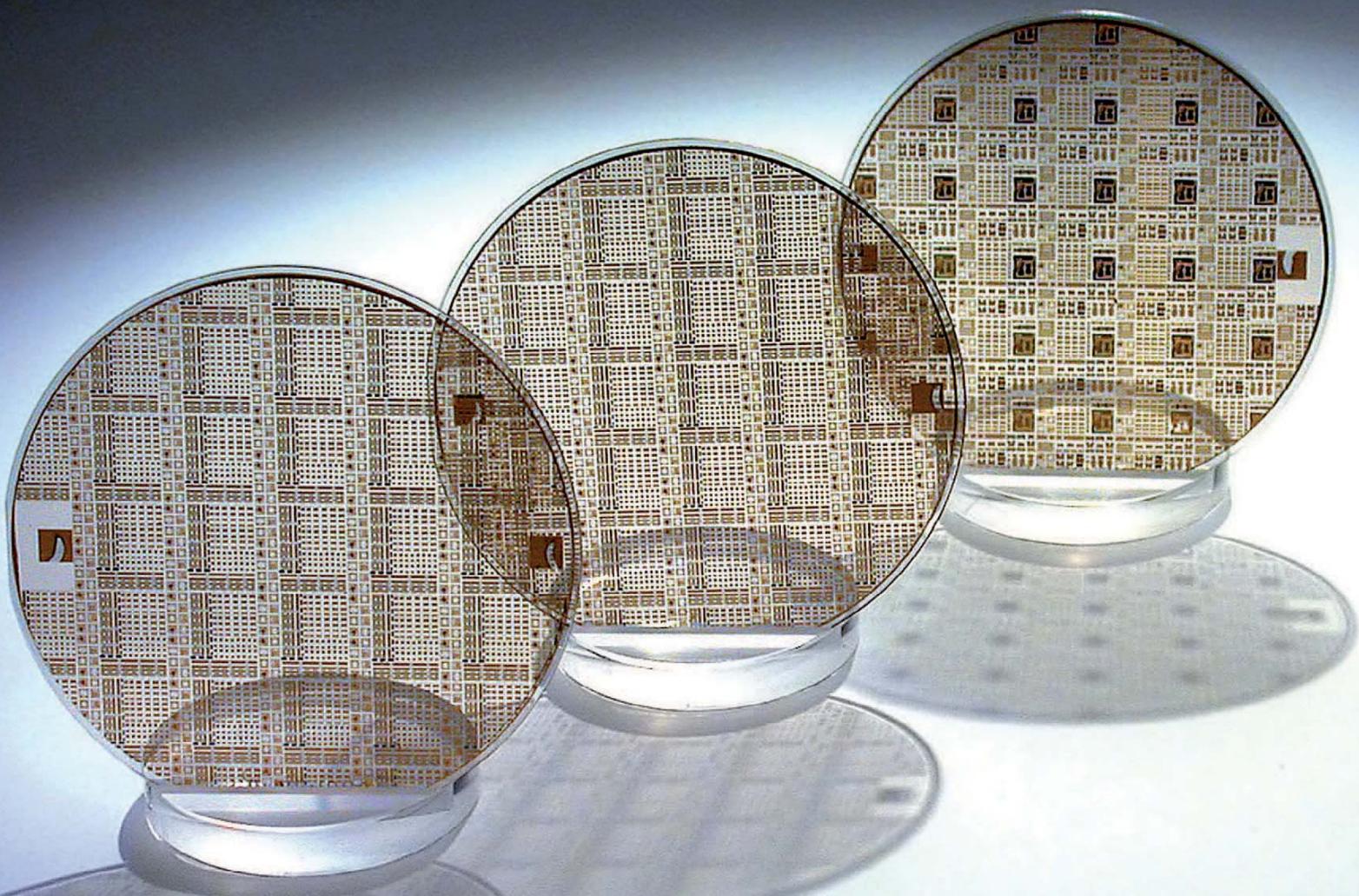


Taek Lim

TERNÄRE UND QUATERNÄRE BARRIERENMATERIALIEN FÜR NITRIDISCHE HETEROSTRUKTUR-FELDEFFEKTTRANSISTOREN



Fraunhofer-Institut für
Angewandte Festkörperphysik IAF

Science for Systems

Band 4

Taek Lim

**Ternäre und quaternäre
Barrierenmaterialien für nitridische
Heterostruktur-Feldeffekttransistoren**

FRAUNHOFER VERLAG

Kontaktadresse:

Fraunhofer-Institut für
Angewandte Festkörperphysik IAF
Tullastraße 72
79108 Freiburg
Telefon 0761/5159-0
Telefax 0761/5159-400
E-Mail info@iaf.fraunhofer.de
URL www.iaf.fraunhofer.de

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.
ISBN: 978-3-8396-0292-8

D 25

Zugl.: Freiburg, Univ., Diss., 2011

Umschlaggestaltung: Fraunhofer IAF
Druck: Mediendienstleistungen des
Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau IRB, Stuttgart

Für den Druck des Buches wurde chlor- und säurefreies Papier verwendet.

© by **FRAUNHOFER VERLAG**, 2011

Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau IRB
Postfach 80 04 69, 70504 Stuttgart
Nobelstraße 12, 70569 Stuttgart
Telefon 07 11 9 70-25 00
Telefax 07 11 9 70-25 08
E-Mail verlag@fraunhofer.de
URL <http://verlag.fraunhofer.de>

Alle Rechte vorbehalten

Dieses Werk ist einschließlich aller seiner Teile urheberrechtlich geschützt. Jede Verwertung, die über die engen Grenzen des Urheberrechtsgesetzes hinausgeht, ist ohne schriftliche Zustimmung des Verlages unzulässig und strafbar. Dies gilt insbesondere für Vervielfältigungen, Übersetzungen, Mikroverfilmungen sowie die Speicherung in elektronischen Systemen. Die Wiedergabe von Warenbezeichnungen und Handelsnamen in diesem Buch berechtigt nicht zu der Annahme, dass solche Bezeichnungen im Sinne der Warenzeichen- und Markenschutz-Gesetzgebung als frei zu betrachten wären und deshalb von jedermann benutzt werden dürften. Soweit in diesem Werk direkt oder indirekt auf Gesetze, Vorschriften oder Richtlinien (z.B. DIN, VDI) Bezug genommen oder aus ihnen zitiert worden ist, kann der Verlag keine Gewähr für Richtigkeit, Vollständigkeit oder Aktualität übernehmen.

Ternäre und quaternäre Barrierenmaterialien für nitridische Heterostruktur-Feldeffekttransistoren

DISSERTATION

zur Erlangung des Doktorgrades
der Technischen Fakultät der
Albert-Ludwigs-Universität Freiburg im Breisgau

vorgelegt von

Taek Lim

Dekan: Prof. Dr. Bernd Becker

Referenten: Prof. Dr. Oliver Ambacher
PD Dr. Frank Schwierz

Tag der Disputation: 10. Juni 2011

We are at the very beginning of time for the human race. It is not unreasonable that we grapple with problems. But there are tens of thousands of years in the future. Our responsibility is to do what we can, learn what we can, improve the solutions, and pass them on.

Richard Feynman (1988)

Zusammenfassung

Diese Arbeit behandelt die Entwicklung von GaN-basierten Heterostruktur-Feldeffekttransistoren (HFETs) mit gitterangepasster Barriere für leistungselektronische Anwendungen. Als Barrierenmaterial werden sowohl ternäre Verbindungen vom Typ (Al,In)N als auch quaternäre Mischkristalle des Typs (Al,Ga,In)N untersucht. Im Gegensatz zu den üblicherweise verwendeten (Al,Ga)N/GaN-Strukturen ermöglichen solche Verbindungen theoretisch verspannungsfreie Transistoren mit dünner Barriere unter 10 nm Dicke und gleichzeitig hoher Ladungsträgerdichte über 10^{13} cm^{-2} . Die Herstellung solcher Barrierenmaterialien stellt eine besondere Herausforderung dar, weil sich diese Verbindungen innerhalb von Mischungslücken im III-N-System befinden. Zum Wachstum der Heterostrukturen kommt deshalb die Molekularstrahlepitaxie (MBE) zum Einsatz, da dieses Verfahren zur Herstellung dieser schwer mischbaren Kristalle aus physikalischen Gründen vorteilhaft erscheint.

Nach Erarbeitung geeigneter Wachstumsparameter werden Heterostrukturen mit (Al,In)N-Barriere bezüglich der elektrischen Eigenschaften untersucht. Hierbei werden mit $\text{Al}_{0,82}\text{In}_{0,18}\text{N}$ als Barrierenmaterial Ladungsträgerdichten von bis zu $1,7 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ erreicht. Allerdings zeigt sich eine Begrenzung der Beweglichkeit auf etwa $600 \text{ cm}^2/\text{Vs}$, die konsistent mit bisherigen Berichten zu mittels MBE gewachsenen Transistorstrukturen mit (Al,In)N-Barriere ist.

Als erweiterter Ansatz werden quaternäre Barrierenmaterialien untersucht. Hierbei wird ein starker Anstieg der Beweglichkeit mit steigendem GaN-Gehalt in der (Al,Ga,In)N-Barriere festgestellt, was auf die bessere Mischbarkeit der betreffenden quaternären Verbindungen zurückgeführt werden kann. Mit einer 7 nm dicken Barriere mit der Zusammensetzung $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ werden eine Ladungsträgerdichte von $1,9 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ und eine Beweglichkeit von $1590 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ erzielt. Diese Werte sind vergleichbar zu den bisherigen Bestwerten von nitridischen Transistorstrukturen mit nahezu gitterangepasster Barriere.

Ein integraler Bestandteil der Transistorstrukturen ist ein neu entwickelter Abstandshalter zwischen GaN-Kanal und (Al,Ga,In)N-Barriere. Dieser Abstandshalter besteht aus einer AlN/GaN/AlN-Schichtfolge und erhöht die Beweglichkeit effektiver als eine einfache AlN-Zwischenschicht.

Im nächsten Schritt werden erstmals mit MBE gewachsene Transistoren mit aluminiumreicher nahezu gitterangepasster quaternärer Barriere realisiert. Die HFETs zeigen große Stromdichten bis zu $2,3 \text{ A/mm}$ und sehr hohe Steilheiten bis zu 675 mS/mm , was nahe des bisherigen Bestwerts für nitridische Transistoren liegt. Somit können die Vorteile der hohen Ladungsträgerdichte und der dünnen Barriere erfolgreich von der Ebene von Heterostrukturen auf die Ebene von Bauelementen übertragen werden. Gegenüber $\text{Al}_{0,2}\text{Ga}_{0,8}\text{N}/\text{GaN}$ -Referenzbauelementen erreichen die Transistoren mit (Al,Ga,In)N-Barriere bessere Ergebnisse sowohl bei den genannten Gleichstromeigenschaften als auch im Hochfrequenzbetrieb. Bei 10 GHz werden ein Hochfrequenzwirkungsgrad von 47 % bei 10 V Spannung und eine Leistungsdichte von $5,7 \text{ W/mm}$ bei 30 V Spannung erzielt.

Die Verbesserung des Durchbruchverhaltens wird als eine der wichtigsten Herausforderungen bei den Bauelementen mit quaternärer Barriere identifiziert. Als erfolgreicher Lösungsansatz stellt sich eine Optimierung der Wachstumstemperatur für (Al,Ga,In)N hin zu möglichst hohen Werten heraus. Effektiv ist außerdem das geeignete Aufwachsen einer GaN-Deckschicht auf die Barriere. Durch Kombination beider Maßnahmen wird eine Durchbruchspannung von über 50 V an HFETs mit $4,75 \mu\text{m}$ Source-Drain-Abstand ermöglicht. Der minimale Leckstrom kann dabei auf das gute Niveau der $\text{Al}_{0,2}\text{Ga}_{0,8}\text{N}/\text{GaN}$ -Referenzen reduziert werden.

Mit einem modifizierten Prozess, der eine kurze Gate-Länge von 100 nm und reduzierte parasitäre Kapazitäten ermöglicht, werden mit $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ -Barriere eine Transitfrequenz von $f_T = 111 \text{ GHz}$ und eine maximale Oszillationsfrequenz von $f_{max} = 132 \text{ GHz}$ erreicht.

Abschließend wird die erfolgreiche Integration der neu entwickelten Transistoren mit quaternärer Barriere in monolithischen Verstärkerschaltungen demonstriert.

Summary

This work deals with the development of GaN-based heterostructure field-effect transistors (HFETs) with lattice-matched barrier for power applications. As barrier materials, both ternary compounds as (Al,In)N and quaternary crystals as (Al,Ga,In)N are investigated. In contrast to commonly used (Al,Ga)N/GaN structures, such compounds theoretically enable strain-free transistors with a thin barrier below 10 nm thickness and simultaneously high sheet electron density above 10^{13} cm^{-2} . The synthesis of such barrier materials poses a particular challenge because these compounds are located within miscibility gaps in the III-N system. For the growth of the heterostructures, molecular beam epitaxy (MBE) is utilized since this method is expected to be advantageous for physical reasons to synthesize these hardly miscible crystals.

After determining suitable growth parameters, heterostructures with (Al,In)N-barrier are analyzed with respect to electrical properties. Using $\text{Al}_{0.82}\text{In}_{0.18}\text{N}$ as a barrier materials, sheet electron densities up to $1.7 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ are achieved. However, the mobility is limited to about $600 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ which is consistent with previous reports on MBE-grown transistor structures with (Al,In)N-barrier.

As an advanced approach, quaternary barrier materials are investigated. Here, a strong increase in mobility with increasing GaN content in the (Al,Ga,In)N-barrier is observed which can be ascribed to the better miscibility of the respective quaternary compounds. Using a 7 nm thick barrier with the composition $\text{Al}_{0.40}\text{Ga}_{0.53}\text{In}_{0.07}\text{N}$, a sheet electron density of $1.9 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ and a mobility of $1590 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ are achieved. These values are comparable to current record values of nitride transistor structures with nearly lattice-matched barrier.

A newly developed spacer between GaN-channel and (Al,Ga,In)N-barrier is used as an integral part of the transistor structure. This spacer consists of an AlN/GaN/AlN sequence and is more effective in increasing the mobility than a single AlN interlayer.

In the next step, the first MBE-grown transistors with high AlN content nearly lattice-matched quaternary barrier are realized. The HFETs exhibit large current densities up to 2.3 A/mm and excellent transconductances up to 675 mS/mm close to the current record for GaN-based transistors. Thus, the advantages of a high sheet electron density and of a thin barrier are successfully transferred from the level of heterostructures to the level of devices. Compared to $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}/\text{GaN}$ reference devices, the transistors with (Al,Ga,In)N-barrier show better results both under the mentioned DC and under RF operation. At 10 GHz, a power added efficiency of 47 % at 10 V bias and a power density of 5.7 W/mm at 30 V bias are achieved.

The improvement of the breakdown behavior has to be considered as one of the major challenges with the quaternary barrier devices. As a successful method of solution, an optimization of the (Al,Ga,In)N growth temperature towards as high as possible values can be identified. Moreover, the suitable growth of an additional GaN cap layer on the barrier shows effective. Combining both measures, a breakdown voltage of over 50 V is achieved with HFETs with $4.75 \mu\text{m}$ source-drain spacing. The minimal leakage current can be reduced to the good level of the $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}/\text{GaN}$ references.

Using a modified process, which enables a short gate length of 100 nm and reduced parasitic capacitances, a current-gain cut-off frequency of $f_T = 111 \text{ GHz}$ a maximum oscillation frequency of $f_{max} = 132 \text{ GHz}$ are achieved with an $\text{Al}_{0.40}\text{Ga}_{0.53}\text{In}_{0.07}\text{N}$ -barrier.

Finally, the successful integration of the newly developed transistors with quaternary barrier in monolithic amplifier circuits is demonstrated.

Inhaltsverzeichnis

| | | |
|----------|---|-----------|
| 1 | Einleitung und Motivation | 1 |
| 1.1 | Nitridische Halbleiter in der Leistungselektronik | 1 |
| 1.2 | Weiterentwicklung und die Rolle neuer Materialien | 6 |
| 1.3 | Einordnung und Struktur dieser Arbeit | 9 |
| 2 | Grundlagen | 13 |
| 2.1 | Das (Al,Ga,In)N-Materialsystem | 13 |
| 2.1.1 | Kristallstruktur | 13 |
| 2.1.2 | Elektronische Eigenschaften | 16 |
| 2.1.3 | Elastische Eigenschaften und Polarisaton | 18 |
| 2.1.4 | Thermochemische Eigenschaften von (Al,Ga,In)N-Legierungen | 21 |
| 2.2 | Herstellung von III-Nitriden | 23 |
| 2.2.1 | Grundlagen der Epitaxie | 23 |
| 2.2.2 | Technische Umsetzung der Nitrid-MBE | 29 |
| 2.3 | Methoden zur Materialcharakterisierung | 32 |
| 2.3.1 | Röntgendiffraktometrie | 32 |
| 2.3.2 | Transmissionselektronenmikroskopie | 35 |
| 2.3.3 | Lichtmikroskopie | 37 |
| 2.3.4 | Rasterkraftmikroskopie | 37 |
| 2.3.5 | Messung elektronischer Transporteigenschaften | 37 |
| 2.3.6 | Kapazitäts-Spannungs-Messung | 39 |
| 2.3.7 | Sekundärionen-Massenspektrometrie | 40 |
| 2.3.8 | Photolumineszenz-Spektroskopie | 40 |
| 2.4 | Nitridische Heterostruktur-Feldeffekttransistoren | 41 |
| 2.4.1 | Entwurf und Eigenschaften epitaktischer Schichtfolgen | 41 |
| 2.4.2 | Transistorphysik und technologisches Design | 46 |
| 2.4.3 | Prozessierung | 50 |
| 2.4.4 | Analyse von HFET-Bauelementen | 52 |
| 3 | Wachstum von ternären Materialien im System (Al,In)N | 55 |
| 3.1 | (Al,In)N nahe der Gitteranpassung auf GaN | 55 |
| 3.2 | Ermittlung geeigneter Wachstumsbedingungen | 56 |
| 3.2.1 | Einstellung der Wachstumstemperatur | 56 |
| 3.2.2 | Indium-Fluss und Morphologie | 60 |
| 3.2.3 | Stickstoffquelle und phasenreines Wachstum | 62 |
| 3.3 | Elektrische Eigenschaften von Heterostrukturen | 67 |
| 3.3.1 | AlInN/GaN-Heterostrukturen | 67 |
| 3.3.2 | Strukturen mit AlN-Zwischenschicht | 68 |
| 3.3.3 | Strukturen mit AlN/GaN/AlN-Abstandshalter | 70 |
| 3.3.4 | Strukturen mit AlN-Zwischenschicht und Ga-Benetzung | 72 |
| 3.4 | Fazit zur MBE von (Al,In)N | 74 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 4 | Entwicklung von quaternären (Al,Ga,In)N-Barrieren | 75 |
| 4.1 | Quaternäre Barrieren für nitridische Transistorstrukturen | 75 |
| 4.2 | Variation der Zusammensetzung | 76 |
| 4.2.1 | Wachstum von nahezu gitterangepasstem (Al,Ga,In)N | 76 |
| 4.2.2 | GaN-Gehalt und Transporteigenschaften | 77 |
| 4.3 | Optimierung der Wachstumsbedingungen | 79 |
| 4.3.1 | Epitaxie bei erhöhter Temperatur | 79 |
| 4.3.2 | Strukturelle und morphologische Qualität | 81 |
| 4.3.3 | PL-Untersuchungen | 85 |
| 4.3.4 | Bestimmung der Zusammensetzung | 85 |
| 4.3.5 | Transporteigenschaften | 87 |
| 4.3.6 | CV-Messungen und Schottky-Kontakt | 90 |
| 4.4 | Vergleich (Al,In)N zu (Al,Ga,In)N und Fazit | 92 |
| 5 | Transistoren mit nahezu gitterangepasster Barriere | 95 |
| 5.1 | Realisierung von HFETs mit AlGaInN-Barrieren | 95 |
| 5.1.1 | Epitaxie und Prozessierung | 96 |
| 5.1.2 | Gleichstromcharakteristik und verwandte Messungen | 98 |
| 5.1.3 | Hochfrequenzeigenschaften | 105 |
| 5.1.4 | Diskussion und Fazit | 108 |
| 5.2 | Wachstumsbedingungen von AlGaInN und GaN-Deckschichten | 109 |
| 5.2.1 | Vorversuche mit GaN-Deckschichten | 110 |
| 5.2.2 | Wachstum und Prozessfolge | 112 |
| 5.2.3 | Reduktion der Leckströme von Bauelementen | 115 |
| 5.2.4 | Weitere Ergebnisse und Bauelementeigenschaften | 117 |
| 5.2.5 | Diskussion und Fazit | 122 |
| 5.3 | Einfluss des Abstandshalters | 123 |
| 5.3.1 | Messungen an Teststrukturen und Bauelementen | 123 |
| 5.3.2 | Diskussion und Fazit | 126 |
| 5.4 | Transistordesign und Hochfrequenzeigenschaften | 127 |
| 5.4.1 | Wachstum und modifizierter Prozess | 127 |
| 5.4.2 | Charakterisierung der Bauelemente | 129 |
| 5.4.3 | Diskussion und Fazit | 132 |
| 5.5 | Realisierung von Schaltungen | 132 |
| 6 | Fazit und Ausblick | 135 |
| | Anhang | 139 |
| | Literaturverzeichnis | 141 |
| | Veröffentlichungen | 153 |
| | Danksagung | 157 |

1 Einleitung und Motivation

1.1 Nitridische Halbleiter in der Leistungselektronik

Die drahtlose Übertragung von Informationen ist von großer wirtschaftlicher und gesellschaftlicher Bedeutung und wird auf verschiedenen Entfernungsskalen von lokalen Netzwerken über Mobilfunk bis zur Satellitenkommunikation genutzt. All diese Anwendungen erfordern stets Systeme zum Senden und Empfangen von modulierten elektromagnetischen Signalen. Auch Radare basieren auf der Erzeugung von Hochfrequenzleistung, um Land-, See- und Luftfahrzeuge, Gebäude sowie geographische Formationen möglichst unabhängig von Beleuchtungs- und Wetterverhältnissen detektieren und abbilden zu können. Zur technischen Realisierung werden in der Regel leistungselektronische Komponenten eingesetzt, die definierte Wellenformen auf eine für die gewünschte Funktion ausreichende Leistung verstärken.

Solche Leistungsverstärker lassen sich allgemein grob in Röhren- und Transistorverstärker einteilen und weiter nach Bauform und verwendeten Materialsystemen differenzieren. Diese Verstärkertypen decken jeweils verschiedene Bereiche bezüglich Ausgangsleistung und Betriebsfrequenz ab (Abb. 1.1). Hierbei bieten transistorbasierte Systeme, auch als Festkörperverstärker (*solid state power amplifier, SSPA*) bezeichnet, unter anderem deutlich kompaktere Abmessungen und eine höhere mechanische Robustheit als vergleichbare Röhrenverstärker. SSPAs können so weitere Anwendungsbereiche erschließen und sind besonders für fortgeschrittene Systemkonzepte wie beispielsweise Radare mit aktiver Wellenfeldsynthese (*active electronically scanned array, AESA*) [1] geeignet.

Allerdings sind bisher kommerziell erhältliche Transistoren abhängig von der Betriebsfrequenz in ihrer Ausgangsleistung begrenzt, so dass für Anwendungen mit größerem Leistungsbedarf auf Röhrenverstärker zurückgegriffen werden muss. Dies ist auf die physikalischen Materialeigenschaften der zur Herstellung von Transistoren verwendeten Halbleiter zurückzuführen. Relevant sind in diesem Zusammenhang insbesondere eine hohe Driftgeschwindigkeit von Ladungsträgern und eine hohe Durchbruchfeldstärke, die beide als Produkt in der sogenannten Johnson-Leistungskennzahl (*Johnson's Figure of*

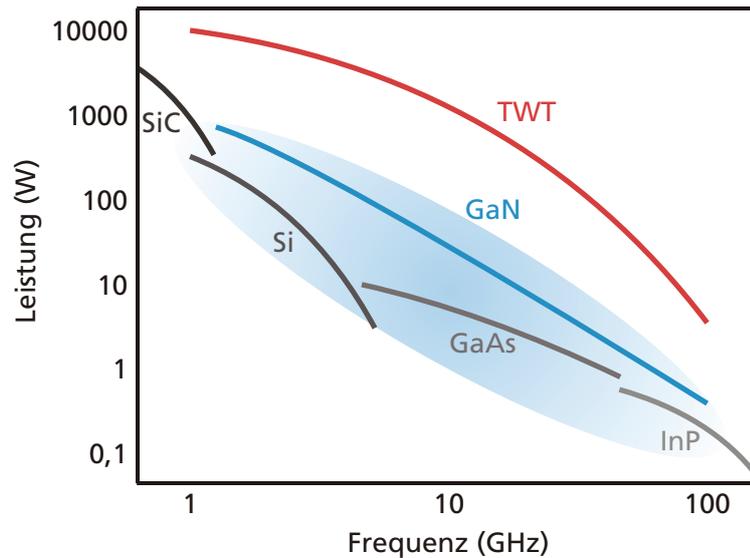


Abb. 1.1: Typische aktuelle Leistungsgrenzen von Verstärkerkomponenten basierend auf verschiedenen Technologien [2–5] (InP einschließlich metamorpher Strukturen auf GaAs (Tabelle 1.1), TWT: Wanderfeldröhre / *travelling wave tube*). Die Schattierung deutet den mittelfristig erschließbaren Anwendungsbereich für GaN-basierte Transistoren an.

Merit, JFOM) [6] (Tabelle 1.1) zusammengefasst sind. Außerdem ist aufgrund der oft erhöhten Temperaturen beim Betrieb von leistungselektronischen Bauelementen eine große Bandlücke von Vorteil.

Unter allen derzeit herstellbaren Materialien werden diese Anforderungen am Besten durch Halbleiter im System der Gruppe-III-Nitride erfüllt, namentlich von GaN und verwandten Verbindungen des allgemeinen Typs $(\text{Al,Ga,In})\text{N}^1$ [7]. Dieses Materialsystem ist teilweise bis in den Alltag hinein für den Einsatz bei Lichtemittern im grünen, blauen bis nah-ultravioletten Spektralbereich bekannt. Die hier betrachtete nitridische Leistungselektronik basiert auf Heterostruktur-Feldeffekttransistoren (HFETs)², in denen der Strom durch den Drain-Kontakt bei gegebener Drain-Source-Spannung durch die Spannung am Gate-Kontakt gesteuert werden kann und die stets als n-Kanal-Transistor realisiert werden. Andere Transistortypen spielen im nitridischen Materialsystem derzeit aus physikalischen Gründen keine Rolle [7]. Als Kernkomponente beinhaltet dieser Bauelementtyp eine sogenannte Halbleiter-Heterostruktur. Solche Strukturen werden ähnlich wie bei herkömmlichen Verbindungshalbleitern im GaAs- oder InP-System mittels Epitaxie hergestellt [8], das heißt man erhält im Idealfall einen kohärenten Einkristall.

¹Aufgrund der Gebräuchlichkeit und zur besseren Auffindbarkeit in Suchmaschinen werden in dieser Arbeit auch variierte Kurzformen wie AlGaInN statt $(\text{Al,Ga,In})\text{N}$ oder analoge Bezeichnungen wie beispielsweise AlGaN für $(\text{Al,Ga})\text{N}$ verwendet.

²Eine äquivalente Bezeichnung ist *high electron mobility transistor* (HEMT).

Aus verschiedenen materialphysikalischen Gründen ist dies im GaN-System mit deutlich größeren Herausforderungen verbunden [9]. Bisher am intensivsten erforscht sind hierbei Bauelemente aus AlGaN/GaN-Heterostrukturen, die vergleichsweise einfach in hoher Qualität hergestellt werden können und erstmals in den 1990er Jahren realisiert worden sind [10].

Gegenüber konventionellen Transistortechnologien (Tabelle 1.1) zeigen GaN-basierte Bauelemente sehr gute Eigenschaften bezüglich Anwendungen mit hohem Leistungsbedarf, insbesondere in Kombination mit höheren Betriebsfrequenzen. Im direkten oder indirekten Zusammenhang mit den Materialeigenschaften spielen dabei verschiedene Aspekte eine Rolle [7]. Ein wichtiger Vorteil im nitridischen Materialsystem ist die Möglichkeit, HFETs fertigen zu können, die für Hochfrequenzanwendungen besser geeignet sind als andere Typen von Feldeffekttransistoren. Aufgrund der großen Durchbruchfeldstärken in nitridischen Halbleitern können außerdem größere Betriebsspannungen verwendet werden. Ein zentraler Vorteil ist dabei die höhere Leistungsdichte, so dass Anzahl und Größe der benötigten Transistoren für eine spezifische Anwendung sinken und gegebenenfalls überhaupt praktikable Werte erreichen. Durch geringere Ströme für eine gegebene Nutzleistung wird die Verlustleistung verringert. Außerdem ist die Impedanz des Bauelements höher und somit gleichzeitig näher an typischen Werten, wie sie für Hochfrequenz-Schaltungen verwendet werden. Dadurch sind weniger und einfachere passive Elemente zur Impedanzanpassung erforderlich, was sowohl Verluste reduziert als auch in integrierten Mikrowellenschaltungen die benötigte Chipfläche und somit die Kosten senkt. Von Vorteil gegenüber konventionellen Halbleitersystemen ist darüber hinaus auch die gute Wärmeleitfähigkeit von Halbleitern und typischen Substraten im GaN-System. Insgesamt zeigen GaN-basierte HFETs Potential, sowohl Transistoren herkömmlicher Technologie für bestimmte Anwendungen zu ersetzen, als auch für Bereiche eingesetzt zu werden, die bisher nicht mit festkörperbasierter Elektronik abgedeckt werden können (Abb. 1.1).

Nitridische Transistoren (Abb. 1.2) befinden sich inzwischen in einer frühen Phase der Markteinführung. Einige Anwendungsbeispiele sind im Folgenden aufgeführt.

- GaN-basierte diskrete Bauelemente und integrierte Mikrowellenschaltungen im Frequenzbereich 1–4 GHz mit Leistungen bis zu einigen 100 W werden bereits von verschiedenen kommerziellen Herstellern angeboten [12–14]. Ein wichtiger möglicher Einsatzbereich sind Mobilfunk-Basisstationen mit stark verbesserter Energieeffizienz gegenüber Systemen mit üblicherweise verwendeten Si-LDMOS-Verstärkern³.

³LDMOS: *lateral diffused metal-oxide-semiconductor (field effect transistor)*

Tabelle 1.1: Vergleich aktueller Materialsysteme für Feldeffekttransistoren mit Beweglichkeit μ , Sättigungsdriftgeschwindigkeit v_s und Durchbruchfeldstärke E_{br} . Alle Einträge repräsentieren typische Werte [4, 7, 11]. GaN-basierte Verbindungen sind derzeit die einzigen Halbleiter mit großer JFOM = $(v_s \cdot E_{br})/2\pi$, aus denen Heterostruktur-Bauelemente gefertigt werden können.

| Materialsystem | Si | GaAs | InP | SiC | GaN |
|-----------------------------------|------|---|---|------|--|
| Barriere | - | $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{As}$ | $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ | - | $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ |
| Kanal | Si | $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}$ | $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ | SiC | GaN |
| Puffer | Si | GaAs | $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ | SiC | GaN |
| Substrat | Si | GaAs | InP / GaAs | SiC | SiC |
| Heterostruktur | nein | ja | ja | nein | ja |
| μ (cm^2/Vs) | 1000 | 7000 | 10000 | 700 | 1500 |
| v_s (10^7 cm/s) | 1.0 | 1.0 | 2.4 | 2.0 | 2.0 |
| E_{br} (10^6 V/cm) | 0.3 | 0.4 | 0.2 | 3.0 | 3.3 |

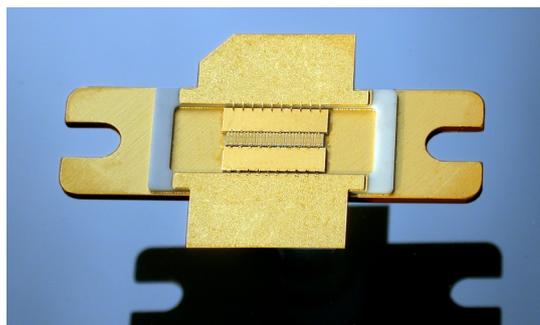


Abb. 1.2: Aufgebauter Barren aus mehrzelligen GaN-basierten HFETs für Kommunikationsanwendungen (Fraunhofer IAF).

- Verstärker im X-Band um 10 GHz sind insbesondere für Radaranwendungen interessant. Der technische Entwicklungsstand hat inzwischen auch dank starker öffentlicher Förderung aus dem Verteidigungssektor einen Reifegrad an der Schwelle zu realen Anwendungen erreicht [15]. GaN-basierte multifunktionale AESA-Module, die Radar- und Kommunikationsfunktionen sowie die Fähigkeit zu elektronischen Gegenmaßnahmen vereinigen, stellen einen noch zu demonstrierenden Meilenstein dar. Breitbandige Verstärker bis zu 18 GHz, die auf ähnlicher Technologie basieren, sind Kandidaten für dedizierte Systeme für elektronische Gegenmaßnahmen.
- Bei niedrigen bis mittleren Millimeterwellen-Frequenzen sind verschiedene Forschungsergebnisse im K_a -Band um 35 GHz [16, 17] und im W-Band bis etwa 100 GHz [18, 19] aus Publikationen bekannt. Derzeit befinden sich Arbeiten in diesem Frequenzbereich noch im experimentellen Stadium. Mögliche Anwendungsbereiche liegen in der Satellitenkommunikation, in kompakten Radaren mit hoher räumlicher Auflösung einschließlich bildgebender Systeme für schlechte Sichtbedingungen oder in schnellen Richtfunkverbindungen über größere Entfernungen [20, 21]. Die Chancen der GaN-Technologie basieren hier besonders auf der konkurrenzlosen Leistungsdichte gegenüber anderen Halbleitersystemen.
- Nitridische HFETs für Betriebsfrequenzen deutlich über 100 GHz sind seit kurzem Gegenstand von Forschungsprojekten [22]. Falls die Realisierung gelingt, würden modulierbare festkörperbasierte Submillimeterwellen-Emitter und -verstärker mit bisher ungekannter Ausgangsleistung zur Verfügung stehen.
- Ein relativ neuer, stark wachsender Anwendungsbereich für GaN-basierte Transistoren sind Leistungsschalter und -wandler für Gleichstrom und niederfrequente Wechselströme. Diese sind beispielsweise interessant für elektrische Antriebskomponenten in Straßenfahrzeugen, für die Leistungselektronik in Maschinen und Anlagen sowie für die Übertragung und Verteilung elektrischer Leistung von Kraftwerken zu Verbrauchern [23–25]. Alle diese Beispiele teilen sich als gemeinsamen Aspekt die Verbesserung der Energieeffizienz. Es existiert ein großes Marktpotential [25], jedoch ist auch der Einsatz von verschiedenen konkurrierenden Technologien auf Si- oder SiC-Basis denkbar. Die Anteile der verschiedenen Halbleitersysteme werden durch zukünftige technische und industrielle Entwicklungen bestimmt werden.
- Außerhalb der Leistungselektronik ist der Einsatz von nitridischen Transistoren auch in der Sensorik möglich [5]. Aufgrund der guten thermischen und chemischen

Beständigkeit der Verbindungen im GaN-System werden entsprechende Bauelemente für widrige Umweltbedingungen erforscht.

Das gesamte Marktvolumen für GaN-basierte leistungselektronische Halbleiterkomponenten wird von unter 100 Mill. US-\$ in 2010 voraussichtlich auf etwa 375 Mill. US-\$ in 2014 steigen [26]. Wachstumschancen bestehen unter anderem in der teilweisen Substitution von herkömmlichen Halbleiterverstärkern. Der Markt für Hochfrequenz-Halbleiter-Bauelemente und -Schaltungen mit über 5 W Leistung bis 3,8 GHz Betriebsfrequenz betrug 2009 knapp 1 Mrd. US-\$ [27]. Außerdem ist ein teilweiser Ersatz von Röhrenverstärkern für Mikrowellenfrequenzen möglich. Für solche Röhren betrug das Volumen 2008 ebenfalls knapp 1 Mrd. US-\$ [28]. Zusätzliche Nachfrage und neue Nischen sind bei Millimeterwellen-Systemen für mittlere Leistungen sowie bei Schaltern und Wandlern denkbar. In jedem Fall sind für die nächsten Jahre jährliche Wachstumsraten des Marktes für Nitrid-Elektronik im mittleren zweistelligen Prozentbereich zu erwarten [26].

Wie gut absehbare Potentiale durch GaN-basierte Transistoren erschlossen werden können, hängt neben wirtschaftlichen Faktoren wie Substrat- und Prozesskosten essentiell von der weiteren Verbesserung der Bauelementeigenschaften ab. Dies beinhaltet günstigere Transistorcharakteristiken für gegebene Betriebsspannungen und -frequenzen, möglichst kleine ohmsche Verluste und Leckströme sowie weitere Verbesserungen in der Zuverlässigkeit und Lebensdauer. Mögliche Ansätze sollen im folgenden Abschnitt skizziert werden.

1.2 Weiterentwicklung und die Rolle neuer Materialien

Ansätze zur Weiterentwicklung von nitridischen Transistoren zielen sowohl auf Verbesserungen in der Prozesstechnologie als auch auf die Herstellung von epitaktischen Heterostrukturen mit höherer Qualität und neuen Materialien (Abb. 1.3). Über die Ebene der einzelnen Bauelemente hinaus sind unter anderem Aspekte des Schaltungsdesigns und der Aufbautechnik relevant, auf die hier nicht weiter eingegangen werden soll.

Die Prozessentwicklung bei GaN-basierten HFETs zielt unter anderem auf die Optimierung von ohmschen Source- und Drain-Kontakten sowie von Gate-Kontakten, von zugehörigen optionalen Recess-Ätzungen und von Passivierungsschichten zur Reduktion des Einflusses von Oberflächendefekten der Halbleiterstruktur [29]. Entscheidend für den Betrieb insbesondere bei Frequenzen deutlich über 10 GHz ist eine geeignete Geometrie im Bereich des Gates [30]. Hierbei sind ausreichend kurze Gates typischerweise unter 250 nm Länge erforderlich. Gleichzeitig mit der Verkürzung der Gate-Länge müssen die

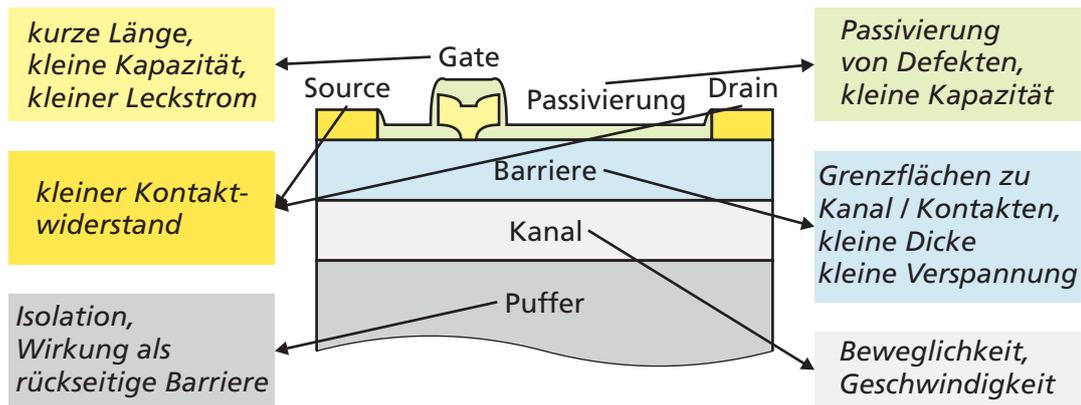


Abb. 1.3: Schematischer Aufbau eines nitridischen HFETs sowie entscheidene und erwünschte Eigenschaften der wichtigsten Transistorkomponenten.

Barriерendicke in der Heterostruktur und parasitäre Kapazitäten passend skaliert werden, um die Grenzfrequenzen des Bauelements effektiv erhöhen zu können. Positiv für die Bauelementeigenschaften ist auch die Reduktion von Leckströmen am Gate. Ein möglicher Ansatz hierfür ist die Einbringung eines isolierenden Dielektrikums zwischen Halbleiter und Gate-Metall in einer MIS-Struktur⁴.

Die Epitaxiestruktur umfasst stets Puffer-, Kanal- und Barrierschichten, sowie optionale Komponenten wie Abstandshalter (*spacer*) oder Deckschichten (*cap*). In den meisten Publikationen über nitridische Transistoren und praktisch allen kommerziell angebotenen Bauelementen dieses Typs werden GaN für Puffer und Kanal sowie AlGaN als Barriere verwendet, was im Wachstum relativ leicht umzusetzen ist und eine hohe Materialqualität ermöglicht. Verschiedene erweiterte epitaktische Konzepte werden im Folgenden kurz beschrieben.

Zur Verbesserung der Funktionen des Puffers, der minimale Leckpfade bieten und Ladungsträger im Kanal einschließen soll, werden Doppelheterostrukturen mit AlGaN-Puffer [31] oder Rückseitenbarrieren durch eine dünne InGaN-Zwischenschicht [32] untersucht. In beiden Fällen bewirkt der modifizierte Bandverlauf eine bessere Lokalisierung von Elektronen im Kanal. Allerdings können sich Probleme durch die im Vergleich zu GaN schlechtere Materialqualität der AlGaN- oder InGaN-Schichten ergeben.

Als aktive Zone des Bauelements, in der der Ladungsträgertransport stattfindet, ist der Kanalbereich auf eine möglichst gute Materialqualität angewiesen. Deshalb wird für den Kanal derzeit fast ausschließlich GaN verwendet, das von allen III-N-Verbindungen

⁴MIS: *metal-insulator-semiconductor*

am Besten beherrscht wird. Das theoretische Potential von InGaN-basierten Kanälen [33] ist aktuell nicht zugänglich.

Die Barriere verleiht der Heterostruktur die entscheidenden Eigenschaften als Transistor. Durch die Trennung von Kanal und Barriere bestehen größere Freiheitsgrade für die Optimierung beider Komponenten, was einen prinzipbedingten Vorteil eines Heterostruktur-Transistors darstellt⁵. AlGaN ist bis heute das am häufigsten eingesetzte Barrierenmaterial, da es verschiedene günstige Voraussetzungen für die Epitaxie bietet. Allerdings ist AlGaN beim Wachstum auf einem GaN-Kanal stets biaxial tensil verspannt, wobei die Dehnung mit dem Al-Gehalt zunimmt. Es wird vermutet, dass die Verspannung der Barriere im Betrieb in Zusammenarbeit mit inversen piezoelektrischen Effekten prinzipiell die Zuverlässigkeit und die Lebensdauer von Bauelementen beeinträchtigt [34]. Da verspannungsbedingte Relaxationseffekte vermieden werden müssen, bestehen außerdem Einschränkungen für das Epitaxiedesign von AlGaN/GaN-Strukturen. Insbesondere kann ein Schichtwiderstand um $300 \Omega/\square$ nur schwer unterschritten werden [5], was einen erheblichen Nachteil für Anwendungen bei hohen Frequenzen darstellt.

Diese Einschränkung im Schichtwiderstand kann in AlN/GaN-Heterostrukturen überwunden werden. Hier wird statt AlGaN eine dünne AlN-Barriere von typisch 3–5 nm Dicke verwendet. Obwohl sehr hohe Ladungsträgerdichten und hohe Beweglichkeiten erreicht werden [35, 36], zeigen die Eigenschaften entsprechender Bauelemente [37] vermutlich auch durch Probleme mit der extremen Verspannung der AlN-Barriere bisher noch weiteren Entwicklungsbedarf.

Als weiteres alternatives Barrierenmaterial wird seit einigen Jahren intensiv an AlInN geforscht. Bei einem InN-Gehalt von etwa 18 % ist es das einzige ternäre Gruppe-III-Nitrid, das aufgrund seiner Gitteranpassung verspannungsfrei auf GaN gewachsen werden kann. Gleichzeitig ermöglicht es durch seinen hohen AlN-Gehalt Heterostrukturen mit großer Ladungsträgerdichte und zugleich dünner Barriere [38]. Verschiedene Gruppen haben bereits vielversprechende Ergebnisse bei Transistoren mit AlInN-Barriere gezeigt [39, 40]. Allerdings stellt die schlechte Mischbarkeit zwischen AlN und InN einen inhärenten Nachteil von $\text{In}_{0,18}\text{Al}_{0,82}\text{N}$ dar [41, 42], so dass die Epitaxie dieses Materials nur mit begrenzter Qualität möglich ist.

Aufgrund der Kristallographie und Thermochemie im (Al,Ga,In)N-System sollten geeignete quaternäre Verbindungen ebenfalls Gitteranpassung auf GaN bieten, aber dabei besser mischbar und damit in besserer Qualität herstellbar sein als $\text{In}_{0,18}\text{Al}_{0,82}\text{N}$. Bisher

⁵Die Bezeichnung „HEMT“ hat ihren Ursprung in der Möglichkeit, einen undotierten Kanal mit entsprechend höherer Elektronenbeweglichkeit verwenden zu können.

existieren nur wenige Berichte über Heterostrukturen und Bauelemente mit entsprechender AlGaInN-Barriere [43, 44]. Durch die günstigen physikalischen Voraussetzungen kann AlGaInN jedoch als eines der aussichtsreichsten Kandidaten als fortgeschrittenes Barrierenmaterial für GaN-basierte HFETs betrachtet werden.

