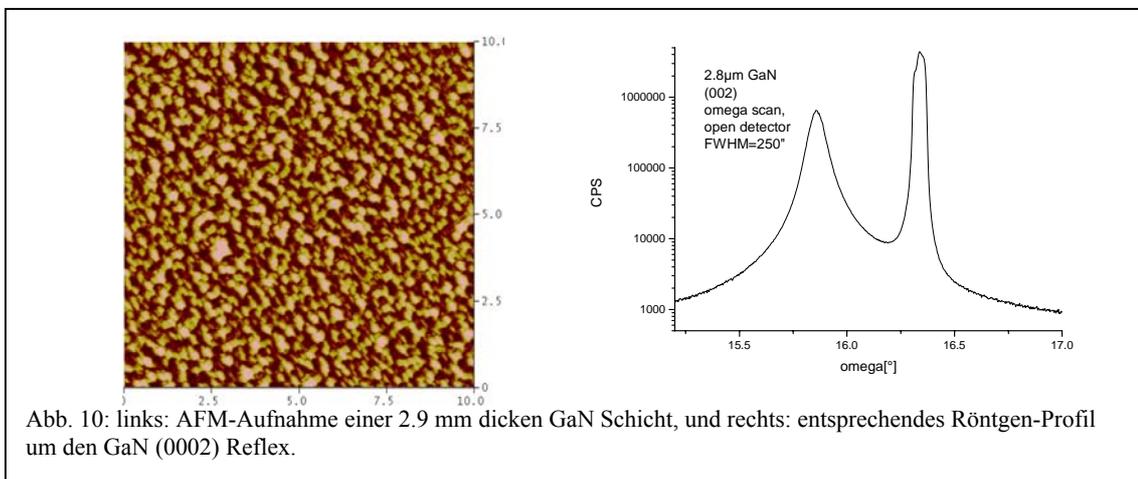
In-situ Elektronenbeugungsmessungen unter streifendem Einfall belegen, dass unter den genannten Bedingungen (d.h., hohe Wachstumstemperatur, hoher Ammoniak-Fluss) die AlN Lagen zwei-dimensional aufwachsen. Dieses Ergebnis spiegelt sich in den AFM-Daten zur Oberflächenmorphologie wieder: über eine Fläche von 10 μm x 10 μm zeigt die AlN Schicht eine RMS-Rauhigkeit von 0.3 nm und ein Peak-to-Valley Verhältnis von 4 nm. Diese für Nitride sehr geringe Oberflächenrauigkeit ist bereits für Anwendungen in Bragg-Reflektoren ausreichend (Abb. 9).

Die bisherigen Ergebnisse zum Wachstum von GaN Schichten sind ebenfalls vielversprechend, obwohl es bislang noch nicht gelungen ist, eine ähnlich glatte Oberflächenmorphologie wie beim AlN einzustellen. Abbildung 10 zeigt eine typische AFM Aufnahme einer 2.8 μm GaN Schicht, aufgebracht auf SiC(0001) mit einer Rate von 1.5 $\mu\text{m}/\text{h}$ bei einer Wachstumstemperatur von 890°C und einem NH_3 -Fluss von 10 sccm. Die RMS-Rauhigkeit



über eine Fläche von $10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$ beträgt $20\ \text{nm}$, das Peak-to-Valley Verhältnis $166\ \text{nm}$. Trotz dieser um fast 2 Größenordnungen höheren Rauigkeit ist die kristalline Qualität der GaN Schicht mit der entsprechenden AlN Schicht vergleichbar, wie in Abb. 10 anhand der Röntgens-Profile belegt ist.