1.3 Einordnung und Struktur dieser Arbeit

Die vorliegende Arbeit behandelt die Entwicklung von nahezu gitterangepassten Barrieren für GaN-basierte Transistoren (Abb. 1.4). Im Gegensatz zu den meisten Berichten in diesem Feld wird zum Wachstum das Verfahren der Molekularstrahlepitaxie (*molecular beam epitaxy*, MBE) eingesetzt. Diese Methode zeichnet sich durch die gute Eignung zur Herstellung von Verbindungen innerhalb von Mischungslücken aus, so dass mögliche Vorteile bei der Epitaxie der zur Entmischung neigenden gitterangepassten Barrierenmaterialien evaluiert werden sollen. Es werden sowohl das ternäre AlInN-System, als auch weiterführend das quaternäre AlGaInN-System untersucht. In diesem Zusammenhang wird die Epitaxiestruktur ähnlich verschiedenen Berichten [45] um einen Abstandshalter zwischen Kanal und Barriere erweitert, wobei hier eine neu entwickelte Dreischicht-Struktur eingesetzt wird. An prozessierten Bauelementen werden verschiedene Einflüsse des Designs und der Schichteigenschaften der hergestellten Heterostrukturen bezüglich leistungselektronischer Anwendungen untersucht. Dabei werden auch verschiedene Prozessschritte den spezifischen Charakteristika der epitaktischen Strukturen angepasst, um verbesserte Bauelementeigenschaften zu erreichen.

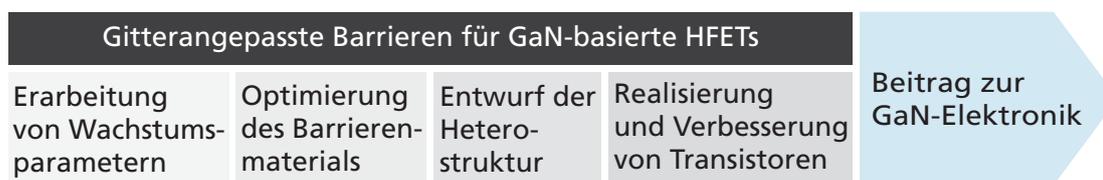


Abb. 1.4: Struktur dieser Arbeit. Zielsetzung ist die Entwicklung von Barrierenmaterialien nahe der Gitteranpassung auf GaN für den Einsatz in der Leistungselektronik.

Nach der einleitenden Übersicht hier in Kapitel 1 werden in Kapitel 2 die wissenschaftlichen und technischen Grundlagen beschrieben, auf denen diese Arbeit basiert. Dies beginnt mit einer Einführung über das (Al,Ga,In)N-System mit Schwerpunkt auf den strukturellen, elektronischen und kompositionellen Eigenschaften. Im nächsten Schritt wird das zur

Herstellung solcher Verbindungen eingesetzte Verfahren der plasmaunterstützten MBE⁶ dargestellt. Anschließend widmet sich ein Abschnitt den zahlreichen Methoden zur Charakterisierung der mittels MBE gewachsenen Heterostrukturen. Dies umfasst verschiedene festkörperphysikalische Verfahren beispielsweise zur Bestimmung von Schichtdicken und -zusammensetzungen oder von elektrischen Transporteigenschaften. In einem weiteren Abschnitt werden die Grundlagen des Designs, der Prozessierung und der Charakterisierung von nitridischen Feldeffekttransistoren beschrieben.

In Kapitel 3 wird die MBE von AlInN nahe der Gitteranpassung auf GaN untersucht. Durch die Herstellung von dickeren Schichten werden die Einflüsse verschiedener Epitaxieparameter wie Temperatur und Wachstumsrate evaluiert. Nach der Erarbeitung von geeigneten Wachstumsbedingungen werden transistorartige Heterostrukturen hergestellt. Auf Basis dieser Proben wird die Eignung von MBE-gewachsenen AlInN-Barrieren für Bauelemente bewertet.

Kapitel 4 behandelt die Entwicklung von AlGaInN-Verbindungen. Hierbei kann auch unter Einhaltung der Gitteranpassung auf GaN ein Materialparameter, beispielsweise der Ga-Gehalt, frei vorgegeben werden. Dies wird genutzt, um den Einfluss der Zusammensetzung des quaternären Materials auf relevante Eigenschaften wie die Elektronenbeweglichkeit zu untersuchen. Aufgrund der besseren Mischbarkeit gegenüber AlInN können bei AlGaInN mit ausreichendem Ga-Gehalt günstigere Wachstumsbedingungen gewählt werden, was die Materialqualität weiter verbessert. Abschließend erfolgt ein Vergleich von ternären und quaternären gitterangepassten Barrierenmaterialien mit Blick auf das Potential für den Einsatz in Transistoren.

Aufbauend auf diesen Ergebnissen werden in Kapitel 5 prozessierte HFET-Bauelemente vorgestellt. Das epitaktische Design der Heterostrukturen einschließlich des Abstandshalters und optionaler Deckschichten wird variiert, um die Einflüsse auf Bauelementeigenschaften zu untersuchen. Anpassungen des Prozesses werden insbesondere an der Schnittstelle zwischen Halbleiter und technologisch definierten Transistorkomponenten wie Source- und Drain-Kontakten vorgenommen. Zum Vergleich mit etablierten AlGaInN/GaN-Bauelementen werden entsprechende Referenzstrukturen im selben Prozesslauf verarbeitet. Weitere Iterationen werden zur Steigerung der Leistungsfähigkeit der Transistoren mit AlGaInN-Barriere durchgeführt. Die Ergebnisse der hier vorgestellten Bauelemente werden im Zusammenhang mit anderen veröffentlichten Berichten über nitridische HFETs diskutiert.

⁶Äquivalente Bezeichnungen sind *plasma-induced MBE* oder *plasma-assisted MBE*.

Die Ergebnisse dieser Arbeit zusammenfassend werden in Kapitel 6 Lösungsansätze für die Bereiche mit dem größten Verbesserungsbedarf skizziert und die mögliche effektive Nutzung der Vorteile von HFETs mit AlGaInN-Barriere in verschiedenen Anwendungen erörtert.

2 Grundlagen

2.1 Das (Al,Ga,In)N-Materialsystem

In diesem Abschnitt werden die grundlegenden Eigenschaften von Verbindungen im III-Nitrid-Materialsystem beschrieben. Ausgehend von der Kristallstruktur werden hierbei die Zusammenhänge mit weiteren Eigenschaften, insbesondere bezüglich der für Bauelemente bedeutsamen Polarisation, diskutiert. Ein weiterer Unterabschnitt widmet sich der Phasenstabilität und Mischbarkeit von (Al,Ga,In)N-Legierungen in Abhängigkeit von der Zusammensetzung.

2.1.1 Kristallstruktur

Nahe des thermodynamischen Gleichgewichts kristallisieren III-Nitride unter gewöhnlichen Bedingungen in der hexagonalen Wurtzitstruktur. Durch Verwendung spezieller Substratmaterialien und Wachstumsbedingungen ist auch die Herstellung von metastabilen kubischen (Al,Ga,In)N-Verbindungen oder anderen Kristallmodifikationen [29] möglich, die derzeit von geringer technischer Bedeutung sind und hier nicht näher betrachtet werden.

Bei (Al,Ga,In)N bilden die Gruppe-III-Atome einerseits und die Stickstoffatome andererseits jeweils ein hexagonal dichtest gepacktes Teilgitter, die so angeordnet sind, dass die Atome des einen Teilgitters in den Tetraederlücken des jeweils anderen Teilgitters sitzen (Abb. 2.1). Die genaue Geometrie eines III-Nitrid-Kristalls kann durch die Gitterparameter a und c sowie das sogenannte Anion-Kation-Bindungslängenverhältnis $u = d_c/c$ beschrieben werden. Hierbei bezeichnet d_c den kleinsten interatomaren Abstand in c -Richtung. Für alle drei binären Verbindungen GaN, AlN und InN zeigt sich dabei eine leichte Abweichung von der idealen Wurtzitstruktur (Tabelle 2.1). Dies führt zu einer spontanen Polarisation. Da die Wurtzitstruktur kein Inversionszentrum besitzt, bildet sich in verspannten III-Nitriden auch eine piezoelektrische Polarisation aus. Beide Effekte [46] sind von zentraler Relevanz für das Design von Transistorstrukturen und werden unten näher beschrieben.

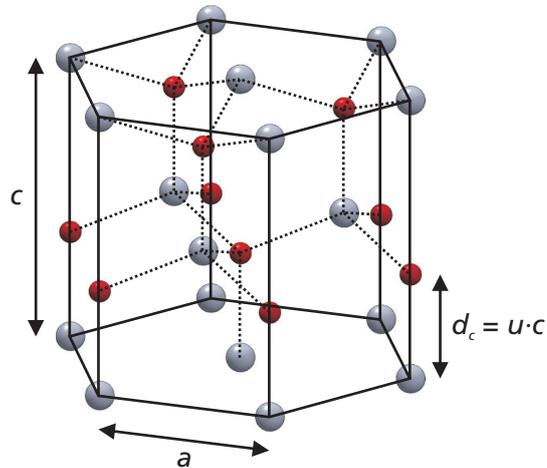


Abb. 2.1: Skizze eines Wurtzit-Kristalls. Die Begrenzung der hexagonalen Einheitszelle ist mit durchgezogenen Linien gekennzeichnet, interatomare Bindungen werden als gestrichelte Linien angedeutet. Gruppe-III-Atome sind grau dargestellt, während die roten Kugeln N-Atome repräsentieren.

Tabelle 2.1: Gitterparameter a und c (gemittelt aus [47]) und Bindungslängenverhältnis u [46] für binäre III-Nitrid-Verbindungen.

| Verbindung | a (Å) | c (Å) | u |
|------------|---------|---------|-------|
| GaN | 3,189 | 5,185 | 0,377 |
| AlN | 3,111 | 4,979 | 0,382 |
| InN | 3,538 | 5,704 | 0,379 |

Die Gitterparameter von Mischkristallen wie (Al,Ga)N oder (In,Ga)N können im Regelfall in guter Näherung aus den Werten der zugrundeliegenden binären Verbindungen ermittelt werden. Für eine Legierung $A_xB_{1-x}N$ wird eine einfache lineare Interpolation nach Vegard verwendet [47]:

$$a_{(A,B)N} = xa_{AN} + (1-x)a_{BN}, \quad \text{mit} \quad A,B = \text{Al,Ga,In}. \quad (2.1)$$

Abweichungen von dieser Vegard-Regel werden in der Literatur diskutiert [47]. Vorteile von alternativen Interpolationsverfahren können im Zusammenhang mit Gitterparametern derzeit jedoch nicht eindeutig festgestellt werden, so dass in der vorliegenden Arbeit, soweit nicht anders angegeben, weiterhin Gleichung 2.1 zum Einsatz kommt. Eine analoge lineare Interpolation wird auch für andere Materialeigenschaften wie beispielsweise elastische Konstanten angenommen. Falls die Parameter von Mischkristallen, wie zum Beispiel bei der Bandlücke, auf abweichende Weise ermittelt werden, ist dies explizit beschrieben.

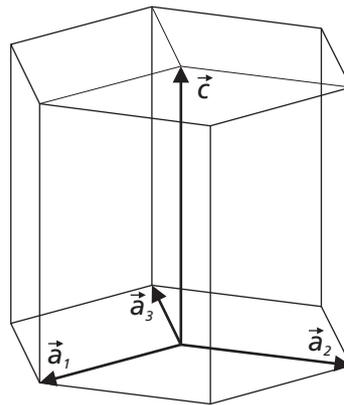


Abb. 2.2: Gittervektoren im Wurtzit-Kristall. Der Vektor \vec{a}_3 ist redundant, bildet aber die Grundlage für die häufig verwendete vierstellige Notation von Richtungen und Ebenen.

Zur Definition von Netzebenen und Kristallrichtungen [48] können die drei Vektoren \vec{a}_1 , \vec{a}_2 und \vec{c} als Basis verwendet werden (Abb. 2.2). Daneben ist auch die mathematisch redundante Indizierung bezüglich der vier Vektoren \vec{a}_1 , \vec{a}_2 , \vec{a}_3 und \vec{c} gebräuchlich. Der Netzebene (hkl) entspricht die Ebene $(hkil)$ mit $i = -(h+k)$. Bei der Kristallrichtung $[u'v'w']$ entsprechend $[uvtw]$ ist stets $w = w'$. Für die weiteren Indizes gilt [49]:

$$\begin{aligned} u &= \frac{1}{3}(2u' - v'), \\ v &= \frac{1}{3}(2v' - u'), \\ t &= -\frac{1}{3}(u' + v'). \end{aligned} \quad (2.2)$$

$$\begin{aligned} u' &= u - t, \\ v' &= v - t. \end{aligned} \tag{2.3}$$

Durch die Polarität der Wurtzitstruktur besitzt die c -Achse eine definierte Richtung, so dass beispielsweise $[001]$ und $[00\bar{1}]$ unterschiedliche Orientierungen darstellen. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich, wie in der nitridischen Elektronik fast immer üblich, ausschließlich mit Kristallen und Heterostrukturen in $[001]$ -Orientierung, die entsprechend die (001) -Ebene als Oberfläche besitzen¹. Solche Strukturen werden auch als *metal-face c-plane* bezeichnet².

2.1.2 Elektronische Eigenschaften

Wurtzit-Kristalle des Typs $(\text{Al,Ga,In})\text{N}$ besitzen eine direkte Bandlücke [50]. Mit Werten von $E_{g,\text{InN}} \approx 0,7 \text{ eV}$ bis $E_{g,\text{AlN}} \approx 6,2 \text{ eV}$ wird ein weiter Bereich abgedeckt (Tabelle 2.2), wobei für die hier behandelten elektronischen Anwendungen hauptsächlich GaN und Verbindungen mit größerer Bandlücke interessant sind. Die Bandstruktur von GaN, die exemplarisch dargestellt ist (Abb. 2.3), weist ein p-artiges Valenzbandmaximum und ein s-artiges Leitungsbandminimum am Γ -Punkt auf. Da in der Nähe der Bandkanten eine näherungsweise parabolische Energiedispersion gegeben ist, kann die elektronische Struktur gut durch ein Effektive-Masse-Modell [51] beschrieben werden. Für das Leitungsband mit Elektronen der effektiven Masse m_e^* ergibt sich dann:

$$E(\vec{k}) \approx E(k=0) + \frac{\hbar^2 k^2}{2m_e^*}. \tag{2.4}$$

Tabelle 2.2: Bandparameter von binären III-Nitriden [50]. Die Werte für E_g sind für eine Temperatur von 0 K angegeben.

| Verbindung | E_g (eV) | m_e^*/m_e | α_v (meV/K) | β_v (K) |
|------------|------------|-------------|--------------------|---------------|
| GaN | 3,51 | 0,20 | 0,909 | 830 |
| AlN | 6,25 | 0,30 | 1,799 | 1462 |
| InN | 0,78 | 0,07 | 0,245 | 624 |

Für das Valenzband kann ein analoger Zusammenhang angenommen werden. Eine separate Berücksichtigung von Leichtloch- (LH), Schwerloch- (HH) und *Split-Off*-Teilbändern

¹Aus verschiedenen Gründen werden Substrate mit einer leichten Verkipfung von einigen $0,1^\circ$ verwendet.

²Alternativ zu *metal-face* können auch die Begriffe *III-face* oder bei GaN *Ga-face* verwendet werden. Ein $[00\bar{1}]$ -orientierter Kristall wird als *N-face* bezeichnet.

Tabelle 2.3: Bowing-Parameter von ternären III-Nitrid-Verbindungen [50].

| | AlGaN | GaInN | AlInN |
|------------|-------|-------|-------|
| b^E (eV) | 1,4 | 0,7 | 2,5 |

ist für die Modellierung von nitridischen n-Kanal-HFETs in der Regel nicht erforderlich. Die Simulation von Heterostrukturen vereinfacht sich somit auf die Bestimmung des Verlaufs der Bandkanten, die mit einer materialabhängigen effektiven Zustandsdichte behaftet sind. Dies wird unten in Abschnitt 2.4 näher behandelt.

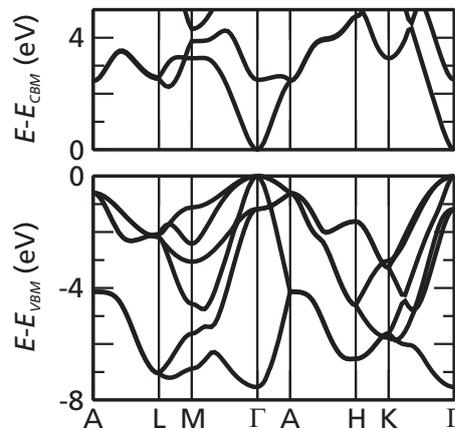


Abb. 2.3: Bandstruktur von GaN aus Simulationen mittels Dichtefunktionaltheorie und Vielteilchen-Störungstheorie unter Vernachlässigung von Spin-Bahn-Kopplung [52]. Die Bandlücke ist verkleinert dargestellt.

Die elektronische Struktur wird generell durch die atomare Anordnung bestimmt und kann daher durch verschiedene Einflüsse modifiziert werden. Ein wichtiger Faktor ist die Temperaturabhängigkeit der Bandlücke, die in III-Nitriden näherungsweise nach Varshni [50] beschrieben werden kann:

$$E_g(T) \approx E_g(T = 0 \text{ K}) - \frac{\alpha_v T^2}{\beta_v + T}. \quad (2.5)$$

Außerdem wird die Bandlücke durch mechanische Verspannungen beeinflusst. Eine näherungsweise Berechnung der Bandlücke von gedehnten Kristallen kann unter Berücksichtigung von sogenannten Deformationspotentialen erfolgen [51].

In (Al,Ga,In)N-Mischkristallen variiert die Bandlücke mit der Zusammensetzung. Bei einer Verbindung des Typs $A_xB_{1-x}N$ ergibt sich die Bandlücke in guter Näherung aus einer quadratischen Interpolation zwischen den beiden binären Komponenten AN und BN unter Berücksichtigung eines empirischen Bowing-Parameters b_{ABN}^E [50] (Tabelle 2.3):

$$E_{g,ABN} = xE_{g,AN} + (1-x)E_{g,BN} - x(1-x)b_{ABN}^E, \quad \text{mit } A,B = \text{Al,Ga,In}. \quad (2.6)$$

Abweichungen von diesem Zusammenhang werden insbesondere für indiumreiche Verbindungen diskutiert [50], die bisher nur in begrenzter Qualität hergestellt werden können und für elektronische Anwendungen derzeit von geringer Bedeutung sind.

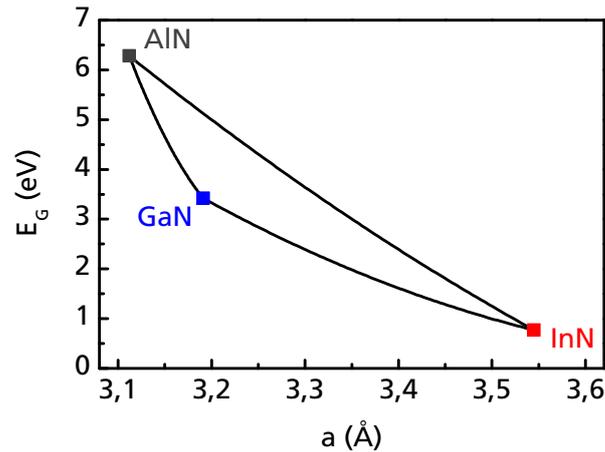


Abb. 2.4: Bandlücken und laterale Gitterkonstanten im III-Nitrid-System. Die Verbindungslinien zwischen den binären Verbindungen kennzeichnen die zugehörigen ternären Mischkristallreihen.

Eine Auftragung der Bandlücke über der Gitterkonstante für die ternären Mischkristallreihen (Al,Ga)N, (Ga,In)N und (Al,In)N fasst die Aussagen von Gleichung 2.1 und Gleichung 2.6 zusammen (Abb. 2.4).

2.1.3 Elastische Eigenschaften und Polarisation

Zur Herstellung von HFET-Bauelementen werden verschiedene (Al,Ga,In)N-Verbindungen unterschiedlicher Zusammensetzung in einer Heterostruktur kombiniert. Der aktive Bereich des Bauelements ist dabei in der Regel epitaktisch und pseudomorph. Dies bedeutet, alle Schichten bilden idealerweise einen Einkristall mit kohärentem Gitter und durchgehend konstantem lateralem Gitterparameter. Abhängig von der jeweiligen chemischen Zusammensetzung führt dies im Allgemeinen zu mechanischen Verspannungen in den einzelnen Schichten. Die in diesem Zusammenhang bestehenden Einflüsse auf die elektrische Polarisation sollen im Folgenden dargestellt werden.

Das elastische Verhalten eines Wurtzit-Kristalls, das heißt der Zusammenhang zwischen Spannungen σ_i , Dehnungen ϵ_j und elastischen Konstanten c_{ij} , kann in Voigt-Notation wie folgt beschrieben werden [46]:

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ c_{12} & c_{11} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ c_{13} & c_{13} & c_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_3 \\ \epsilon_4 \\ \epsilon_5 \\ \epsilon_6 \end{pmatrix}, \quad \text{mit } c_{66} = \frac{1}{2}(c_{11} - c_{12}). \quad (2.7)$$

Für einen Kristall in [001]-Orientierung ohne lokale externe mechanische oder thermisch bedingte Verspannungen sind die beiden lateralen Richtungen äquivalent und die Scherkomponenten verschwinden. Daher ergibt sich folgende Vereinfachung, die direkt den Zusammenhang mit den Gitterparametern a und c beschreibt:

$$\begin{pmatrix} \sigma_l \\ \sigma_v \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} c_{11} + c_{12} & c_{13} \\ 2c_{13} & c_{33} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_l \\ \epsilon_v \end{pmatrix}, \quad (2.8)$$

$$\text{mit } \epsilon_l = \frac{a - a_0}{a_0} \quad \text{und} \quad \epsilon_v = \frac{c - c_0}{c_0}.$$

Jede Verspannung, unabhängig von den Ursachen, führt in (Al,Ga,In)N zur Ausbildung einer piezoelektrischen Polarisation \vec{P}^{PZ} . Dieser Zusammenhang wird durch die piezoelektrischen Konstanten e_{ij} bestimmt [46]:

$$\begin{pmatrix} P_1^{PZ} \\ P_2^{PZ} \\ P_3^{PZ} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} e_{15}\epsilon_4 \\ e_{15}\epsilon_5 \\ e_{31}(\epsilon_1 + \epsilon_2) + e_{33}\epsilon_3 \end{pmatrix}. \quad (2.9)$$

Für einen [001]-orientierten Kristall in Abwesenheit von externen mechanischen Spannungen ist nur die Komponente in c -Richtung nichtverschwindend. Aus den Gleichungen 2.7, 2.8 und 2.9 folgt somit:

$$P_3^{PZ} = 2\epsilon_l \left(e_{31} - e_{33} \frac{c_{13}}{c_{33}} \right). \quad (2.10)$$

In III-Nitrid-Verbindungen tritt zusätzlich zur Piezo-Polarisation, wie oben erwähnt, im Allgemeinen eine spontane Polarisation \vec{P}^{SP} auf, die beide in c -Richtung orientiert sind. Die spontane Polarisation von Mischkristallen des Typs $A_xB_{1-x}N$ kann in guter Näherung über ein quadratisches Interpolationsschema ermittelt werden [46]:

$$P_{(A,B)N}^{SP} = xP_{AN}^{SP} + (1-x)P_{BN}^{SP} + x(1-x)b_{ABN}^{SP}, \quad \text{mit } A,B = \text{Al,Ga,In}. \quad (2.11)$$

Tabelle 2.4: Elastische Parameter, Piezokonstanten und spontane Polarisation in binären III-Nitriden [46].

| Verbindung | $c_{11}/c_{12}/c_{13}/c_{33}$ (GPa) | e_{13}/e_{33} (C/m ²) | P^{SP} (C/m ²) |
|------------|-------------------------------------|-------------------------------------|------------------------------|
| GaN | 367/135/103/405 | -0,34/0,67 | -0,034 |
| AlN | 396/137/108/373 | -0,53/1,50 | -0,090 |
| InN | 223/115/92/224 | -0,41/0,81 | -0,042 |

Tabelle 2.5: Bowing-Parameter der spontanen Polarisation für ternäre III-Nitrid-Verbindungen [46].

| | AlGaIn | GaInN | AlInN |
|--------------------------------|--------|-------|-------|
| b^{SP} ((C/m ²)) | 0,021 | 0,037 | 0,070 |

In typischen Materialien, wie sie in HFET-Bauelementen verwendet werden, können die spontane und die piezoelektrische Polarisation vergleichbare Werte von einigen $-0,01$ C/m² erreichen (Tabellen 2.4 und 2.5). Für jede Schicht einer Heterostruktur addieren sich beide Komponenten:

$$\vec{P} = \vec{P}^{SP} + \vec{P}^{PZ}. \quad (2.12)$$

Die Polarisation beeinflusst die Ladungsträgerverteilung in nitridischen Heterostrukturen entscheidend. Allgemein erzeugt eine räumliche Änderung der Polarisation eine ortsfeste gebundene Ladungsträgerdichte ρ_b :

$$\rho_b = \text{div } \vec{P}. \quad (2.13)$$

In einem epitaktischen Schichtsystem ist nur entlang der Oberflächennormale eine Variation in der Polarisation vorhanden. Außerdem treten idealerweise nur sprunghafte Änderungen an den Grenzflächen zwischen verschiedenen Materialien auf. Somit ergibt sich für eine Grenzfläche bei z_0 eine gebundene Schichtladung σ_b , die der Differenz in der Polarisation beim Durchgang in positiver Richtung entlang der Oberflächennormale entspricht:

$$\sigma_b = P(z_0^-) - P(z_0^+). \quad (2.14)$$

Diese gebundenen Flächenladungen, auch als Polarisationsladungen bezeichnet, können eine Konzentration von freien Ladungsträgern im Bereich der Grenzflächen bewirken. Insbesondere ist es möglich, ohne zusätzliche Dotierung in Transistorstrukturen Ladungsträgerdichten in der Größenordnung von 10^{13} cm^{-2} zu erreichen, was entsprechende Werte bei konventionellen Halbleitermaterialsystemen deutlich übertrifft [51]. Die Ladungsträgerdichte hängt von der Schichtfolge und den verwendeten Materialien ab und stellt sich so ein, dass das Ladungsträgertiefenprofil und der Bandverlauf konsistent sind. Dies wird zum Design von HFET-Strukturen genutzt und in Unterabschnitt 2.4.1 näher behandelt.

2.1.4 Thermochemische Eigenschaften von (Al,Ga,In)N-Legierungen

Obwohl auf Grundlage der idealen Materialeigenschaften viele Verbindungen im (Al,Ga,In)N-Materialsystem für Anwendungen von Interesse sind, können nur Mischkristalle mit bestimmten Zusammensetzungen in erforderlicher Qualität hergestellt werden. In diesem Zusammenhang ist die Mischbarkeit der betreffenden III-Nitrid-Legierungen ein entscheidender Faktor. Aufgrund der unterschiedlichen Gitterparameter (Tabelle 2.1) und Bindungsenergien (Tabelle 2.6) von AlN über GaN zu InN können Al, Ga und In nicht in beliebigen Verhältnissen in einem nitridischen Mischkristall zusammengesetzt werden. Eine begrenzte Mischbarkeit zeigen insbesondere indiumhaltige Verbindungen, die jedoch als einzige die Möglichkeit der Gitteranpassung auf GaN bieten und daher als Barrierenmaterial für Transistoren interessant sind.

Tabelle 2.6: Bindungsenergien pro Atom in binären III-Nitriden [53].

| | GaN | AlN | InN |
|------------|------|-------|------|
| E_B (eV) | 8,92 | 11,52 | 7,72 |

Informationen zur Mischbarkeit von III-Nitrid-Verbindungen lassen sich derzeit primär Simulationen entnehmen. Matsuoka [41] geht dabei von der sogenannten *Strictly regular solution approximation* aus. Ein in diesem Zusammenhang benötigter Interaktionsparameter wird anhand der III-N-Bindungslängen geschätzt. Einen ähnlichen Ansatz verfolgt Takayama [42], wobei der erwähnte Interaktionsparameter anhand eines modifizierten *Valence force field* Modells geschätzt wird. In beiden Fällen ist das Ergebnis der Zusammenhang zwischen der Temperatur an der Grenze zur spinodalen Entmischung und der Zusammensetzung des Mischkristalls. Dies kann als Phasendiagramm dargestellt werden

(Abb. 2.5). Allgemein ist im Gleichgewicht eine Verbindung oberhalb der Grenztemperatur mischbar, während es darunter zur Phasenseparation kommt³ [51]. Die erhaltenen Ergebnisse bezüglich der Phasendiagramme sind in beiden Arbeiten vergleichbar. Experimentelle Daten zur Mischbarkeit sind derzeit nur unvollständig verfügbar.

Verbindungen des Typs (Al,Ga)N sind über den gesamten Zusammensetzungsbereich im thermodynamischen Gleichgewicht mischbar. Dies ermöglicht die vergleichsweise einfache Synthese solcher Materialien und ist eine Erklärung dafür, dass AlGaN/GaN-Heterostrukturen bis heute das am Besten etablierte Materialsystem für nitridische HFETs darstellen. Bei (Ga,In)N-Mischkristallen existiert im Gegensatz zu (Al,Ga)N eine Mischungslücke für mittlere Zusammensetzungen. In diesem Bereich erfolgt im Gleichgewicht eine Separation in eine Ga-reichere und eine In-reichere Phase. Solche Vorgänge sind relevant, sobald die Wachstumstemperatur unterhalb der spinodalen Entmischungstemperatur für die gewünschte Zusammensetzung liegt. Bei (Al,In)N sind die Verhältnisse qualitativ betrachtet ähnlich. Mischkristalle dieses Typs neigen jedoch noch stärker zur Phasenseparation, wie an den hohen Temperaturen der Grenze zur spinodalen Entmischung zu erkennen ist. Für einen InN-Gehalt von 18 %, das heißt etwa bei Gitteranpassung auf GaN, ist (Al,In)N nur bei Temperaturen über 2000 °C im Gleichgewicht mischbar.

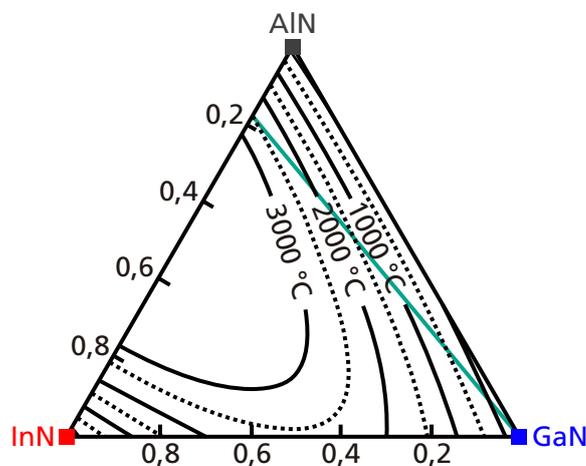


Abb. 2.5: Temperaturgrenzen der spinodalen Entmischung im (Al,Ga,In)N-System [41]. Unterhalb der angegebenen Werte tritt im Gleichgewicht Phasenseparation auf. Die blaugrüne Linie deutet quaternäre Verbindungen nahe der Gitteranpassung auf GaN an.

Weitet man die Betrachtung auf quaternäre Verbindungen des Typs (Al,Ga,In)N aus, zeigt sich entlang der Mischkristallreihe von $\text{Al}_{0,82}\text{In}_{0,18}\text{N}$ zu GaN, in der nach Gleichung 2.1 etwa die Gitteranpassung auf GaN gegeben ist, ein interessanter Zusammenhang. Mit zu-

³Zwischen den Bereichen von Mischbarkeit und spinodaler Entmischung liegt noch ein schmaler sogenannter binodaler Übergangsbereich, in dem auch eine Entmischung möglich ist.

nehmendem Ga-Gehalt ist für die betreffenden (Al,Ga,In)N-Legierungen eine Verbesserung der Mischbarkeit zu erwarten. Für mittlere Zusammensetzungen liegt die Grenze zur spinodalen Entmischung bei nur noch etwa 1000 °C, was im Gegensatz zu den Verhältnissen bei $\text{Al}_{0,82}\text{In}_{0,18}\text{N}$ recht nahe bei typischen Wachstumstemperaturen liegt. Experimentelle Ergebnisse zu diesem Thema werden unten im Text ausführlich behandelt.

Während die oben diskutierten Phasendiagramme die Verhältnisse im Gleichgewicht beschreiben, basieren typische Wachstumsverfahren für nitridische Halbleiter auf kinetisch bestimmten Prozessen, die die Herstellung von Verbindungen auch innerhalb von Mischungslücken ermöglichen können. Deshalb existieren beispielsweise verschiedene Berichte über das Wachstum von nahezu gitterangepasstem (Al,In)N, das in Untersuchungen mittels Röntgenbeugung phasenrein erscheint. Dennoch lassen verschiedene elektrische Eigenschaften entsprechender Heterostrukturen oft auf eine suboptimale Materialqualität der (Al,In)N-Verbindungen schließen [45, 54].

2.2 Herstellung von III-Nitriden

Nitridische Transistoren basieren auf Heterostrukturen aus (Al,Ga,In)N-Verbindungen, wie sie im vorangegangenen Kapitel beschrieben worden sind. Zur Herstellung können verschiedene Epitaxieverfahren zum Einsatz kommen. Dieser Abschnitt behandelt zunächst allgemeine Grundlagen der Epitaxie. Anschließend wird die technische Umsetzung des Wachstums in dieser Arbeit vorgestellt.

2.2.1 Grundlagen der Epitaxie

Der Begriff epitaktisches Wachstum bezeichnet im Idealfall die Herstellung einer einkristallinen Schicht auf einem einkristallinen Substrat. Auf atomarer Ebene besitzen Substrat und Schicht dabei durchgehende Gitterebenen und bilden einen einzigen kohärenten Kristall. Durch eine geeignete Kombination von aufeinanderfolgenden Schichten aus verschiedenen Materialien erhält man eine Heterostruktur, wie sie als Kernkomponente von Halbleiterbauelementen eingesetzt wird.

2.2.1.1 Wachstumsverfahren

Für das Wachstum von nitridischen Transistorstrukturen stehen derzeit zwei Verfahren zur Verfügung. Beide ermöglichen die Herstellung von Heterostrukturen mit nahezu in atomarer Genauigkeit definierten Grenzflächen.

Bei der metallorganischen Gasphasenepitaxie (*metal-organic vapor phase epitaxy*, MOVPE)⁴ werden die Gruppe-III-Komponenten als metallorganische Präkursoren, typischerweise in Form von Trialkylverbindungen wie $\text{Ga}(\text{CH}_3)_3$, bereitgestellt. Für die Stickstoffversorgung dient NH_3 . Zusammen mit einem Trägergas wie N_2 oder H_2 strömen die Ausgangsstoffe über das beheizte Substrat und bewirken dort das epitaktische Wachstum des gewünschten Materials. Der Reaktordruck liegt typischerweise im Bereich 1 – 1000 mbar. Gasströme werden in der Regel mit Massenflussreglern eingestellt.

Als Vorteile der MOVPE sind insbesondere die relativ hohe Wachstumsrate bis zu mehreren $\mu\text{m}/\text{h}$, der vergleichsweise geringe Wartungsaufwand und die gute Skalierbarkeit für die industrielle Produktion zu nennen. Nachteile liegen erstens in einer stets präsenten Verunreinigung durch Kohlenstoffverbindungen aufgrund der organischen Ausgangsmaterialien. Zweitens können Nebenreaktionen und Restgase zu einer Unschärfe bei Grenzflächen und zu Abweichungen von der nominellen Schichtstruktur führen. Außerdem erfordert das komplexe Zusammenspiel zwischen Präkursoren, Hilfsgasen, Substrat sowie Reaktorwänden einen vergleichsweise hohen Kalibrationsaufwand bei der Einstellung der Zusammensetzung oder beim Wechsel zwischen verschiedenen Substratmaterialien.

Das Wachstum mittels Molekularstrahlepitaxie (MBE) wird im Ultrahochvakuum (UHV) bei möglichst kleinem Hintergrunddruck durchgeführt. Die metallischen Komponenten Al, Ga, und In werden mit Verdampferzellen bereitgestellt. Stickstoff wird mittels N_2 -Gas über eine Plasmaquelle oder als NH_3 zugeführt. Alle Quellen sind auf das Substrat gerichtet. Durch einen ausreichend niedrigen Druck in der Wachstumskammer ist die freie Weglänge in der Regel deutlich größer als der Abstand von den einzelnen Quellen zum Substrat. Hierdurch fliegt im Idealfall jedes Teilchen ohne weitere Wechselwirkungen als Molekularstrahl direkt auf die Substratoberfläche. Wichtige Wachstumsparameter sind die Materialflüsse der Zellen und die Substrattemperatur.

Vorteile der MBE bestehen erstens in einer hohen Reinheit der gewachsenen Kristalle durch die UHV-Bedingungen und durch den überwiegenden Einsatz von elementaren Ausgangsmaterialien. Zweitens erreicht man scharfe Grenzflächen, da Materialflüsse mit Zellverschlüssen nahezu instantan schaltbar sind. Drittens können mit der MBE relativ niedrige Wachstumstemperaturen verwendet werden, so dass sich Entmischungsprozesse kinetisch unterdrücken lassen und das Wachstum von Verbindungen innerhalb von Mischungslücken möglich wird. Außerdem besteht unter geeigneten Wachstumsbedingungen eine direkte Proportionalität zwischen Zellenfluss eines Elements und der

⁴Eine alternative Bezeichnung ist metallorganische chemische Gasphasenabscheidung (*metal-organic chemical vapor deposition*, MOCVD).

daraus resultierenden Konzentration im Kristall. Dies erleichtert die gezielte Variation der Zusammensetzung bei vielkomponentigen Verbindungen. Die oben angesprochene niedrige Wachstumstemperatur kann jedoch auch einen Nachteil darstellen. Insbesondere wäre für die Epitaxie von GaN eine höhere Temperatur günstiger [55]. Daraus resultiert unter anderem eine erhöhte Versetzungsdichte, die für optoelektronische Bauelemente kritisch sein kann [51], bei HFETs nach heutiger Einschätzung jedoch allenfalls geringe Auswirkungen besitzt [56]. Weiterhin sind die vergleichsweise geringen Wachstumsraten bis typischerweise maximal $1 \mu\text{m}/\text{h}$ und der große Wartungsaufwand aufgrund der Anforderungen der UHV-Umgebung zu berücksichtigen.

Für die vorliegende Arbeit wird, wie in Abschnitt 1.3 kurz erwähnt, als Wachstumsverfahren primär die plasmaunterstützte MBE eingesetzt⁵. Speziell im Zusammenhang mit der Herstellung von gitterangepassten Verbindungen sollen die möglichen Vorteile evaluiert werden.

2.2.1.2 Substratmaterialien

Im Gegensatz zu den meisten technisch relevanten Halbleitermaterialien sind für III-Nitride native Substrate, beispielsweise aus GaN, nur unter Einschränkungen verfügbar. Deshalb ist man in der Regel auf den Einsatz von Fremdsubstraten angewiesen. Anforderungen an das Substratmaterial umfassen eine zu III-Nitriden kompatible Kristallsymmetrie und Gitterparameter, eine möglichst gute Kristallqualität sowie eine ausreichende thermische und mechanische Stabilität. Für Transistoren ist außerdem ein möglichst hoher elektrischer Widerstand des Substratmaterials wünschenswert, um parasitäre Leitungspfade zu minimieren. Prinzipiell kommen derzeit, abgesehen von nativem GaN, hauptsächlich SiC, Si, Al_2O_3 (Saphir), und AlN als Substrat in Frage.

Aufgrund der physikalisch-technischen Eigenschaften (Tabelle 2.7) bleibt SiC bis heute das Substratmaterial der Wahl für leistungselektronische Anwendungen bei hohen Frequenzen und wird auch in dieser Arbeit für die Herstellung von Bauelementen eingesetzt. Al_2O_3 dient zur vergleichsweise kostengünstigen Herstellung von Teststrukturen. Si ist ebenfalls aufgrund von Kostenaspekten insbesondere für Leistungsschalter und -wandler interessant. Native Substrate aus GaN oder AlN ermöglichen, abhängig vom Herstellungsverfahren [57], das Wachstum von Heterostrukturen mit um mehrere Größenordnungen niedrigeren Versetzungsdichten. Allerdings sind Substrate mit ausreichender Größe und

⁵Das Wachstum mit NH_3 hat in internen Versuchen im Vergleich keine zufriedenstellenden Ergebnisse gezeigt.

Tabelle 2.7: Eigenschaften von gebräuchlichen Substratmaterialien zum Wachstum von III-Nitriden [29,51]. Die Fehlpassung beschreibt den relativen Unterschied in der lateralen Gitterkonstante des Substratmaterials zu GaN ($(a_S - a_{\text{GaN}})/a_S$), wobei jeweils die günstigste Substratebene und -orientierung als Bezug dient. Weiterhin sind der Wärmeausdehnungskoeffizient α_L , die Wärmeleitfähigkeit λ_T , der spezifische Widerstand ρ und außerdem typische heute verfügbare Waferdurchmesser angegeben.

| | Fehlpassung (%) | α_L (10^{-6} K^{-1}) | λ_T (W/(mK)) | ρ (Ωcm) | Waferdurchmesser (mm) |
|--------------------------------|-----------------|---|----------------------|------------------------------|-----------------------|
| GaN | 0 | 5,59 | 130 | $> 10^9$ | ≤ 50 |
| SiC | -3,4 | 4,2 | 490 | $> 10^{11}$ | ≤ 100 |
| Si | 20,4 | 3,59 | 150 | $> 10^4$ | ≤ 300 |
| Al ₂ O ₃ | 13,8 | 7,5 | 50 | $> 10^{12}$ | ≤ 150 |
| AlN | -2,7 | 4,2 | 200 | $> 10^{12}$ | ≤ 50 |

elektrischem Widerstand derzeit noch nicht verfügbar und spielen daher für diese Arbeit keine Rolle.

2.2.1.3 Physik des MBE-Wachstums

Ziel bei der Epitaxie ist die Herstellung von Einkristallen möglichst guter Qualität. Bei der plasmaunterstützten MBE von III-Nitriden muss hierbei nahe der Stöchiometrie zwischen den Gruppe-III-Flüssen einerseits und dem effektiven Angebot an Stickstoff andererseits gearbeitet werden⁶ [9]. Unter Fluss ist hierbei die Anzahl der wachstumseffektiven Teilchen pro Oberfläche und Zeit zu verstehen, die auf das Substrat treffen. Es besteht somit ein recht schmales Wachstumsfenster bezüglich der Zellenflüsse.

Für einen gegebenen Stickstoff-Fluss Φ_N können in Abhängigkeit vom Gruppe-III-Fluss Φ_{III} und von der Substrattemperatur verschiedene Wachstumsbereiche identifiziert werden. Am Beispiel von GaN [58] (Abb. 2.6) können die wesentlichen Zusammenhänge dargestellt werden. Für $\Phi_{\text{Ga}} < \Phi_N$, das heißt stickstoffreiches Wachstum, erhält man mit steigendem N-Überschuss eine zunehmend raue Oberfläche⁷. Hier liegt ein sogenannter dreidimensionaler Wachstumsmodus vor [8]. Auf der anderen Seite existiert für $\Phi_{\text{Ga}} > \Phi_N$ nahe der Stöchiometrie ein Zwischenbereich, in dem man im Idealfall atomar glatte Oberflächen erhält, ohne dass eine Tropfenbildung auftritt. Dies wird durch eine Ga-Adsorptionsschicht erklärt, in der die Diffusionslänge von aktivem Stickstoff im Vergleich zu einer adsor-

⁶Dies steht im Gegensatz zu konventionellen Verbindungshalbleitern auf GaAs- oder InP-Basis, die mit großem Gruppe-V-Überschuss gewachsen werden.

⁷Für Temperaturen ab etwa 800 °C wird ein weiteres Wachstumsfenster im stickstoffreichen Bereich für die Epitaxie von qualitativ hochwertigem GaN berichtet [59]. Dieses kann jedoch nur auf wenigen geeigneten Anlagen umgesetzt werden.

batfreien Oberfläche stark erhöht ist [55]. Hierdurch wird eine bessere Kristallinität und eine entsprechend verbesserte Oberflächenmorphologie ermöglicht. Mikroskopisch läuft das Wachstum hier im sogenannten *Step-Flow*-Modus ab, das eine Form des in der Regel erwünschten zweidimensionalen Wachstums darstellt [8]. Bei weiter erhöhtem Φ_{Ga} kommt es zur Ausbildung von Ga-Tropfen. Dabei kann ein zu starker Ga-Überschuss zu einer lokalen Beeinträchtigung der Kristallqualität im Bereich von Metallansammlungen führen. Eine leichte Tropfenbildung ist jedoch nicht kritisch, insbesondere wenn diese wie beim unten beschriebenen Modulationswachstum wieder gezielt abgebaut wird. Die Grenze zwischen einfacher Adsorptionsschicht und Tropfenbildung korreliert mit der thermischen Desorptionsrate von Ga. Dies bedeutet gleichzeitig, dass nur für Temperaturen mit signifikanter Ga-Desorption ein Zwischenbereich wie oben erwähnt existiert.

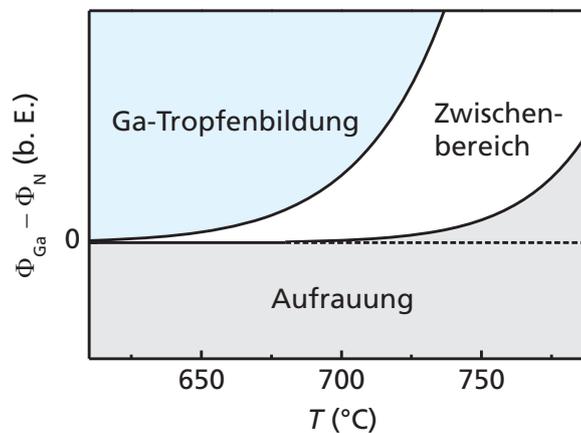


Abb. 2.6: Wachstumsdiagramm für GaN mit qualitativer Darstellung der Abhängigkeiten von Ga-Fluss und Substrattemperatur. Die gestrichelte Linie entspricht der in der früheren Literatur nicht endgültig [58] beschriebenen Grenze zwischen Aufrautung und Zwischenbereich, während die Schattierung eigene Beobachtungen wiedergibt, die konsistent mit neueren Referenzen [59] sind.

Beim gleichzeitigen Angebot von mehreren Gruppe-III-Elementen gilt eine strenge Einbaupräferenz [60]. Konsistent mit den Bindungsenergien (Tabelle 2.6) wird Al bevorzugt eingebaut. Falls der Stickstoff-Fluss noch einen weiteren Gruppe-III-Einbau erlaubt, wird angebotenes Ga inkorporiert. Für In gilt entsprechendes, wenn der Stickstoff-Fluss die Summe aus Al- und Ga-Fluss übersteigt. Die mögliche Gesamtrate an eingebauten Gruppe-III-Elementen und somit die maximale Wachstumsrate wird dabei vom effektiven Angebot an Stickstoff bestimmt. Sind die Temperaturen so hoch, dass Gruppe-III-Elemente wieder desorbieren können, wird nur ein Teil des ankommenden Flusses eingebaut und ein Teil löst sich mit der temperaturabhängigen Desorptionsrate D_{III} wieder vom Substrat. Für den Einbau steht dann nur noch ein verbleibender Fluss von $\Phi_{\text{III}}^* = \Phi_{\text{III}} - D_{\text{III}}$ zur Verfügung. Mit der Einbaurrate I_{III} und den Annahmen, dass keine Dekomposition des bereits gewachsenen

Kristalls stattfindet sowie keine Begrenzung der Löslichkeit für die verschiedenen Elemente gegeben ist, lassen sich die beschriebenen Zusammenhänge wie folgt zusammenfassen:

$$\begin{aligned}
 I_{\text{Al}} &= \Phi_{\text{Al}}^* & \text{für} & & \Phi_{\text{Al}}^* &\leq \Phi_{\text{N}}, \\
 I_{\text{Al}} &= \Phi_{\text{N}} & \text{für} & & \Phi_{\text{Al}}^* &> \Phi_{\text{N}}, \\
 I_{\text{Ga}} &= \Phi_{\text{Ga}}^* & \text{für} & & \Phi_{\text{Ga}}^* &\leq \Phi_{\text{N}} - \Phi_{\text{Al}}^*, \\
 I_{\text{Ga}} &= \Phi_{\text{N}} - \Phi_{\text{Al}}^* & \text{für} & & \Phi_{\text{Ga}}^* &> \Phi_{\text{N}} - \Phi_{\text{Al}}^*, \\
 I_{\text{In}} &= \Phi_{\text{In}}^* & \text{für} & & \Phi_{\text{In}}^* &\leq \Phi_{\text{N}} - (\Phi_{\text{Al}}^* + \Phi_{\text{Ga}}^*), \\
 I_{\text{In}} &= \Phi_{\text{N}} - (\Phi_{\text{Al}}^* + \Phi_{\text{Ga}}^*) & \text{für} & & \Phi_{\text{In}}^* &> \Phi_{\text{N}} - (\Phi_{\text{Al}}^* + \Phi_{\text{Ga}}^*).
 \end{aligned} \tag{2.15}$$

Als Konsequenz dieses Einbauverhaltens ist beim Wachstum unter stickstoffreichen Bedingungen unterhalb der Desorptionstemperatur aller verwendeten Gruppe-III-Elemente der Anteil jedes dieser Elemente im gewachsenen Kristall proportional zum verwendeten Fluss. Dies kann für die Bestimmung der Zusammensetzung von quaternären Verbindungen genutzt werden, wie unten im Text beschrieben wird.

2.2.1.4 Gitterfehlpassung in Heterostrukturen

Die verschiedenen Schichten innerhalb einer Heterostruktur besitzen im Allgemeinen unterschiedliche Gitterkonstanten. Bis zu einer bestimmten kritischen Schichtdicke d_c kann jedes Material pseudomorph auf die darunterliegende Schicht gewachsen werden. Die laterale Gitterkonstante der aufgewachsenen Schicht a_e nimmt dann den Wert des unterliegenden Materials a_s an. Die kritische Schichtdicke hängt vom Materialsystem sowie von der Dehnung $\epsilon_l = \frac{a_s - a_e}{a_e}$ ab und kann anhand verschiedener Modelle geschätzt werden [8]. Eine einfache Abschätzung [61] lautet:

$$d_c \approx \frac{b_e}{2\epsilon_l}. \tag{2.16}$$

Hierbei bezeichnet b_e die Länge des Burgers-Vektors [8] von Versetzungen im betreffenden Material. Für III-Nitride werden teilweise deutlich größere kritische Schichtdicken beobachtet, als anhand gebräuchlicher Modelle zu erwarten ist [8].

Wird die kritische Schichtdicke überschritten, erfolgt ein Abbau der Verspannungsenergie durch Relaxation des aufgewachsenen Kristalls hin zu den Gitterparametern des Volumenmaterials oder durch Rissbildung. Relaxationsprozesse sind gewöhnlich mit der Entstehung von Versetzungen verbunden [8]. Dies ist von besonderer Relevanz für das (Al,Ga,In)N-System, da wie oben beschrieben meist auf Fremdsubstraten gearbeitet wird

und daher bereits beim Anwachsen des nitridischen Materials eine große Fehlpassung besteht. Dies hat zur Folge, dass nitridische Heterostrukturen bezogen auf das Substrat gewöhnlich relaxiert sind und eine vergleichsweise hohe Versetzungsdichte aufweisen. Im Gegensatz zu durchgehend pseudomorphen Heterostrukturen aus konventionellen Halbleitern beispielsweise im GaAs-System benötigen III-Nitrid-Transistoren spezielle Nukleationsschichten auf dem Substrat und anschließend relativ dicke Pufferschichten, in der Regel aus GaN.

2.2.2 Technische Umsetzung der Nitrid-MBE

2.2.2.1 Basiskomponenten des MBE-Systems

Für das MBE-Wachstum in dieser Arbeit kommt ein System der Firma Veeco Instruments Inc. vom Typ GEN20A zum Einsatz. Das Substrat liegt horizontal mit der zu epitaxierenden Seite nach unten, wird von der Rückseite beheizt und rotiert beim Wachstum, um eine bessere Homogenität zu erreichen. Die Quellen zielen entsprechend von unten auf das Substrat. Für die Gruppe-III-Elemente werden konventionelle Effusionszellen verwendet. Diese Zellen besitzen einen für das jeweilige Quellenmaterial passend geformten Tiegel aus pyrolytischem Bornitrid. Dabei werden stets der Bereich des Tiegelbodens und für Gallium und Indium auch der Bereich der Tiegelmündung beheizt. Für einige Elemente sind mehrere Zellen verfügbar, so dass schnell zwischen benötigten Flüssen umgeschaltet werden kann. Zur Versorgung mit Stickstoff dient eine Quelle des Typs UNI-Bulb, die über einen Massenflussregler eingelassenes N_2 -Gas als Plasma unter Hochfrequenzanregung bei 13,56 MHz aktiviert und auf das Substrat leitet. Weitere Quellen dienen zum Einsatz von CBr_4 für die Kompensationsdotierung mit Kohlenstoff, von Silizium zur n-Dotierung und von Magnesium zur p-Dotierung. Die letzteren beiden Zellen werden in dieser Arbeit nicht eingesetzt. Jede Quelle besitzt einen mechanischen Verschluss, der den jeweiligen Molekularstrahl zum Substrat gezielt unterbrechen kann und nur bei aktiver Nutzung einer Zelle geöffnet wird.

Das Vakuum in der Wachstumskammer [62] wird mittels einer Turbomolekularpumpe und einer Kryopumpe erzeugt. Weiterhin steht eine Titansublimationspumpe zur Verfügung. Der Basisdruck liegt bei etwa 10^{-11} mbar.

Zur Bestimmung von Gruppe-III-Flüssen dient eine spezielle Druckmessröhre, die etwa auf die Position des Substrats gefahren werden kann. Dort kann für jede Zelle abhängig von den Betriebsbedingungen ein strahläquivalenter Druck (*beam equivalent pressure*, BEP) gemessen werden. Der BEP-Wert ist für eine gegebene Maschinenkonfiguration pro-

portional zum Fluss, der während dem Wachstum am Substrat ankommt. Zur Kalibration des MBE-Systems werden für definierte Testschichten die Informationen zu BEP-Werten, Schichtdicke, Wachstumszeit und Zusammensetzung ausgewertet.

Epitaxierelevante Maschinenparameter im Betrieb umfassen primär folgende Punkte. Die Flüsse der Gruppe-III-Zellen werden über die Temperaturen der Zellheizungen eingestellt. Bei der Stickstoff-Quelle können der N_2 -Volumenfluss und die Hochfrequenzleistung angepasst werden. Parameter der CBr_4 -Quelle sind der Volumenfluss des Gases und die Mündungstemperatur. Von zentraler Bedeutung ist außerdem die Temperatur der Substratheizung, über die die Substrattemperatur eingestellt wird.

2.2.2.2 In-Situ-Charakterisierung

Aus technischen Gründen kann die Temperatur des Substrats während des Wachstums nur kontaktlos bestimmt werden. Hierfür kommt ein Pyrometer zum Einsatz. Um Abweichungen des Substrats von einem schwarzen Strahler und Absorptionen entlang des optischen Pfads berücksichtigen zu können, besitzt das Gerät die Emissivität als einen anpassbaren Parameter. Dieser wird mittels einer Aluminiumprobe so kalibriert, dass die vom Pyrometer ausgegebene Temperatur mit dem Schmelzpunkt von Aluminium bei etwa 660°C übereinstimmt.

Als weiteres optisches Charakterisierungssystem dient ein Reflektometer/Pyrometer. Mit diesem Gerät kann interferometrisch die Zunahme der Dicke einer Schicht während des Wachstums verfolgt und so *in situ* die Wachstumsrate bestimmt werden. Da durch Desorption von der Substratoberfläche Teile des Systems mit Metall belegt werden können, wird das System daher in der Regel nur für Kalibrationsserien verwendet und nicht routinemäßig wachstumsbegleitend eingesetzt. Die Pyrometerfunktion wird zur Ergänzung des oben beschriebenen primären Pyrometers genutzt.

Von essentieller Bedeutung für die Wachstumskontrolle ist ein System zur Analyse mittels Elektronenbeugung in Reflexion (*reflection high energy electron diffraction*, RHEED) [8]. Dieses ermöglicht einerseits eine qualitative Überprüfung des Wachstumsmodus. Bei zweidimensionalem Wachstum erhält man ein streifenförmiges Beugungsmuster, während bei dreidimensionalem Wachstum diskrete Reflexionsmaxima auftreten. Außerdem kann beim Wachstum von GaN und vergleichbaren Verbindungen die Ausbildung einer passenden Ga-Adsorptionsschicht (Unterabschnitt 2.2.1) sichergestellt werden. Dies geschieht im Rahmen eines Modulationswachstums, bei dem einige Minuten Wachstumszeit mit einer kurzen Wachstumsunterbrechung abwechseln. Während der Unterbrechung wird die Ga-Zufuhr abgestellt, so dass auf der Substratoberfläche adsorbiertes Ga eingebaut wird

oder desorbiert. Dieser Vorgang kann anhand der Intensität der RHEED-Reflexe verfolgt werden, um abhängig vom zeitlichen Verlauf des RHEED-Signals den Ga-Fluss oder die Substrattemperatur zu regeln. Somit wird gewährleistet, dass die Wachstumsbedingungen im oben beschriebenen Zwischenbereich oder im Bereich leichter Tropfenbildung liegen, um eine gute Kristallqualität zu erreichen. Das Modulationswachstum reduziert darüber hinaus den Einfluss von Temperaturinhomogenitäten, da durch die Wachstumsunterbrechung dauerhafte Metallansammlungen in kälteren Bereichen vermieden werden [63]. Neben den erwähnten Fähigkeiten ermöglicht ein RHEED-System unter anderem auch die Analyse von Oberflächenrekonstruktionen und prinzipiell sogar von lateralen Gitterparametern.

2.2.2.3 Substrate sowie ihre Vor- und Nachbehandlung

Für diese Arbeit kommen drei Substrattypen zum Einsatz. Die Mehrzahl der Teststrukturen wird auf Quasisubstraten gewachsen, die aus einer mittels MOVPE epitaxierten $1 - 2 \mu\text{m}$ dicken GaN-Schicht auf Al_2O_3 bestehen. Auf solche Quasisubstrate kann das Wachstum in der MBE direkt mit einer GaN-Pufferschicht moderater Dicke begonnen werden, um nach vergleichsweise kurzer Zeit bereits die eigentliche Struktur von Interesse zu epitaxieren. Außerdem wird der Verbrauch an Quellenmaterial in der MBE im Vergleich zum Wachstum auf blanken Substraten stark reduziert, was die Wartungszyklen entsprechend verlängert. Im Gegensatz zur MBE ist bei der MOVPE das Nachfüllen von Quellenmaterial ohne Wartung der Anlage möglich. Der zeitliche Aufwand für das Wachstum ist beim eingesetzten MOVPE-System außerdem aufgrund der größeren Wachstumsgeschwindigkeit und der gleichzeitigen Verarbeitung von 12 Substraten deutlich geringer als in der MBE. Die Vorteile der Nutzung von GaN/ Al_2O_3 -Quasisubstraten liegen somit in einer besseren Zeit- und Kosteneffizienz. GaN/4H-SiC-Quasisubstrate werden ebenfalls für Testläufe verwendet. Zur Herstellung von Transistoren werden Heterostrukturen vollständig in der MBE auf 4H-SiC-Substraten gewachsen, um möglichst gute Bauelementeigenschaften zu erreichen.

Sowohl Al_2O_3 als auch SiC sowie GaN besitzen eine geringe Absorption im sichtbaren und infraroten Bereich des Spektrums. Dahingegen basiert die Substratheizung auf Strahlung gerade in diesem Spektralbereich. Um eine effektive Heizung der Substrate zu ermöglichen, wird deshalb eine stark absorbierende Molybdänschicht mittels Sputterdeposition auf die Rückseite des Substrats aufgebracht. Molybdän ist besonders geeignet, da es unter Wachstumsbedingungen thermisch und chemisch praktisch inert ist. Außerdem lässt es sich nach der Epitaxie wieder entfernen, ohne die Heterostruktur anzugreifen. Hierfür erfolgt eine Ätzung zunächst in Salpetersäure und anschließend in Salzsäure.

Vor dem Wachstum wird jedes Quasisubstrat im Vakuum bei 450 °C, jedes blanke SiC-Substrat bei 600 °C ausgeheizt, um mögliche adsorbierte Verunreinigungen zu entfernen. Dies wird in einer separaten Präparationskammer durchgeführt.

2.3 Methoden zur Materialcharakterisierung

Zur Charakterisierung von nitridischen Heterostrukturen kommen in dieser Arbeit verschiedene Methoden zum Einsatz, die im Folgenden vorgestellt werden. Ziel ist dabei die Bestimmung struktureller, chemischer, elektrischer und weiterer halbleiterphysikalischer Eigenschaften.

2.3.1 Röntgendiffraktometrie

Zur Bestimmung von Schichtdicken und Zusammensetzungen epitaktischer Schichten wird die Röntgendiffraktometrie (*X-ray diffraction*, XRD) eingesetzt. Dieses Verfahren liefert außerdem qualitative Informationen über die Kristallinität sowie über Oberflächen- und Grenzflächenrauigkeiten.

Grundlage der XRD ist die Beugung von Röntgenstrahlung an einem Kristallgitter. Durch die periodische Anordnung von Atomen und die daraus resultierende Elektronendichteverteilung kommt es bei passender Ausrichtung zwischen Röntgenstrahl und Kristall zu Beugungsreflexen. Dies lässt sich anhand des Gangunterschieds bei der Streuung an parallelen Netzebenen veranschaulichen und wird durch die Bragg-Bedingung beschrieben:

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta_{hkl} . \quad (2.17)$$

Der Netzebenenabstand in einem hexagonalen Kristall [47] beträgt dabei:

$$d_{hkl} = \frac{1}{\sqrt{\frac{4}{3} \frac{h^2+k^2+hk}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}}} . \quad (2.18)$$

Somit sind über die XRD die Gitterkonstanten des untersuchten Materials zugänglich. Für die analoge Darstellung im reziproken Raum wird auf die Literatur verwiesen [64].

Zur Untersuchung epitaktischer Heterostrukturen wird in der Regel ein Messaufbau nach dem Prinzip der hochauflösenden XRD (*high resolution XRD*, HRXRD) [64] verwendet (Abb. 2.7). Das hier in der Regel eingesetzte System besteht aus einer Cu-K $_{\alpha,1}$ -Röntgenquelle, einer Primärstrahl-optik mit einem parabolischem Reflektor zur Strahlparallelisierung und einem Ge(220)-Zweifach-Monochromator, einem Probenhalter auf

einem Goniometer, einer Sekundärstrahl-optik mit Ge(220)-Dreifach-Analysator und dem Detektor. Die entscheidenden Messparameter sind der Probenwinkel ω und die Winkelposition des Detektors. Abhängig von der Ansteuerung dieser Größen lassen sich folgende grundlegende Messprozeduren unterscheiden.

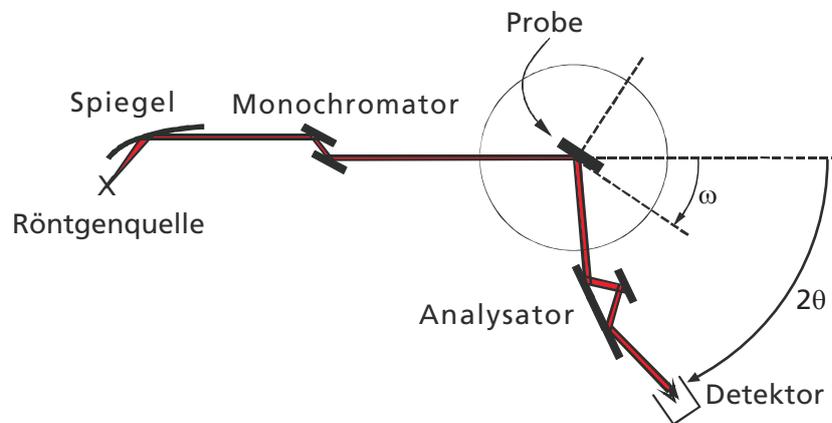


Abb. 2.7: Schematischer Aufbau eines HRXRD-Systems [64].

Bei einem $\theta/2\theta$ -Scan nimmt die betrachtete Netzebene stets den Winkel θ_{hkl} zum Primärstrahl ein. Der Detektor befindet sich dann bei der Position $2\theta_{hkl}$ und somit in der Richtung des gebeugten Strahls. Für einen [001]-orientierten Kristall liegt für symmetrische Reflexe, das heißt für Reflexe an (00 l)-Gitterebenen, die beugende Ebene parallel zur Kristalloberfläche und für den Probenwinkel gilt $\omega = \theta_{hkl}$. Während der Messung werden der Proben- und der Detektorwinkel unter Beibehaltung der oben beschriebenen Bedingung simultan variiert.

Ein $\theta/2\theta$ -Scan gibt Informationen über die Existenz von Gitterebenscharen mit bestimmtem Ebenenabstand. Da Kristallstruktur und -orientierung für eine epitaktische Heterostruktur bekannt sind, entspricht dies nach Gleichung 2.1 und analog interpolierten elastischen Parametern Informationen über die Zusammensetzung der im Scan detektierten Schichten. Jedem Reflexmaximum lässt sich somit eine definierte Verbindung zuordnen. Gegebenenfalls können mehrere kombinierte Messungen erforderlich sein, um eine Verbindung eindeutig identifizieren zu können. Dies ist beispielsweise der Fall bei nicht-pseudomorphen Schichten oder, wie unten beschrieben, bei quaternären Verbindungen. Weiterhin können anhand des Intensitätsverlaufs die Schichtdicken in Heterostrukturen bestimmt werden. Dies basiert auf der Betrachtung der zusätzlich zu den Beugungsreflexen auftretenden sogenannten Pendellösungssoszillationen, die durch Interferenzen zustandekommen. Für die quantitative Auswertung wird ein simulierter Intensitätsverlauf an die experimentellen Daten angepasst. Die Simulation basiert hier auf der dynamischen

Beugungstheorie [47], nimmt eine Modellheterostruktur mit anpassbaren Parametern an und wird mit der Software LEPTOS der Firma Bruker AXS GmbH durchgeführt.

Basierend auf dem Prinzip von $\theta/2\theta$ -Scans ermöglicht die Bond-Methode die Bestimmung beider Wurtzit-Gitterparameter a und c und somit unter Berücksichtigung der binären Materialparameter die Ermittlung der Zusammensetzung von ternären III-Nitrid-Verbindungen, ohne dass eine Annahme von Pseudomorphizität erforderlich ist [64]. Vereinfacht beschrieben wird hierfür ein symmetrischer und ein asymmetrischer Reflex vermessen. Jeder Reflex wird zweimal untersucht, je einmal von beiden Seiten der Netzebene, so dass zufällige Justagefehler rechnerisch eliminiert werden können. Die Untersuchung des symmetrischen Reflexes liefert die Gitterkonstante c , über den asymmetrischen Reflex erhält man das Verhältnis c/a und somit a .

Für einen ω -Scan⁸ wird bei einem einjustierten Reflex der Probenwinkel ω um das Reflexmaximum herum variiert. Der Detektorwinkel bleibt dabei fest. Dies liefert unter anderem Informationen über Defekte und andere Nichtidealitäten des betrachteten Materials. Insbesondere führen endliche vertikale oder laterale Kristallitgrößen, eine Verkipfung oder Verdrehung solcher Kristallite sowie Stufen- und Schraubenversetzungen zu einer Verbreiterung von Reflexen in ω -Scans [64]. Im Allgemeinen ist die Untersuchung von mehreren Reflexordnungen notwendig, um quantitative Aussagen über den Anteil der verschiedenen Defektarten treffen zu können.

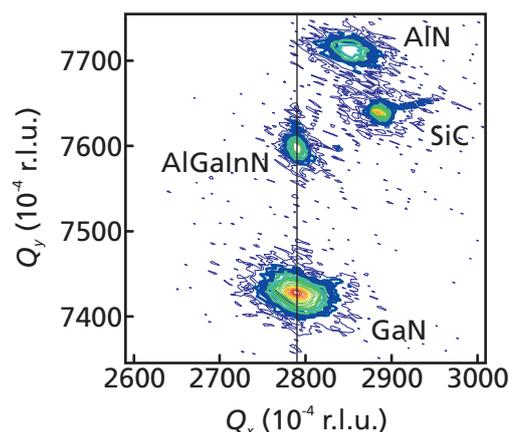


Abb. 2.8: Exemplarische reziproke Gitterkarte an einer Heterostruktur mit einer zu GaN pseudomorphen AlGaInN-Schicht. Das SiC-Substrat und die AlN-Nukleationsschicht sind ebenfalls deutlich im RSM zu erkennen.

⁸Eine alternative Bezeichnung ist *rocking curve*, insbesondere wenn ohne Analysator in der Sekundärstrahl-optik gearbeitet wird.

Durch eine Variation sowohl des Proben- als auch des Detektorwinkels können sogenannte reziproke Gitterkarten (*reciprocal space map*, RSM) erstellt werden [47] (Abb. 2.8). Üblicherweise erfolgt eine Umrechnung der Winkel auf reziproke Koordinaten und das Ergebnis ist eine Intensitätsverteilung im reziproken Raum. Bei Aufnahme eines RSMs um einen geeigneten asymmetrischen Reflex können einer Reflexposition unter Berücksichtigung der hexagonalen Symmetrie die realen Wurtzit-Gitterkonstanten a und c zugeordnet werden. Außerdem sind anhand der zweidimensionalen Verbreiterung des Reflexmaximums Rückschlüsse auf Defekte möglich. Die Pseudomorphizität in Heterostrukturen ist aus RSMs unmittelbar ersichtlich. Für einen gegebenen zeitlichen Aufwand erreichen RSMs aufgrund der zweidimensionalen Messung jedoch eine geringere Winkelauflösung als beispielsweise $\theta/2\theta$ -Scans, so dass für eine präzise Bestimmung von Gitterparametern von bekanntermaßen pseudomorphen Schichten ein eindimensionaler Scan zu bevorzugen ist.

Apparativ verwandt zur XRD ist das Verfahren der Röntgenreflektometrie (*X-ray reflectivity*, XRR). Hierbei wird die röntgenoptische Reflexion des Primärstrahls in Abhängigkeit vom Reflexionswinkel untersucht. Typischerweise wird bei flachen Einfallswinkeln gearbeitet, um trotz der in der Regel geringen Brechzahlkontraste eine ausreichend hohe Reflexionsintensität zu erhalten. Durch Modellanpassung sind quantitative Rückschlüsse auf Rauigkeiten möglich.

2.3.2 Transmissionselektronenmikroskopie

Die Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) ermöglicht die Abbildung von Heterostrukturen mit hoher Auflösung bis hin zu atomaren Details. Außerdem sind mit geeigneten TEM-Systemen unter anderem auch ortsaufgelöste elektronendiffraktometrische Untersuchungen (*selective area electron diffraction*, SAED) und röntgenemissionsbasierte Elementanalysen (*energy dispersive X-ray spectroscopy*, EDX) möglich.

Funktionsprinzip der TEM ist die elektronenoptische Abbildung einer mit Elektronen durchstrahlten Probe. Ein typisches TEM-System beinhaltet entlang des Strahlengangs eine Elektronenquelle, die Probe, eine Objektivlinse, sowie eine Zwischenlinse und eine Projektorlinse, die die finale vergrößerte Abbildung erzeugt [65] (Abb. 2.9). Die reale Abbildung der Probe entsteht in der Bildebene des Objektivs, während die Beugungsreflexe in der Brennebene des Objektivs fokussiert werden. Die Zwischenlinse besitzt eine variable Brennweite, so dass entweder für den Betrieb als TEM das reale Bild oder für den SAED-Modus die Ebene der Beugungsreflexe für eine Vergrößerung gewählt werden können.

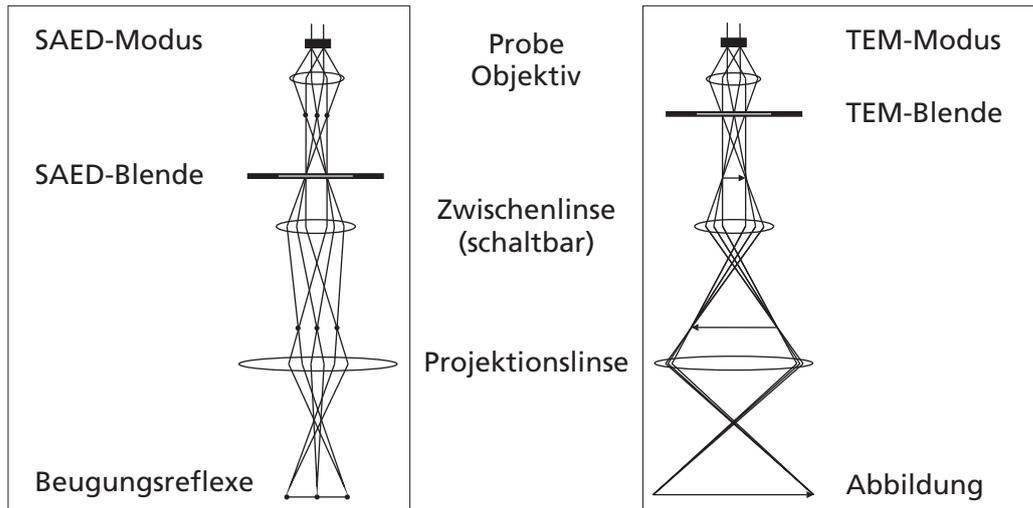


Abb. 2.9: Schematischer Aufbau eines Transmissionselektronenmikroskops mit Strahlengängen im Beugungs- und im Abbildungsmodus [65].

Durch Blenden in der Brennebene des Objektivs können bestimmte Bereiche im reziproken Raum selektiert werden, wodurch im TEM-Modus ein Streu- und Beugungscontrast in der realen Abbildung entsteht. Dies wird in der Regel zur Untersuchung von größeren Bereichen genutzt und kann beispielsweise Fehlorientierungen oder Versetzungen in Kristallen hervorheben. Blenden in der Bildebene des Objektivs ermöglichen die diffraktometrische Untersuchung lokal begrenzter Probenbereiche. Um atomare Auflösung zu erreichen, wird das Verfahren der hochauflösenden TEM (*high resolution* TEM, HRTEM) eingesetzt. Hier entsteht das Bild durch Phasencontrast der Elektronenwellen bei Durchstrahlung der Probe. Die räumliche Auflösung bei der HRTEM kann typischerweise eine der Größenordnung von 0,1 nm erreichen, so dass Gruppe-III-Atome in nitridischen Heterostrukturen sichtbar gemacht werden können.

Für die Elementanalyse mittels EDX wird mit einem fokussierten Elektronenstrahl die Probe gerastert und die emittierte Röntgenstrahlung detektiert. Durch die typischerweise geringe Probendicke von maximal einigen 10 nm und eine entsprechend geringe Strahlaufweitung durch Streuung im Festkörpervolumen erreicht man bei der EDX-Analyse im TEM eine hohe elementspezifische räumliche Auflösung in der Größenordnung von 10 nm.

Proben für die Untersuchung mittels TEM und der oben beschriebenen verwandten Methoden müssen geeignet präpariert werden, so dass sie eine Dicke von wenigen 10 nm, für HRTEM-Aufnahmen von einigen nm, besitzen. Aufgrund des hohen Aufwands sind entsprechende Untersuchungen nur an einzelnen ausgewählten Proben möglich. Probenschnitte können sowohl parallel zur Oberfläche als auch als senkrechter Querschnitt

ausgeführt werden. Bezüglich der hochauflösenden realen Abbildung des Inneren von Heterostrukturen ist TEM derzeit als Methode konkurrenzlos.

2.3.3 Lichtmikroskopie

Die Lichtmikroskopie ermöglicht eine schnelle Routinekontrolle von Wafern nach der Epitaxie. In dieser Arbeit wird ein Gerät basierend auf dem Prinzip des differentiellen Interferenzkontrasts [66] eingesetzt. Der Kontrast in der Abbildung entsteht durch lokale Unterschiede in der optischen Weglänge und ermöglicht auf nitridischen Heterostrukturen die Erkennung von Höhendifferenzen kleiner als 10 nm. Neben den morphologischen Informationen werden auch während des Wachstumsvorgangs entstandene mikroskopische Metalltropfen sichtbar, anhand derer Rückschlüsse auf die Stöchiometrie der verwendeten Wachstumsbedingungen möglich sind.

2.3.4 Rasterkraftmikroskopie

Mit der Rasterkraftmikroskopie (*atomic force microscopy*, AFM) kann die Morphologie einer Oberfläche geometrisch quantitativ erfasst werden. Das Messprinzip basiert auf der Rasterung einer scharfen Sondenspitze über die Probenoberfläche unter Berücksichtigung der mechanischen Wechselwirkung zwischen Spitze und Probe. Hier wird ein Gerät des Typs Digital Instruments NanoScope III verwendet, das eine Silizium-Spitze in Schwingung versetzt und mittels zwei lateraler Piezoaktoren über die Probe bewegt. Im Bereich des unteren Scheitelpunkts der Schwingung berührt die Spitze dabei die Probe⁹. Die Schwingungsamplitude hängt bei konstanter Anregung vom Abstand zwischen Spitzeneinheit und Probe ab und wird mittels eines vertikalen Piezoaktors während der Rasterung auf einen konstanten Wert geregelt. Auf diese Weise wird eine Höhenauflösung im Bereich von 0,1 nm erreicht, wodurch atomare Stufen auf der Oberfläche von Heterostrukturen erkennbar sind. In einer einzelnen AFM-Aufnahme wird typischerweise ein lateraler Bereich mit einer Größe von einigen μm bis einigen $10 \mu\text{m}$ vermessen.

2.3.5 Messung elektronischer Transporteigenschaften

Die grundlegenden Eigenschaften einer nitridischen HFET-Struktur (Abschnitt 2.4) können anhand der Schichtladungsträgerdichte und der Ladungsträgerbeweglichkeit sowie dem

⁹Dies wird auch als *tapping mode* bezeichnet.

aus diesen Werten resultierenden Schichtwiderstand bewertet werden. Für die Messung dieser Größen kommen in dieser Arbeit zwei Verfahren zum Einsatz.

Eine kontaktlose Messung des Schichtwiderstands wird mit einem Gerät der Firma Leighton Electronics, Inc. der Serie 1510 durchgeführt. Diese Art der Messung basiert auf der induktiven Einkopplung von Hochfrequenzleistung in den zu untersuchenden Wafer [67]. Unter Berücksichtigung eines gerätespezifischen Parameters A_L kann aus der absorbierten Leistung P_a der Schichtwiderstand R_s bestimmt werden:

$$R_s = A_L / P_a . \quad (2.19)$$

Durch Messung an mehreren Orten auf dem Wafer sind elektrische Inhomogenitäten schnell identifizierbar.

Eine weitere Methode zur elektrischen Charakterisierung sind Vierpunktmessungen in Van der Pauw-Geometrie [51] kombiniert mit Hall-Messungen. Bei der Vierpunktmessung wird zunächst der Schichtwiderstand einer Heterostruktur direkt durch Einprägen von Strömen ermittelt. Anschließend erfolgt eine Hall-Messung am Vierpunktaufbau, bei der für eine bekannte magnetische Flussdichte B und einen eingepprägten Strom I die Hall-Spannung U_H und schließlich die Flächenladungsträgerdichte n_s bestimmt werden:

$$n_s = \frac{BI}{eU_H} \quad \text{mit} \quad e: \text{Elementarladung} . \quad (2.20)$$

Die Ladungsträgerbeweglichkeit μ berechnet sich dann aus dem Schichtwiderstand und der Flächenladungsträgerdichte:

$$\mu = \frac{1}{en_s R_s} . \quad (2.21)$$

Zur Durchführung der Messungen kommt ein Gerät vom Typ BioRad HL5500PC zum Einsatz. Die Präparation von Proben in Van der Pauw-Geometrie erfolgt in der Regel durch Gravur einer quadratisch geformten Begrenzung in den zu untersuchenden Wafer und durch Aufbringung von Kontakten aus In/Ga-Eutektikum in den Ecken des Quadrats. Alternativ werden quadratische Waferteile ausgeschnitten und in den Ecken mit aufgedampften Ti/Al/Ni/Au-basierten Kontakten ausgestattet.

Mit Hall-Messungen bei variiertem Temperatur im Bereich 4 – 300 K können anhand der Temperaturabhängigkeit von n_s und μ verschiedene Informationen über die untersuchten Heterostrukturen erhalten werden. Weitere Einzelheiten werden unten in Abschnitt 2.4 behandelt.

2.3.6 Kapazitäts-Spannungs-Messung

Kapazitäts-Spannungs-Messungen (*capacitance-voltage*, CV) ermöglichen die Bestimmung des Tiefenprofils der Ladungsträgerdichte in Heterostrukturen. Außerdem erlauben CV-Untersuchungen qualitative Rückschlüsse auf Transistoreigenschaften wie Schwellenspannungen und Leckströme.

In dieser Arbeit wird ein Messaufbau basierend auf Quecksilber-Kontakten eingesetzt, der schnelle, zerstörungsfreie Untersuchungen erlaubt. Das Quecksilber bildet auf der III-Nitrid-Oberfläche einen Schottky-Kontakt aus, bei dem die Verarmungszone sich mit negativer werdender äußerer Spannung sich in zunehmende Tiefe erstreckt. Dies ändert die Kapazität zwischen Oberfläche und verbleibenden Ladungsträgern im Volumen. Zur Untersuchung einer Probe erfolgt eine Messung der Kapazität in Abhängigkeit von der angelegten Spannung $C(V)$, wobei folgende Zusammenhänge mit der Ladungsträgerdichte n in der Tiefe z bestehen [51]:

$$n = \frac{C^3}{e\epsilon_0\epsilon_r A^2} \frac{dV}{dC}, \quad (2.22)$$

$$z = \frac{\epsilon_0\epsilon_r A}{C}.$$

Hierbei bezeichnet A die Fläche des Schottky-Kontakts. Aus den Messpunkten $C(V)$ kann somit das Tiefenprofil der Ladungsträgerdichte $n(z)$ ermittelt werden. Bei dieser Betrachtung wird eine reine n-Leitung angenommen, was für nitridische Transistorstrukturen im Regelfall gegeben ist.

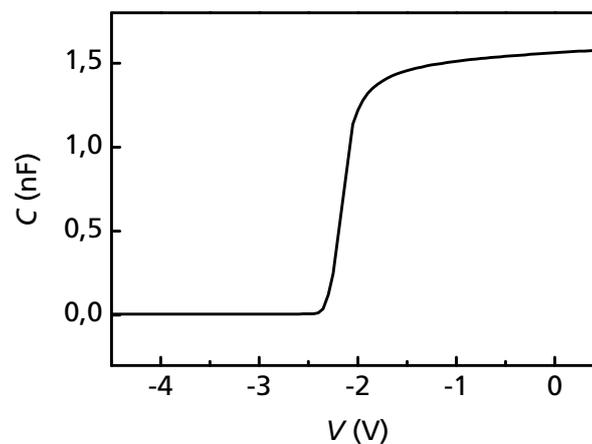


Abb. 2.10: CV-Messung an einer exemplarischen AlGaN/GaN-Transistorstruktur. Die kreisförmige Kontaktfläche hat einen Durchmesser von 0,762 mm.

Das CV-Profil einer typischen nitridischen HFET-Struktur (Abb. 2.10) beginnt, von positiver zu negativer Spannung gehend, mit einem relativ flachen leicht fallenden Plateau mit hoher Kapazität, da sich die Kanalladungsträger nahe an der Oberfläche befinden. Sobald der Kanal verarmt, beobachtet man einen scharfen Abfall in der Kapazität, die dann auf einem tieferliegenden Plateau weiter verläuft. Die Spannung, bei der die Verarmung eintritt, ist in der Regel mit der Schwellenspannung eines aus der betreffenden Heterostruktur prozessierten Transistors korreliert. Außerdem gibt die Größe des Leckstroms bei der CV-Messung oft zumindest tendenziell auch einen Anhaltspunkt für die Größe des Gate-Leckstroms eines entsprechenden HFETs.

2.3.7 Sekundärionen-Massenspektrometrie

Die Sekundärionen-Massenspektrometrie (SIMS) [68] dient zur Elementanalyse und zur Bestimmung von Konzentrationstiefenprofilen. Generell zeichnet sich das Verfahren durch niedrigen Nachweisgrenzen typischerweise unter 1 ppm aus. Als Primärionen werden typischerweise Cs^+ oder O_2^- eingesetzt. Diese tragen durch Sputtervorgänge das Probenmaterial ab, so dass die freiwerdenden Sekundärionen der zu untersuchenden Probe in einem Massenspektrometer getrennt und anschließend detektiert werden können. Die Sputterausbeuten für jedes Element hängen in nichttrivialer Weise vom Primärionenstrahl und vom untersuchten Material selbst ab. Zur quantitativen Bestimmung von Elementkonzentrationen muss deshalb in den meisten Fällen eine Kalibration mittels bekannter Standardproben durchgeführt werden. Bei bekannter Abtrage rate kann dann das Tiefenprofil der betrachteten Elemente ermittelt werden.

Wertvolle Informationen liefert die SIMS beispielsweise beim Nachweis und bei der Lokalisation von Spurenelementen in Heterostrukturen wie beispielsweise Dotierstoffen oder Verunreinigungen. Nominelle Schichtfolgen können zumindest auf qualitativer Ebene zuverlässig verifiziert werden. Bei quaternären Verbindungen ist der direkte Nachweis des Indium-Einbaus möglich. Die SIMS ergänzt somit die HRXRD, die bezüglich der kompositionellen Analyse eine bessere Präzision bietet.

2.3.8 Photolumineszenz-Spektroskopie

Die Photolumineszenz-Spektroskopie (PL-Spektroskopie) basiert auf der optischen Anregung einer Halbleiterprobe mit Photonenenergien oberhalb der Bandlücken der zu untersuchenden Materialien. Hierbei werden Elektronen und Löcher generiert, die strahlend rekombinieren können. Anhand des Spektrums des dabei emittierten Lichts sind

Rückschlüsse auf die Bandlücke sowie auf Defekte und Nichtidealitäten des untersuchten Halbleitermaterials möglich.

2.4 Nitridische Heterostruktur-Feldeffekttransistoren

In diesem Abschnitt werden der grundlegende Aufbau und die Zusammenhänge beim Entwurf von epitaktischen Heterostrukturen und technologisch definierten Transistorkomponenten beschrieben. Weiterhin wird die technische Umsetzung der Prozessierung von Wafern zu Bauelementen skizziert. Abschließend erfolgt eine Übersicht über verschiedene elektronische Messverfahren zur Analyse von nitridischen Transistoren.

2.4.1 Entwurf und Eigenschaften epitaktischer Schichtfolgen

2.4.1.1 Bandkantenverlauf und Ladungsträgerdichte

Grundlage jedes III-Nitrid-HFETs ist eine Heterostruktur, die stets einen Kanal und eine Barriere umfasst. Als Beispiel soll hier die bewährte AlGaN/GaN-Struktur betrachtet werden. Das Barrierenmaterial AlGaN besitzt einen AlN-Gehalt typischerweise im Bereich 20 – 25 % und ist pseudomorph auf dem Kanalmaterial GaN gewachsen. Durch die tensile Verspannung (Unterabschnitt 2.1.1) und die negativere spontane Polarisation (Unterabschnitt 2.1.3) besitzt die AlGaN-Barriere eine negativere Gesamtpolarisation als der GaN-Kanal. Die daraus resultierenden Polarisationsladungen führen zusammen mit der Banddiskontinuität an der AlGaN/GaN-Grenzfläche zur Ausbildung eines Potentialtopfs im GaN-Kanal, in dem ein zweidimensionales Elektronengas (2DEG) lokalisiert ist (Abb. 2.11).

Eine analytische Formulierung der Ladungsträgerdichte im 2DEG lautet [29]:

$$n_s = \frac{\sigma_b}{e} - \frac{\epsilon_0 \epsilon_r^{\text{AlGaN}}}{e^2 d_{\text{AlGaN}}} (e\Phi_B - \Delta E_C + \Delta E_{F/\text{GaN}}). \quad (2.23)$$

Hierbei bezeichnen σ_b die gebundene Polarisationsladung und ΔE_C die Leitungsbanddiskontinuität an der AlGaN/GaN-Grenzfläche. Φ_B entspricht dem Oberflächenpotential, wenn die Heterostruktur mit der AlGaN-Barriere abschließt, und ist gleich der Schottky-Barrierrhöhe, falls ein entsprechendes Gate verwendet wird. Der Term $\Delta E_{F/\text{GaN}}$ beschreibt die Differenz zwischen dem Fermi-Niveau und der energetischen Lage des Potentialminimums im GaN-Kanal. Alle Schichten werden als undotiert angenommen.