Die Ursache dieser Oberflächenaufrauhung ist noch nicht geklärt, weitere Versuche zum GaN Wachstum sind in Vorbereitung. Erstaunlicherweise zeigt sich eine drastische Verbesserung der Oberflächenmorphologie bei Zulegierung weniger Prozent Aluminium (zwischen 8 und 20% sind getestet). Aufgrund dieser Tatsache haben wir ein kurz-periodiges AlN/Ga_{0,92}Al_{0,08}N Übergitter als Bragg-Reflektor hergestellt, mit jeweils nominell $55\ \text{nm}$ bzw. $74\ \text{nm}$ Schichtdicke pro Reflektorpaar. Nach 4 Perioden ist die Heterostruktur noch nicht aufgeraut, jedoch haben sich aufgrund der epitaktischen Verspannung zahlreiche Risse gebildet. Die TEM-Querschnittsaufnahme in Abb. 11 belegt die relativ gute Grenzflächenstruktur, sie zeigt aber auch das Entstehen von flachen Mulden, deren Auftreten mit einer Erhöhten Zahl von ausgedehnten Kristalldefekten (threading dislocations) korreliert ist. Es ist anzunehmen, dass sich die Oberflächen-diffusion und die Einbaukinetik nahe dieser Defekttagglomeraten ändern, ähnlich der bekannten Situation bei "open core dislocations". Die gemessenen Schichtdicken für AlN und Ga_{0,92}Al_{0,08}N stimmen sehr gut mit den nominellen Werten überein.



Photolumineszenz

Die optischen Eigenschaften der einzelnen Nitrid-Filme sind mittels Photolumineszenz-(PL)-spektroskopie überprüft und mit Referenzproben (ein mit HVPE gewachsener $12\ \mu\text{m}$ dicker GaN Film, der sich durch höchste Lumineszenz auszeichnet) verglichen worden. Abbildung 12 zeigt verschiedene PL-Spektren, die zu einer GaN Schicht (wie zuvor beschrieben), einer (Al,Ga)N-

Schicht, sowie der HVPE GaN Referenzprobe gehören. Die bei Raumtemperatur beobachtete Lumineszenz im Wellenlängenbereich zwischen 360 und 370 nm rührt vom Zerfall freier Exzitonen nahe der Bandkante her. Erstaunlich ist die bemerkenswert hohe Lumineszenzeffizienz und die sehr geringe Linienbreite der mit Ammoniak-MBE gewachsenen Schichten im Vergleich zur Referenzprobe. Dieses sehr gute Resultat spiegelt sich auch in der Abhängigkeit der integrierten PL-Intensität von der Anregungsdichte wieder (siehe Abb. 12, rechts). Die in der neuen Ammoniak-MBE gewachsenen Proben zeigen ein vergleichbares Verhalten mit ähnlich guten Lumineszenz-Intensitäten wie die beschriebene Referenzprobe.

Die MBE-Anlage ist neben der Ammoniak-Quelle auch mit einer Plasma-Quelle versehen, um Vorteile beider Quellen kombinieren zu können (sog. Kombi-Anlage). Da in beiden Fällen unterschiedliche Wachstumsbedingungen vorherrschen müssen, ist die Reinheit der Wachstumskammer bei Nutzung des N_2 -Plasmas zu prüfen. Im folgenden werden deshalb abschliessend noch einige Wachstumsergebnisse vorgestellt, die mit der N_2 -Plasmaquelle der Anlage erreicht wurden.

Abbildung 13 zeigt die Photolumineszenz (PL)-Spektren einer (a) undotierten und (b) einer Mg-dotierten GaN-Schicht auf Saphir-Substrat. Beide Schichten sind etwa $1.7 \mu\text{m}$ dick und wurden auf einer ca. 300 nm dicken AlN-Pufferschicht abgeschieden. Die Pufferschicht gewährleistet die erwünschte Ga-Polarität der darauf folgenden GaN-Schicht.