Die folgenden wesentlichen Zusammenhänge in Gleichung 2.23 lassen sich auch auf vergleichbare HFET-Strukturen mit anderen Materialien übertragen. Die Ladungsträgerdichte wird generell erhöht durch eine größere Polarisationsdifferenz und einen größeren

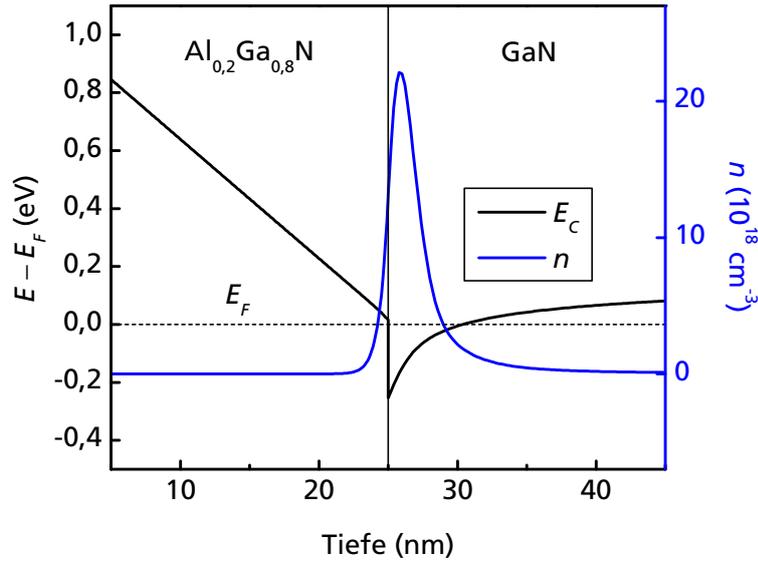


Abb. 2.11: Verlauf des Leitungsbands in einer beispielhaften AlGaIn/GaN-Heterostruktur. Im Potentialtopf an der Grenzfläche bildet sich ein 2DEG aus.

Leitungsbandoffset zwischen Kanal und Barriere. Sie wird ebenfalls erhöht durch eine größere Barrierendicke und durch ein kleineres Oberflächenpotential.

Eine direkte explizite Auswertung von Gleichung 2.23 ist im Allgemeinen nicht möglich, da $\Delta E_{F/\text{GaIn}}$ selbst von der Ladungsträgerdichte n_s abhängt [69]. Für die oben beschriebene Struktur mit $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ -Barriere gilt näherungsweise für $d_{\text{AlGaIn}} > 15 \text{ nm}$ und $x > 0,06$ sowie in Abwesenheit von Relaxationseffekten folgender Zusammenhang [46]:

$$n_s = (4,50x^2 + 2,61x - 0,169) 10^{13} \text{ cm}^{-2}. \quad (2.24)$$

Für kompliziertere mehrlagige Strukturen beispielsweise mit Abstandshalter- oder Deckschichten werden für die Bestimmung von Ladungsträgerdichte und Bandkantenverlauf numerische Simulationen nach dem Poisson-Schrödinger-Verfahren durchgeführt. Dieses basiert auf der selbstkonsistenten Lösung der elektrostatischen Poisson-Gleichung und der Schrödinger-Gleichung für den Potentialverlauf der Bandkanten. Für epitaktische Heterostrukturen kann eine eindimensionale Rechnung entlang der Oberflächennormale durchgeführt werden. Dabei sind folgende Gleichungen zu lösen:

$$\frac{d}{dz} \left(\epsilon_r(z) \frac{d}{dz} \right) \phi(z) = -\frac{e}{\epsilon_0} (p(z) - n(z) + N_D^+(z) - N_A^-(z)). \quad (2.25)$$

$$-\frac{\hbar^2}{2} \frac{d}{dz} \left(\frac{1}{m^*(z)} \frac{d}{dz} \right) \psi_n(z) + V(z) \psi_n(z) = E_n \psi_n(z). \quad (2.26)$$

Der Bandkantenverlauf ergibt sich aus dem Verlauf des elektrostatischen Potentials $\phi(z)$ und der relativen Lage der Bandkanten zum Potential. Beispielsweise gilt für die Lage des Leitungsbands $E_C(z) = -e \phi(z) + E_C^0$, wobei E_C^0 eine materialabhängige Konstante darstellt. Der Leitungsbandverlauf fungiert über $E_C(z) = V(z)$ weiterhin als Potential für quantisierte Zustände $\psi_n(z)$ von Elektronen. Für Gleichung 2.25 wird die Besetzung von Bandkanten und weiteren elektronischen Zuständen nach der Fermi-Dirac-Statistik berücksichtigt. Außerdem gehen gebundene Polarisationsladungen als Delta-Dotierung in die Rechnung ein. Darüber hinaus tragen die Wellenfunktionen aus Gleichung 2.26 zu den Ladungsträgerdichten in Gleichung 2.25 bei. Als Randbedingung wird in der Regel das Oberflächenpotential anhand experimenteller Daten oder Schätzungen vorgegeben.

Zur Durchführung der Berechnungen kommt in dieser Arbeit die Software nextnano³ zum Einsatz [70]. Einzelheiten zur Implementierung der oben skizzierten Rechnungen finden sich in der Dokumentation des Programms.

2.4.1.2 Transporteigenschaften

Neben der Ladungsträgerdichte sind für einen Transistor die Transporteigenschaften im Kanal entscheidend. Eine wichtige Größe in diesem Zusammenhang ist die Beweglichkeit von Ladungsträgern, die über Hall-Messungen (Unterabschnitt 2.3.5) relativ leicht zugänglich ist. Die Beweglichkeit wird durch verschiedene Streumechanismen begrenzt, wobei die resultierende Beweglichkeit in guter Näherung nach Matthiessen beschrieben werden kann:

$$\frac{1}{\mu} = \sum_i \frac{1}{\mu_i}. \quad (2.27)$$

Hierbei bezeichnet μ_i die Beweglichkeiten, die sich bei alleinigem Einfluss der einzelnen Streumechanismen ergeben würden. Die Elektronen im 2DEG können dabei durch zweidimensionale Zustände beschrieben werden, was zu einer charakteristischen Temperaturabhängigkeit der Beweglichkeit führt, die sich vom Verhalten von Elektronen im Volumen wesentlich unterscheidet. Folgende Streumechanismen sind für nitridische HFETs von primärer Bedeutung [71, 72].

- *Polar-optische Phononen* sind der begrenzende Faktor für die Beweglichkeit bei Raumtemperatur oder höheren Temperaturen. Der Beitrag zur Beweglichkeit hängt primär von der Phononenenergie $\hbar\omega_{opt}$ und von der Temperatur ab:

$$\mu_{opt} \propto e^{\hbar\omega_{opt}/k_B T} \left(1 - \frac{5k_B T}{E_g} \right). \quad (2.28)$$

- *Akustische Phononen* begrenzen ebenfalls die Beweglichkeit mit zunehmender Temperatur. Der Einfluss ist für typische Kanalmaterialien jedoch geringer als bei polar-optischen Phononen. Streuung an akustischen Phononen kann sowohl über Gitterdeformationen (Gleichung 2.29) als auch über piezoelektrische Wechselwirkungen (Gleichung 2.30) erfolgen. Wichtig sind die Abhängigkeiten von Temperatur und Ladungsträgerdichte:

$$\mu_{ac,def} \propto \frac{n_s^{1/2}}{T}. \quad (2.29)$$

$$\mu_{ac,piezo} \propto \frac{1}{n_s^{1/2} T}. \quad (2.30)$$

- *Ionisierte Störstellen*, ob durch gezielte Dotierung oder unbeabsichtigte Verunreinigungen, können als Streuzentren wirken. Der Einfluss wird durch eine hohe Ladungsträgerkonzentration aufgrund von Abschirmungseffekten reduziert. In undotierten epitaktischen Heterostrukturen mit guter Materialqualität stellt die Störstellenstreuung in der Regel keine Begrenzung dar. Entscheidend ist die Konzentration an Störstellen N_i :

$$\mu_{imp} \propto \frac{n_s^{1/2}}{N_i}. \quad (2.31)$$

- *Versetzungen* können ebenfalls zur Streuung von Ladungsträgern führen. Für Versetzungsdichten im Bereich $N_{disl} < 10^9 \text{ cm}^{-2}$, wie in aktuellen epitaktischen Strukturen erreichbar, besteht nur ein geringer direkter Einfluss auf die Gesamtbeweglichkeit:

$$\mu_{disl} \propto \frac{1}{N_{disl}}. \quad (2.32)$$

- Mehrkomponentige Materialien, beispielsweise in der Barriere, führen aufgrund der statistischen Verteilung von Atomen auch zur Streuung von Ladungsträgern. Dies wird als *Legierungsstreuung* bezeichnet und gehört zu den entscheidenden Faktoren, die die Beweglichkeit in einer Transistorstruktur bestimmen. Für eine ternäre Barriere des Typs $A_x B_{1-x} N$ gilt folgender Zusammenhang:

$$\mu_{\text{alloy}} \propto \frac{1}{x(1-x) n_s^{1/2}}. \quad (2.33)$$

- Die *Rauigkeit der Grenzfläche zwischen Kanal und Barriere* spielt ebenfalls eine entscheidende Rolle. Die wichtigsten Einflussfaktoren sind dabei die Ladungsträgerdichte, die Rauigkeit (Standardabweichung) der Grenzfläche Δ und die sogenannte Korrelationslänge Λ :

$$\mu_{\text{ir}} \propto \frac{1}{n_s^2 \Delta^2 \Lambda^2}. \quad (2.34)$$

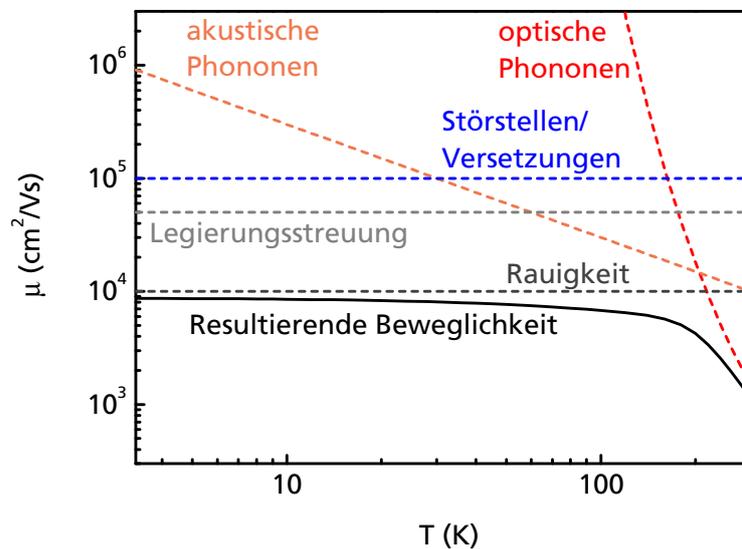


Abb. 2.12: Typische Beiträge der verschiedenen Streumechanismen zur Limitierung der Beweglichkeit von Elektronen im 2DEG einer GaN-basierten Transistorstruktur. Die Streuung an optischen Phononen begrenzt prinzipiell die Beweglichkeit, die wichtigsten beeinflussbaren Größen sind die Grenzflächenrauigkeit und die Legierungsstreuung.

Die Streuung an Phononen tritt prinzipiell auch bei Heterostrukturen mit völlig defektfreien Materialien und idealen Grenzflächen auf und führt somit zu einer generellen Begrenzung der Beweglichkeit in nitridischen HFETs. Dahingegen kann der Einfluss von Legierungsstreuung durch ein geeignetes epitaktisches Design deutlich reduziert werden. Hierfür werden Abstandshalter zwischen Kanal und Barriere eingebaut, wie unten beschrieben wird. Auch die Grenzflächenrauigkeit kann prinzipiell durch verbesserte Wachstumsbedingungen reduziert werden. In einer Auftragung der Beweglichkeit über der Temperatur wird der Einfluss der verschiedenen Streumechanismen in einer typischen Transistorstruktur deutlich (Abb. 2.12).

Die Ladungsträgerbeweglichkeit beschreibt das Verhalten von Ladungsträgern bei kleinen elektrischen Feldstärken E , bei denen die Driftgeschwindigkeit $v = \mu E$ nahezu proportional zur Feldstärke ist. Unter gewöhnlichen Betriebsbedingungen in einem Transistor ist die Feldstärke jedoch so hoch, dass die Elektronen in der aktiven Zone des Bauelements nahezu mit Sättigungsdriftgeschwindigkeit v_s zum Transport beitragen. Dennoch ist die Beweglichkeit eine Größe, die mit der Qualität einer Heterostruktur korreliert ist und somit auch Hinweise auf das Potential einer Struktur unter Hochfeldbedingungen liefert. Nicht zuletzt aufgrund der relativ leichten Messbarkeit stellt die Beweglichkeit deshalb eine der zentralen Kennzahlen bei der Bewertung der elektrischen Eigenschaften einer Transistorstruktur dar.

2.4.2 Transistorphysik und technologisches Design

Der Aufbau eines nitridischen HFETs (Abb. 2.13) umfasst im einfachsten Fall die Heterostruktur mit Kanal und Barriere und darauf zwei ohmsche Kontakte, Source und Drain, zwischen denen sich das Gate befindet. Letzteres bildet einen Schottky-Kontakt auf der Halbleiteroberfläche, so dass über eine äußere Spannung V_{GS} am Gate das Potential an der Oberfläche und somit die Ladungsträgerdichte im Kanal variiert werden kann. Hierdurch kann wiederum der Strom I_D , der beim Anlegen einer Spannung V_{DS} zwischen Source und Drain fließt, mittels der Gate-Spannung gesteuert werden, womit die zentrale Funktion eines Transistors gegeben ist.

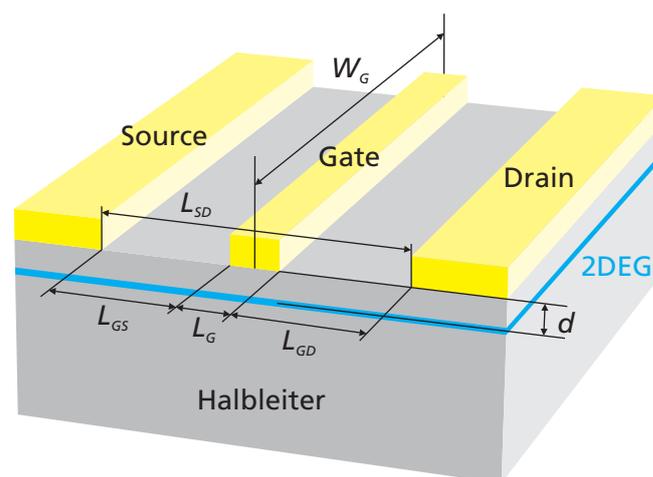


Abb. 2.13: Vereinfachte Skizze eines nitridischen HFETs.

Die Strom-Spannungs-Charakteristik $I_D(V_{DS}, V_{GS})$ hängt im Allgemeinen von der Transistorgeometrie, von parasitären Effekten wie Kontaktwiderständen sowie außerdem von

Defekten und thermischen Einflüssen ab [29]. In erster Näherung ist für eine gegebene Gate-Source-Spannung V_{GS} jedoch stets $I_D(V_{DS} = 0) = 0$ und der Drain-Strom nähert sich für eine ausreichend große Drain-Source-Spannung einem für das jeweilige Bauelement charakteristischen Sättigungsstrom $I_{DSS}(V_{GS})$, der mit zunehmender Gate-Source-Spannung steigt (Abb. 2.14). Vereinfacht betrachtet erfolgt bei der sogenannten Kniespannung V_{kn} der Übergang in den Sättigungsbereich. Die Drain-Source-Spannung lässt sich dann bei nahezu konstantem Strom bis zur Durchbruchspannung V_{br} steigern.

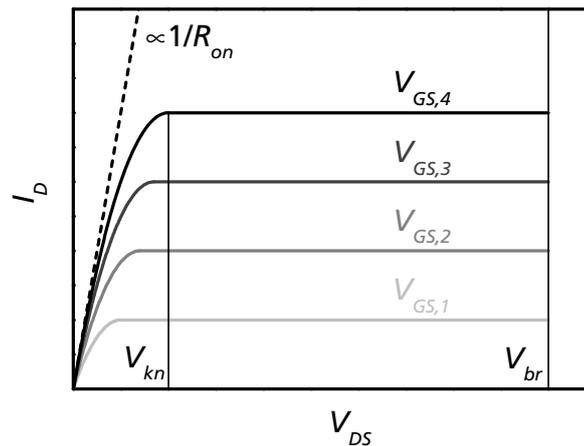


Abb. 2.14: Schematische Strom-Spannungs-Charakteristik (Ausgangskennlinienfeld) eines GaN-basierten Transistors. Der Einschaltwiderstand R_{on} beeinflusst die maximal erreichbare Leistung (Unterabschnitt 2.4.4) und hängt im realen Bauelement von den ohmschen Kontaktwiderständen und vom Schichtwiderstand ab.

Im Grenzfall einer sehr kleinen Gate-Länge L_G tritt eine hohe Feldstärke im Bereich des Gates auf und der Ladungsträgertransport wird primär durch die Sättigungsdriftgeschwindigkeit v_s im Kanal bestimmt. Für den Sättigungsstrom gilt dann [71]:

$$I_{DSS} = \frac{\epsilon_0 \epsilon_r}{d} v_s W_G (V_{GS} - V_{th}). \quad (2.35)$$

Für eine sehr große Gate-Länge sind die Felder im aktiven Bereich des Transistors klein, so dass die Ladungsträgerbeweglichkeit μ entscheidend für den Transport durch den Kanal ist. Der Sättigungsstrom zeigt dann folgendes Verhalten [71]:

$$I_{DSS} = \frac{\epsilon_0 \epsilon_r}{d} \frac{\mu}{2L_G} W_G (V_{GS} - V_{th})^2. \quad (2.36)$$

In beiden Fällen bezeichnen d den vertikalen Abstand von Gate-Kontakt zum 2DEG, ϵ_r die Dielektrizitätskonstante in diesem Bereich, W_G die Weite des Bauelements und V_{th} die Schwellenspannung des Transistors. Unterhalb der Schwellenspannung fließt in guter

Näherung kein Strom, das heißt $I_D \approx 0$ für $V_{GS} < V_{th}$. Für eine undotierte AlGaIn/GaN-Heterostruktur ergibt sich diese zu [73]:

$$V_{th} = \frac{\Phi_B}{e} - \frac{\Delta E_c}{e} - \frac{e n_s(V_{GS} = 0) d}{\epsilon_0 \epsilon_r}. \quad (2.37)$$

Hierbei ist $n_s(V_{GS} = 0)$ die Ladungsträgerdichte ohne äußere Spannung, die über Messungen zugänglich ist.

Für hohe Gate-Source-Spannungen tritt eine Sättigung von $I_{DSS}(V_{GS})$ auf, weil die Ladungsträgerdichte im Kanal durch die verwendete Heterostruktur begrenzt ist. Der maximal mögliche Strom eines Transistors lässt sich wie folgt abschätzen [74]:

$$I_{D,max} = e W_G n_{so} v_s. \quad (2.38)$$

Die Sättigungsladungsträgerdichte n_{so} liegt für eine undotierte Barriere in der Größenordnung der Polarisationsladung.

Typische nitridische Transistoren besitzen Gate-Längen von 100 – 500 nm, die als relativ kurz betrachtet werden können, und liegen somit der Beschreibung in Gleichung 2.35 recht nahe. Dennoch sind für eine realitätsnahe analytische Formulierung der Strom-Spannungs-Charakteristik von III-Nitrid-HFETs erweiterte Modelle notwendig [69]. Unabhängig davon sind die oben beschriebenen Zusammenhänge hilfreich, um grundlegende Einflüsse beim Design von Transistoren qualitativ zu veranschaulichen.

Eine wichtige Kennzahl eines Feldeffekttransistors ist die Steilheit (*transconductance*) g_m . Sie beschreibt das Ansprechverhalten des Drain-Stroms auf die Gate-Source-Spannung bei gegebener Drain-Source-Spannung:

$$g_m = \left. \frac{\partial I_D}{\partial V_{GS}} \right|_{V_{DS}}. \quad (2.39)$$

Für ausreichend hohes V_{DS} gilt $I_D \approx I_{DSS}$ und nach Gleichung 2.35 ergibt sich:

$$g_m = \epsilon_0 \epsilon_r W_G \frac{v_s}{d}. \quad (2.40)$$

Die Steilheit bestimmt maßgeblich das Verhalten des Bauelements bei hohen Frequenzen. Im Idealfall ist die Transitfrequenz f_T , bei der die Stromverstärkung unter Kurzschluss 0 dB beträgt¹⁰, proportional zur Steilheit [71]:

¹⁰Eine alternative englische Bezeichnung lautet daher *current gain cut-off frequency*.

$$f_T = \frac{g_m}{2\pi C_G}. \quad (2.41)$$

Hierbei ist C_G die Kapazität des Gates. Eine stets vorhandene intrinsische Gate-Kapazität besteht zwischen Gate-Kontakt und 2DEG. Diese entspricht einem Plattenkondensator und ergibt sich zu $C_{G,int} = \epsilon_0 \epsilon_r W_G L_G / d$. Eine obere Grenze für die Transitfrequenz lässt sich mit $C_G = C_{G,int}$ dann wie folgt abschätzen:

$$f_T = \frac{V_s}{2\pi L_G}. \quad (2.42)$$

Die Betriebsfrequenz eines Leistungstransistors ist üblicherweise deutlich kleiner als die Transitfrequenz, um eine ausreichende Funktion gewährleisten zu können. Deshalb sind große Werte für g_m und f_T wünschenswert. Dies kann insbesondere durch dünne Barrieren (Gleichung 2.40) und Skalierung der Gate-Länge (Gleichung 2.42) erreicht werden.

In einem realen Bauelement treten verschiedene parasitäre Effekte auf. Beispielsweise beeinträchtigen Kontaktwiderstände und erhöhte Gate-Kapazitäten die Bauelementeigenschaften.

Die Steilheit wird insbesondere durch den Source-Widerstand R_S reduziert. Anstatt der auf Basis des idealen Transistors möglichen intrinsischen Steilheit $g_{m,int}$ zeigt das Bauelement dann folgende nutzbare extrinsische Steilheit g_m :

$$g_m = \frac{g_{m,int}}{1 + g_{m,int} \cdot R_S}. \quad (2.43)$$

Kontaktwiderstände erhöhen den Source-Widerstand und verschlechtern daher die Bauelementeigenschaften bei hohen Frequenzen. Außerdem wird der Einschaltwiderstand R_{on} , der sich aus Source-, Kanal- und Drain-Widerstand in Abwesenheit von äußeren Spannungen zusammensetzt, erhöht. Dies bewirkt eine Erhöhung der Kniespannung V_{kn} , da die Kontaktwiderstände zusätzliche serielle Widerstände darstellen und deshalb den Anstieg von I_D auf I_{DSS} abflachen (Abb. 2.14). Andererseits wird die maximale Hochfrequenzleistung P_{max} eines Transistors beim Betrieb als Klasse-A-Verstärker [29] gerade durch die Kniespannung und die Durchbruchspannung bestimmt [71]:

$$P_{max} = \frac{I_{DSS} (V_{br} - V_{kn})}{8}. \quad (2.44)$$

Somit begrenzen die Kontaktwiderstände auch die maximale Leistung, die ein Transistor als Hochfrequenzverstärker abgeben kann.

Die Kapazität am Gate ist nach Gleichung 2.41 einer der entscheidenden Faktoren, die die Eignung eines Transistors für hohe Frequenzen bestimmen. Neben dem Beitrag $C_{G,int}$ treten zusätzliche Kapazitäten durch Streufelder (*fringe fields*) zwischen Gate und Source sowie zwischen Gate und Drain und außerdem durch das Kontaktpad des Gates auf [29, 30]:

$$C_G = C_{G,int} + C_{G,F} + C_{G,pad}. \quad (2.45)$$

Diese parasitären Kapazitäten hängen stark von der Geometrie des Gate-Moduls und der Dielektrizitätskonstante in der Umgebung des Gates ab und können daher durch ein geeignetes Bauelementdesign reduziert werden. In diesem Zusammenhang spielt unter anderem die Dicke und die Anordnung von Passivierungsschichten eine große Rolle.

In einem realen Transistor werden darüber hinaus sogenannte Kurzkanaleffekte beobachtet. Diese treten auf, wenn das Verhältnis aus Gate-Länge und Gate-Kanal-Abstand L_G/d zu klein wird. Bei GaN-basierten HFETs werden solche Effekte typischerweise für $L_G/d < 15$ bemerkbar [30]. Durch Kurzkanaleffekte skaliert die Transitfrequenz abweichend von Gleichung 2.42 nicht mehr effektiv mit der Gate-Länge, so dass für eine gegebene Heterostruktur auch durch Verkürzung des Gates nur geringe Steigerungen in der Grenzfrequenz erzielt werden.

Dies lässt sich durch folgende Zusammenfassung der Gleichungen 2.40, 2.41 und 2.45 unter Annahme von $C_{G,pad} \approx 0$ [30] motivieren:

$$\frac{1}{f_T d} = \frac{2\pi L_G}{v_s d} + \frac{2\pi C_{G,F}}{v_s \epsilon_0 \epsilon_r W_G}. \quad (2.46)$$

Die Umstellung nach f_T ergibt folgenden vereinfachten Ausdruck mit den Parametern fL_0 und S , die vom Transistordesign abhängen [30]:

$$f_T = \frac{fL_0}{L_G + S \cdot d}. \quad (2.47)$$

Zur Vermeidung von Kurzkanaleffekten muss der Abstand zwischen Oberfläche und 2DEG verkleinert werden. Dies erreicht man beispielsweise durch den Einsatz von Heterostrukturen mit ausreichend dünner Barriere.

2.4.3 Prozessierung

Ausgehend von epitaktischen Heterostrukturen werden verschiedene Prozessschritte durchgeführt, um Transistoren auf einem Wafer herzustellen. Die folgende Aufzählung

dient als Übersicht über den wesentlichen Prozessablauf, wobei die Reihenfolge der einzelnen Schritte abhängig vom Bauelementtyp variieren kann. Zu den eingesetzten Anlagen gehören unter anderem ein Stepper-Belichter mit Quecksilber-Lampe für die Photolithographie, verschiedene Trockenätzanlagen sowie diverse Aufdampfanlagen mit elektronenstrahlgeheizten Quellen. In dieser Arbeit wird bei der Prozessierung grundsätzlich mit Wafern mit 3 " Durchmesser gearbeitet.

- Die *Ohm-Metallisierung* dient zur Herstellung der Source- und Drain-Kontakte. Hierfür wird zunächst photolithographisch eine Lackmaske strukturiert. Anschließend erfolgt die Aufdampfung einer auf Ti, Al, Ni und Au basierenden Schichtfolge. Zuletzt wird der Lack und das darauf befindliche Metall mittels organischer Lösungsmittel entfernt. Es verbleiben die Source- und Drain-Kontakte als metallisierte Bereiche. Die Kontakte werden abschließend durch eine kurze Temperung (*rapid thermal annealing*, RTA) einlegiert.
- Zur *Passivierung* der Halbleiteroberfläche wird SiN_x durch chemische Gasphasenabscheidung aufgebracht. Dies erfolgt über die gesamte Waferfläche.
- Um jedes Bauelement elektrisch von der Umgebung zu trennen, ist eine *laterale Isolation* erforderlich. Zwei Verfahren können hierzu eingesetzt werden. Entweder die isolierenden Bereiche werden durch eine sogenannte Mesa-Ätzung geschaffen, bei der um jedes Bauelement herum die aktiven Halbleiterschichten bis herunter in den elektrisch hochresistiven Puffer mittels Trockenätzverfahren abgetragen werden. Oder diese Bereiche werden durch Ionenstrahlbeschuss und -implantation so modifiziert, dass eine elektrische Isolation gegeben ist. Zur Definition der zu isolierenden Bereiche wird eine photolithographisch strukturierte Lackmaske verwendet.
- Der *Gate-Fuß* bildet den unmittelbaren Kontakt zum Halbleiter und bestimmt die Gate-Länge. Die Definition des Gate-Fuß-Bereichs erfolgt durch Elektronenstrahlithographie und beinhaltet die lokale Öffnung der zuvor vollflächig aufgetragenen Passivierungsschicht.
- Im nächsten Schritt stehen für den *Gate-Kopf* zwei Verfahren zur Verfügung, um die gewünschte Geometrie einzustellen. Bei der ersten Option wird der Kopf durch eine photolithographisch strukturierte Lackmaske definiert. Die zweite Option erfordert die elektronenstrahlithographische Definition einer mehrlagigen Lackstruktur. In beiden Fällen erfolgt anschließend die Aufdampfung einer Ni/Au-basierten Schichtfolge, um das eigentliche Gate zu erzeugen.

- Eine weitere SiN_x -Schutzschicht wird nach der Metallisierung des Gates vollflächig abgeschieden.
- Die Schutzschicht wird lokal geöffnet, um Source-, Gate- und Drain-Kontakte an von außen zugängliche Kontaktflächen anschließen zu können. Nach *Metallisierung der Zuleitungen* können erste Messungen an Bauelementen mit einem oder zwei Gate-Fingern erfolgen.
- Transistoren mit mehreren Fingern werden anschließend mittels *Luftbrücken* und *galvanisch abgeschiedenem Metall* fertig kontaktiert.
- Abhängig vom verwendeten Maskensatz besteht die Möglichkeit zur weiteren Prozessierung und Herstellung von monolithischen Mikrowellenschaltungen (*monolithic microwave integrated circuit*, MMIC).

Neben den eigentlichen Transistoren befinden sich stets Strukturen für Messungen nach der Transmissionslinien-Methode (TLM) auf den verwendeten Maskensätzen, um den Schichtwiderstand und Kontaktwiderstände separat von Bauelementen bestimmen zu können. Weitere Teststrukturen dienen zur Überprüfung der Pufferisolation.

2.4.4 Analyse von HFET-Bauelementen

Für die elektrische Charakterisierung prozessierter Bauelemente werden verschiedene Messprozeduren unter Gleichstrom und bei hoher Frequenz durchgeführt. Die Messungen erfolgen jeweils auf dem Wafer ohne mechanische Vereinzelung der Transistoren. Extensive Messgrößen wie Ströme und Steilheiten werden wie in der Literatur üblich auf die Bauelementweite W_G normiert¹¹.

Zur Bestimmung der Gleichstromcharakteristik erfolgt die Aufnahme des Ausgangskennlinienfelds (AKF) $I_D(V_{DS})$ für verschiedene V_{GS} . Das AKF gibt eine Übersicht über die erreichbaren Ströme und das Abschnürverhalten für $V_{GS} < V_{th}$. Gepulste Messungen des AKF aus verschiedenen stromlosen Ruhezuständen geben weitere Informationen über Defekte und Nichtidealitäten im Bauelement. Weiterhin sind Rückschlüsse auf thermische Effekte möglich.

Die Transfercharakteristik wird durch Messungen von $I_D(V_{GS})$ bei festem V_{DS} bestimmt. Hieraus ergibt sich der Verlauf der Steilheit definitionsgemäß aus der Ableitung des Drainstroms nach der Gate-Source-Spannung (Gleichung 2.39). Aus dem Transferverhalten

¹¹Ströme werden beispielsweise in der Einheit A/mm angegeben.

werden die Schwellenspannung und der Punkt maximaler Steilheit ersichtlich. An Letzterem orientieren sich die optimalen Betriebsbedingungen des Transistors bei hohen Frequenzen.

Um das Durchbruchverhalten von Bauelementen zu analysieren, wird das Strom-Spannungs-Verhalten zwischen Gate und Source sowie zwischen Gate und Drain in Schottky-Sperrichtung bestimmt. Außerdem erfolgen Messungen des Drain-Stroms im abgeschnürten Zustand und unter fester Drain-Source-Spannung. Nach üblicher Konvention wird ein Leckstrom über 1 mA/mm als Durchbruch betrachtet.

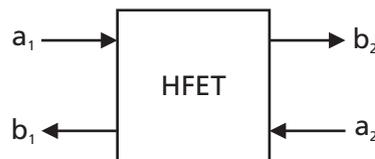


Abb. 2.15: Prinzip einer S-Parameter-Messung. Die in der Abbildung linke Seite kann beispielsweise das Gate, die rechte Seite das Drain sein.

Zur Untersuchung des Hochfrequenzverhaltens spielen Kleinsignalmessungen [4, 29] eine wichtige Rolle. Generell kann ein Transistor als Zweitor betrachtet werden (Abb. 2.15). Beispielsweise bilden dann das Gate und das Drain die beiden Tore, während das Source geerdet ist. Im Allgemeinen können von jeder Seite eingehende Wellen ($a_{1,2}$) teilweise transmittieren oder zurückgestreut werden und ergeben dann entsprechende ausgehende Wellen ($b_{1,2}$). In Kleinsignalmessungen werden die Spannungsamplituden solcher Wellen und daraus die sogenannten S-Parameter S_{ij} bestimmt:

$$\begin{pmatrix} b_1 \\ b_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} \\ S_{21} & S_{22} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} a_1 \\ a_2 \end{pmatrix}. \quad (2.48)$$

Basierend auf den S-Parametern können verschiedene für die Bauelementcharakteristik bedeutsame Größen berechnet werden. In diesem Zusammenhang sind unter anderem die Stromverstärkung h_{21} und der unilaterale Leistungsgewinn U von Bedeutung:

$$h_{21} = -\frac{2S_{21}}{(1 - S_{11})(1 + S_{22}) + S_{12}S_{21}}. \quad (2.49)$$

$$U = \frac{\left| \frac{S_{21}}{S_{12}} - 1 \right|^2}{2 \left(K \left| \frac{S_{21}}{S_{12}} \right| - \operatorname{Re} \left(\frac{S_{21}}{S_{12}} \right) \right)}. \quad (2.50)$$

Hierbei bezeichnet K den sogenannten Stabilitätsfaktor:

$$K = \frac{1 - |S_{11}|^2 - |S_{22}|^2 + |S_{11}S_{22} - S_{12}S_{21}|^2}{2 |S_{12}| |S_{21}|}. \quad (2.51)$$

Die S-Parameter und die daraus bestimmten Größen variieren mit den Betriebsbedingungen des Transistors und besitzen insbesondere eine charakteristische Frequenzabhängigkeit. Bei einer Erhöhung der Frequenz um Faktor 10 fallen $|h_{21}|^2$ und U im Idealfall um 20 dB. Basierend auf entsprechenden Messdaten können die Transitfrequenz f_T und die maximale Oszillationsfrequenz f_{max} bestimmt werden, die die Grenzfrequenzen für Stromverstärkung respektive Leistungsverstärkung darstellen und zu den wesentlichen Kennzahlen für die Hochfrequenzeigenschaften eines Transistors gehören. Diese Werte sind wie folgt definiert:

$$|h_{21}(f_T)| = 0 \text{ dB}. \quad (2.52)$$

$$U(f_{max}) = 0 \text{ dB}. \quad (2.53)$$

Untersuchungen der S-Parameter ermöglichen neben der Bestimmung von Grenzfrequenzen noch zahlreiche weitere Analysen. Durch Modellierung des Transistors als Ersatzschaltung verschiedener diskreter Elemente können beispielsweise bauelementinterne Kapazitäten und Widerstände geschätzt werden, die ansonsten keiner direkten Messung zugänglich sind.

Für den Betrieb als Verstärker sind letztendlich die Großsignaleigenschaften eines Transistors entscheidend. Solche Leistungsmessungen werden häufig mit Load-Pull-Verfahren durchgeführt, die in der Literatur beschrieben sind [29]. Als Ergebnis erhält man bei variiertener Eingangsleistung insbesondere den Verlauf von Ausgangsleistung, Leistungsgewinn (*gain*) und Hochfrequenzwirkungsgrad (*power added efficiency*, PAE). Letztere Größe bezeichnet den Zuwachs an Hochfrequenzleistung $P_{RF,out} - P_{RF,in}$ bezogen auf die verbrauchte Gleichstromleistung P_{DC} :

$$\text{PAE} = \frac{P_{RF,out} - P_{RF,in}}{P_{DC}}. \quad (2.54)$$

Die Ergebnisse in Leistungsmessungen hängen direkt oder indirekt mit verschiedenen Kennzahlen aus Gleichstrom- und Kleinsignalmessungen zusammen und geben so ein gutes Gesamtbild über die Güte eines Transistors. Den Weg zur Realisierung sowie die Verbesserung entsprechender Bauelemente mit gitterangepasster Barriere beschreiben die folgenden drei Kapitel.

3 Wachstum von ternären Materialien im System (Al,In)N

3.1 (Al,In)N nahe der Gitteranpassung auf GaN

Dieses Kapitel behandelt das Wachstum von (Al,In)N nahe der Gitteranpassung auf GaN und die Untersuchung dieser Materialien für den Einsatz in nitridischen Transistoren. Wie in Kapitel 2 beschrieben, ist $\text{Al}_{1-x}\text{In}_x\text{N}$ für $x \approx 0,18$ die einzige ternäre Verbindung im (Al,Ga,In)N-System, die lateral gitterangepasst auf GaN ist. Durch den hohen AlN-Gehalt von etwa 82 % besitzt das Material eine betragsmäßig große Polarisierung, so dass HFET-Strukturen mit (Al,In)N-Barriere große Ladungsträgerdichten aufweisen können. Somit bestehen potentielle Vorteile gegenüber konventionellen Barrierenmaterialien aus (Al,Ga)N. Diese sind in pseudomorphen Heterostrukturen auf GaN stets biaxial tensil gespannt und sollten zur Vermeidung von Relaxationseffekten eine AlN-Konzentration von höchstens etwa 30 % besitzen. Andererseits müssen aufgrund der schlechten Mischbarkeit von $\text{Al}_{0,82}\text{In}_{0,18}\text{N}$ geeignete Wachstumsfenster gefunden werden, um diese Verbindung in möglichst guter Qualität herzustellen.

Nach ersten theoretischen Abschätzungen über mögliche Vorteile von (Al,In)N-Barrieren für GaN-basierte HFETs [38] sind in der vergangenen Dekade verschiedene Fortschritte im Zusammenhang mit diesen Materialien erzielt worden. Die ersten experimentellen Ergebnisse bezüglich elektronischer Anwendungen von (Al,In)N basieren auf dem Wachstum mittels MBE [75, 76]. Allerdings lassen diese Berichte auf eine begrenzte strukturelle und morphologische Qualität des Barrierenmaterials schließen. Die elektrischen Eigenschaften der betreffenden Heterostrukturen, insbesondere die Beweglichkeit von Elektronen, zeigen ebenfalls noch Verbesserungsbedarf. Zufriedenstellende Werte bezüglich der Beweglichkeit von über $1000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ sind später von verschiedenen mittels MOVPE gewachsenen Heterostrukturen berichtet worden [45, 77]. Aktuelle Publikationen [17, 39] zeigen vielversprechende Ergebnisse von HFET-Bauelementen mit (Al,In)N-Barriere hergestellt mittels MOVPE.

Da das Wachstumsverfahren der MBE unter anderem aufgrund der geringeren Wachstumstemperaturen (Abschnitt 2.2) für die Herstellung von schwer mischbaren (Al,In)N-Verbindungen möglicherweise Vorteile gegenüber der MOVPE bieten kann, wird hier die MBE solcher Materialien untersucht. Ziel ist die Herstellung von phasenreinem (Al,In)N mit möglichst glatter Morphologie. Darüber hinaus sind für Heterostrukturen mit (Al,In)N-Barriere eine hohe Flächendichte an Ladungsträgern und eine möglichst hohe Beweglichkeit wünschenswert.

3.2 Ermittlung geeigneter Wachstumsbedingungen

3.2.1 Einstellung der Wachstumstemperatur

Als Mischkristall zwischen AlN und InN bilden für (Al,In)N die Wachstumstemperaturen der beiden binären Komponenten eine erste Orientierung. AlN wird in der MBE typischerweise bei deutlich über 700 °C hergestellt, um eine ausreichende Beweglichkeit von Atomen an der Wachstumsfront zu gewährleisten [78]. Dahingegen muss für die MBE von InN eine Epitaxietemperatur unter 500 °C eingestellt werden, da ansonsten eine thermische Dekomposition des InN-Kristalls auftritt¹ [79]. Diese Verhältnisse deuten bereits darauf hin, dass optimale Wachstumsbedingungen für (Al,In)N nur schwer einzustellen sind.

Zur Untersuchung des ternären Materials sind in einer ersten Serie (Al,In)N-Schichten bei variiertem Substrattemperatur gewachsen worden. Diese Teststrukturen bestehen aus einer etwa 100 nm dicken (Al,In)N-Schicht auf einem ebenfalls etwa 100 nm dicken GaN-Puffer, die in der MBE auf einem GaN/Saphir-Quasisubstrat (Unterabschnitt 2.2.2) epitaxiert worden ist. Die Stickstoffquelle wird so betrieben, dass eine Wachstumsgeschwindigkeit von etwa 360 nm/h erreicht wird. Hierfür wird die Leistung für die Anregung des Plasmas auf 350 W und der N₂-Fluss auf 3,5 sccm eingestellt. Nach Wachstum der GaN-Schicht bei 740 °C werden die Zellverschlüsse geschlossen und das Substrat auf die jeweilige Temperatur für das (Al,In)N abgekühlt, um anschließend das ternäre Material zu epitaxieren.

Die Charakterisierung mittels HRXRD dient zur Bestimmung der Zusammensetzung der (Al,In)N-Schichten. In $\theta/2\theta$ -Scans sind die 002-Reflexe für GaN und (Al,In)N gut erkennbar (Abb. 3.1). Bei Substrattemperaturen von 500 °C und höher kann eine Verbreiterung des Reflexes der ternären Verbindung festgestellt werden. Dahingegen wird bei einer Wachstumstemperatur von 400 °C ein deutlich besser definierter (Al,In)N-Reflex erzielt,

¹Dies gilt für die hier relevante *metal-face c-plane* Orientierung

wie aus Vergleichen zwischen experimentellem und simuliertem Intensitätsprofil zu erkennen ist.

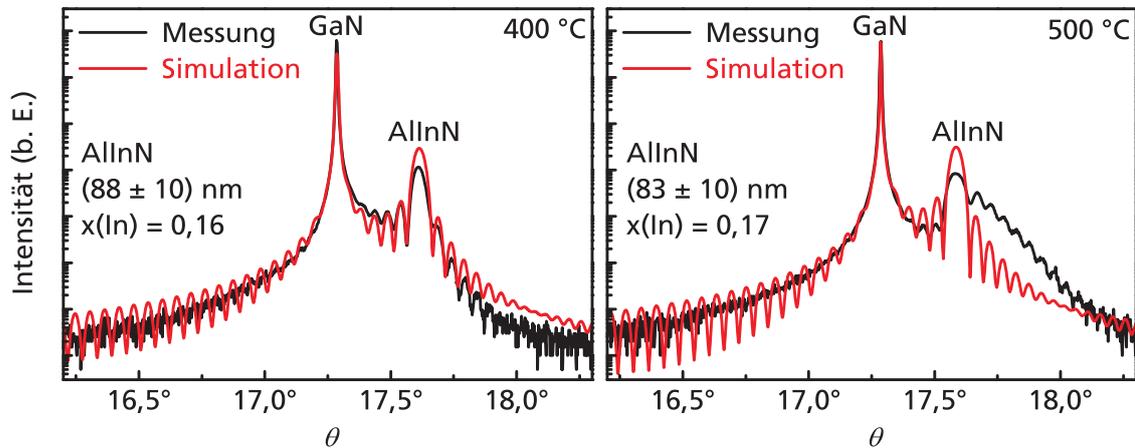


Abb. 3.1: HRXRD $\theta/2\theta$ -Scans an AlInN-Schichten ähnlicher Zusammensetzung gewachsen bei verschiedenen Temperaturen.

Betrachtet man das Einbauverhalten von Indium bei variiertem Aluminium-Fluss, zeigen sich weitere wesentliche Einflüsse der Wachstumstemperatur (Abb. 3.2). Für 600 °C ist der InN-Gehalt auf knapp 12 % begrenzt. Auch bei Senkung des Al-Flusses bei In-Überschuss, wodurch bei konstanter Wachstumsgeschwindigkeit ein vermehrter In-Einbau möglich wäre (Gleichung 2.15), bleibt die Zusammensetzung des ternären Materials in etwa konstant. Bei Absenkung der Substrattemperatur auf 550 °C ist der Einbau von bis zu 18 % InN in (Al,In)N möglich. Für 500 °C und darunter ist auch bei über 23 % InN-Gehalt keine Sättigung festzustellen. Schließlich ist für eine Wachstumstemperatur von 400 °C bei leicht metallarmen Bedingungen ein nahezu linearer Zusammenhang zwischen Flüssen und Konzentrationen im Kristall gegeben (Abb. 3.3). Eine Senkung des Al-Flusses oder eine Erhöhung des In-Flusses führt dann im Rahmen der Messunsicherheiten konsistent mit Gleichung 2.15 zu einem größeren InN-Gehalt in (Al,In)N.

Diese Beobachtungen lassen auf eine temperaturabhängige Löslichkeitsbegrenzung für Indium in (Al,In)N schließen. Außerdem tritt wahrscheinlich eine Dekomposition des Kristalls bei zu hohen Wachstumstemperaturen auf. Hierdurch wird das Auftreten von Inhomogenitäten und von Phasenseparation begünstigt, was die verbreiterten Reflexe bei 500 °C erklären würde. Auch der Verlauf des InN-Gehalts in Abhängigkeit vom Al-Fluss bei dieser Temperatur deutet aufgrund des nichtlinearen Zusammenhangs auf eine Löslichkeitsbegrenzung und eine Dekomposition hin.

Lichtmikroskopische Aufnahmen zeigen sich konsistent mit diesen Vermutungen (Abb. 3.4). Variiert man bei einem konstanten Al-Fluss von $p_{BEP,Al} = 2,5 \cdot 10^{-8}$ Torr und

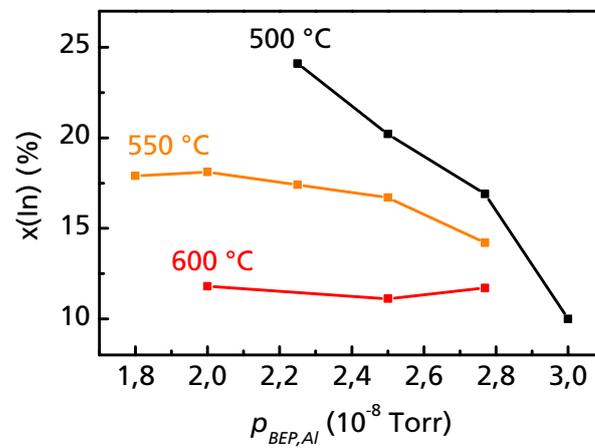


Abb. 3.2: Einbauverhalten von Indium bei Wachstumstemperaturen von 500 °C bis 600 °C. Bei allen Messpunkten sind metallreiche Wachstumsbedingungen verwendet worden.

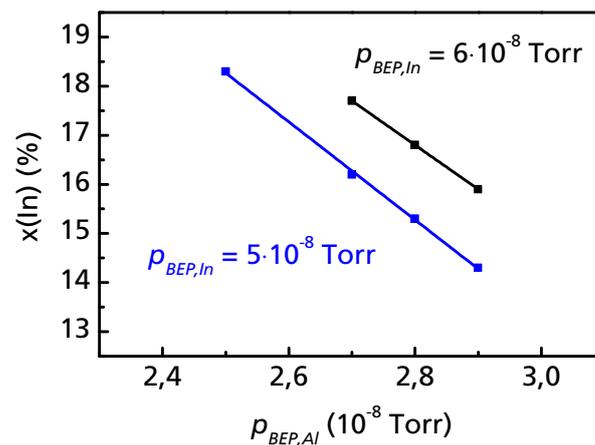


Abb. 3.3: Einbauverhalten von Indium bei einer Wachstumstemperatur von 400 °C. Die Wachstumsbedingungen sind metallarm oder nahezu stöchiometrisch.

einem In-Fluss von $p_{BEP,In} = 5,0 \cdot 10^{-8}$ Torr die Substrattemperatur, sind bei 400 °C keine Metalltropfen, bei 500 °C vereinzelte Metallansammlungen, bei 550 °C vermehrt Tropfen und bei 600 °C schließlich keinerlei Tropfen mehr zu sehen. Bei der höchsten Temperatur treten außerdem Risse in einem charakteristischen hexagonalen Muster auf.

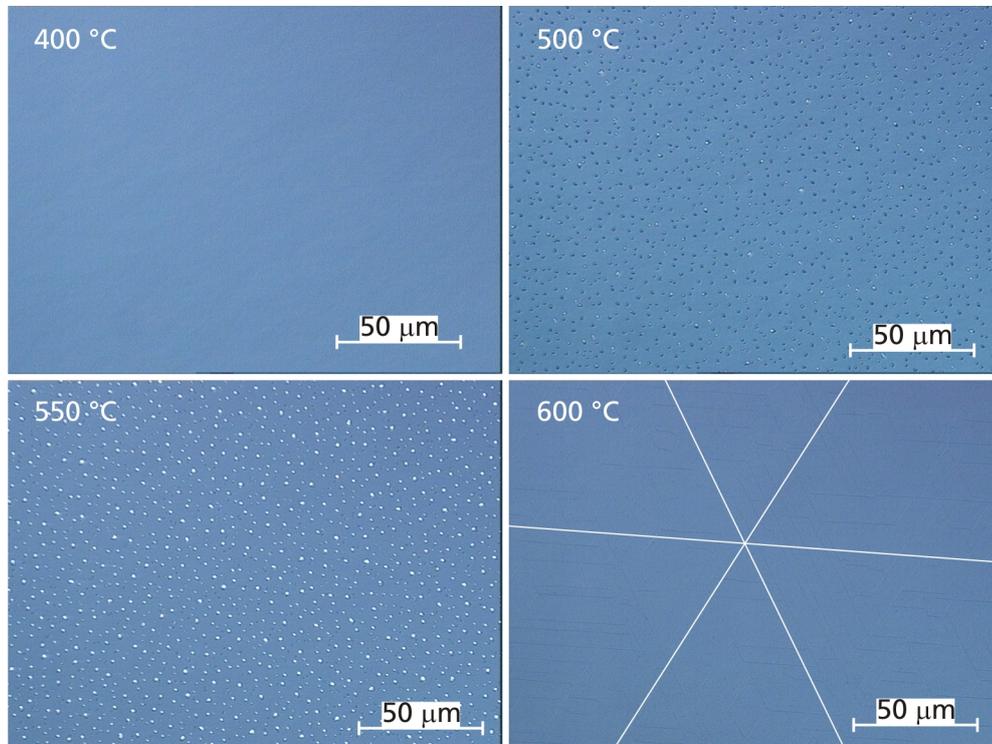


Abb. 3.4: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Oberflächen von AlInN-Schichten gewachsen bei verschiedenen Temperaturen. Für die bei 600 °C epitaxiierte Probe sind die Richtungen der beobachteten Risse eingezeichnet.

Bei der niedrigsten Temperatur von 400 °C liegt ein Wachstum unter metallarmen Bedingungen und vollständiger Inkorporation von Al und In vor. Durch Erhöhung der Substrattemperatur auf 500 °C kommt es zur Dekomposition des Kristalls, die zu einer Ansammlung von nicht eingebautem Metall führt. Dieser Effekt verstärkt sich bei 550 °C durch die geringere Löslichkeit von Indium im Kristall. Bei 600 °C ist die Temperatur andererseits ausreichend hoch, um zur Desorption von Indium zu führen, so dass überschüssiges Metall nicht mehr auf der Oberfläche verbleibt. Diese Beobachtung ist gut mit der auf etwa 560 °C geschätzten Temperatur für das Einsetzen von Indium-Desorption vereinbar [80].

Die Rissbildung bei 600 °C ist vermutlich auf eine Kombination aus hoher Zugverspannung durch geringen InN-Gehalt und einer Fehlpassung im thermischen Ausdehnungsverhalten zwischen AlInN, GaN und Substrat zurückzuführen. Schichten mit vergleichbarem

InN-Gehalt, die bei 500 °C gewachsen worden sind, zeigen keine derartigen Risse, so dass die Zugverspannung allein nicht als Erklärung ausreicht.

Zusätzliche Versuche lassen anhand lichtmikroskopischer Untersuchungen darauf schließen, dass bei einem In-Gehalt von etwa 18 % bis zu einer Substrattemperatur von etwa 420 °C keine merkliche Dekomposition stattfindet. Daher ist diese Temperatur für weitere Experimente verwendet worden, um eine zuverlässige Al- und In-Inkorporation mit einer soweit wie möglich guten Atombeweglichkeit durch ausreichende Temperatur zu kombinieren.

3.2.2 Indium-Fluss und Morphologie

Eine Variation des Indium-Flusses bei konstantem Aluminium-Angebot wirkt sich insbesondere auch auf die Morphologie der (Al,In)N-Oberfläche aus (Abb. 3.5). Erwartungsgemäß liegt bei niedrigen In-Flüssen ein metallarmes Wachstum vor, so dass sich keine Metallansammlungen ausbilden und die Oberfläche im Lichtmikroskop auch noch unter differentiellem Interferenzkontrast glatt erscheint (Bereich I). Erhöht man das In-Angebot über einen bestimmten Wert, sind Oberflächenstrukturen mit wenigen μm Durchmesser zu beobachten (Bereich II). Erst bei weiterer Erhöhung des In-Flusses kommt es zur Bildung von Tropfen mit einigen 10 μm Durchmesser bei weiter vorhandenen kleineren Oberflächenstrukturen (Bereich III). Dies stellt einen Unterschied zu GaN sowie Ga-reichen (Al,Ga)N- und (In,Ga)N-Verbindungen dar, bei denen ein direkter Übergang von glatter Oberfläche zu Tropfenbildung auftritt. Die in den Bereichen II und III auftretenden Oberflächenstrukturen lassen sich im Gegensatz zu den Tropfen in Bereich III nicht durch nasschemische Ätzung mit Salzsäure entfernen. Untersuchungen mittels AFM zeigen eine Höhe der angesprochenen Oberflächenstrukturen von einigen 10 nm. Darüber hinaus ergeben ortsaufgelöste Elementanalysen mittels Rasterelektronenmikroskopie und energiedispersiver Röntgenspektroskopie eine erhöhte In-Konzentration in diesen Strukturen. Allerdings sind apparativ-methodisch bedingt keine quantitativen Aussagen zur Zusammensetzung möglich gewesen.

Als Konsequenz muss (Al,In)N zur Erzielung einer glatten Oberfläche leicht metallarm gewachsen werden. Eine für die Diffusion von Atomen günstige flüssige Adsorptionsschicht aus überschüssigem Metall kann somit im Gegensatz zu GaN und ähnlichen Verbindungen nicht genutzt werden.

Die Rauigkeit (Standardabweichung) von (Al,In)N-Oberflächen, die bei 400–420 °C gewachsen worden sind, liegt mit Werten stets unter 1 nm für Bereiche mit Abmessungen von $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ in der gleichen Größenordnung wie die von Oberflächen eines GaN-Puffers.

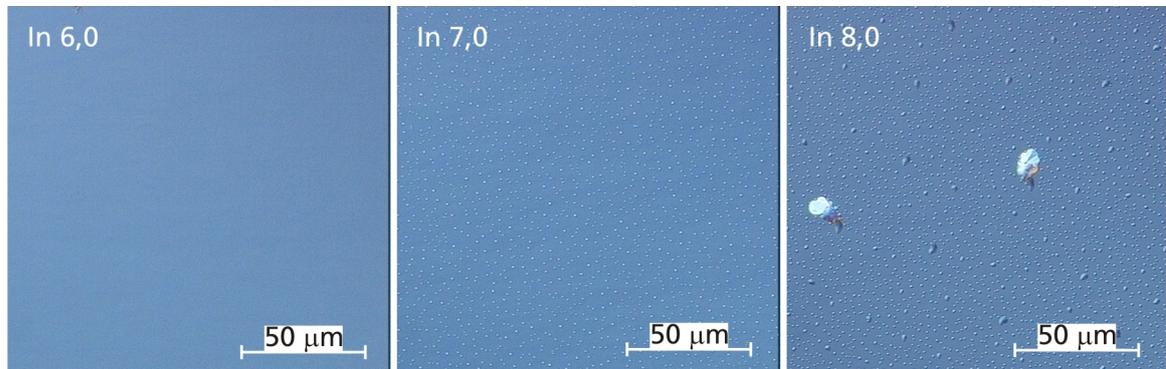


Abb. 3.5: Oberfläche von AlInN-Schichten gewachsen bei 400 °C mit einem Al-Fluss von $p_{BEP,Al} = 2,7 \cdot 10^{-8}$ Torr. Die Zahlenwerte in den drei Teilabbildungen geben den In-Fluss in 10^{-8} Torr an. Die im Text beschriebenen Bereiche I–III sind von links nach rechts dargestellt.

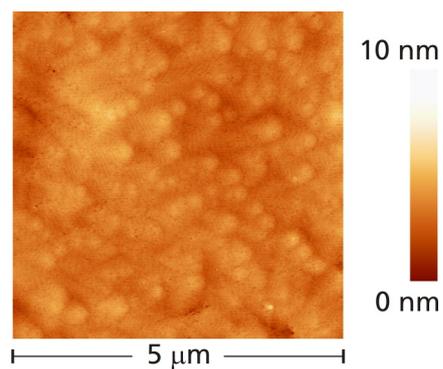


Abb. 3.6: Oberfläche einer AlInN-Schicht mit 15 nm Dicke im AFM mit einer Rauigkeit (Standardabweichung) von 0,5 nm und für die Nitrid-MBE typischen Spiralstrukturen.

Auch bei den verwendeten metallarmen Wachstumsbedingungen tritt keine geometrische Aufrauung auf. Allerdings sind atomare Stufen beim ternären Material häufig nur schlecht definiert. Nur bei dünneren Schichten unter 20 nm Dicke sind in einigen Fällen (Abb. 3.6) die für die Nitrid-MBE typischen Spiralstrukturen erkennbar.

3.2.3 Stickstoffquelle und phasenreines Wachstum

Bei genauerer Analyse der bei 400 °C und mit 360 nm/h gewachsenen Schichten ist ein unerwarteter Effekt festzustellen. In HRXRD-Messungen um Reflexe höherer Ordnung, kann neben dem Hauptreflex noch ein zusätzlicher Reflex identifiziert werden (Abb. 3.7). Dieser ist in Untersuchungen um 004- und 006-Reflexe wesentlich deutlicher zu erkennen, als in den oben gezeigten Messungen im 002-Bereich. Der zusätzliche Reflex kann am Besten durch eine dünne (Al,In)N-Schicht zwischen dem GaN-Puffer und der (Al,In)N-Hauptschicht erklärt und mit Simulationen in Einklang gebracht werden. Im Gegensatz zur 80–90 nm dicken Hauptschicht besitzt die etwa 10–20 nm dicke vergrabene (Al,In)N-Schicht einen größeren InN-Gehalt. In reziproken Gitterkarten (Abb. 3.8) zeigt sich weiterhin, dass beide (Al,In)N-Schichten nahezu pseudomorph zum darunterliegenden GaN sind. Dieses Phänomen der Separation in zwei Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung tritt sowohl für leicht metallarme (Bereich I) als auch für leicht metallreiche (Bereich II) Wachstumsbedingungen auf. Die Epitaxieparameter für (Al,In)N, das heißt Zellenflüsse und Substrattemperatur, sind in jedem Fall konstant gewesen.

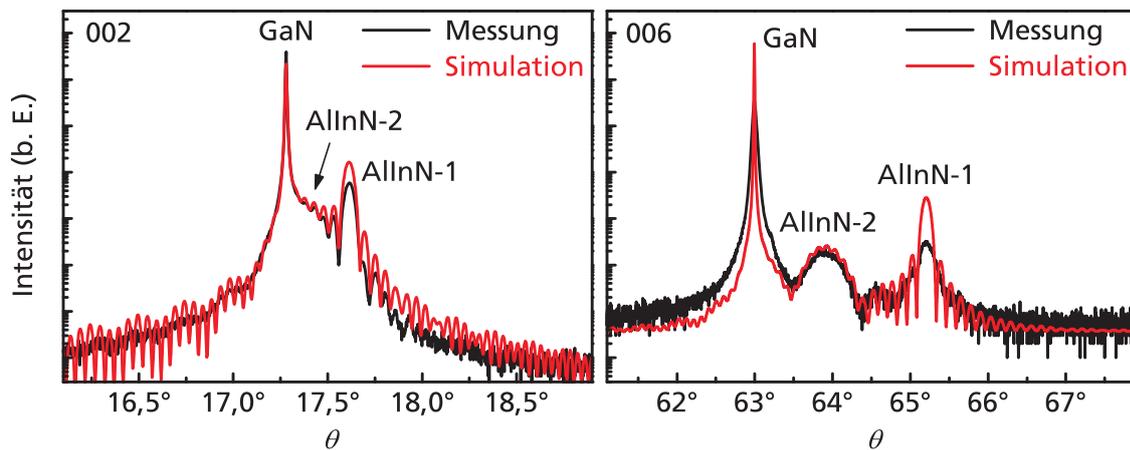


Abb. 3.7: HRXRD-Untersuchungen an einer Struktur (Probe A2, Tabelle 3.1) gewachsen mit 350 W Anregungsleistung und 3,5 sccm Fluss für die Stickstoff-Quelle. Das nominell konstant gewachsene AlInN ist in zwei Schichten separiert. Während im 002-Reflexbereich die etwa 20 nm dicke vergrabene Schicht kaum erkennbar ist, kann bei höheren Reflexordnungen wie 006 die zweite Schicht eindeutig identifiziert werden. Die Lage des Reflexes deutet auf einen höheren InN-Gehalt bei der vergrabenen Schicht hin (Tabelle 3.1).

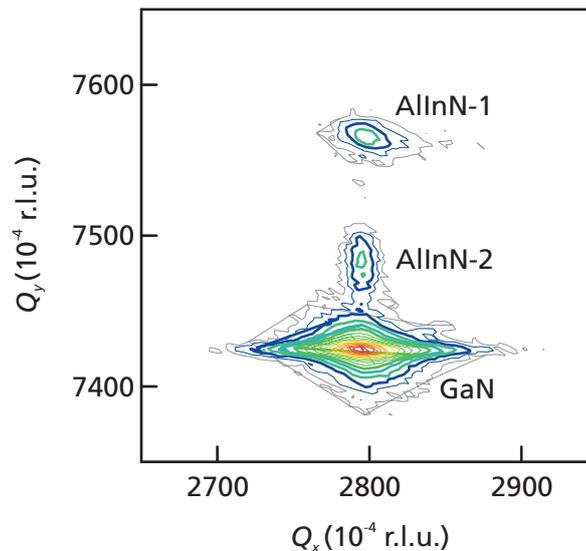


Abb. 3.8: Reziproke Gitterkarte der in Abb. 3.7 dargestellten Struktur. Die beiden separierten Schichten sind hier ebenfalls gut erkennbar.

Weitere Untersuchungen mittels TEM (Abb. 3.9) und Elektronenbeugung bestätigen die Ergebnisse aus den röntgenbasierten Messungen. Aufnahmen der Heterostrukturen im Querschnitt zeigen die Ausbildung von zwei (Al,In)N-Schichten. Die in reziproken Gitterkarten festgestellte Pseudomorphizität ist ebenfalls in SAED-Beugungsbildern und in HRTEM-Aufnahmen mit atomarer Auflösung zu erkennen. Die Grenzfläche zwischen den beiden (Al,In)N-Schichten zeigt sich außerdem erstaunlich scharf.

Die Zusammensetzung der Schichten ist im TEM mittels EDX bestimmt worden, was ebenfalls eine indiumreiche vergrabene Schicht und eine aluminiumreichere Hauptschicht zeigt. Während für die Hauptschicht sowohl mit HRXRD als auch mit TEM/EDX nahezu die gleiche Zusammensetzung ermittelt worden ist, ergibt für die vergrabene Schicht die EDX-Analyse eine höhere In-Konzentration als die Röntgenmessung (Tabelle 3.1). Jede Schicht für sich zeigt eine nahezu homogene Zusammensetzung.

Diese rechnerische Abweichung in der Zusammensetzung ist vermutlich durch nicht-ideale kristallographische und elastische Eigenschaften der vergrabenen (Al,In)N-Schicht zu erklären. Hierdurch würden die in der HRXRD bestimmten Gitterabstände nicht richtig interpretiert. Über Ursachen für die Separation des unter konstanten Bedingungen gewachsenen (Al,In)N in zwei Schichten sowie für die unerwarteten Materialeigenschaften der vergrabenen Schichten kann anhand der vorliegenden Daten nur spekuliert werden.

Phasenreine Schichten können schließlich durch Variation der Parameter der Stickstoffquelle erzielt werden. Erfolgreich ist die Einstellung einer Anregungsleistung von 300 W und ein N₂-Fluss von 0,5 sccm gewesen, was in einer Wachstumsrate von etwa

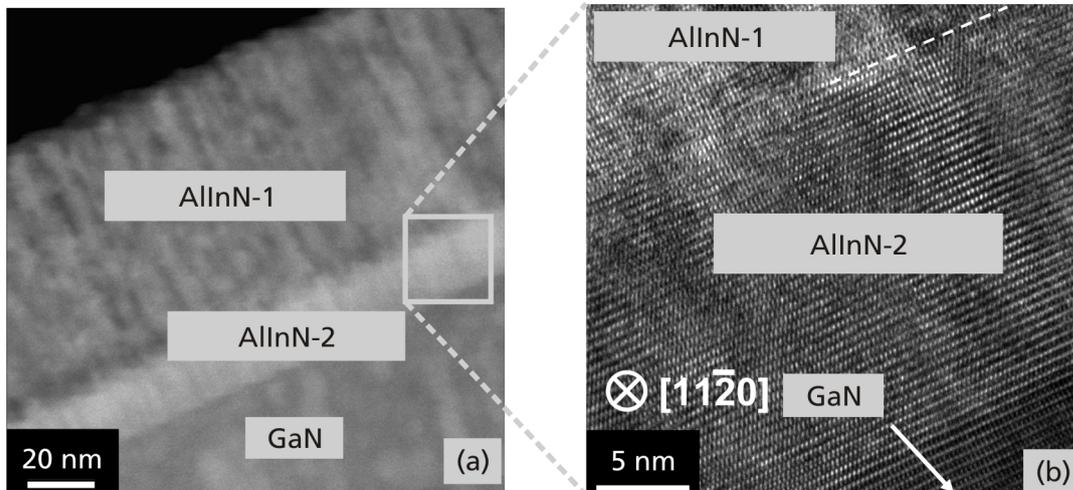


Abb. 3.9: TEM-Aufnahmen der Struktur aus den Abbildungen 3.7 und 3.8 (ähnlich [81]). Im Dunkelfeld (*high angle annular dark field*, HAADF) (a) deutet der Ordnungszahlkontrast auf einen höheren In-Gehalt der vergrabenen Schicht AlInN-2 hin. Die hochaufgelöste Aufnahme (b) (relative Lage des Ausschnitts schematisch skizziert in (a)) zeigt eine gute kristalline Ordnung der epitaxierten Schichten.

Tabelle 3.1: Dicke und InN-Gehalt x_{In} von verschiedenen AlInN-Schichten. Mit einem Stickstoff-Fluss von 3,5 sccm und einer Anregungsleistung von 350 W sind A1 unter leicht metallarmen und A2 unter leicht metallreichen Bedingungen epitaxiert worden. Es ist eine unerwartete Separation der nominell jeweils konstant gewachsenen AlInN-Schichten in zwei Einzelschichten erfolgt. Die abweichenden Werte für die Zusammensetzung, die sich für die vergrabenen AlInN-2-Schichten ergibt, deutet auf nichtreguläre Kristalleigenschaften hin. Dahingegen resultiert das Wachstum mit 0,5 sccm und 300 W in einer einzigen homogenen AlInN-Schicht.

| Probe | Schicht | Dicke (nm) | x_{In}^{XRD} | x_{In}^{EDX} |
|-------|---------|------------|----------------|----------------|
| A1 | AlInN-1 | 77 | 0,16 | 0,16 |
| | AlInN-2 | 12 | 0,21 | 0,29 |
| A2 | AlInN-1 | 85 | 0,16 | 0,16 |
| | AlInN-2 | 20 | 0,21 | 0,34 |
| B | AlInN | 48 | 0,18 | 0,18 |

100 nm/h resultiert. In die Heterostruktur ist außerdem eine etwa 1 nm dicke AlN-Schicht zwischen GaN und (Al,In)N eingebaut. Eine etwa 50 nm dicke (Al,In)N-Schicht ist bei 420 °C epitaxiert worden.

In HRXRD-Analysen zeigt sich ein einziger Reflex für das ternäre Material Abb. 3.10. Auch in höheren Reflexordnungen sind keine Hinweise auf eine Phasenseparation erkennbar. In reziproken Gitterkarten ist ein eindeutig pseudomorphes Wachstum festzustellen (Abb. 3.11). Aufnahmen im TEM zeigen ebenfalls eine einzige homogene (Al,In)N-Schicht mit scharfen Grenzflächen (Abb. 3.12). Die Elementanalyse mittels EDX bestätigt die mittels HRXRD bestimmte Zusammensetzung mit einem InN-Gehalt von etwa 18 % (Tabelle 3.1).

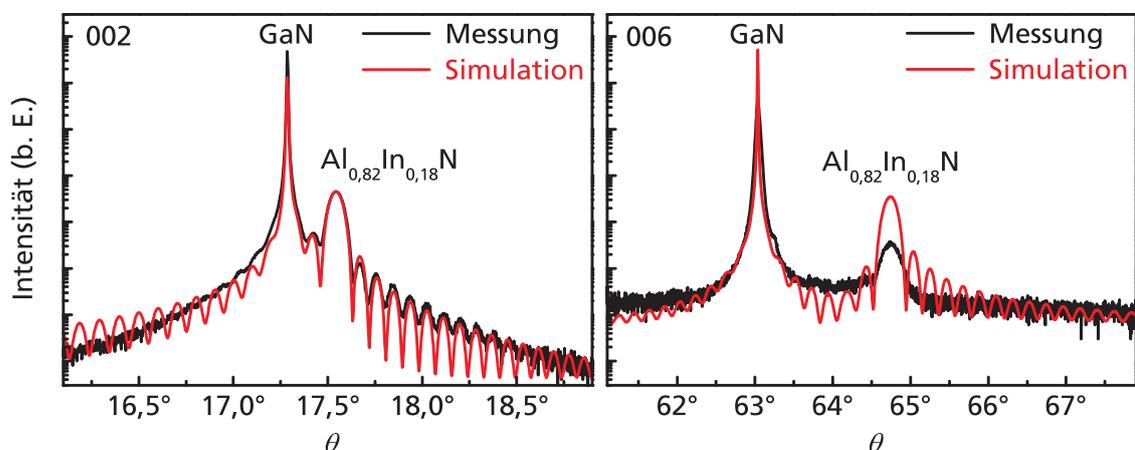


Abb. 3.10: HRXRD-Messung an einer Struktur (Probe B, Tabelle 3.1), für dessen Wachstum die Stickstoff-Quelle mit 300 W Anregungsleistung und 0,5 sccm Fluss betrieben worden ist. Es bildet sich wie gewünscht eine einzige homogene AlInN-Schicht aus.

Für das verbesserte Wachstum mit den angepassten Einstellungen der Stickstoffquelle sind verschiedene Erklärungen denkbar. Einerseits kann durch die reduzierte Wachstumsrate und die damit verbundene erhöhte Diffusionslänge von Atomen eine bessere Kristallqualität erreicht werden. Eine Phasenseparation wird dabei durch die niedrige Wachstumstemperatur unterdrückt. Andererseits hängen die im Plasma der Stickstoffquelle erzeugten molekularen, atomaren und ionischen Spezies auch von den Betriebsbedingungen der Quelle ab. Somit wäre es auch denkbar, dass sich Art und Zusammensetzung des angeregten Stickstoffs günstiger auf das Wachstum auswirken. Solche Effekte treten auch bei der Epitaxie von GaN auf [82, 83]. Die AlN-Zwischenschicht ist als Ursache für das verbesserte Wachstum auszuschließen, da bei Verwendung von größeren N_2 -Flüssen auch mit AlN-Schicht wieder die Ausbildung einer vergrabenen (Al,In)N-Schicht beobachtet worden ist.

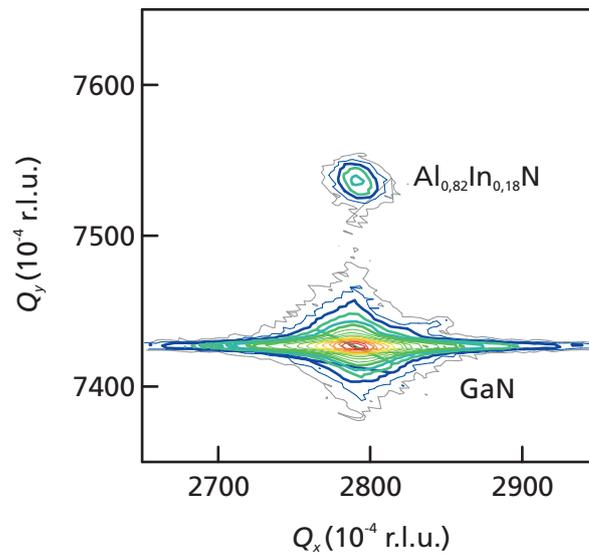


Abb. 3.11: Reziproke Gitterkarte der in Abb. 3.10 gezeigten Struktur. Die AlInN-Schicht ist pseudomorph gewachsen.

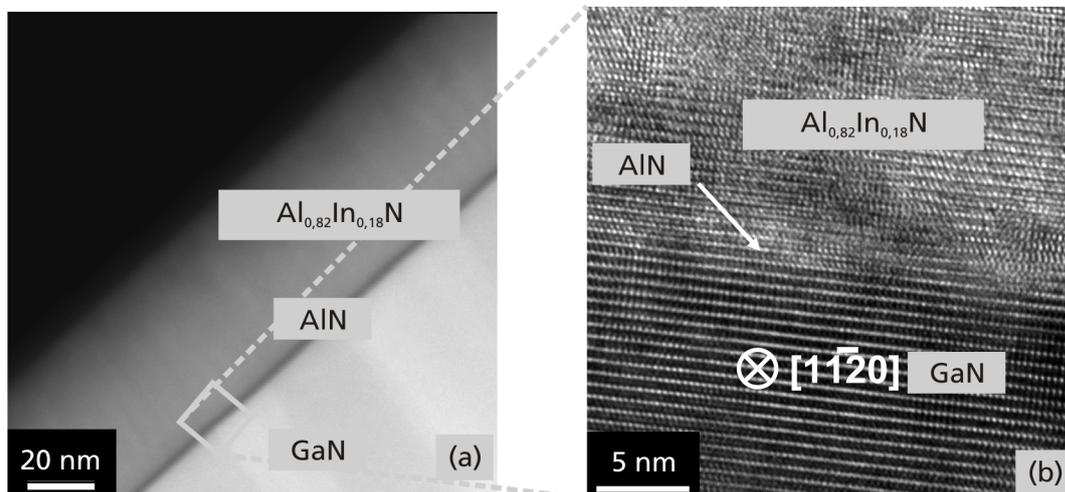


Abb. 3.12: TEM-Aufnahmen der in den Abbildungen 3.10 und 3.11 dargestellten Struktur (ähnlich [81]). Im Dunkelfeld (a) zeigt sich eine homogene AlInN-Schicht. Wie in der hochaufgelösten Aufnahme (b) zu sehen (relative Lage des Ausschnitts schematisch skizziert in (a)) wird eine gute Kristallinität erreicht.

Eine gute Kristallinität der mit optimierten Wachstumsparametern epitaxierten AlInN-Schichten wird in HRXRD ω -Scans (Tabelle 4.4) bestätigt. Für die Halbwertsbreiten der Reflexe von AlInN-Schichten werden stets etwa die gleichen Werte wie für die darunterliegenden GaN-Schichten beobachtet. Typische Werte liegen im Bereich von $0,07^\circ$ – $0,1^\circ$ für 002-Reflexe und Wachstum auf GaN/Saphir-Quasisubstraten bis herunter auf etwa $0,05^\circ$ bei Wachstum auf GaN/SiC-Quasisubstraten. Bei 102-Reflexen werden abhängig von der Substratqualität Halbwertsbreiten zwischen $0,07^\circ$ und $0,3^\circ$ gemessen. Somit hängen die Halbwertsbreiten in ω -Scans von AlInN essentiell von der Qualität der verwendeten Substrate ab und werden in dem in dieser Arbeit abgedeckten Bereich nur sekundär vom Wachstum der AlInN-Schichten selbst bestimmt.

3.3 Elektrische Eigenschaften von Heterostrukturen

3.3.1 AlInN/GaN-Heterostrukturen

Der einfachste Ansatz für eine Transistorstruktur mit gitterangepasster Barriere ist eine AlInN/GaN-Heterostruktur. Um dieses Konzept zu untersuchen, sind Testwafer mit 20 nm AlInN-Barriere und 100 nm GaN-Puffer auf GaN/Saphir-Quasisubstraten hergestellt worden. Die Wachstumstemperatur liegt bei 400°C oder 420°C . Zur elektrischen Charakterisierung werden kontaktlose Messungen des Schichtwiderstands und Hall-Messungen durchgeführt.

Unabhängig von den verwendeten Wachstumsbedingungen ist an über 10 Wafern stets ein Schichtwiderstand oberhalb der Messgrenze von $100000\ \Omega/\square$ gemessen worden. Hall-Messungen an einem Wafer ergeben eine Ladungsträgerdichte von $3,0 \cdot 10^{11}\ \text{cm}^{-2}$ bei einer Beweglichkeit von $110\ \text{cm}^2/\text{Vs}$, was einem Schichtwiderstand von etwa $190000\ \Omega/\square$ entspricht. Offensichtlich hat sich bei diesen Strukturen kein 2DEG ausgebildet, da die Ladungsträgerdichte mehr als eine Größenordnung unter dem erwarteten Bereich liegt. Die Kristallinität der Proben scheint jedoch nicht wesentlich beeinträchtigt. In HRXRD-Untersuchungen zeigt sich wie bei den Teststrukturen in Unterabschnitt 3.2.3 ein klarer AlInN-Reflex und gut definierte Schichtdickeninterferenzen, die auf scharfe Grenzflächen hindeuten. Auch im AFM zeigen sich relativ glatte Oberflächen mit Rauigkeiten (Standardabweichung) von $0,5$ – $1\ \text{nm}$ auf Bereichen von $5 \times 5\ \mu\text{m}^2$ Größe.

Die schlechten Transporteigenschaften in den untersuchten AlInN/GaN-Strukturen resultieren vermutlich aus einer Kombination von verschiedenen Faktoren. Erstens wird der Bereich der GaN-Oberfläche, das heißt genau der Kanalbereich der Heterostruktur, während der Wachstumsunterbrechung geschädigt. Zweitens erhöht dies die Rauigkeit

der AlInN/GaN-Grenzfläche, was sich negativ auf die Beweglichkeit auswirkt. Drittens ist in der AlInN-Barriere selbst vermutlich eine größere Anzahl an Defekten vorhanden, die zwar nur wenig die Kristallinität beeinflussen aber dennoch als Streuzentren für den Elektronentransport wirken. Außerdem beeinträchtigen vermutlich tiefe Störstellen nahe der AlInN/GaN-Grenzfläche die Ausbildung von Polarisationsladungen, so dass nur eine niedrige Ladungsträgerdichte erreicht wird. In einer konventionellen AlGaInN/GaN-Struktur entfallen die Wachstumsunterbrechung und die damit verbundenen Probleme, da alle Schichten bei konstanter Temperatur durchgewachsen werden können.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass eine einfache AlInN/GaN-Heterostruktur nicht für die Herstellung von Transistoren geeignet ist. Ähnliche Ergebnisse werden auch für mittels MOVPE gewachsene Strukturen berichtet [45].

3.3.2 Strukturen mit AlN-Zwischenschicht

Ein erweiterter Ansatz zur Nutzung von AlInN-Barrieren beinhaltet den Einbau eines Abstandshalters zwischen GaN und AlInN. Der Abstandshalter soll dabei eine geometrische Separation zwischen Kanal und Barriere bewirken, um Einflüsse durch Legierungsstreuung oder Defekte im Barrierenmaterial zu reduzieren. Weiterhin muss der Abstandshalter hierbei auch als elektronische Barriere wirken, damit das 2DEG im eigentlichen Kanal lokalisiert bleibt. Gleichzeitig sollte der Abstandshalter selbst eine gute Grenzfläche zum Kanal bieten, so dass eine hohe Beweglichkeit erreicht wird. Binäre III-Nitride sind außerdem von Vorteil, da an ihnen keine Legierungsstreuung auftritt. Die genannten Anforderungen werden im einfachsten Fall durch eine dünne AlN-Zwischenschicht erfüllt (Abb. 3.13).

Zur Optimierung der Epitaxie der AlN-Zwischenschicht sind zunächst Teststrukturen mit einer AlGaInN/AlN/GaN-Schichtfolge hergestellt worden. Da das Wachstum von AlGaInN vergleichsweise gut bekannt und beherrschbar ist, können so Einflüsse der AlN-Zwischenschicht gezielt identifiziert werden. Es zeigt sich, dass die AlN-Schicht ohne Unterbrechung nach Ende des GaN-Puffers gewachsen werden sollte, um eine gute Beweglichkeit zu erzielen. Hierbei ist außerdem eine geeignete Benetzung der Oberfläche mit flüssigem Gallium einzustellen, was mittels wachstumsbegleitender RHEED-Untersuchungen kontrolliert worden ist. Als optimale Dicke der Zwischenschicht bezüglich der Beweglichkeit ergibt sich ein Wert von 1–1,2 nm, was ähnlichen Ergebnissen bei MOVPE-gewachsenen Strukturen entspricht [45, 84]. Die Wachstumszeit des AlN-Abstandshalters beträgt durch die verwendete Geschwindigkeit von 0,1 nm/s somit 10–12 s. In Strukturen mit 22 nm dicker $\text{Al}_{0,22}\text{Ga}_{0,78}\text{N}$ -Barriere, 1,1 nm AlN-Zwischenschicht und 100 nm GaN-Puffer auf

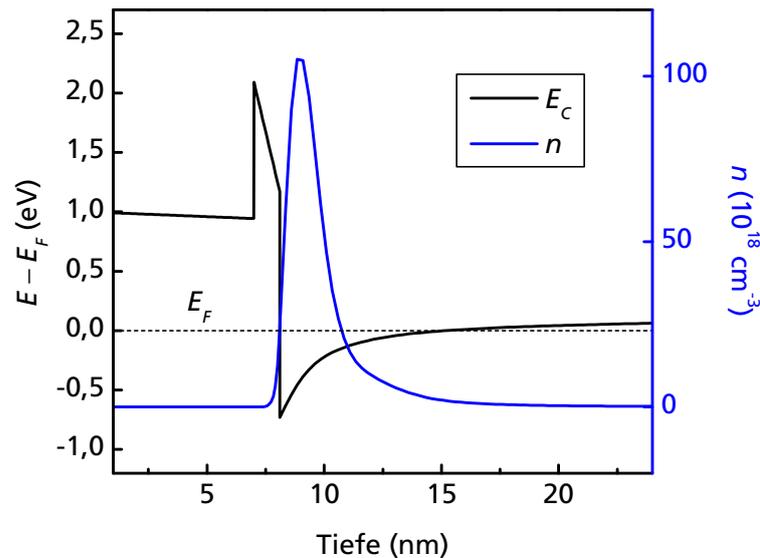


Abb. 3.13: Poisson-Schrödinger-Simulation des Verlaufs der Leitungsbandkante und der Ladungsträgerdichte in einer Heterostruktur mit 7 nm $\text{Al}_{0,82}\text{In}_{0,18}\text{N}$ -Barriere, 1,1 nm AlN -Zwischenschicht und GaN -Kanal. Für ein Oberflächenpotential von 1 eV ergibt sich eine Flächenladungsträgerdichte von $2,2 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$.

GaN/Saphir -Quasisubstrat sind so Beweglichkeiten über $1300 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ erreicht worden. Bei einer weiteren Versuchsstruktur, die nur den GaN -Puffer und die AlN -Schicht beinhaltet, ergibt sich erwartungsgemäß ein Schichtwiderstand oberhalb der Messgrenze von $100000 \Omega/\square$. Somit ist die Erzeugung eines 2DEG nur durch Aufwachsen einer Barrierenschicht auf dem AlN möglich.

Für $\text{AlInN}/\text{AlN}/\text{GaN}$ -Heterostrukturen ist der GaN -Puffer und die AlN -Zwischenschicht nominell identisch wie bei den Teststrukturen mit AlGaN -Barriere gewachsen worden. Anschließend erfolgt eine thermische Desorption von flüssigem Gallium von der AlN -Oberfläche, da dieses ansonsten aufgrund der Einbaupräferenzen bei der III-Nitrid-MBE (Unterabschnitt 2.2.1) anstelle von Indium eingebaut werden würde. Der Desorptionsvorgang wird anhand der Intensität des RHEED-Hauptreflexes kontrolliert. Danach erfolgt eine Abkühlung des Substrats, um schließlich die AlInN -Barriere zu wachsen.

Messungen der elektronischen Transporteigenschaften an Heterostrukturen mit 20 nm AlInN -Barriere zeigen eine merkliche Verbesserung durch den Einsatz der AlN -Zwischenschicht gegenüber einer einfachen AlInN/GaN -Struktur (Tabelle 3.2). Dennoch bleiben die Ladungsträgerdichten mit typisch etwa $5 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ deutlich unter den Erwartungen. Auch die Beweglichkeit liegt dabei mit $210 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ noch signifikant unter den Werten in konventionellen AlGaN/GaN -Heterostrukturen. Weitere Strukturen mit

10 nm Barrierendicke ergeben vergleichbare Ladungsträgerdichten und Beweglichkeiten von $4 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ und $220 \text{ cm}^2/\text{Vs}$.

Durch Einführung der AlN-Zwischenschicht kann somit zumindest eine relative Verbesserung der elektrischen Eigenschaften erreicht werden. Dies ist erwartungsgemäß durch den Effekt als Abstandshalter erklärbar. Dabei werden wahrscheinlich die Legierungsstreuung und der Einfluss von ladungsschädlichen Störstellen in der AlInN-Barriere reduziert, so dass sowohl die Beweglichkeit als auch die Ladungsträgerdichte ansteigen. Außerdem könnte die AlN-Schicht einen gewissen Schutz der Halbleiteroberfläche und des Kanals während der Wachstumsunterbrechung bieten. Einerseits liegt der Kanalbereich in der Struktur mit AlN-Schicht während der Wachstumsunterbrechung weiter von der Oberfläche entfernt als bei einer freiliegenden GaN-Oberfläche, wie sie bei der Herstellung einer einfachen AlInN/GaN-Struktur gegeben ist. Außerdem ist AlN im Vakuum stabiler als GaN und wird beim Abkühlvorgang deshalb wahrscheinlich auch weniger geschädigt [85]. Dies würde wiederum die Qualität des aufgewachsenen AlInN begünstigen.

3.3.3 Strukturen mit AlN/GaN/AlN-Abstandshalter

Trotz der AlN-Zwischenschicht besteht jedoch offensichtlich noch ein starker negativer Einfluss der AlInN-Barriere auf den Elektronentransport im Kanal. Als weiterführender Ansatz ist daher statt der einzelnen AlN-Schicht ein mehrschichtiger Abstandshalter eingeführt worden. Dies ist erforderlich, da bei einer Dicke der AlN-Zwischenschicht über 1,2 nm, vermutlich aufgrund von verspannungsbedingten Effekten, wieder eine Abnahme der Beweglichkeit auftritt. Nach Simulationen und experimenteller Untersuchung von Strukturen mit variierten Schichtdickenkombinationen, wird eine Abfolge des Typs AlN/GaN/AlN mit Einzelschichtdicken von respektive 0,7 nm, 1,1 nm und 0,7 nm verwendet. Durch diese Wahl der Schichtdicken ist aufgrund des resultierenden Bandverlaufs sichergestellt, dass sich kein zweites Elektronengas in der mittleren GaN-Schicht des Abstandshalters ausbildet (Abb. 3.14). Im Vergleich zu einer einzelnen AlN-Schicht ermöglicht der dreischichtige Abstandshalter eine deutlich größere Separation zwischen Kanal und Barriere, so dass ein reduzierter Einfluss der für die Beweglichkeit schädlichen AlInN-Schicht zu erwarten ist. Das Wachstum des AlN/GaN/AlN-Stapels erfolgt wie bei der AlN-Einzelschicht unmittelbar nach dem GaN-Puffer. Anschließend wird nach Gallium-Desorption und Substratabkühlung die Barriere aufgewachsen.

Die AlN/GaN/AlN-Sequenz zeichnet sich in HRXRD-Untersuchungen durch eine charakteristische Intensitätserhöhung aus, die im Bereich der 002-Reflexe beispielsweise bei etwa $\theta = 16^\circ$ liegt Abb. 3.15. Anhand von Vergleichen zwischen experimentellen und simulierten

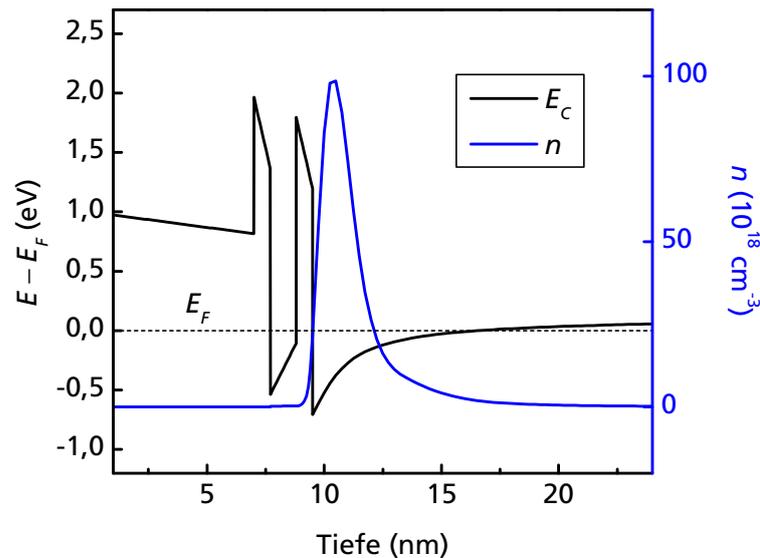


Abb. 3.14: Poisson-Schrödinger-Simulation des Verlaufs der Leitungsbandkante und der Ladungsträgerdichte in einer Heterostruktur mit 7 nm $\text{Al}_{0,82}\text{In}_{0,18}\text{N}$ -Barriere, 0,7/1,1/0,7 nm $\text{AlN}/\text{GaN}/\text{AlN}$ -Abstandshalter und GaN-Kanal. Für ein Oberflächenpotential von 1 eV ergibt sich eine Flächenladungsträgerdichte von $2,1 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$.