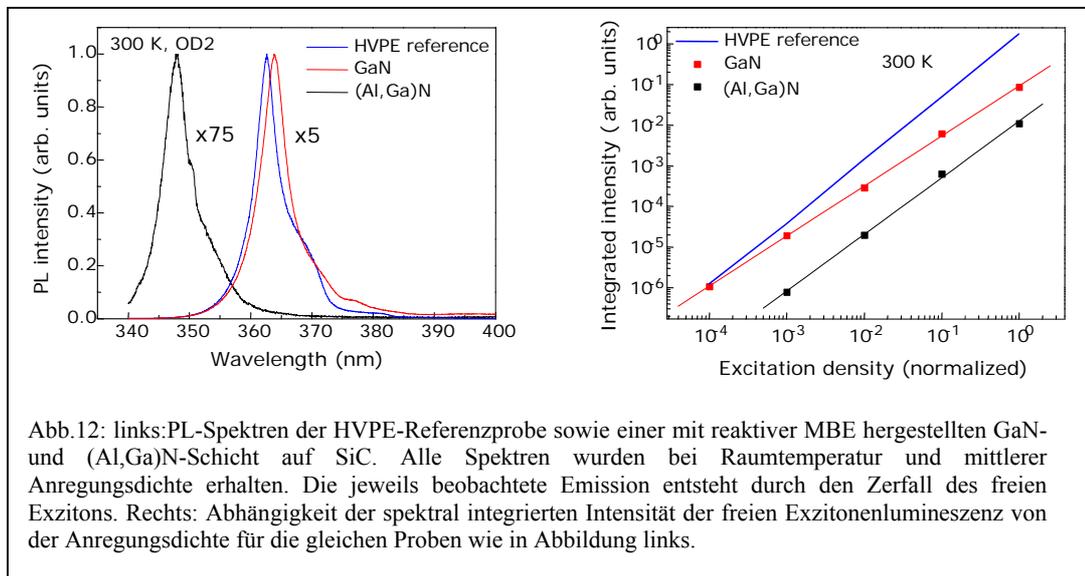


Abb.12: links:PL-Spektren der HVPE-Referenzprobe sowie einer mit reaktiver MBE hergestellten GaN- und (Al,Ga)N-Schicht auf SiC. Alle Spektren wurden bei Raumtemperatur und mittlerer Anregungsdichte erhalten. Die jeweils beobachtete Emission entsteht durch den Zerfall des freien Exzitons. Rechts: Abhängigkeit der spektral integrierten Intensität der freien Exzitonenlumineszenz von der Anregungsdichte für die gleichen Proben wie in Abbildung links.

Schicht (a) ist nominell undotiert und weist einen Widerstand von über $2 \text{ M}\Omega/\square$ auf. Dieser sehr hohe Widerstand macht eine Hallmessung äußerst schwierig. Das PL-Spektrum in Abb. 13 (a) belegt aber, daß dieser hohe Widerstand nicht durch eine hohe elektrische Kompensation der Schicht zu erklären ist, sondern vielmehr deren hoher Reinheit zu verdanken ist. Der scharfe Übergang bei 3.484 eV ist dem donatorgebundenen Exziton zuzuschreiben (durch die kompressive Verspannung auf Saphirsubstrat ist dieser Übergang im Vergleich zu unverspanntem Material um etwa 11 meV blauverschoben). Andere Übergänge, insbesondere solche mit Beteiligung von flachen oder tiefen Akzeptoren („gelbe PL“), werden nicht beobachtet. Man beachte, daß die Anregungsintensität von 1 W/cm^2 bewußt niedrig gewählt wurde, um eine hohe Empfindlichkeit für störstelleninduzierte Übergänge zu erhalten.

Schicht (b) wurde mit Mg dotiert und weist einen Widerstand von $15 \text{ k}\Omega/\square$ auf. Eine Hallmessung belegt die p-Leitfähigkeit der Schicht mit einer Löcherkonzentration von $4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ und einer Beweglichkeit von $5 \text{ cm}^2/\text{Vs}$. Das PL-Spektrum in Abb. 13 (b) zeigt diese Transformation einer isolierenden in eine p-leitfähige Schicht sehr deutlich. Neben dem nach wie vor detektierbaren donatorgebundenen Exziton bei 3.484 eV ist eine Serie von Linien bei Energien unterhalb 3.284 eV das dominierende Merkmal des Spektrums. Diese gut aufgelösten Linien entstammen dem Donator-Akzeptor-Paar (DAP)-Übergang sowie dessen Phononrepliken. Der Akzeptor ist mit substitutionell eingebautem Mg zu identifizieren, dessen Ionisierungsenergie mit der spektralen Lage des DAP-Übergangs übereinstimmt. Tiefere Übergänge, wie sie von Mg-induzierten Komplexen hervorgerufen werden, werden nicht beobachtet. Zusammengefasst belegen die PL-Spektren die hohe optische Qualität der in diesem System hergestellten GaN-Schichten.