Intensitätsprofilen kann dieser Effekt unmittelbar dem dreischichtigen Abstandshalter zugeordnet werden. Sowohl Teststrukturen nur mit Puffer und Abstandshalter aber ohne AlInN -Barriere als auch vollständige AlInN - $\text{AlN}/\text{GaN}/\text{AlN}$ -GaN-Heterostrukturen zeigen diese Intensitätsmodulation, die bei Strukturen mit einer einfachen AlN -Zwischenschicht nicht auftritt.

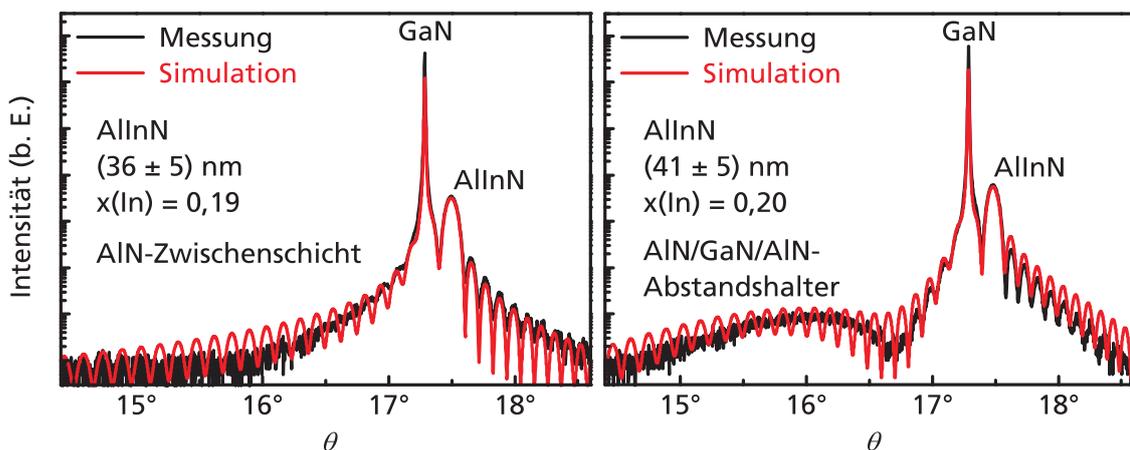


Abb. 3.15: HRXRD $\theta/2\theta$ -Scans an Heterostrukturen mit einfacher AlN -Zwischenschicht und mit $\text{AlN}/\text{GaN}/\text{AlN}$ -Abstandshalter. Letzterer führt generell zu einer charakteristischen Intensitätserhöhung bei etwa $\theta = 16^\circ$.

Hall-Messungen zeigen für eine Heterostruktur mit einer 22 nm dicken AlGaIn -Barriere auf einem $\text{AlN}/\text{GaN}/\text{AlN}$ -Abstandshalter eine Schichtladungsträgerdichte von

$1,1 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ bei einer Beweglichkeit von $1390 \text{ cm}^2/\text{Vs}$. Mit einer etwa 8 nm dicken AlInN-Barriere ergeben sich Werte von $1,7 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ und $570 \text{ cm}^2/\text{Vs}$. Somit ist die Möglichkeit demonstriert worden, durch die Verwendung von AlInN mit einer dünneren Barriere eine größere Ladungsträgerdichte als bei AlGaN zu erreichen. Allerdings ist mit der AlInN-Barriere nicht die hohe Beweglichkeit wie in Strukturen mit einer herkömmlichen AlGaN-Barriere erzielt worden. Auch mit variierten Wachstumsbedingungen für das ternäre Material ist für AlInN-AlN/GaN/AlN-GaN-Heterostrukturen in dieser Arbeit eine Begrenzung der Beweglichkeit auf unter $600 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ gegeben gewesen.

Vergleichsmessungen an Teststrukturen, die nur aus einem GaN-Puffer und dem AlN/GaN/AlN-Stapel bestehen, ergeben einen Schichtwiderstand oberhalb der Messgrenze von $100000 \Omega/\square$. Wie im Fall der einzelnen AlN-Zwischenschicht erzeugt der Abstandshalter somit erst zusammen mit der AlInN-Barriere ein 2DEG.

Tabelle 3.2: Ergebnisse aus Hall-Messungen an Heterostrukturen mit AlInN-Barriere. Die Dicken sind anhand von HRXRD-Untersuchungen bestimmt worden. Bei den Proben C2.2 und C3 ist eine Schätzung auf Basis der Wachstumsrate bei dickeren, nominell gleich gewachsenen Schichten erfolgt. Die Schichtdicken im Abstandshalter betragen 1,1 nm für AlN und 0,7/1,1/0,7 nm für AlN/GaN/AlN.

| Probe | Abstandshalter | Dicke AlInN (nm) | n_s (cm^{-2}) | μ (cm^2/Vs) |
|-------|----------------|------------------|----------------------------|-----------------------------------|
| C1 | - | 20 | $3 \cdot 10^{11}$ | 110 |
| C2.1 | AlN | 20 | $5 \cdot 10^{12}$ | 210 |
| C2.2 | AlN | 10 | $4 \cdot 10^{12}$ | 220 |
| C3 | AlN/GaN/AlN | 8 | $1,7 \cdot 10^{13}$ | 570 |

Wie erwartet führt die dreischichtige Abstandshalterstruktur zu einer Verbesserung der Beweglichkeit gegenüber der einfachen AlN-Zwischenschicht (Tabelle 3.2). Die größere Ladungsträgerdichte selbst mit einer dünnen Barriere deutet auch auf eine bessere Materialqualität des AlInN hin, so dass die entsprechenden Polarisationsladungen in der Heterostruktur auch nahezu voll wirksam sein können. Andererseits stellt die oben erwähnte immer noch vergleichsweise geringe Elektronenbeweglichkeit für den Einsatz als Transistorstruktur ein wesentliches Hindernis dar.

3.3.4 Strukturen mit AlN-Zwischenschicht und Ga-Benetzung

Ein alternativer, unkonventioneller Ansatz zur Verbesserung der Beweglichkeit ist wieder unter Verwendung der einfachen AlN-Zwischenschicht als Abstandshalter erprobt worden. Hierbei wird nach Wachstum der AlN-Schicht, Desorption des Galliums und Abkühlen

des Substrats eine gezielte erneute Benetzung der Oberfläche mit Gallium durchgeführt, bevor das AlInN epitaxiert wird. In einer Serie mit 10 nm dicken AlInN-Barrieren und variiertes Ga-Benetzungsmenge (Tabelle 3.3) kann die Ladungsträgerdichte von $4 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ für eine Struktur ohne Benetzung auf $2,1 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ für eine Struktur mit einer Benetzungsmenge, die etwa 0,5 nm GaN entspricht, gesteigert werden. Gleichzeitig erhöht sich die Beweglichkeit von $200 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ohne Benetzung auf $620 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ mit der genannten Benetzungsmenge.

Tabelle 3.3: Hall-Messungen an AlInN/AlN/GaN-Strukturen mit gezielter Ga-Benetzung der AlN-Oberfläche vor Wachstum des AlInN. Die Benetzungsmenge ist als äquivalente GaN-Schichtdicke angegeben. Würde die betreffende Menge an Gallium zur Epitaxie von GaN verwendet, ergäbe sich die genannte Schichtdicke.

| Probe | Ga-Benetzungsmenge (nm) | n_s (cm^{-2}) | μ (cm^2/Vs) |
|-------|-------------------------|----------------------------|-----------------------------------|
| D1 | 0 | $4 \cdot 10^{12}$ | 200 |
| D2 | 0,1 | $1,1 \cdot 10^{13}$ | 340 |
| D3 | 0,5 | $2,1 \cdot 10^{13}$ | 620 |

Bezüglich der Auswirkungen der Ga-Benetzung sind folgende Mechanismen denkbar. Erstens könnte durch das adsorbierte flüssige Gallium die Beweglichkeit von ankommenden Atomen auf der Oberfläche verbessert werden. Dies würde sich günstig auf den Übergangsbereich vom AlN auf das AlInN und zumindest auf den ersten Monolagen auch auf die Qualität der Barriere auswirken. Zweitens würde, unter Annahme von strenger Einbaupräferenz, das adsorbierte Gallium solange vorhanden zusammen mit dem über die Quelle angebotenen Aluminium eine dünne AlGaIn-Schicht mit etwa 80 % AlN-Gehalt bilden, die als weiterer Abstandshalter fungieren könnte. Im alternativen Grenzfall würde das Gallium über einen größeren Bereich in die nominelle AlInN-Barriere eingebaut, so dass dann eine quaternäre Verbindung mit besserer Materialqualität (Unterabschnitt 2.1.4) vorläge. Unabhängig von den tatsächlich ablaufenden Vorgängen sind ausreichend genaue strukturell-chemische Daten in den betreffenden Heterostrukturen aus technischen Gründen praktisch nicht zugänglich. Die realen Verhältnisse liegen vermutlich näher am Grenzfall des präferentiellen Einbaus von Gallium (Unterabschnitt 2.2.1). Weiter erhöhte Ga-Benetzungsmengen sind daher nicht verfolgt worden, da sich dann ein hochverspannter Bereich aus AlGaIn ausbilden und der Indium-Einbau behindert würde.

3.4 Fazit zur MBE von (Al,In)N

Das Wachstum von einphasigem und einkristallinem AlInN in der gewünschten Zusammensetzung mittels MBE kann durch Untersuchungen mit HRXRD und TEM nachgewiesen werden. AFM-Messungen und gut definierte Pendellösungssoszillationen in HRXRD-Messungen deuten gleichzeitig auf scharfe Oberflächen und Grenzflächen hin. Somit ist eine zufriedenstellende strukturelle und morphologische Qualität erreicht worden.

Die elektrische Charakterisierung von Heterostrukturen mit AlInN-Barriere zeigt erwartungsgemäß hohe Ladungsträgerdichten. Jedoch bleibt die Beweglichkeit hinter den Werten von AlGaN/GaN-Heterostrukturen zurück. Auch eine umfangreiche Optimierung der Wachstumstemperatur, der Gruppe-III-Flüsse und der Betriebsbedingungen der Stickstoffquelle für die Epitaxie von AlInN einerseits und eine Implementierung verschiedener Konzepte für Abstandhalterstrukturen andererseits haben keine weitere Steigerung der Elektronenbeweglichkeit ermöglicht. Die Begrenzung in der Wachstumstemperatur und die Einschränkung auf metallarme Wachstumsbedingungen müssen als prinzipiell stark erschwerende Faktoren betrachtet werden, die zu einer Beeinträchtigung der Materialqualität und somit zu den beobachteten elektrischen Eigenschaften führen.

Eine Beweglichkeit von typischerweise maximal etwa $500\text{--}600\text{ cm}^2/\text{Vs}$ für MBE-gewachsene AlInN-Transistorstrukturen wird an verschiedenen Stellen berichtet [75, 76] und ist konsistent mit den hier erzielten Ergebnissen. Ein einzelner Bericht über eine höhere Beweglichkeit [85] ist bekannt, kann jedoch nicht bestätigt werden. Dahingegen existiert beim Wachstum mittels MOVPE ein nutzbares Wachstumsfenster für AlInN, das die Herstellung von Strukturen mit einer Beweglichkeit über $1000\text{ cm}^2/\text{Vs}$ ermöglicht [45, 77].

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass auf heutigem Stand die MBE bei Heterostrukturen mit AlInN-Barriere bezüglich der Ladungsträgerbeweglichkeit keinen Vorteil gegenüber dem Wachstumsverfahren der MOVPE darstellt. Für die Entwicklung von Transistoren mit gitterangepasster Barriere werden daher im weiteren Verlauf der Arbeit, insbesondere im Hinblick auf die günstigeren physikalisch-chemischen Verhältnisse, quaternäre Verbindungen näher untersucht.

4 Entwicklung von quaternären (Al,Ga,In)N-Barrieren

4.1 Quaternäre Barrieren für nitridische Transistorstrukturen

Im (Al,Ga,In)N-Materialsystem sind außer der ternären Verbindung $\text{Al}_{1-x}\text{In}_x\text{N}$ mit $x \approx 0,18$ auch quaternäre Verbindungen des Typs $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x-y}\text{In}_y\text{N}$ mit passendem Al/In-Verhältnis $x/y \approx 4,6$ lateral gitterangepasst zu GaN (Abschnitt 2.1). Für jeden GaN-Gehalt existiert jeweils eine Zusammensetzung, bei der die Gitteranpassung gegeben ist. Somit bildet AlInN einen ternären Grenzfall in der Mischkristallreihe von gitterangepassten quaternären AlGaInN-Verbindungen.

Gegenüber AlInN bietet AlGaInN geeigneter Zusammensetzung den Vorteil besserer Mischbarkeit, so dass eine höhere Materialqualität und somit verbesserte Transporteigenschaften zu erwarten sind. Auf der anderen Seite erlaubt die reduzierte Verspannung durch den In-Einbau in AlGaInN höhere AlN-Konzentrationen in der Barriere als mit AlGaIn. Hierdurch werden größere Ladungsträgerdichten mit dünneren Barrieren ermöglicht, was insbesondere für Hochfrequenz-Leistungstransistoren von Vorteil ist.

Berichte über AlGaInN-Verbindungen im Bereich der Gitteranpassung zu GaN für den Einsatz als Barrierenmaterial in Transistoren sind bislang nur vereinzelt zu finden. Hierbei sind die erreichten Beweglichkeiten relativ gering [43] oder die entsprechenden Bauelementdaten zeigen keine wesentlichen Vorteile gegenüber aktuellen AlGaIn/GaN-HFETs [86]. In diesen Referenzen werden außerdem stets mittels MOVPE gewachsene Schichten behandelt. Als neuartiger alternativer Ansatz werden in diesem Kapitel mit MBE hergestellte Transistorstrukturen mit quaternärer Barriere vorgestellt.

4.2 Variation der Zusammensetzung

4.2.1 Wachstum von nahezu gitterangepasstem (Al,Ga,In)N

Ausgehend von den Wachstumsbedingungen, die in Kapitel 3 für AlInN erarbeitet worden sind, erfolgt eine Erweiterung auf AlGaInN. In ersten Versuchen ist grundsätzlich eine Wachstumstemperatur von 420 °C verwendet worden. Außerdem wird für alle Zusammensetzungen durchgehend ein Al-Fluss von $0,73 \cdot 10^{-8}$ Torr und ein In-Fluss von $1,1 \cdot 10^{-8}$ Torr eingestellt. Zur Herstellung der quaternären Verbindungen wird dabei zusätzlich Gallium angeboten. Gleichzeitig werden für jeden Satz von Al-, Ga- und In-Flüssen die Parameter der Stickstoffquelle so angepasst, dass das III/N-Verhältnis während des Wachstums in etwa stöchiometrisch ist. Dies erfolgt anhand von Versuchsserien und der lichtmikroskopischen Auswertung der Tropfenbildung in Abhängigkeit von den eingesetzten Wachstumsparametern (Abb. 4.1). Im Gegensatz zu AlInN-Schichten (Unterabschnitt 3.2.2) können die Metalltropfen bei den untersuchten AlGaInN-Schichten durch nasschemische Ätzung mit Salzsäure entfernt werden. Daher ist prinzipiell die Einstellung leicht metallreicher Wachstumsbedingungen möglich, um eine möglichst gute Morphologie zu erreichen. Einige Beispiele für Parametersätze aus Gruppe-III-Flüssen und Einstellungen der Stickstoff-Quelle sind in Tabelle 4.1 zusammengefasst.

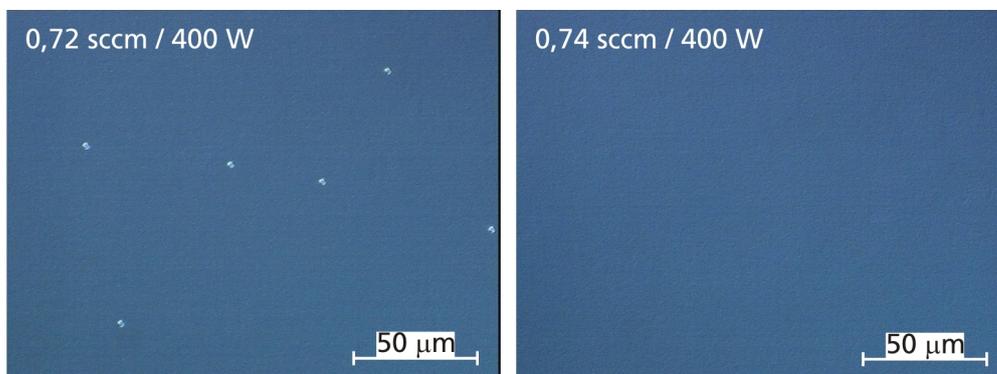


Abb. 4.1: Oberfläche von AlGaInN-Schichten gewachsen mit konstanten Gruppe-III-Flüssen von $\Phi_{\text{Al}} = 0,73 \cdot 10^{-8}$ Torr, $\Phi_{\text{Ga}} = 5,0 \cdot 10^{-8}$ Torr und $\Phi_{\text{In}} = 1,1 \cdot 10^{-8}$ Torr. Wird die Stickstoff-Quelle mit 0,72 sccm und 400 W betrieben, bilden sich Metalltropfen. Dahingegen ist bei 0,74 sccm und gleicher Leistung ein leicht metallarmes Wachstum gegeben.

Aufgrund der niedrigen Wachstumstemperatur, bei der keine Desorption von Al, Ga oder In auftritt, und den leicht metallarmen bis nahezu stöchiometrischen Wachstumsbedingungen, kann von einer vollständigen Inkorporation der angebotenen Gruppe-III-Flüsse ausgegangen werden. Eine Abschätzung des GaN-Gehalts erfolgt nun einerseits anhand des für das Wachstum von AlGaInN verwendeten Ga-Flusses Φ_{Ga} . In diesem Zusam-

Tabelle 4.1: Experimentell bestimmte Wachstumsparameter mit nahezu stöchiometrischem III/N-Verhältnis. Die Werte gelten nur für die betreffende Wachstumskampagne, nach Neueinbau oder Wartung der Zellen ist eine erneute Kalibration erforderlich. Gruppe-III-Flüsse sind als BEP-Werte in Einheiten von 10^{-8} Torr angegeben.

| Φ_{Al} | Φ_{Ga} | Φ_{In} | Φ_{N_2} (sccm) | P_{N} (W) |
|--------------------|--------------------|--------------------|----------------------------|--------------------|
| 0,73 | 0 | 1,1 | 0,5 | 300 |
| 0,73 | 1,5 | 1,1 | 0,56 | 350 |
| 0,73 | 2,0 | 1,1 | 0,59 | 350 |
| 0,73 | 5,0 | 1,1 | 0,73 | 400 |

menhang wird andererseits der Ga-Fluss $\Phi_{\text{Ga}}^{\text{GaN}}$ bestimmt, der bei gleicher Einstellung der Stickstoff-Quelle für die stöchiometrische Epitaxie von reinem GaN benötigt wird. Schließlich ergibt sich der GaN-Gehalt in AlGaInN näherungsweise zu $x(\text{Ga}) = \Phi_{\text{Ga}} / \Phi_{\text{Ga}}^{\text{GaN}}$. Zusammen mit dem mittels HRXRD-Untersuchungen ermittelten Al/In-Verhältnis ist so die Zusammensetzung von verschiedenen AlGaInN-Verbindungen zugänglich.

4.2.2 GaN-Gehalt und Transporteigenschaften

Zur Untersuchung des Einflusses der Zusammensetzung von AlGaInN auf die elektrischen Eigenschaften ist eine Serie von Transistorstrukturen epitaxiert worden. Diese bestehen aus einem 100 nm dicken GaN-Puffer, einem AlN/GaN/AlN-Abstandshalter mit 0,7/1,1/0,7 nm dicken Einzelschichten, beide bei 740 °C gewachsen, und AlGaInN-Barrieren variiertes Zusammensetzung, die bei 420 °C hergestellt werden. Es erfolgt eine Charakterisierung durch Hall-Messungen, deren Ergebnisse in Tabelle 4.2 dargestellt sind. Ebenfalls untersucht wird eine AlGaIn/GaN-Referenzstruktur, die auf der gleichen Serie GaN/Saphir-Quasisubstraten epitaxiert worden ist.

Tabelle 4.2: Elektrische Eigenschaften von Heterostrukturen mit AlGaInN-Barrieren der Dicke d_B und mit GaN-Gehalt $x(\text{Ga})$. Das Al/In-Verhältnis der quaternären Schichten beträgt etwa 5. Weiterhin sind die Daten einer AlGaIn/GaN-Referenzstruktur angegeben.

| Probe | $x(\text{Ga})$ (%) | d_B (nm) | n_s (cm^{-2}) | μ (cm^2/Vs) |
|--------------|--------------------|------------|----------------------------|-----------------------------------|
| E1 | 0 | ~ 8 | $1,7 \cdot 10^{13}$ | 570 |
| E2 | ~ 20 | ~ 7 | $1,9 \cdot 10^{13}$ | 840 |
| E3 | ~ 25 | ~ 7 | $2,0 \cdot 10^{13}$ | 900 |
| E4 | ~ 50 | ~ 8 | $2,1 \cdot 10^{13}$ | 1240 |
| (AlGaIn/GaN) | (78) | (22) | $0,8 \cdot 10^{13}$ | 1230 |

Hierbei wird eine starke Abhängigkeit der Elektronenbeweglichkeit vom GaN-Gehalt der AlGaInN-Barriere festgestellt. Während eine Heterostruktur mit ternärer AlInN-Schicht nur eine Beweglichkeit von $570 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ zeigt, kann durch Einsatz einer AlGaInN-Schicht mit etwa 50 % GaN-Gehalt eine Beweglichkeit von $1240 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ erreicht werden. Diese Struktur weist bei einer kleinen Barrierendicke von etwa 8 nm gleichzeitig eine hohe Ladungsträgerdichte von $2,1 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ auf.

Im Vergleich zur AlGaInN/GaN-Referenzstruktur erreicht Probe E4 eine vergleichbare Beweglichkeit. Erfahrungsgemäß ist die Beweglichkeit bei AlGaInN/GaN-Strukturen primär von der Qualität des GaN-Kanals und daher von den Eigenschaften des Substrats abhängig. Die Qualität der verwendeten GaN/Saphir-Quasisubstrate variiert in der Regel beeinflusst durch Schwankungen in der MOVPE von Serie zu Serie und die Daten von AlGaInN/GaN-Strukturen können als Referenz für die erreichbare Beweglichkeit innerhalb einer Serie von Quasisubstraten betrachtet werden. Demnach ist bei Probe E4 mit etwa 50 % GaN-Gehalt im Gegensatz zu den Proben E1–E3 mit Ga-ärmeren Barrieren keine Einschränkung der Beweglichkeit durch das Barrierenmaterial gegeben.

Somit bietet AlGaInN mit etwa 50 % GaN-Gehalt die gleichen Vorteile, die ursprünglich von AlInN gegenüber AlGaInN erwartet worden sind. Namentlich handelt es sich um die Kombination von einer hohen Ladungsträgerdichte mit einer dünnen, nahezu gitterangepassten Barriere. Gleichzeitig wird bei ähnlicher Beweglichkeit wie bei einer dickeren AlGaInN-Barriere mit einer dünneren AlGaInN-Barriere eine deutlich höhere Ladungsträgerdichte erreicht. Höhere GaN-Konzentrationen ab 60 %, das heißt Barrieren mit Zusammensetzungen zwischen denen in der Probe E4 und in der AlGaInN/GaN-Referenz, sind nicht weiter verfolgt worden, da dann bei signifikantem Indium-Einbau nur noch deutlich kleinere Ladungsträgerdichten erreichbar wären ohne eine weitere Steigerung der Beweglichkeit zu ermöglichen.

Für den Anstieg der Beweglichkeit mit dem GaN-Gehalt in den AlGaInN-Barrieren sind verschiedene Erklärungen denkbar. Da bei allen Strukturen E1–E4 der GaN-Kanalbereich und der AlN/GaN/AlN-Abstandshalter nominell gleich sind, können die Einflüsse von Phononenstreuung und geometrischer Grenzflächenrauigkeit bei diesen Proben als vergleichbar eingeschätzt werden. Als entscheidende Faktoren für die Beweglichkeit (Unterabschnitt 2.4.1) verbleiben somit barriernenbedingte Effekte wie die Legierungsstreuung oder Defekte im Barrierenmaterial. Grundsätzlich ist bei Annahme eines Kristalls mit idealer statistischer Verteilung der einzelnen Komponenten nicht davon auszugehen, dass die betrachteten quaternären Materialien eine geringere Legierungsstreuung als ternäres AlInN bewirken. Somit können die Materialqualität und die Defekte in der Barriere als

entscheidender Faktor für die Beweglichkeit in der Heterostruktur betrachtet werden. Hierbei liegen die entscheidenden Unterschiede zwischen den untersuchten ternären und quaternären Materialien wahrscheinlich bei lokalisierten Defekten. Beispielsweise könnten Punktdefekte wie geladene Störstellen und Fluktuationen auf Nanometerskala eine Rolle spielen. Diese wirken möglicherweise zusätzlich zur legierungsbedingten statistischen Verteilung der Atome als Streuzentren, die die Beweglichkeit weiter herabsetzen. Mit zunehmendem GaN-Gehalt treten solche Defekte durch die bessere Mischbarkeit bei den AlGaInN-Verbindungen vermutlich immer weniger auf. Die großräumige Kristallinität spielt wahrscheinlich eine geringere Rolle, da bei HRXRD-Untersuchungen die Halbwertsbreiten in ω -Scans keine Vorteile der quaternären Verbindungen zeigen (Tabelle 4.4).

Insgesamt zeigen sich quaternäre Verbindungen mit einem Al/In-Verhältnis um 5 und einem GaN-Gehalt von etwa 50 % als vielversprechendes nahezu gitterangepasstes Barrierenmaterial. Aufbauend auf diesen Ergebnissen erfolgt eine Optimierung von Heterostrukturen mit solcher AlGaInN-Barriere, wie im folgenden Abschnitt beschrieben wird.

4.3 Optimierung der Wachstumsbedingungen

4.3.1 Epitaxie bei erhöhter Temperatur

Wie in Unterabschnitt 3.2.1 beschrieben, kann die MBE von $\text{Al}_{0,82}\text{In}_{0,18}\text{N}$ nur bei Substrattemperaturen deutlich unter $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ durchgeführt werden, da ansonsten eine Dekomposition des Kristalls und Phasenseparation auftreten. Die niedrige Wachstumstemperatur ist in diesem Fall erforderlich, um eine Entmischung des AlInN kinetisch zu unterdrücken. Geht man unter Beibehaltung der Gitteranpassung zu quaternären Verbindungen über und erhöht den GaN-Gehalt, verbessert sich die Mischbarkeit (Unterabschnitt 2.1.4), so dass auch bei höheren Temperaturen ein Wachstum ohne Entmischungseffekte erwartet werden kann. Solange keine Phasenseparation, Dekomposition oder vergleichbare Effekte auftreten, wirken sich erhöhte Wachstumstemperaturen positiv auf die kristalline Qualität aus und reduzieren die Konzentration an unbeabsichtigten Verunreinigungen. Besonders interessant sind für AlGaInN Temperaturen oberhalb von $560\text{ }^{\circ}\text{C}$, bei denen Indium thermisch desorbiert und eine dynamisch stabile Adsorptionsschicht ausbildet [87]. Ähnlich wie Gallium beim Wachstum von GaN (Unterabschnitt 2.2.1) erhöht adsorbiertes Indium die Beweglichkeit von Atomen an der Oberfläche und kann so die Kristallqualität der epitaxierten Schicht verbessern.

Die ersten Versuche in dieser Arbeit zum Wachstum von AlGaInN bei erhöhter Temperatur sind bei 580 °C durchgeführt worden. Bei konstantem Al-Fluss von $0,73 \cdot 10^{-8}$ Torr und Ga-Fluss von $5,0 \cdot 10^{-8}$ Torr kann anhand der lichtmikroskopisch untersuchten Tropfenbildung ein In-Fluss von etwa $2,0 \cdot 10^{-8}$ Torr für ein Wachstum mit effektiv stöchiometrischem III/N-Verhältnis ermittelt werden. Vergleicht man diesen Wert mit dem In-Fluss von $1,1 \cdot 10^{-8}$ Torr, der wie oben beschrieben bei 420 °C in stöchiometrischem Wachstum resultiert, wird offensichtlich, dass bei 580 °C wie erwartet eine signifikante Desorption von Indium stattfindet. Mit steigender Substrattemperatur nimmt der erforderliche In-Fluss stark zu. Eine Übersicht ist in Tabelle 4.3 zusammengestellt.

Tabelle 4.3: In-Flüsse in 10^{-8} Torr für effektiv stöchiometrisches Wachstum von AlGaInN bei variiertem Substrattemperatur und konstanten Al- und Ga-Flüssen (siehe Text).

| Substrattemperatur (°C) | Φ_{In} | Bemerkung |
|-------------------------|--------------------|-----------------------|
| 420 | 1,1 | keine Desorption |
| 580 | 2,0 | In-Desorption |
| 590 | 3,2 | In-Desorption |
| 600 | 4,5 | In-Desorption |
| 625 | 11 | In-Desorption |
| 640 | 19 | In- und Ga-Desorption |

Bei Temperaturen ab 630–640 °C wird eine signifikante Desorption von Gallium festgestellt. Inhomogenitäten der Temperatur über den Wafer würden sich in diesem Bereich direkt auf die Zusammensetzung des AlGaInN auswirken, da dann an heißen Stellen zu wenig und an kalten Stellen zu viel Gallium für das Wachstum zur Verfügung stände. Eine Wachstumstemperatur von 625 °C wird daher als höchster unter den gegebenen Bedingungen technisch beherrschbarer Wert für die Epitaxie von AlGaInN betrachtet. Bei Abwesenheit von Desorption für die beiden präferentiell eingebauten Komponenten Aluminium und Gallium wird nur die verfügbare Indium-Menge durch die lokale Temperatur beeinflusst. Dann führen Temperaturinhomogenitäten auf dem Substrat bei leicht metallreichen Bedingungen nur zu variierenden Mengen an überschüssigem Indium, beeinträchtigen jedoch nicht die Menge an eingebautem Indium.

Die Auswirkungen der Epitaxie bei erhöhter Temperatur können wachstumsbegleitend in RHEED-Untersuchungen beobachtet werden (Abb. 4.2). Bei einer Wachstumstemperatur von 420 °C sind bei AlInN und bei AlGaInN mit etwa 50 % GaN-Gehalt auch bei etwa stöchiometrischem III/N-Verhältnis Modulationen im RHEED-Beugungsbild zu beobachten. Dies deutete auf eine Aufrauung und unerwünschtes dreidimensionales Wachstum hin

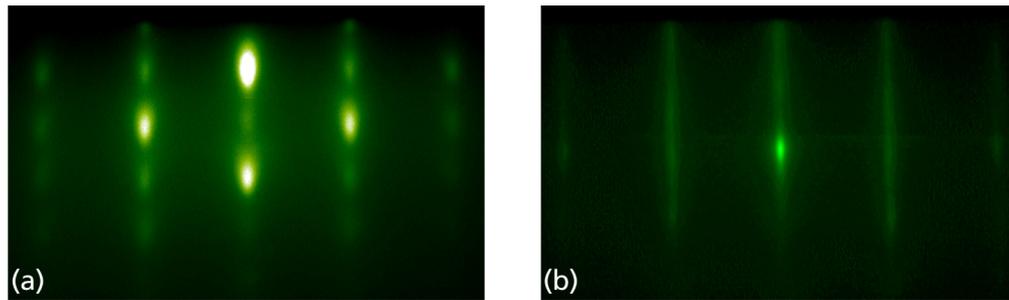


Abb. 4.2: RHEED-Beugungsbild nach etwa 30 nm Schichtwachstum. Für AlInN bei 420 °C (a) sind Modulationen erkennbar, die auf einen dreidimensionalen Wachstumsmodus hindeuten. Ein ähnliches Bild ergibt sich für AlGaInN bei 420 °C. Dahingegen zeigt AlGaInN bei 625 °C (b) ein streifenförmiges Beugungsbild, was erwünschtem zweidimensionalem Wachstum entspricht.

(Unterabschnitt 2.2.1). Deutliche Unterschiede ergeben sich für AlGaInN ab 580 °C und stöchiometrische oder leicht indiumreiche Bedingungen. Hier tritt ein streifenförmiges Beugungsbild auf, das einem zweidimensionalen Wachstumsmodus entspricht. Ähnlich wie bei der MBE von AlGaInN-Verbindungen anderer Zusammensetzung [87] wird hier wahrscheinlich durch adsorbiertes Indium die Diffusion von Atomen an der Wachstumsfront verbessert, so dass sich der günstigere Wachstumsmodus einstellt.

4.3.2 Strukturelle und morphologische Qualität

HRXRD-Untersuchungen an quaternären Schichten mit etwa 55 % GaN-Gehalt zeigen einen einzelnen, klar definierten AlGaInN-Reflex in allen untersuchten Reflexordnungen (Abb. 4.3). Wie bei den Strukturen mit AlInN-Barriere ist auch hier die charakteristische Intensitätserhöhung durch den verwendeten AlN/GaN/AlN-Abstandshalter zu beobachten. Ein vollständig pseudomorphes Wachstum der etwa 40 nm dicken AlGaInN-Schicht auf GaN kann in reziproken Gitterkarten (Abb. 4.4) bestätigt werden. Eine weitere Verfeinerung der Wachstumsbedingungen und die Einstellung einer Zusammensetzung näher hin zur Gitteranpassung resultiert in nahezu ideal ausgeprägten Schichtdickenzillationen, wie der Vergleich von gemessenen und simulierten Intensitätsprofilen zeigt (Abb. 4.8).

Aufnahmen im TEM (Abb. 4.5) zeigen ebenfalls eine einzige AlGaInN-Schicht mit guter Homogenität in HAADF-Dunkelfeldabbildungen. Auch die einzelnen Schichten des AlN/GaN/AlN-Abstandshalter sind dort erkennbar. In hochauflösenden Aufnahmen werden weiterhin eine gute kristalline Ordnung und atomar scharfe Grenzflächen an der AlN/GaN/AlN-Schichtfolge festgestellt. Auch Untersuchungen mittels Elektronenbeugung und EDX ergeben konsistente Ergebnisse mit den Röntgenmessungen.

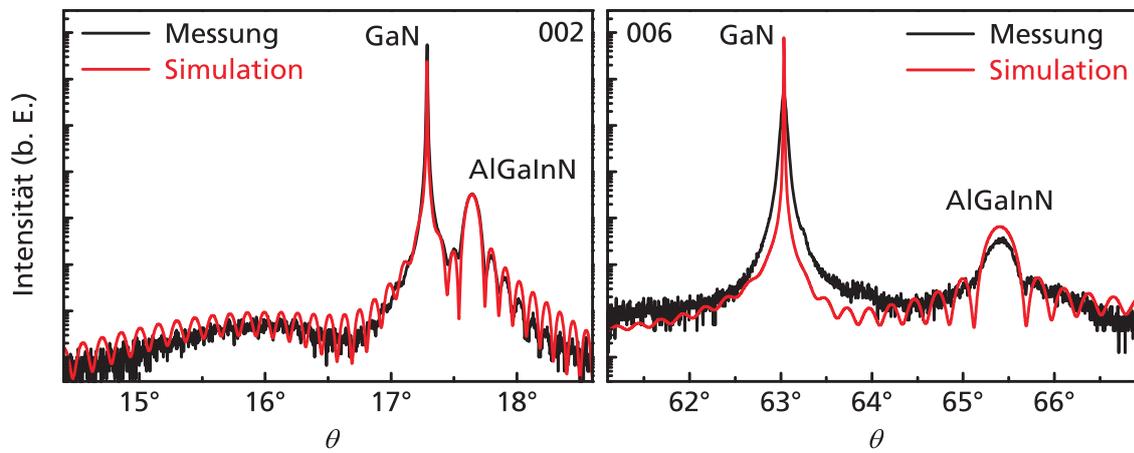


Abb. 4.3: HRXRD-Untersuchung an einer Struktur mit etwa 40 nm dicker AlGaInN-Schicht (Probe F2, Tabelle 4.4).

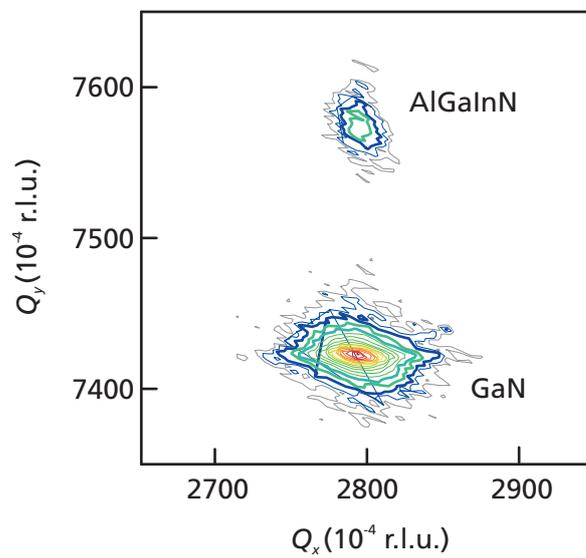


Abb. 4.4: Reziproke Gitterkarte von Probe F2. Die AlGaInN-Schicht ist pseudomorph zum darunterliegenden GaN.

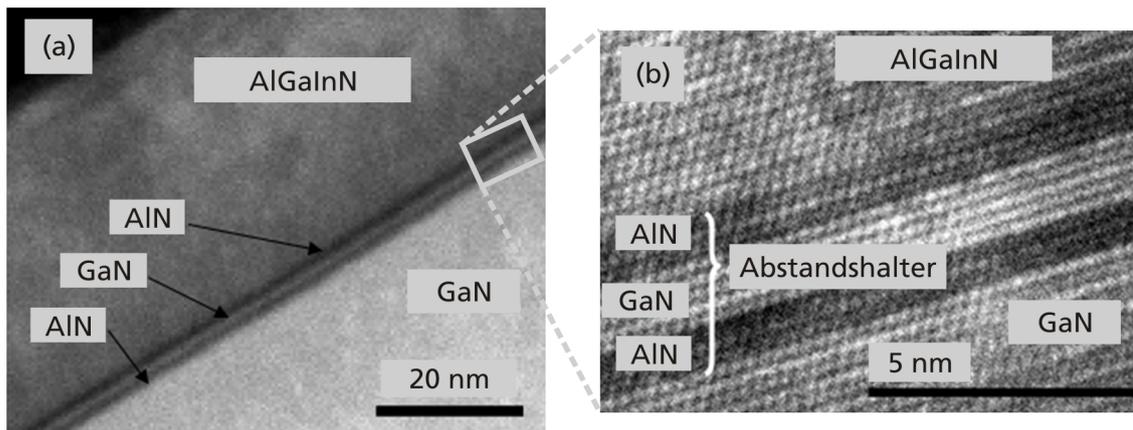


Abb. 4.5: TEM-Aufnahmen der Probe F2. Im Dunkelfeld (a) sind eine AlGaInN-Schicht mit guter Homogenität und die einzelnen Schichten des AlN/GaN/AlN-Stapels zu erkennen. Die hochauflösende Aufnahme (b) (relative Lage des Ausschnitts schematisch skizziert in (a)) zeigt scharfe Grenzflächen am Abstandshalter und eine gute Kristallinität.

Bezüglich der Halbwertsbreiten in HRXRD ω -Scans zeigt sich ähnlich wie bei den untersuchten AlInN-Schichten primär eine starke Abhängigkeit vom jeweils verwendeten Substrat. Die Reflexbreiten der Barrierenschichten sind etwa so groß wie die des darunterliegenden GaN. Bei den quaternären Schichten hat sich eine etwas größere Zunahme der Halbwertsbreiten gegenüber der betreffenden GaN-Schicht als bei den ternären Schichten gezeigt. Dies könnte auf die in diesem Fall etwas größere Verspannung der AlGaInN-Schichten zurückzuführen sein. Hierdurch wird möglicherweise eine größere Zahl an Versetzungen generiert, so dass die Halbwertsbreiten entsprechend zunehmen.

Tabelle 4.4: Strukturen bestehend aus GaN-Puffer, AlN/GaN/AlN-Abstandshalter und ternärer oder quaternärer Barrierenschicht von etwa 40 nm Dicke. Die AlInN-Schichten sind bei 420 °C gewachsen worden und weisen einen InN-Gehalt von etwa 19 % auf, bei den AlGaInN-Schichten, die bei 580 °C epitaxiert worden sind, beträgt der GaN-Gehalt etwa 55 % und der InN-Gehalt etwa 4 %.

| Probe | Substrat | Barriere | $\Delta\omega_{002}$ GaN/Barriere | $\Delta\omega_{102}$ GaN/Barriere |
|-------|------------|----------|-----------------------------------|-----------------------------------|
| F1 | GaN/Saphir | AlInN | 0,069/0,076° | 0,146/0,187° |
| F2 | GaN/Saphir | AlGaInN | 0,074/0,127° | 0,152/0,226° |
| F3 | GaN/SiC | AlInN | 0,048/0,051° | 0,068/0,082° |
| F4 | GaN/SiC | AlGaInN | 0,061/0,074° | 0,076/0,098° |

Untersuchungen mittels AFM (Abb. 5.16) zeigen für quaternäre Verbindungen mit etwa 50 % GaN-Gehalt ähnliche Ergebnisse wie bei ternären Schichten (Unterabschnitt 3.2.2). Typische Rauigkeiten auf Bereichen von $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ Größe liegen bei 0,5–1 nm. Auch bei

den AlGaInN-Schichten sind trotz der geometrisch glatten Oberflächen atomare Stufen nur wenig ausgeprägt.

Zur Analyse von größeren Bereichen sind an ausgewählten Schichten (Tabelle 4.4) mit etwa 40 nm Barrierendicke Messungen mittels XRR durchgeführt worden. Hier zeigen sich Vorteile der quaternären gegenüber den ternären Schichten (Abb. 4.6). Betrachtet man den Verlauf der Reflexionsintensität mit dem Reflexionswinkel, wird für die untersuchten AlInN-Schichten (Proben F1 und F3) ein relativ schneller Abfall der Intensität mit steigendem Winkel festgestellt. Dahingegen zeigen die untersuchten AlGaInN-Schichten (Proben F2 und F4) auch bei größeren Reflexionswinkeln höhere Reflexionsintensitäten mit deutlich besser ausgeprägten interferenzbedingten Oszillationen. Aus den XRR-Messungen kann durch Simulation und Modellanpassung eine großflächige Rauigkeit von etwa 1,5–1,7 nm für die ternären Schichten und von etwa 0,5–0,6 nm für die quaternären Schichten ermittelt werden.

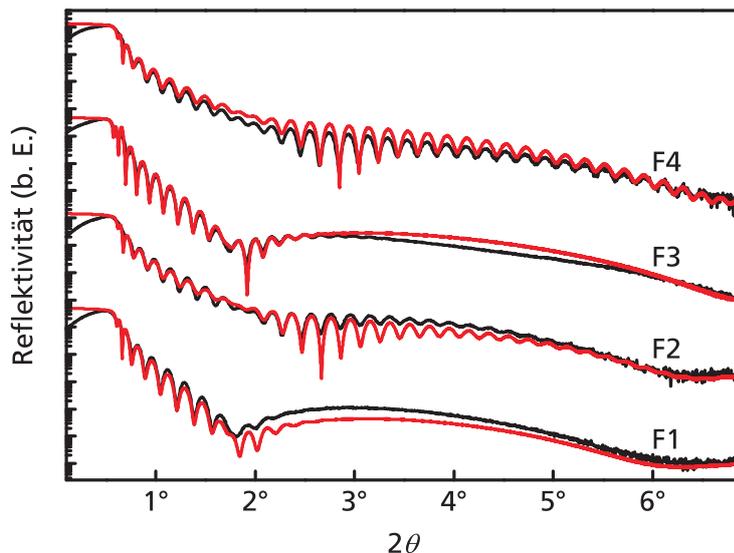


Abb. 4.6: Messungen mittels Röntgenreflektometrie an den Proben F1–F4 (Tabelle 4.4).

Somit bestehen Vorteile des AlGaInN-Materials gegenüber den AlInN-Verbindungen bezüglich der weiträumigen Oberflächenmorphologie. Dahingegen ist die Kristallinität bei den untersuchten dickeren Barrierenschichten eher beim AlInN-Material besser. Dies ist bezüglich Transistoranwendungen nicht als primärer Nachteil für AlGaInN zu sehen, da die Versetzungsdichte nur eine geringere Rolle für die Elektronenbeweglichkeit spielt. Unter anderem bestätigen die deutlich besseren Transporteigenschaften in Heterostrukturen mit quaternären Barrieren diese Einschätzung.

4.3.3 PL-Untersuchungen

Zur Untersuchung der optischen Eigenschaften der AlGaInN-Verbindungen sind Untersuchungen mittels Photolumineszenz-Spektroskopie durchgeführt worden. Die Anregung erfolgt durch einen Laser mit einer Wellenlänge von 266 nm bei einer Probentemperatur von 10 K. Die Messungen ergeben stets ein spektral relativ breites Emissionssignal durch die jeweils untersuchte AlGaInN-Schicht (Abb. 4.7). Die Lage des Emissionsmaximums liegt dabei wie erwartet für aluminiumreichere und indiumärmere Zusammensetzungen bei höheren Energien. Bei allen untersuchten Proben weisen die AlGaInN-Schichten außerdem eine höhere Energie der Lumineszenzstrahlung als die darunterliegende GaN-Schicht auf.

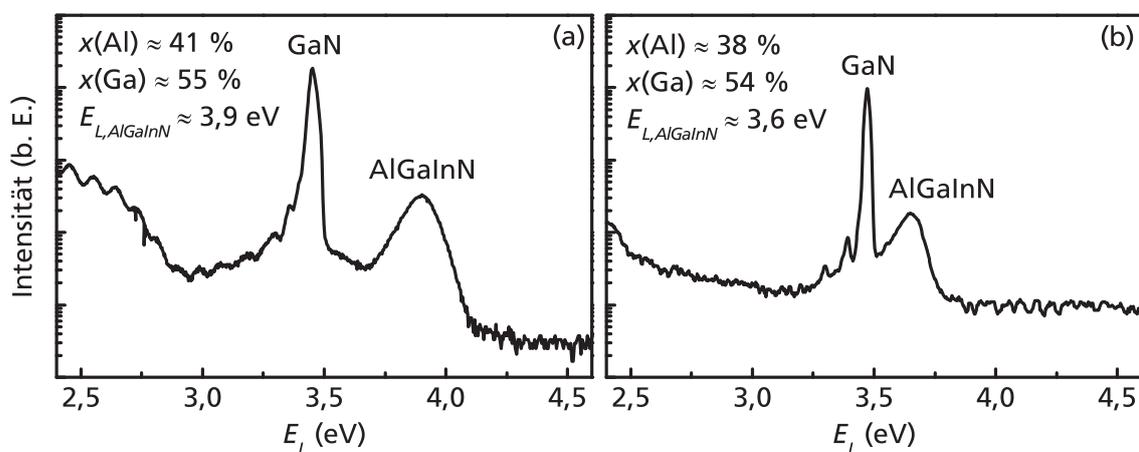


Abb. 4.7: PL-Spektren von zwei Wafern mit AlGaInN-Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung unter Anregung mit 266 nm gemessen bei 10 K. Die Schichtdicken betragen 40 nm für (a) und 15 nm für (b).

Das Auftreten eines einzelnen Emissionsmaximums durch die AlGaInN-Schicht weist auf die Abwesenheit von Phasenseparation hin und ist somit konsistent mit den Ergebnissen aus den HRXRD-Untersuchungen. Gleichzeitig lassen die Breite und die relativ schwache Intensität des Emissionssignals auf Nichtidealitäten des AlGaInN-Kristalls schließen, die für elektronische Anwendungen jedoch nicht notwendigerweise als kritisch einzuschätzen sind. PL-Messungen an AlInN-Schichten und an AlGaInN-Schichten, die bei 420 °C gewachsen worden sind, ergeben nur deutlich schwächere Lumineszenzintensitäten, was auf noch größere Nichtidealitäten bei diesen Materialien hindeutet.

4.3.4 Bestimmung der Zusammensetzung

Generell kann die Zusammensetzung von AlGaInN-Mischkristallen im Gegensatz zu ternären Gruppe-III-Nitriden nicht allein aus einer einzelnen HRXRD-Untersuchung bestimmt

werden. Während aus der Röntgenmessung direkt oder indirekt die beiden Wurtzit-Gitterparameter a und c ermittelt werden, bestehen andererseits drei Unbekannte für die $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x-y}\text{In}_y\text{N}$ -Verbindung, beispielsweise die kompositionellen Parameter x und y der relaxierte Gitterparameter a_0 , da der Verspannungszustand nicht von vornherein bekannt ist. Deshalb sind zusätzlich zu einer HRXRD-Untersuchung weitere Daten erforderlich, um die Zusammensetzung eines quaternären nitridischen Mischkristalls zu ermitteln. Dies kann durch Schätzung des GaN-Gehalts anhand des Ga-Flusses geschehen, wie oben beschrieben (Unterabschnitt 4.2.1). Allerdings besitzt dieses Verfahren aufgrund der Unsicherheit bei der Bestimmung des Flusses $\Phi_{\text{Ga}}^{\text{GaN}}$ eine relativ geringe Genauigkeit.

Als alternativer Ansatz wird in dieser Arbeit in HRXRD-Messungen zusätzlich zu der zu untersuchenden AlGaInN-Schicht eine Hilfsstruktur mit einer AlGaN-Schicht analysiert. Diese AlGaN-Schicht wird nominell genau gleich wie die AlGaInN-Schicht, jedoch ohne Indium, gewachsen. Hierbei ist zu beachten, dass die AlGaN-Schicht metallarm und die AlGaInN-Schicht mit leichtem Indium-Überschuss epitaxiiert wird. Da Aluminium und Gallium unter den gegebenen Wachstumsbedingungen bei beiden Wafern vollständig inkorporiert werden, kann in beiden Fällen auch ein gleiches Al/Ga-Verhältnis angenommen werden. Dieses Al/Ga-Verhältnis ist dann direkt aus Messung an der AlGaN-Hilfsschicht ermittelbar, so dass anhand dieses Wertes und der Messung an der AlGaInN-Schicht die Zusammensetzung der quaternären Verbindung zugänglich wird.

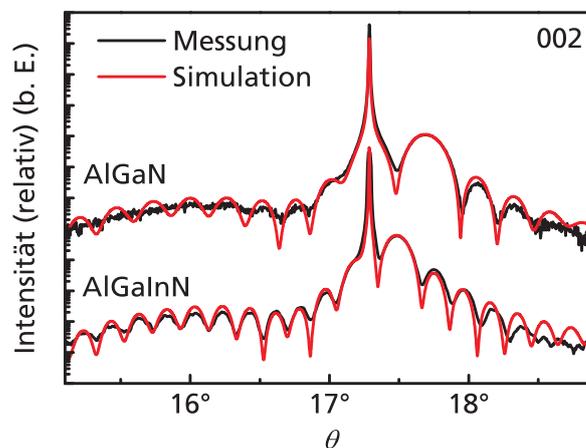


Abb. 4.8: HRXRD $\theta/2\theta$ -Scans an einer 20 nm dicken AlGaInN-Schicht und einer 15 nm dicken AlGaN-Hilfsschicht mit gleichem Al/Ga-Verhältnis. Unter Berücksichtigung der Messung am ternären Material ergibt sich für die quaternäre Verbindung eine Zusammensetzung von $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$.

Ein Beispiel für die Untersuchung eines Probenpaares aus einer AlGaInN-Schicht und einer AlGaN-Hilfsschicht ist in Abb. 4.8 gezeigt. Nachdem das Al/Ga-Verhältnis der AlGaN-Schicht bestimmt wird, kann unter Annahme des gleichen Al/Ga-Verhältnisses in

der quaternären Schicht deren Zusammensetzung zu $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ ermittelt werden. Die gute Definition der Pendellösungsoszillationen bei der AlGaInN -Schicht lässt auf eine glatte Oberfläche und auf scharfe Grenzflächen schließen. Durch die deutlich metallarmen Wachstumsbedingungen bei der AlGaN -Schicht ergibt sich dort eine aufgeraute Oberfläche, so dass die Messdaten nicht die in der Simulation ausgeprägten Oszillationen zeigen. Unabhängig davon liegt eine phasenreine und rissfreie AlGaN -Schicht vor.

Mit Hilfe dieser Prozedur der Messung an Probenpaaren kann die Zusammensetzung von AlGaInN -Verbindungen mit HRXRD bestimmt werden. Vorteile im Vergleich zu anderen Verfahren, namentlich TEM/EDX, SIMS oder Rutherford-Rückstreuung (*Rutherford backscattering*, RBS), liegen in der prinzipiell guten Präzision der Röntgenmessung bezüglich der Bestimmung von Zusammensetzungen und im vergleichsweise moderaten apparativen und präparativen Aufwand. Der bedeutendste Nachteil der HRXRD-Paarmessung liegt im Einfluss von möglichen Wachstumsschwankungen zwischen der quaternären und der ternären Schicht. Um diese zu minimieren, werden die betreffenden Wafer stets direkt hintereinander am selben Tag gewachsen. Erfahrungsgemäß liegen bei AlGaN -Schichten die Schwankungen im AlN -Gehalt dann maximal im Bereich von Zehntel Prozentpunkten. Dem gegenüber stehen methodisch bedingte Messunsicherheiten bei TEM/EDX, SIMS oder RBS von bis zu mehreren Prozentpunkten.

Vergleichsmessungen mit TEM/EDX bestätigen innerhalb der Messgenauigkeit die mittels HRXRD-Paarmessungen ermittelten Zusammensetzungen von AlGaInN -Schichten. Der Einbau von Indium kann auch mit SIMS verifiziert werden, wobei für quantitative Aussagen zu den Konzentrationen der Elemente die Herstellung und Messung von mehreren Standardproben erforderlich wäre. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit ist jedoch darauf verzichtet worden.

4.3.5 Transporteigenschaften

Zur elektrischen Charakterisierung von Heterostrukturen mit quaternären Barrieren, die im Vergleich zu Unterabschnitt 4.2.2 unter verbesserten Bedingungen gewachsen worden sind, erfolgen Hall-Messungen. Die untersuchten Proben umfassen einen GaN -Puffer, einen $\text{AlN}/\text{GaN}/\text{AlN}$ -Abstandshalter und die AlGaInN -Barriere. Hierbei werden Proben aus verschiedenen Wachstumskampagnen mit entsprechend variierten Wachstumsbedingungen und Schichtdicken analysiert. Eine Übersicht der Ergebnisse ist in Tabelle 4.5 dargestellt.

Die erhaltenen Beweglichkeiten sind ähnlich oder leicht besser als bei ähnlichen Heterostrukturen mit kalt gewachsener AlGaInN -Barriere vergleichbarer Zusammensetzung (Tabelle 4.2). Außerdem sind die Ergebnisse vergleichbar mit den Bestwerten, die mit GaN -

Tabelle 4.5: Heterostrukturen mit AlGaInN-Barrieren und Daten aus Hall-Messungen. Schichtdicken und Zusammensetzungen sind mittels HRXRD direkt oder anhand von Messungen an Referenzproben bestimmt worden. Der AlN/GaN/AlN-Abstandshalter besitzt Schichtdicken von 0,8/1,1/0,8 nm bei Probe G4 und ansonsten 0,7/1,1/0,7 nm.

| Probe | Substrat | T_S (°C) | $x(\text{Al/Ga/In})$ | d_B (nm) | n_s (cm ⁻²) | μ (cm ² /Vs) |
|-------|------------|------------|----------------------|------------|---------------------------|-----------------------------|
| G1 | GaN/Saphir | 580 | 42/53/5 % | 8 | $2,1 \cdot 10^{13}$ | 1300 |
| G2 | GaN/Saphir | 590 | 42/53/5 % | 20 | $2,2 \cdot 10^{13}$ | 1280 |
| G3 | GaN/Saphir | 600 | 40/53/7 % | 20 | $2,1 \cdot 10^{13}$ | 1180 |
| G4 | GaN/SiC | 600 | 40/53/7 % | 7 | $1,9 \cdot 10^{13}$ | 1590 |
| G5 | GaN/Saphir | 625 | 38/54/8 % | 15 | $1,4 \cdot 10^{13}$ | 1530 |

basierten Transistorstrukturen auf der betreffenden MBE-Anlage bisher erzielt worden sind. Somit kann bestätigt werden, dass AlGaInN nahe der Gitteranpassung mit etwa 50 % GaN-Gehalt als Barrierenmaterial keine Beeinträchtigung der Beweglichkeit gegenüber AlGaIn darstellt. Die hohe Beweglichkeit bei Probe G4 ist wahrscheinlich auf die gute Kristallqualität des GaN/SiC-Quasisubstrats zurückzuführen. Kleine Halbwertsbreiten in HRXRD ω -Scans von 0,069° für den 002-Reflex und 0,068° für den 102-Reflex von GaN sind konsistent mit den guten elektrischen Transporteigenschaften. Generell wird auch bei AlGaIn/GaN-Strukturen auf SiC als Substratmaterial eine bessere Beweglichkeit als auf Saphir erzielt [73].

Unter den auf GaN/Saphir-Quasisubstraten gewachsenen Heterostrukturen weist die Probe G5 eine der höchsten Beweglichkeiten auf. Dies ist vermutlich zum einen auf die hohe Substratqualität zurückzuführen, da AlGaIn/GaN-Teststrukturen auf der gleichen Serie von Substraten ähnlich hohe Beweglichkeiten um 1500 cm²/Vs zeigen. Die Zusammensetzung der Barriere, die nach Vegard (Unterabschnitt 2.1.1) praktisch bei idealer Gitteranpassung liegt, bewirkt zum anderen eine etwas geringere Ladungsträgerdichte als bei den Proben G1–G4, so dass der Einfluss von Legierungs- und Rauigkeitsstreuung (Unterabschnitt 2.4.1) reduziert ist.

Der Schichtwiderstand der untersuchten Heterostrukturen mit AlGaInN-Barriere liegt, wie sich aus den Werten in Tabelle 4.5 ergebend, im Bereich von 200–300 Ω/\square . Solch niedrige Werte, die für Transistoranwendungen von Vorteil sind, können mit AlGaIn/GaN-Strukturen insbesondere mit vergleichbaren dünnen Barrieren in der Regel nicht erreicht werden [5] und demonstrieren das Potential des quaternären Materials für den Einsatz in Bauelementen.

Eine weitergehende Charakterisierung der Transporteigenschaften ist an einer speziell vorbereiteten Probe ähnlich G4 durch Hall-Messungen bei variiertem Temperatur durchge-

führt worden. Hierfür ist ein quadratisch geformtes Teil mit etwa 5 mm Kantenlänge aus dem Wafer herausgetrennt und an den Ecken mit Ti/Al/Ni/Au-basierten aufgedampften Kontakten ausgestattet worden. Die Messung erfolgt in einem mit flüssigem Helium gekühlten Thermostaten im Temperaturbereich von 4,2–334 K. Die Ladungsträgerdichte liegt dabei nahezu unabhängig von der Temperatur bei etwa $1,8 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ (Abb. 4.9). Bei der Beweglichkeit wird ausgehend von Raumtemperatur mit sinkender Temperatur ein sich abflachender Anstieg auf ein Plateau von etwa $5000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ festgestellt.

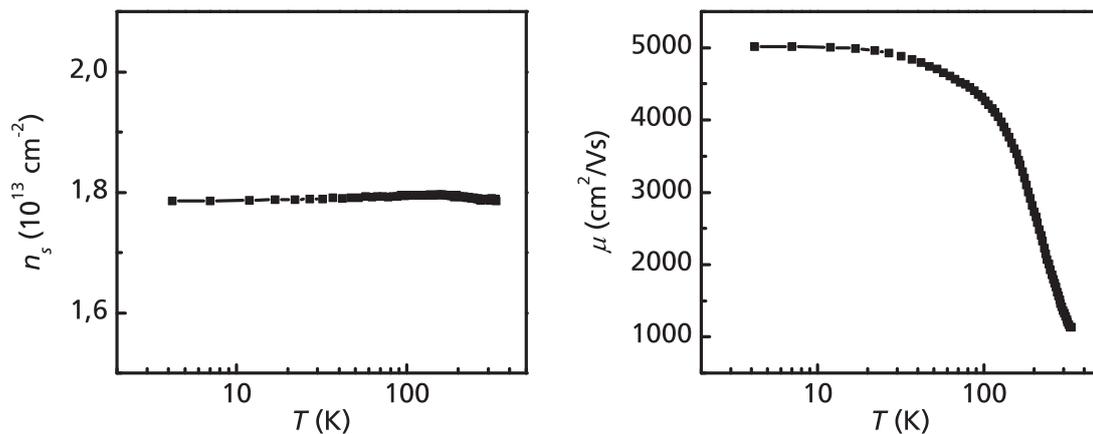


Abb. 4.9: Flächenladungsträgerdichte und Beweglichkeit bei variiertem Temperatur für eine Probe mit AlN/GaN/AlN-Abstandshalter und einer Barriere der nominellen Zusammensetzung $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$.

Die beobachtete Temperaturabhängigkeit der Beweglichkeit entspricht dem charakteristischen Verhalten eines 2DEGs (Unterabschnitt 2.4.1). Ladungsträger in dreidimensionalen elektronischen Zuständen würden bei fallender Temperatur durch Streuung an ionisierten Störstellen eine fallende Beweglichkeit zeigen [88]. Außerdem weist auch die nahezu temperaturunabhängige Ladungsträgerdichte auf ein zweidimensionales Elektronengas hin. Bei elektronischen Zuständen im Volumen wäre im untersuchten Temperaturbereich für typische Aktivierungsenergien von möglichen Donatoren von einigen meV ein Abfall der Ladungsträgerdichte mit der Temperatur zu beobachten gewesen. Somit bestätigen die Messergebnisse wie erwartet die Ausbildung eines polarisationsinduzierten 2DEGs in der untersuchten nominell undotierten Heterostruktur. Die Tieftemperaturbeweglichkeit erreicht gemessen an der hohen Ladungsträgerdichte und dem daraus resultierenden großen Einfluss von Grenzflächenrauigkeit oder Legierungsstreuung gute Werte, wobei die Bestwerte in der Literatur [77] teilweise noch höher liegen.

4.3.6 CV-Messungen und Schottky-Kontakt

Zur weiteren elektrischen Charakterisierung der Heterostrukturen mit AlGaInN-Barriere sind CV-Messungen mit einer Quecksilber-Sonde durchgeführt worden. Hierbei zeigt sich ein klar ausgeprägtes Abschnürverhalten, was eine effektive Verarmung des Elektronenkanals bei ausreichend niedriger angelegter Spannung bestätigt. Eine grundsätzliche Eignung der Heterostrukturen für die Herstellung von Transistoren ist somit gegeben. Wie erwartet weisen Strukturen mit dünner Barriere und somit kleinem Abstand zwischen Quecksilberkontakt und Elektronenkanal eine hohe Kapazität ohne äußere Spannung und eine relativ höhere Abschnürspannung auf. Umgekehrt besitzen Heterostrukturen mit dickerer Barriere und größerer Ladungsträgerdichte eine geringere Kapazität und zeigen eine Verarmung des Kanals erst bei negativerer Spannung. Ergebnisse von zwei Heterostrukturen mit $\text{Al}_{0,38}\text{Ga}_{0,54}\text{In}_{0,08}\text{N}$ -Barriere sind im Folgenden exemplarisch dargestellt (Abb. 4.10).

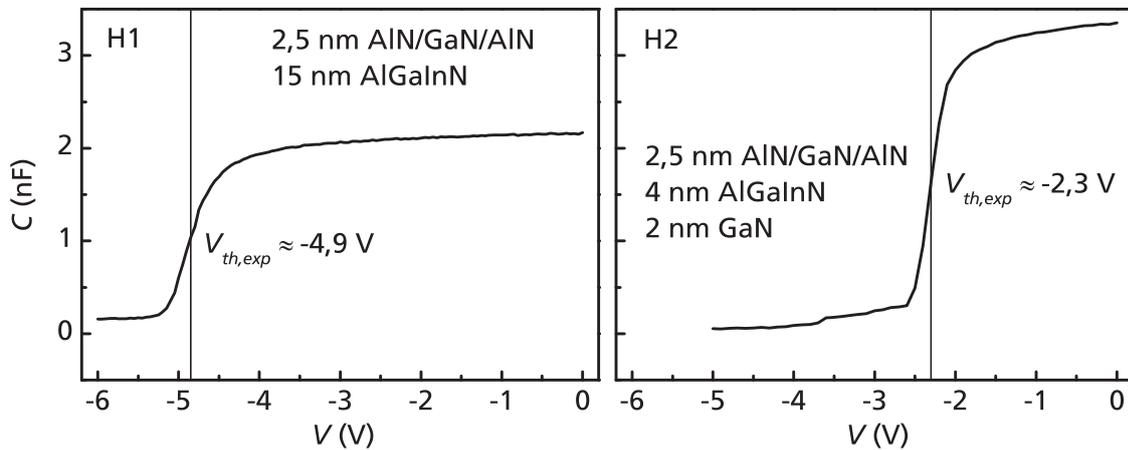


Abb. 4.10: CV-Messungen an Heterostrukturen mit $\text{Al}_{0,38}\text{Ga}_{0,54}\text{In}_{0,08}\text{N}$ -Barriere und unterschiedlichen Schichtfolgen. Der Durchmesser des kreisförmigen Kontakts beträgt 0,762 mm. Probe H2 besitzt im Gegensatz zu H1 noch eine zusätzliche GaN-Deckschicht auf der AlGaInN-Barriere. Beide Diagramme verwenden die gleiche Skalierung für die vertikale Achse.

Tabelle 4.6: Schwellenspannungen der Heterostrukturen H1 und H2 einmal anhand Gleichung 2.37 geschätzt und einmal aus CV-Messungen ermittelt sowie Vergleich der Ladungsträgerdichten aus Hall- und CV-Messungen.

| Probe | d (nm) | $V_{th,est}$ (V) | $V_{th,exp}$ (V) | n_s (cm^{-2}) | $n_{s,CV}$ (cm^{-2}) |
|-------|----------|------------------|------------------|----------------------------|---------------------------------|
| H1 | 18,5 | -5,0 | -4,9 | $1,44 \cdot 10^{13}$ | $1,39 \cdot 10^{13}$ |
| H2 | 9,5 | -2,2 | -2,3 | $1,14 \cdot 10^{13}$ | $1,09 \cdot 10^{13}$ |

Bei Abschätzung der Schwellenspannung $V_{th,est}$ anhand Gleichung 2.37 und der näherungsweise Annahme von $\Phi_B \approx 0,6$ eV [89], $\Delta E_c \approx 0,8$ eV und $\epsilon_r \approx 10$ sowie der

Ladungsträgerdichte aus Hall-Messungen ergibt sich eine gute Übereinstimmung mit der experimentell beobachteten Abschürspannung $V_{th,exp}$ (Tabelle 4.6). Für den Gate-Kanal-Abstand d wird dabei neben der AlGaInN-Barriere auch die Dicke von weiteren Schichten zwischen Quecksilber-Kontakt und GaN-Kanal, wie dem AlN/GaN/AlN-Abstandshalter, berücksichtigt und ein Abstand zwischen 2DEG und AlN/GaN-Grenzfläche von 1 nm angenommen. Weiterhin sind auch die aus der CV-Messung durch Integration des Ladungsträgertiefenprofils $n(z)$ bestimmten Flächenladungsträgerdichten $n_{s,CV}$ konsistent mit den entsprechenden Werten aus Hall-Messungen.

Neben der eigentlichen CV-Messung erlaubt die betreffende Apparatur auch die Bestimmung des Rückwärts-Leckstroms $I_{L,Hg}$ am Quecksilber-Schottky-Kontakt. Solche Leckströme korrelieren in der Regel mit dem Gate-Leckstrom, den aus entsprechenden Wafern prozessierte Transistoren aufweisen, und sind daher möglichst zu minimieren. Verschiedene Messungen an Strukturen mit Barrieren der nominellen Zusammensetzung $Al_{0,40}Ga_{0,53}In_{0,07}N$ oder $Al_{0,38}Ga_{0,54}In_{0,08}N$ zeigen einen entscheidenden Einfluss der Wachstumstemperatur T_S des quaternären Materials. Eine Erhöhung von $T_S = 580^\circ C$ auf $T_S = 625^\circ C$ ermöglicht die Reduktion des Leckstroms bei $-5 V$ um etwa zwei Größenordnungen (Abb. 4.11). Für die heißer gewachsenen Barrierenschichten ist außerdem die Kombination mit einer GaN-Deckschicht (Unterabschnitt 5.2.1) sehr effektiv zur Verbesserung des Schottky-Kontakts. Mit Werten von einigen μA liegt der Leckstrom dann auf dem Niveau von bewährten AlGaInN/GaN-Heterostrukturen. Dieser Einfluss der Wachstumstemperatur wird für AlGaInN-Schichten sowohl von 4 nm als auch von 15 nm Dicke beobachtet. Ein auffälliger qualitativer Unterschied zwischen beiden Wachstumstemperaturen besteht außerdem im Verlauf des Leckstroms mit der Spannung. Während für Strukturen mit bei $580^\circ C$ gewachsener AlGaInN-Barriere auch bei $-5 V$ keine Sättigung von $I_{L,Hg}$ auftritt, bleibt der Leckstrom ab $600^\circ C$ Wachstumstemperatur bei negativer werdender Spannung nach Verarmung des Kanals etwa stabil.

Eine weitere Erhöhung der Wachstumstemperatur auf $640^\circ C$ resultiert wieder in einer Vergrößerung des Leckstroms. Dies ist vermutlich auf die schwierige Kontrolle der Wachstumsbedingungen aufgrund der dann präsenten simultanen Desorption von Indium und Gallium zurückzuführen, was möglicherweise zu lokalen Variationen in der Zusammensetzung und der Materialqualität führt. Da bei den bei $640^\circ C$ epitaxierten Wafern der Ga-Fluss gegenüber den bei $625^\circ C$ gewachsenen Schichten unverändert gelassen worden ist, kann bei der höheren Temperatur von einer abweichenden Zusammensetzung mit reduziertem GaN-Gehalt ausgegangen werden. Aufgrund dieser Ergebnisse wird, wie auch

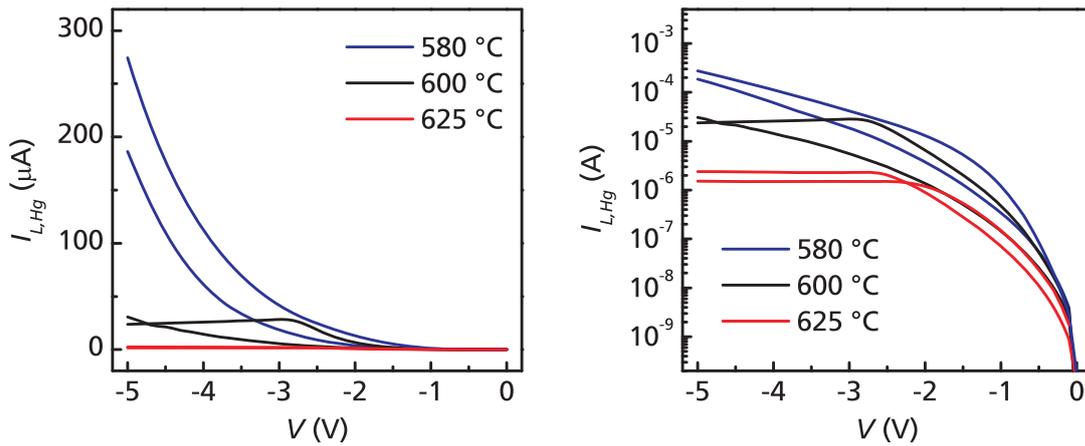


Abb. 4.11: Rückwärts-Leckströme $I_{L,Hg}$ an Heterostrukturen mit AlGaInN-Barriere gewachsen bei unterschiedlichen Temperaturen. Der Durchmesser des kreisförmigen Kontakts beträgt 0,762 mm. Die Ergebnisse sind einmal in linearer und einmal in halblogarithmischer Auftragung dargestellt. Eine Erhöhung der Wachstumstemperatur von 580 °C auf 625 °C reduziert $I_{L,Hg}$ deutlich.

in Unterabschnitt 4.3.1 beschrieben, eine Wachstumstemperatur von 625 °C als optimal betrachtet.

CV-Messungen an Barrierenschichten, die bei 420 °C gewachsen worden sind, sind sowohl für AlInN als auch für AlGaInN unabhängig von der Zusammensetzung nicht möglich gewesen, da keine Kapazitäten gemessen werden können. Vermutlich bildet sich aufgrund stark nichtidealer Materialeigenschaften, möglicherweise durch eine hohe Dichte an Störstellen, kein geeigneter Schottky-Kontakt aus.

Generell bietet die Analyse der Leckströme wertvolle zusätzliche Informationen zur Optimierung der Heterostrukturen mit AlGaInN-Barriere. Während die Elektronenbeweglichkeit bei ausreichendem GaN-Gehalt grundsätzlich gute Werte erreicht und daher nicht als primäre Bewertungskennzahl bei Variation der Wachstumstemperatur fungiert hat, zeigt sich anhand des Leckstroms am Quecksilber-Kontakt eindeutig, dass die Wachstumstemperatur einen entscheidenden Einfluss auf die für Transistoranwendungen relevanten Eigenschaften von Heterostrukturen besitzt. Diese Ergebnisse können, wie in Kapitel 5 dargestellt, auch an prozessierten Bauelementen bestätigt werden.

4.4 Vergleich (Al,In)N zu (Al,Ga,In)N und Fazit

Mit AlGaInN-Verbindungen geeigneter Zusammensetzung können Heterostrukturen mit deutlich besseren elektrischen Eigenschaften als mit AlInN realisiert werden. Hierbei zeigen Mischkristalle mit mittlerem GaN-Gehalt mit typischen Zusammensetzungen von $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ oder $\text{Al}_{0,38}\text{Ga}_{0,54}\text{In}_{0,08}\text{N}$ besonders günstige Eigenschaften. Dabei kön-

nen die Erwartungen, die ursprünglich an das ternäre Material gestellt worden sind, schließlich durch quaternäre Verbindungen erfüllt werden. Konkret umfasst dies Transistorstrukturen mit nahezu gitterangepasster Barriere und einem Oberfläche-zu-Kanal-Abstand von unter 10 nm, in denen sich ein 2DEG mit einer Flächenladungsträgerdichte von deutlich über 10^{13} cm^{-2} und einer Beweglichkeit bis über $1500 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ausbildet. Verglichen mit Literaturwerten [44, 45] gehören die in dieser Arbeit erzielten Beweglichkeiten unabhängig vom Wachstumsverfahren zu den höchsten Werten in GaN-basierten HFET-Strukturen mit nahezu gitterangepasster Barriere.

Die signifikanten Vorteile des quaternären Materials lassen sich wahrscheinlich primär auf die bessere Mischbarkeit zurückführen. Bereits unter ähnlichen Wachstumsbedingungen wie beim ternären Material hat allein der zusätzliche Gallium-Einbau die oben beschriebene deutliche Verbesserung in den elektronischen Transporteigenschaften bewirkt. Hinzu kommt schließlich die Möglichkeit, aufgrund der günstigeren Materialphysik auch höhere Wachstumstemperaturen wählen zu können, ohne dass dies wie bei AlInN zur Phasenseparation und zu Rissen führte.

Durch die Optimierung der Wachstumsbedingungen von AlGaInN bezüglich einer hohen Elektronenbeweglichkeit und niedrigen Schottky-Leckströmen sind schließlich die Grundlagen gelegt worden, um das vielversprechende Potential des quaternären Barrierenmaterials von epitaktischen Heterostrukturen auf prozessierte Bauelemente zu transferieren. Mit solchen Transistoren und den Zusammenhängen zwischen Material- und Bauelementeigenschaften beschäftigt sich das folgende Kapitel 5.

5 Transistoren mit nahezu gitterangepasster Barriere

5.1 Realisierung von HFETs mit AlGaInN-Barriere

GaN-basierte HFETs mit gitterangepasster Barriere sind bisher hauptsächlich unter Verwendung von ternären AlInN-Verbindungen verwirklicht worden [17, 39, 75, 76]. Über den Einsatz quaternärer AlGaInN-Barrieren existieren nur wenige Veröffentlichungen [43, 90]. Insbesondere aluminiumreiche Verbindungen über 30 % AlN-Gehalt nahe der Gitteranpassung auf GaN sind bisher nur in Einzelfällen [86] erfolgreich als Barrierenmaterial in nitridischen Transistoren genutzt worden, wobei als Wachstumsverfahren die MOVPE verwendet worden ist. Hier werden die in den vorigen Kapiteln erarbeiteten Ergebnisse genutzt, um mittels MBE Heterostrukturen mit AlGaInN-Barriere herzustellen und zu Transistoren zu prozessieren.

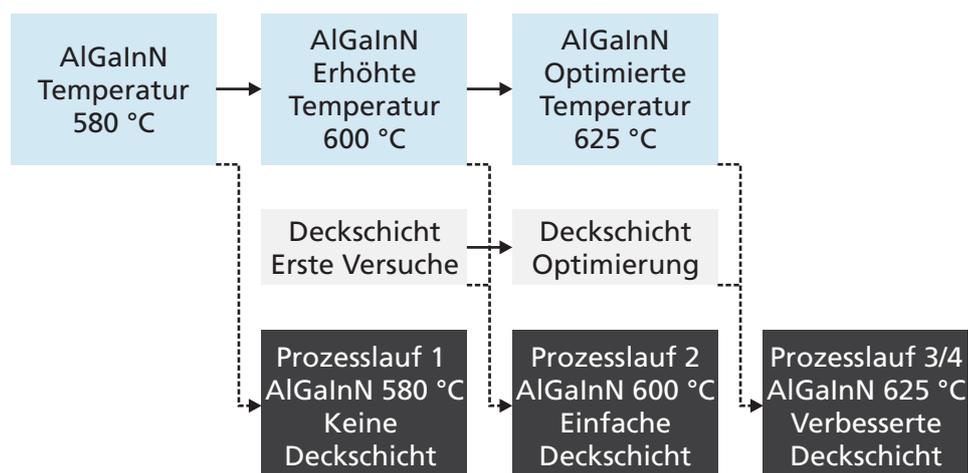


Abb. 5.1: Schematische Darstellung des zeitlichen Ablaufs der Epitaxieentwicklung und der Prozessläufe in dieser Arbeit.

Die Prozessläufe in dieser Arbeit sind zeitlich parallel zur Epitaxieentwicklung erfolgt. Verbesserungen im Wachstum sind daher sukzessive auf Bauelementebene implementiert

worden (Abb. 5.1). Für den ersten Prozesslauf, der im vorliegenden Abschnitt behandelt wird, werden die zu diesem Zeitpunkt erarbeiteten Wachstumssequenzen mit bei 580 °C epitaxierter Barriere und ohne Deckschicht verwendet. Höhere Wachstumstemperaturen für AlGaInN werden schließlich in den folgenden Prozessläufen (Abschnitt 5.2) genutzt, nachdem bekannt gewesen ist, auf diese Weise Heterostrukturen mit besseren Eigenschaften realisieren zu können. Auch bei den GaN-Deckschichten wird für den zweiten Prozesslauf zunächst eine einfache Variante erprobt. Nach umfangreicheren Versuchen ist das Wachstum von Deckschichten mit verbesserten Eigenschaften möglich (Unterabschnitt 5.2.1). Für den dritten und den vierten Prozesslauf können schließlich alle Ergebnisse aus Kapitel 4 und weiteren Vorversuchen einfließen.

5.1.1 Epitaxie und Prozessierung

Zur Herstellung von HFETs sind die Wafer im Gegensatz zu den in den Kapiteln 3 und 4 vorgestellten Proben auf 4H-SiC-Substraten vollständig in der MBE gewachsen worden. Die Epitaxie beginnt mit einer AlN-Nukleationsschicht, die bei 820 °C auf dem SiC abgeschieden wird. Anschließend folgt ein dicker GaN-Puffer, der auch den Kanalbereich miteinschließt, und ein AlN/GaN/AlN-Abstandshalter, die beide bei 730 °C gewachsen werden. Schließlich wird nach Abkühlung des Substrats eine quaternäre Barriere bei 580 °C epitaxiert. Eine Skizze der Schichtfolge ist in Abb. 5.2 dargestellt. Die nominelle Zusammensetzung des Barrierenmaterials ist anhand von HRXRD-Paarmessungen an äquivalenten dickeren Schichten bestimmt worden und ergibt sich zu $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$. Entsprechend werden die Dicken der AlGaInN-Schichten anhand der Wachstumsrate und der Wachstumsdauern berechnet. Für den ersten Prozessdurchlauf werden drei Wafer (Tabelle 5.1) hergestellt und zu HFETs weiterverarbeitet.

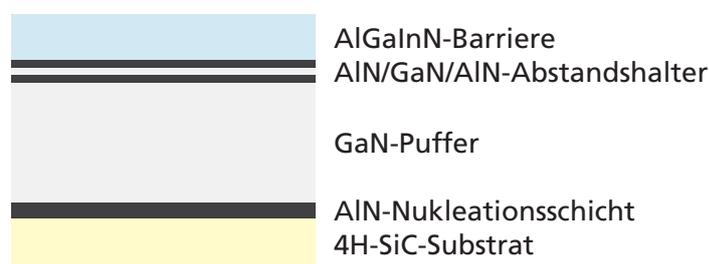


Abb. 5.2: Schematische Darstellung (nicht maßstabsgerecht) der epitaktischen Schichtfolge der Transistoren mit AlGaInN-Barriere. Die Dicke der SiC-Substrate beträgt etwa 300 μm .

Zusätzlich zu den Transistorstrukturen mit quaternärer Barriere werden dem selben Prozesslauf auch je ein mittels MBE und mittels MOVPE epitaxierter Referenzwafer

Tabelle 5.1: Wafer mit quaternärer Barriere für den ersten Prozessdurchlauf. Die Schichten sind gemäß ihrer Abfolge von der Oberfläche zum Substrat aufgeführt.

| | Q1.1 | Q1.2 | Q1.3 |
|--------------------|--|--|--|
| Barriere | $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ 7,2 nm | $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ 5,6 nm | $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ 5,6 nm |
| Abstandshalter | AlN/GaN/AlN 0,8/1,1/0,8 nm | AlN/GaN/AlN 0,8/1,1/0,8 nm | AlN/GaN/AlN 0,8/1,1/0,8 nm |
| Puffer | GaN | GaN | GaN |
| Nukleationsschicht | AlN | AlN | AlN |
| Substrat | 4H-SiC | 4H-SiC | 4H-SiC |
| Wachstumsverfahren | MBE | MBE | MBE |

mit $\text{Al}_{0,2}\text{Ga}_{0,8}\text{N}$ -Barriere hinzugefügt (Tabelle 5.2). Anhand früherer Erfahrungen mit AlGaN/GaN-HFETs kann so die korrekte Durchführung des Prozesses überprüft werden.

Tabelle 5.2: Zusätzliche AlGaN/GaN-Referenzwafer für den ersten Prozessdurchlauf. Die Schichten sind gemäß ihrer Abfolge von der Oberfläche zum Substrat aufgeführt. Im Gegensatz zu Q1.1–Q1.3 enthalten diese Strukturen GaN-Deckschichten, aber keine Abstandshalter.

| | Q1.4a | Q1.4b |
|--------------------|---|---|
| Deckschicht | GaN 3 nm | GaN 3 nm |
| Barriere | $\text{Al}_{0,2}\text{Ga}_{0,8}\text{N}$ 22 nm | $\text{Al}_{0,2}\text{Ga}_{0,8}\text{N}$ 22 nm |
| Puffer | GaN | GaN |
| Nukleationsschicht | AlN | AlN |
| Substrat | 4H-SiC | 4H-SiC |
| Wachstumsverfahren | MBE | MOVPE |

Der Prozess zur Herstellung der Bauelemente umfasst die in Unterabschnitt 2.4.3 beschriebenen Schritte. Bei den optionalen Punkten ist für die laterale Isolation eine Mesa-Ätzung gewählt und der Gate-Kopf photolithographisch strukturiert worden. Auf jedem Wafer werden unter Verwendung des selben Maskensatzes mehrere nominell gleiche Zellen strukturiert. Dabei beinhaltet jede Zelle verschiedene Transistoren mit variierenden Abmessungen und weitere Strukturen. Eine Übersicht der untersuchten HFET-Typen gibt Tabelle 5.3.

Tabelle 5.3: Verschiedene Typen von Bauelementen aus dem ersten Prozesslauf. Die gesamte Transistorweite W_G ergibt sich als Produkt aus der Weite pro Finger und der Anzahl an Fingern.

| Bauelementtyp | Weite pro Finger | Anzahl Finger | L_{GS} | L_{GD} |
|---------------|-------------------|---------------|-------------------|-------------------|
| 1A | 50 μm | 1 | 1 μm | 3,5 μm |
| 1B | 50 μm | 2 | 1,5 μm | 4 μm |
| 1C | 50 μm | 2 | 0,7 μm | 0,7 μm |
| 1D | 30 μm | 2 | 0,7 μm | 0,7 μm |
| 1E | 50 μm | 2 | 1 μm | 3,5 μm |
| 1F | 150 μm | 2 | 1 μm | 3,5 μm |

Jeder dieser Bauelementtypen wird in spezifischen Messprozeduren untersucht. Aus technischen Gründen können bestimmte Messungen dabei nur an speziellen Bauelementtypen durchgeführt werden. Die Ergebnisse sind in den folgenden Unterabschnitten dargestellt.

5.1.2 Gleichstromcharakteristik und verwandte Messungen

5.1.2.1 Messungen an Teststrukturen

An TLM-Strukturen in jeder Zelle kann der Schichtwiderstand R_s für die untersuchten Wafer bestimmt werden (Abb. 5.3). Mit AlGaInN-Barriere wird ein Schichtwiderstand von typisch 200 Ω/\square erreicht, während die Strukturen mit AlGaInN-Barriere Werte von 500–600 Ω/\square aufweisen. Dies ist konsistent mit Hall-Messungen an äquivalenten Wafern, die für Strukturen mit quaternärer Barriere eine Ladungsträgerdichte von $1,9 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ bei einer hohen Beweglichkeit von 1590 cm^2/Vs zeigen, während bei AlGaInN/GaN-Strukturen nur etwa $0,6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ bei 1270 cm^2/Vs erreicht werden¹.

Ebenfalls aus Messungen an TLM-Strukturen wird der ohmsche Kontaktwiderstand R_c ermittelt (Abb. 5.4). Hier zeigen sich Vorteile der konventionellen Strukturen mit AlGaInN-Barriere, die Werte im Bereich unter 0,2 $\Omega \text{ mm}$ aufweisen. Die HFETs mit AlGaInN-Barriere erreichen hingegen in der Regel Werte im Bereich 0,4–1 $\Omega \text{ mm}$, wobei mit abnehmender Barrierendicke (Tabelle 5.1) auch geringere Kontaktwiderstände beobachtet werden. Als Ursachen für den größeren Kontaktwiderstand bei den Strukturen mit AlGaInN-Barriere sind verschiedene Effekte denkbar. Erstens sind die Schichtfolge des Ti/Al/Ni/Au-basierten Stapels und der Vorgang des Einlegierens für AlGaInN/GaN-Strukturen optimiert, so dass die unterschiedliche Zusammensetzung der quaternären Barriere möglicherweise zu metall-

¹Typische Werte für die Beweglichkeit von im Haus hergestellten AlGaInN/GaN-Strukturen liegen bei 1200–1500 cm^2/Vs .

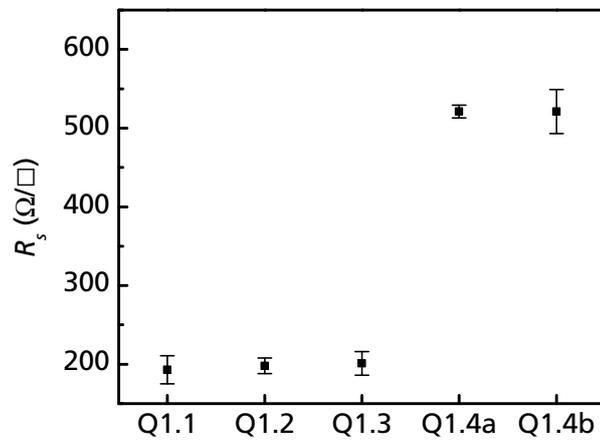


Abb. 5.3: Schichtwiderstand aus Messungen an TLM-Strukturen.

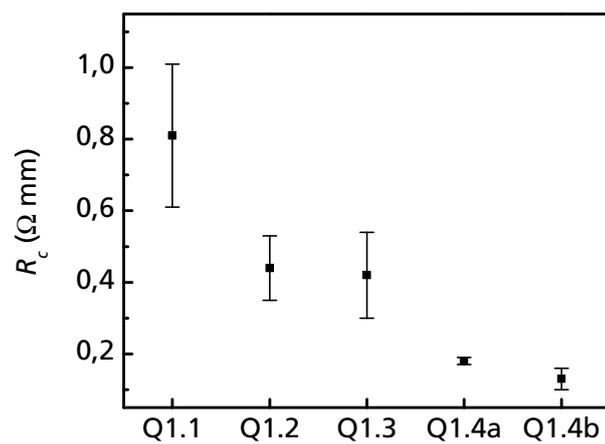


Abb. 5.4: Widerstand von Ohm-Kontakten aus Messungen an TLM-Strukturen.

urgisch ungünstigeren Verhältnissen führt. Zweitens könnte der nur bei den Wafern Q1.1, Q1.2 und Q1.3 eingesetzte AlN/GaN/AlN-Abstandshalter den Legiervorgang und die Kontaktierung des 2DEG erschweren. Zur eindeutigen Identifikation der Ursachen für den höheren Kontaktwiderstand bei den drei betreffenden Strukturen werden weiterführende Messungen erforderlich sein.

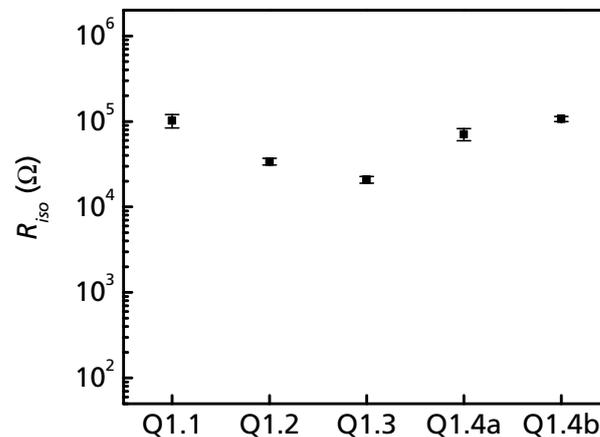


Abb. 5.5: Isolationswiderstand zwischen Testkontakten bei 60 V.

Die elektrische Isolation wird anhand des Widerstands R_{ISO} zwischen zwei Testkontakten mit $4 \mu\text{m}$ Abstand charakterisiert. Auf diesen Widerstand haben sowohl die laterale Isolation zwischen den durch die Mesa-Ätzung getrennten Kontakten, als auch die Isolation des GaN-Puffers einen entscheidenden Einfluss. Bei 60 V angelegter Spannung werden Werte von $10^4 \Omega$ – $10^5 \Omega$ erreicht (Abb. 5.5). Somit ist eine Grundvoraussetzung für den Transistorbetrieb gegeben. Allerdings zeigt sich eine noch bessere Isolation mittels Ionenimplantation anstelle der Mesa-Ätzung, wie in Abschnitt 5.2 beschrieben wird. Für den ersten Prozessdurchlauf ist dennoch die Mesa-Ätzung gewählt worden, da dieser Prozess eine geringere Abhängigkeit von den verwendeten Heterostrukturen besitzt.

5.1.2.2 Ausgangskennlinienfeld und Transferverhalten

Zur Charakterisierung des Gleichstromverhaltens der Transistoren wird das AKF an Bauelementen des Typs 1B (Tabelle 5.3) mit einer Gate-Länge von 500 nm aufgenommen (Abb. 5.6). Hierbei können mit quaternärer Barriere deutlich größere Stromdichten als bei den AlGaIn/GaN-Strukturen erreicht werden, wie anhand der größeren Ladungsträgerdichte zu erwarten ist. Gleichzeitig spricht der Strom auch sehr effektiv auf Variationen in der Gate-Source-Spannung an, was konsistent mit den Ergebnissen aus den unten beschriebenen Untersuchungen des Transferverhaltens ist. Beim Abschnürverhalten bestehen allerdings

Vorteile für die konventionellen Strukturen mit ternärer Barriere. Insbesondere bei größerer Drain-Source-Spannung ist bei ausreichend kleiner Gate-Source-Spannung der Strom für die AlGaInN/GaN-Referenzbauelemente verschwindend klein, während bei den HFETs mit AlGaInN-Barriere keine ideale Abschneürung des Kanals beobachtet wird.

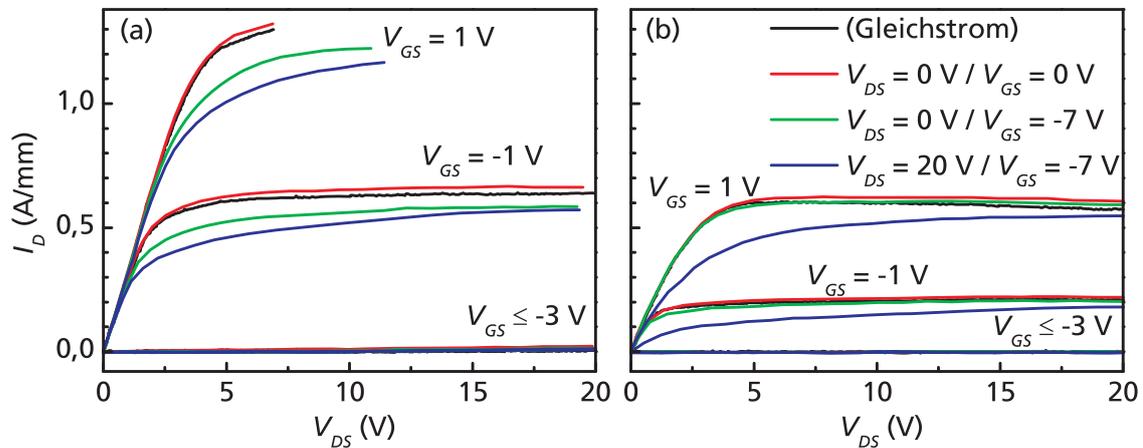


Abb. 5.6: AKF von Bauelementen des Typs 1B mit $L_G = 500$ nm auf Q1.1 (AlGaInN-Barriere) (a) und Q1.4a (AlGaInN-Barriere)(b). Beide Teildiagramme verwenden die gleiche Skalierung der vertikalen Achsen und die gleiche Legende. Die Einträge in der Legende beschreiben den Ausgangszustand der gepulsten Messungen.

Zusätzlich zur eigentlichen Gleichstromuntersuchung erfolgen auch gepulste Messungen, um das Dispersionsverhalten [29] zu analysieren. Hierfür werden die Messpunkte (V_{DS} , V_{GS}) aus verschiedenen Ausgangszuständen angefahren. Dabei liegt die Pulsdauer bei $1 \mu s$ und der Füllfaktor bei 0,1 %. Bei Pulsen aus dem Leerlauf ($V_{DS} = 0$ V, $V_{GS} = 0$ V) ergibt sich erwartungsgemäß ein minimal größerer Strom als bei der statischen Messung, was auf eine reduzierte Aufheizung im gepulsten Betrieb zurückgeführt werden kann. Für Pulsmessungen aus einem abgeschneürten Zustand ohne Drain-Source-Spannung ($V_{DS} = 0$ V, $V_{GS} = -7$ V) ist mit quaternärer Barriere ein leicht reduzierter Strom zu beobachten, während mit konventioneller AlGaInN-Barriere nur ein minimaler Unterschied zur Gleichstrommessung auftritt. Dieses beim HFET mit AlGaInN-Barriere ausgeprägtere Phänomen wird als *Gate-Lag* bezeichnet und deutet auf eine höhere Dichte an oberflächennahen Defektzuständen hin [91]. Mit großer Wahrscheinlichkeit liegt die Ursache hierfür in einer trotz der guten Transporteigenschaften noch beeinträchtigten Materialqualität des AlGaInN im Vergleich zum AlGaIn. Messungen ausgehend von einem abgeschneürten Zustand mit angelegter Drain-Source-Spannung ($V_{DS} = 20$ V, $V_{GS} = -7$ V) zeigen für beide Barrierenmaterialien eine Reduktion des Stroms gegenüber der statischen Messung. Dieser als *Drain-Lag* bezeichnete Effekt kann gewöhnlich auf Defektzustände im Puffer zurückgeführt werden [91]. Da unabhängig von der Barriere der Puffer für die

betreffenden Wafer gleich gewachsen wird, ist der *Drain-Lag* sowohl bei Transistoren mit AlGaInN-Barriere als auch bei solchen mit AlGaIn-Barriere ähnlich ausgeprägt.

Wichtige Leistungskennzahlen eines HFETs sind die maximale Steilheit und die Sättigungsstromdichte. Konsistent mit den oben beschriebenen Ergebnissen bezüglich des Schichtwiderstands und des Ausgangskennlinienfelds zeigen die Bauelemente mit AlGaInN-Barriere deutliche Vorteile gegenüber den AlGaIn/GaN-Referenzstrukturen. Die Messungen werden dabei mit $V_{DS} = 7\text{ V}$ durchgeführt. HFETs des Typs 1A mit einer Gate-Länge von 250 nm mit quaternärer Barriere erreichen hohe maximale Steilheiten, Bauelemente auf Q1.2 und Q1.3 im Mittel über 500 mS/mm (Abb. 5.7). Auf den Wafern Q1.4a und Q1.4b mit AlGaIn-Barriere werden mit demselben Bauelementtyp hingegen nur um die 300 mS/mm erzielt. Dies kann nach Gleichung 2.40 primär auf die dünneren Barrieren und entsprechend kleineren Gate-zu-Kanal-Abstände bei den Transistoren mit AlGaInN-Barriere zurückgeführt werden. Deutlich erkennbar ist auch die erhöhte Steilheit bei Q1.2 und Q1.3 gegenüber der ähnlichen Struktur Q1.1, die eine nominell 1,6 nm dickere Barriere besitzt.

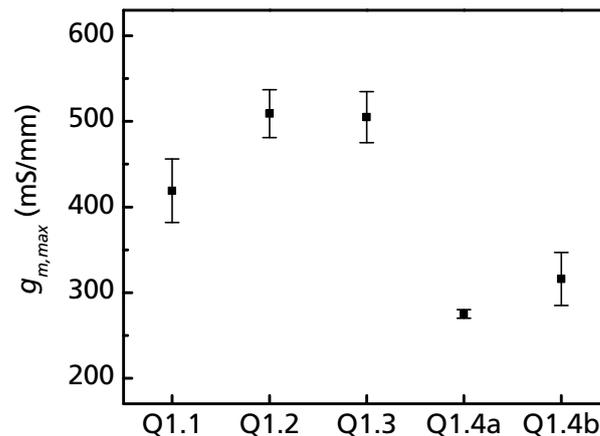


Abb. 5.7: Steilheit von Bauelementen des Typs 1A mit $L_G = 250\text{ nm}$ gemessen bei $V_{DS} = 7\text{ V}$.

Auch bei der Sättigungsstromdichte, die bei $V_{DS} = 7\text{ V}$ und $V_{GS} = 4\text{ V}$ bestimmt worden ist, demonstrieren die betreffenden HFETs mit quaternärer Barriere mit bis zu etwa 2 A/mm deutlich höhere Werte als die Referenzstrukturen mit etwa 0,9 A/mm (Abb. 5.8). Dies kann wesentlich durch die größere Flächenladungsträgerdichte der Strukturen mit AlGaInN-Barriere erklärt werden. Die Vorteile durch den Einsatz des quaternären Materials auf Ebene der Heterostruktur, das heißt eine dünne Barriere kombiniert mit einer hohen Ladungsträgerdichte, können somit erfolgreich auf die Ebene der Bauelemente, das bedeutet große Steilheiten und Stromdichten, übertragen werden.

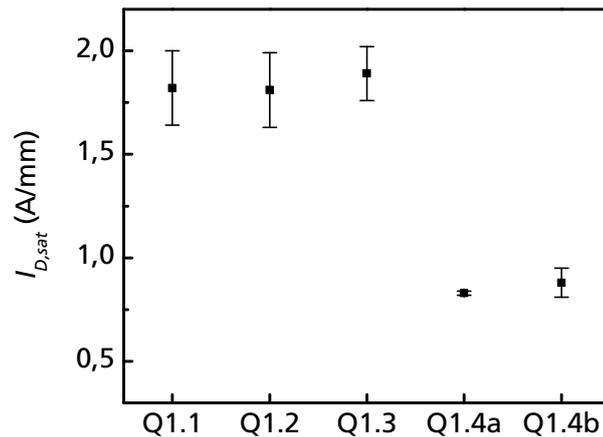


Abb. 5.8: Sättigungsstromdichte von Bauelementen des Typs 1A mit $L_G = 250$ nm ermittelt bei $V_{DS} = 7$ V und $V_{GS} = 4$ V.

Bei Messungen des Transferverhaltens an Bauelementen des Typs 1C mit $L_G = 250$ nm bei einer konstanten Drain-Source-Spannung von 7 V sind die deutlichen Vorteile der HFETs mit AlGaInN-Barriere anschaulich zu erkennen (Abb. 5.9). Ähnlich wie oben beschrieben werden Steilheiten von über 500 mS/mm erreicht, während eine entsprechende AlGaIn/GaN-Referenzstruktur nur 300 mS/mm aufweist.

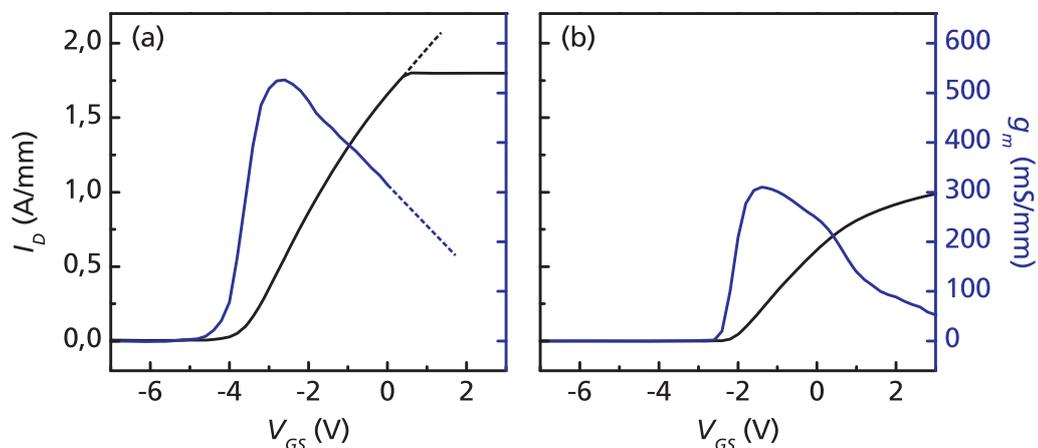


Abb. 5.9: Transfercharakteristik von Bauelementen des Typs 1C mit $L_G = 250$ nm auf Q1.3 (quaternäre Barriere) (a) und auf Q1.4a (ternäre Barriere) (b) gemessen bei $V_{DS} = 7$ V. Beide Teilabbildungen verwenden gleich skalierte vertikale Achsen sowohl für die Stromdichte I_D als auch für die Steilheit g_m . Bei (a) wird eine voreingestellte Strombegrenzung von 180 mA (1,8 A/mm bei $W_G = 2 \times 50 \mu\text{m}$) erreicht. Der Kurvenverlauf lässt auf einen noch höheren maximal möglichen Strom schließen.

Ein Bauelement des Typs 1D auf Q1.3 mit $L_G = 150$ nm zeigt von den untersuchten Transistoren das beste Transferverhalten (Abb. 5.10). Mit 675 mS/mm erreicht die maximale Steilheit einen der höchsten Werte, die zum Zeitpunkt der Erstellung der vorlie-

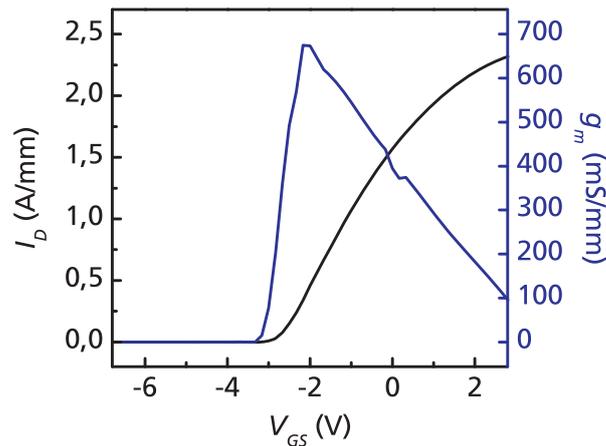


Abb. 5.10: Transferverhalten eines Bauelements des Typs 1D mit $L_G = 150$ nm auf Q1.3 mit einer maximalen Steilheit von 675 mS/mm und einer Stromdichte von bis zu 2.3 A/mm.

genden Arbeit für GaN-basierte Transistoren allgemein publiziert worden sind. In diesem Zusammenhang werden insbesondere die Werte aller dem Autor bekannter AlGaIn/GaN-HFETs übertroffen. Nur einzelne Bauelemente mit AlInN-Barriere, die mittels MOVPE gewachsen worden sind, oder solche mit reiner AlN-Barriere zeigen vergleichbare oder höhere maximale Steilheiten [92–94].

5.1.2.3 Durchbruchfestigkeit und Leckströme

Beim Durchbruchverhalten zeigen die AlGaIn/GaN-Referenzen deutlich bessere Eigenschaften als die Bauelemente mit AlGaInN-Barriere. Transistoren des Typs 1A mit $L_G = 250$ nm und somit $4,75 \mu\text{m}$ Source-Drain-Abstand zeigen für die Wafer Q1.4a und Q1.4b auch bei der voreingestellten Spannungsbegrenzung von 50 V noch Leckströme von unter 1 mA/mm, während mit quaternärer Barriere auf Q1.1, Q1.2 und Q1.3 nur deutlich geringere Durchbruchspannungen erreicht werden (Tabelle 5.4).

Tabelle 5.4: Mittelwerte der Durchbruchspannungen und Leckströme von Bauelementen des Typs 1A mit $L_G = 250$ nm. Die Werte $V_{GS,max}$, $V_{GD,max}$ und $V_{DS,max}$ geben die Spannung zwischen den jeweiligen Kontakten des Transistors an, bei der der Leckstrom einen Wert von 1 mA/mm erreicht. Die Bestimmung von $V_{DS,max}$ erfolgt im abgeschnürten Zustand. $I_{D,min}$ ist der minimale Drain-Strom bei $V_{DS} = 7$ V.

| | Q1.1 | Q1.2 | Q1.3 | Q1.4a | Q1.4b |
|---|-------|-------|-------|-------|-------|
| $V_{GS,max}$ (V) | 10,3 | 8,4 | 11,4 | >50 | >50 |
| $V_{GD,max}$ (V) | 9,6 | 8,2 | 8,8 | >50 | >50 |
| $V_{DS,max}$ (V) | 28,8 | 16,1 | 20,0 | >50 | >50 |
| $I_{D,min}$ ($\mu\text{A}/\text{mm}$) | 300,1 | 501,0 | 313,3 | 7,7 | 7,1 |

Dementsprechend ist der minimale Drain-Strom bei $V_{DS} = 7\text{ V}$ bei den AlGaInN/GaN-Bauelementen um fast zwei Größenordnungen kleiner als bei den HFETs mit AlGaInN-Barriere. Da die Leckströme durch den GaN-Puffer als vernachlässigbar eingeschätzt werden können, ist davon auszugehen, dass die verwendete AlGaInN-Barriere und der darauf ausgebildete Gate-Kontakt für das ungünstigere Durchbruchverhalten verantwortlich sind. Effektive Ansätze zur Reduktion der Leckströme in HFETs mit AlGaInN-Barriere sind unten in Abschnitt 5.2 beschrieben.

5.1.3 Hochfrequenzeigenschaften

Kleinsignalmessungen an Bauelementen des Typs 1E mit $L_G = 250\text{ nm}$ zeigen bezüglich der Grenzfrequenzen Vorteile für die Bauelemente mit quaternärer Barriere. Bei der Transitfrequenz erreichen im Mittel Transistoren auf Q1.1 etwa 10 % und auf Q1.2 und Q1.3 über 30 % bessere Werte als die AlGaInN/GaN-Referenzen (Abb. 5.11). Die HFETs mit AlGaInN-Barriere zeigen erwartungsgemäß auch höhere maximale Oszillationsfrequenzen als die Referenzstrukturen (Abb. 5.12). Die Bestwerte werden von einem Transistor auf Wafer Q1.3 mit $f_T = 43\text{ GHz}$ und $f_{max} = 77\text{ GHz}$ erreicht.

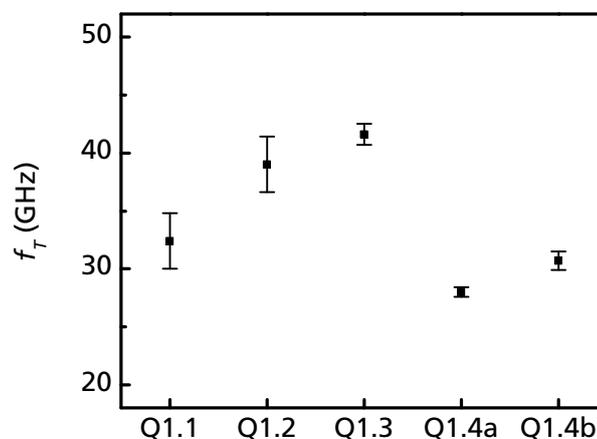


Abb. 5.11: Transitfrequenz von Bauelementen des Typs 1E mit $L_G = 250\text{ nm}$. Die Messungen sind bei $V_{DS} = 7\text{ V}$ und einer für den jeweiligen Wafer optimierten Gate-Source-Spannung erfolgt.

Die Transitfrequenzen f_T korrelieren gut mit den Steilheiten g_m (Abb. 5.7) auf den verschiedenen Wafern. In diesem Zusammenhang ist folgende Betrachtung anzumerken. Nach Gleichung 2.41 ist prinzipiell eine Proportionalität $f_T \propto g_m/C_G$ gegeben. Da die Wafer mit größeren Steilheiten diese nach $g_m \propto 1/d$ unter anderem durch dünnere Barrieren erreichen, ist dies zwar mit einer für die Transitfrequenz schädlichen größeren intrinsischen Gate-Kapazität $C_{G,int} \propto 1/d$ verbunden. Allerdings ist die relative Zunahme

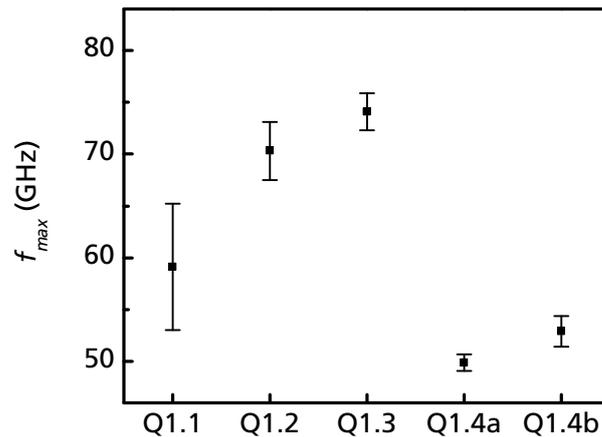


Abb. 5.12: Maximale Oszillationsfrequenz von Bauelementen des Typs 1E mit $L_G = 250$ nm. Die Messungen sind bei $V_{DS} = 7$ V und einer für den jeweiligen Wafer optimierten Gate-Source-Spannung erfolgt.

der sich aus intrinsischem und parasitärem Anteil zusammensetzenden gesamten Gate-Kapazität $C_G = C_{G,int} + C_{G,par}$ stets kleiner als die relative Zunahme der Steilheit. Somit ermöglichen die dünneren Barrieren auf Q1.1 sowie insbesondere Q1.2 und Q1.3 höhere Werte für f_T als bei den Referenzbauelementen mit dickerer Barriere.

In Leistungsmessungen bei 10 GHz und $V_{DS} = 10$ V an Bauelementen des Typs 1F mit $L_G = 250$ nm können ebenfalls Vorteile der Bauelemente mit AlGaInN-Barriere gegenüber den AlGaIn/GaN-Referenzen festgestellt werden (Abb. 5.13). Dies umfasst höhere Gewinne im Großsignalbereich von 9,5 dB bei 18 dBm Eingangsleistung, eine höhere maximale Ausgangsleistung bis zu 27 dBm (501 mW) und eine bessere maximale PAE bis zu 47 %. Die Leistungsdichte beträgt bei der gegebenen Bauelementweite von $W_G = 2 \times 150 \mu\text{m}$ somit maximal 1,7 W/mm.

Bei einer größeren Drain-Source-Spannung von 30 V sind weiter erhöhte Ausgangsleistungen erreichbar. Mit einem der in Abb. 5.13 dargestellten Bauelemente auf Q1.3 werden 32,3 dBm (1698 mW) erzielt, was einer Leistungsdichte von 5,7 W/mm entspricht (Abb. 5.14). Auch der Großsignalgewinn kann bei vergleichbarer Eingangsleistung von 18 dBm leicht auf 10,5 dB gesteigert werden. Allerdings ist nur eine maximale PAE von 31 % erreichbar gewesen. Dies ist vermutlich auf relativ hohe Leckströme zurückzuführen, die den Wirkungsgrad für die Verstärkung von Hochfrequenzleistung prinzipiell verringern.

Insgesamt zeigen die untersuchten AlGaInN-Barrieren-HFETs gute Eigenschaften bei hohen Frequenzen im Mikrowellenbereich. Gegenüber den AlGaIn/GaN-Referenzen bestehen deutliche Vorteile im Kleinsignalverhalten und eine leicht bessere Leistung im Großsignalbetrieb bei 10 GHz.

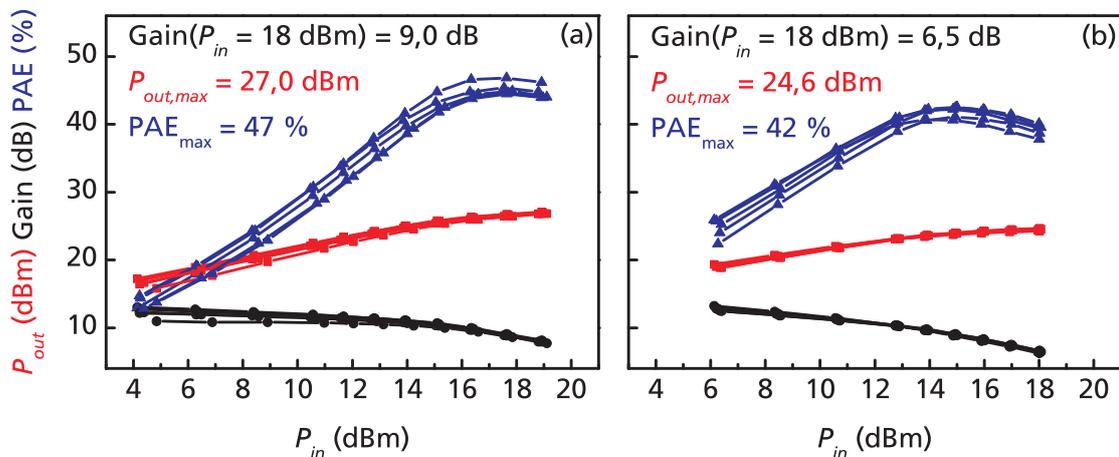


Abb. 5.13: Leistungsmessungen bei 10 GHz und $V_{DS} = 10$ V an jeweils fünf Bauelementen des Typs 1F mit $L_G = 250$ nm auf Q1.3 (a) und Q1.4a (b). Für jedes Bauelement wird eine optimierte Gate-Source-Spannung gewählt. Die Auftragung zeigt den Verlauf der Ausgangsleistung P_{out} , des Gewinns (Gain) und der PAE in Abhängigkeit von der Netto-Eingangsleistung P_{in} .

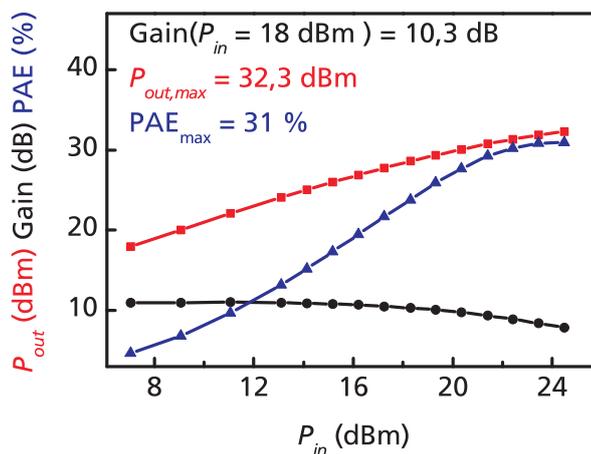


Abb. 5.14: Leistungsmessungen bei 10 GHz und $V_{DS} = 30$ V an einem Bauelement des Typs 1F mit $L_G = 250$ nm auf Q1.3. Die erreichte maximale Ausgangsleistung entspricht einer Leistungsdichte von 5,7 W/mm.

5.1.4 Diskussion und Fazit

Die Ergebnisse aus dem ersten Prozessdurchlauf bestätigen das Potential des Ansatzes, ein aluminiumreiches quaternäres Barrierenmaterial in III-N-HFETs einzusetzen. Die Kombination aus einer hohen Ladungsträgerdichte bei hoher Beweglichkeit und einer dünnen Barriere ermöglicht im Gleichstrombetrieb große Stromdichten bis zu 2,3 A/mm und hohe maximale Steilheiten bis zu 675 mS/mm. Kleinsignalmessungen ergeben Grenzfrequenzen von bis zu $f_T = 43$ GHz und $f_{max} = 77$ GHz bei einer Gate-Länge von 250 nm. Dies entspricht einem guten Produkt $f_T \cdot L_G = 10,75$ GHz· μ m. Auch in Leistungsmessungen bei 10 GHz werden mit 47 % PAE und 1,7 W/mm bei 10 V sowie 31 % PAE und 5,7 W/mm bei 30 V Drain-Source-Spannung vielversprechende Werte erzielt. Als Bereiche mit dem größten Verbesserungsbedarf können die relativ hohen ohmschen Kontaktwiderstände von bis zu 1 Ω mm und die geringe Durchbruchfestigkeit mit entsprechend großen Leckströmen identifiziert werden. Außerdem ist teilweise eine vergleichsweise große Streuung von Messgrößen über einen gegebenen Wafer zu beobachten.

Im Vergleich zu den im selben Prozesslauf hergestellten AlGaInN/GaN-Referenzbauelementen zeigen die AlGaInN-Barrieren-HFETs teilweise deutliche Vorteile. Bezüglich der oben beschriebenen Leistungskennzahlen zu Gleichstrom- und Hochfrequenzeigenschaften sind mit dem quaternären Barrierenmaterial stets bessere Ergebnisse erzielt worden. Bei ohmschen Kontakten und beim Durchbruchverhalten weisen jedoch die konventionellen Bauelemente die erwähnten besseren Eigenschaften auf.

Die hier verwendeten Wafer Q1.4a und Q1.4b sind primär aufgrund der umfangreichen Erfahrungswerte mit solchen Strukturen und der entsprechend optimierten Prozesse als Referenz ausgewählt worden. An dieser Stelle ist anzumerken, dass bei Verwendung von dünneren Barrieren aus AlGaInN-Verbindungen mit größerem AlN-Gehalt gegenüber den 22 nm dicken Al_{0,2}Ga_{0,8}N-Barrieren durchaus Steigerungen beispielsweise bei Stromdichten und Steilheiten zu erwarten wären. Allerdings existieren nach Kenntnis des Autors bisher keine Berichte über reine AlGaInN/GaN-HFETs mit Stromdichten über 2 A/mm und Steilheiten über 600 mS/mm.

Ein Abgleich mit öffentlich zugänglichen Quellen ergibt, dass in dieser Arbeit die ersten nitridischen HFETs mit nahezu gitterangepasster aluminiumreicher² AlGaInN-Barriere mittels MBE epitaxiert und prozessiert worden sind. Auch bei Einbeziehung anderer Wachstumsverfahren sind dem Autor Publikationen über HFETs mit nahezu gitterangepasster AlGaInN-Barriere nur von einer weiteren Arbeitsgruppe bekannt [86].

²Als „aluminiumreich“ wird hier ein AlN-Gehalt von über 30 % betrachtet.

Die dort beschriebenen Strukturen sind mittels MOVPE gewachsen worden, verwenden eine einfache AlN-Zwischenschicht als Abstandshalter und weisen vergleichsweise geringe GaN-Konzentrationen in der AlGaInN-Barriere auf. Allerdings erreichen prozessierte Bauelemente nur deutlich geringere Steilheiten und Ströme. Hochfrequenzeigenschaften werden in diesen Berichten nicht behandelt. Als Hauptgründe für die unterschiedlichen Bauelementeigenschaften können wahrscheinlich die günstigere AlGaInN-Zusammensetzung, der AlN/GaN/AlN-Abstandshalter und vermutlich auch eine bessere Prozesstechnologie in der vorliegenden Arbeit identifiziert werden.

Andere Berichte über nitridische HFETs mit quaternärer Barriere behandeln AlGaInN-Zusammensetzungen mit geringerem AlN-Gehalt [43, 90]. Wesentliche Vorteile gegenüber AlGaIn/GaN-Strukturen sind dabei nicht gegeben und äußern sich auch nicht anhand der Bauelementdaten.

Verglichen mit Bauelementen mit nahezu gitterangepasster ternärer AlInN-Barriere können die hier erreichten Ergebnisse ebenfalls positiv bewertet werden. Mit MBE gewachsene AlInN-Barrieren-HFETs weisen nur deutlich schlechtere Eigenschaften auf [75, 76], was wahrscheinlich auf die Einschränkungen in den Transporteigenschaften mit Beweglichkeiten deutlich unter $1000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ zurückzuführen ist. Strukturen mit AlInN-Barriere, die mittels MOVPE hergestellt worden sind, zeigen Bauelementeigenschaften mit Leistungswerten in der gleichen Größenordnung wie die hier vorgestellten HFETs. Neueste Berichte beschreiben Transistoren mit sehr hohen Steilheiten [93] und Grenzfrequenzen [95] sowie guten Eigenschaften in Leistungsmessungen [39], wobei jedoch in keinem dieser Fälle durchgehend überlegene Gleichstrom- und Hochfrequenzeigenschaften vorliegen.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass nach den erreichten guten Leistungsdaten der HFETs mit AlGaInN-Barriere die Verbesserung des Durchbruchverhaltens die größte Herausforderung darstellt. Mit Ansätzen zur Lösung dieser Aufgabe beschäftigt sich der folgende Abschnitt.

5.2 Wachstumsbedingungen von AlGaInN und GaN-Deckschichten

Anhand der Untersuchungen an unprozessierten Wafern mittels Quecksilber-Schottky-Kontakten (Unterabschnitt 4.3.6) kann die Erhöhung der Wachstumstemperatur der AlGaInN-Barriere als möglicher Ansatz zur Reduktion von Leckströmen in HFETs identifiziert werden. In diesem Abschnitt werden Ergebnisse zum Einfluss der Wachstumstempe-

ratur der AlGaInN-Barriere auf die Leckströme an Ni/Au-basierten Gate-Kontakten in prozessierten Bauelementen dargestellt.

Vergleicht man außerdem die Strukturen Q1.1–Q1.3 mit den AlGaInN/GaN-Referenzen ist zu berücksichtigen, dass letztere im Gegensatz zu den AlGaInN-Barrieren-Strukturen eine GaN-Deckschicht besitzen. Solche Deckschichten können ebenfalls zu kleineren Gate-Leckströmen beitragen [96]. Daher stellt die Erarbeitung einer geeigneten Wachstumssequenz für die GaN-Deckschicht zwecks Minimierung der HFET-Leckströme einen weiteren Gegenstand dieses Abschnitts dar.

5.2.1 Vorversuche mit GaN-Deckschichten

Für die ersten Strukturen mit quaternärer Barriere ist zunächst auf eine GaN-Deckschicht verzichtet worden, da die Wachstumsbedingungen für das AlGaInN sich deutlich von den optimalen Bedingungen für GaN unterscheiden. Insbesondere wird GaN gewöhnlich bei Temperaturen über 700 °C gewachsen, was eine Wachstumsunterbrechung und eine erneute Aufheizung des Wafers nach Herstellung der AlGaInN-Barriere erforderlich machen würde. Wird auf die unerwünschte Wachstumsunterbrechung verzichtet, muss das GaN allerdings bei der für das quaternäre Material verwendeten relativ niedrigen Temperatur epitaxiert werden. Somit ist ein Kompromiss zwischen diesen beiden Optionen zu finden.

Im zweiten Prozessdurchlauf, der die ersten in dieser Arbeit behandelten Wafer mit AlGaInN-Barriere und GaN-Deckschicht umfasst, wird das GaN nach der Barriere unterbrechungsfrei bei konstanter Temperatur gewachsen. Weitere Varianten werden schließlich vor dem dritten Prozesslauf untersucht. Die entsprechenden Proben werden auf GaN/Saphir-Quasisubstraten mit einem 0,7/1,1/0,7 nm dicken AlN/GaN/AlN-Abstandshalter und einer 4 nm dicken und bei 625 °C gewachsenen $\text{Al}_{0,38}\text{Ga}_{0,54}\text{In}_{0,08}\text{N}$ -Schicht hergestellt. Aufbauend auf dieser Grundstruktur erfolgt die Epitaxie einer 2 nm dicken GaN-Deckschicht unter verschiedenen Wachstumsbedingungen (Tabelle 5.5). Einmal wird, wie für den zweiten Prozesslauf, die Deckschicht unterbrechungsfrei bei konstanter Temperatur epitaxiert (I1). Bei einer weiteren Probe wird nach Wachstum der AlGaInN-Barriere die Substrattemperatur auf den für den Puffer verwendeten Wert von 730 °C erhöht (I2). Dies erfordert eine Wachstumsunterbrechung. Schließlich wird für zwei weitere Strukturen (I3 und I4) ein unterbrechungsfreies Wachstum mit kontinuierlicher Temperaturerhöhung während der GaN-Deckschicht erprobt. In allen Fällen erfolgt die Epitaxie der Deckschicht unter leicht galliumreichen Bedingungen. Bei Nutzung einer Wachstumssequenz mit Temperaturrampe für das Substrat wird die Temperatur der verwendeten Gallium-Quelle geeignet variiert,

um die metallreichen Wachstumsbedingungen auch bei zunehmender Gallium-Desorption zu gewährleisten.

Tabelle 5.5: Serie von Heterostrukturen mit bei 625 °C epitaxierter $\text{Al}_{0,38}\text{Ga}_{0,54}\text{In}_{0,08}\text{N}$ -Barriere und GaN-Deckschichten, die unter variierten Bedingungen gewachsen worden sind. Wenn eine Wachstumsunterbrechung (WU) zwischen Barriere und Deckschicht durchgeführt wird, ist dessen Dauer angegeben. $T_{\text{GaN},cap}$ bezeichnet die Wachstumstemperatur der GaN-Deckschicht, $\Delta T_{\text{GaN},cap}$ die Temperaturerhöhung während des Wachstums der Deckschicht.

| Probe | WU | $T_{\text{GaN},cap}$ (Beginn) | $\Delta T_{\text{GaN},cap}$ |
|-------|-------|-------------------------------|-----------------------------|
| I1 | - | 625 °C | - |
| I2 | 180 s | 730 °C | - |
| I3 | - | 625 °C | +60 °C |
| I4 | - | 625 °C | +30 °C |

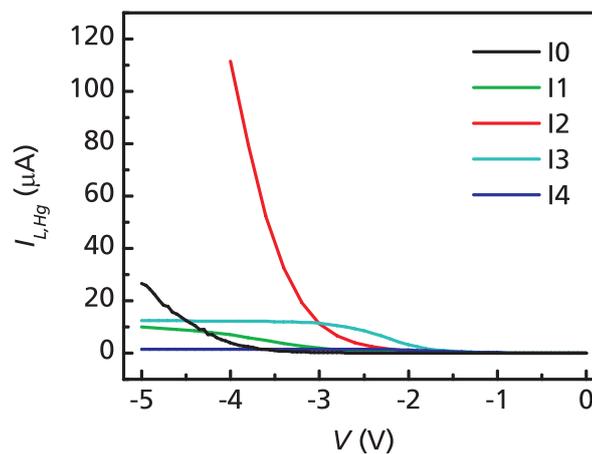


Abb. 5.15: Rückwärts-Leckströme am Quecksilber-Schottky-Kontakt. Neben den Proben I1–I4 sind auch die Daten für eine Referenzstruktur I0 mit ähnlich gewachsener AlGaInN-Barriere aber ohne GaN-Deckschicht dargestellt.

Hall-Messungen ergeben bei diesen Proben Ladungsträgerdichten um $1,4 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ und durchgehend Beweglichkeiten oberhalb von $1400 \text{ cm}^2/\text{Vs}$, was eine gute Qualität der Strukturen im Kanalbereich bestätigt. In Untersuchungen mit einem Quecksilber-Schottky-Kontakt werden jedoch deutliche Unterschiede beim Leckstrom sichtbar (Abb. 5.15). Probe I2 mit optimalen Wachstumsbedingungen für das GaN der Deckschicht aber mit Wachstumsunterbrechung zeigt vergleichsweise große Ströme in Sperrichtung. Von den Proben mit unterbrechungsfrei gewachsener GaN-Deckschicht zeigt I4 mit moderater Temperaturrampe die günstigsten Ergebnisse. Eine Wachstumssequenz ähnlich I4 wird daher in den entsprechenden Strukturen für den dritten Prozesslauf verwendet.

Auch bezüglich der Oberflächenmorphologie wirkt das Aufwachsen einer GaN-Deckschicht vorteilhaft. Zwar zeigen Heterostrukturen mit AlGaInN-Barriere unabhängig vom Aufwachsen einer Deckschicht grundsätzlich recht glatte Oberflächen mit einer Rauigkeit (Standardabweichung) von etwa 0,5–1 nm. Jedoch sind die atomaren Stufen in den MBE-typischen Spiralstrukturen bei Wafern mit GaN-Deckschicht deutlich besser definiert (Abb. 5.16). Ein ähnliches Phänomen ist auch bei AlGaIn/GaN-Strukturen zu beobachten. Eine mögliche Erklärung ist eine bessere Beständigkeit von GaN im Vergleich zur aluminiumhaltigen Barriere gegenüber Oxidation und anderen Umgebungseinflüssen. In diesem Zusammenhang wären *in-Situ*-Untersuchungen einer AlGaInN-Oberfläche unmittelbar nach dem Wachstum aufschlussreich, die allerdings aus apparativen Gründen nicht zur Verfügung stehen.

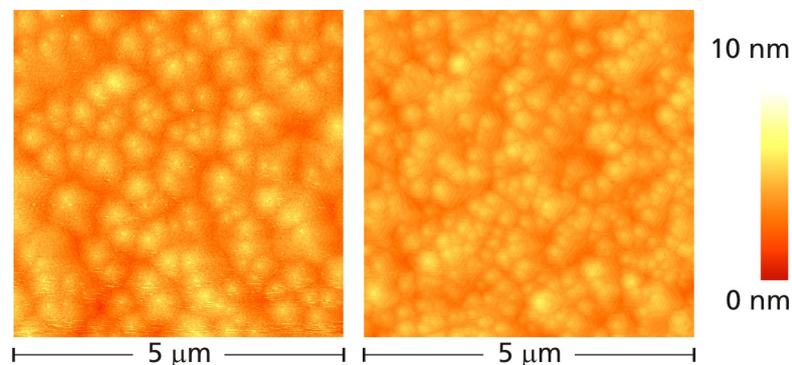


Abb. 5.16: AFM-Aufnahmen einer AlGaInN-Schicht mit 5,6 nm Dicke ohne GaN-Deckschicht (a) und einer 3,6 nm dicken AlGaInN-Schicht mit 2 nm dicker GaN-Deckschicht (b). Trotz vergleichbar kleiner Rauigkeit (Standardabweichung) von etwa 0,5 nm in beiden Fällen sind atomare Stufen auf der Heterostruktur mit Deckschicht deutlich besser definiert.

Anhand der Ergebnisse aus den hier beschriebenen Vorversuchen kann das Aufwachsen einer GaN-Deckschicht als effektive Maßnahme zur Reduktion von Rückwärts-Leckströmen an Schottky-Kontakten und zur Verbesserung der Oberflächenmorphologie bei HFET-Strukturen mit AlGaInN-Barriere identifiziert werden. Nachdem für den zweiten Prozessdurchlauf wie unten beschrieben erste erfolgreiche Versuche mit GaN-Deckschichten in entsprechenden Bauelementen durchgeführt worden sind, kann die weitere Optimierung der Wachstumssequenz der Deckschicht im dritten Prozesslauf implementiert werden.

5.2.2 Wachstum und Prozessfolge

Mit dem Ziel der Verbesserung des Durchbruchverhaltens ist eine Serie von Wafern (Tabelle 5.6) für einen zweiten Prozessdurchlauf gewachsen worden. Gegenüber den Strukturen Q1.1–Q1.3 wird dabei die Wachstumstemperatur der AlGaInN-Barriere auf

600 °C erhöht. Die nominelle Zusammensetzung des quaternären Materials aus Messungen an Teststrukturen mit dickerer AlGaInN-Schicht ist $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$. Außerdem wird einer der drei Wafer mit einer GaN-Deckschicht ausgestattet, der ohne Wachstumsunterbrechung unmittelbar nach der Barriere bei konstanter Temperatur epitaxialisiert wird. Das Wachstum der weiteren Komponenten der Heterostrukturen erfolgt äquivalent zu den Wafern Q1.1–Q1.3.

Tabelle 5.6: Wafer mit quaternärer Barriere für den zweiten Prozessdurchlauf. Für die AlGaInN-Barriere wird eine Wachstumstemperatur von 600 °C verwendet. Die Schichten sind gemäß ihrer Abfolge von der Oberfläche zum Substrat aufgeführt.

| | Q2.1 | Q2.2 | Q2.3 |
|--------------------|--|--|--|
| Deckschicht | - - | - - | GaN 2 nm |
| Barriere | $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ 5,6 nm | $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ 3,6 nm | $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ 3,6 nm |
| Abstandshalter | AlN/GaN/AlN 0,8/1,1/0,8 nm | AlN/GaN/AlN 0,8/1,1/0,8 nm | AlN/GaN/AlN 0,8/1,1/0,8 nm |
| Puffer | GaN | GaN | GaN |
| Nukleationsschicht | AlN | AlN | AlN |
| Substrat | 4H-SiC | 4H-SiC | 4H-SiC |
| Wachstumsverfahren | MBE | MBE | MBE |

Die Wahl der Schichtdicken ermöglicht einerseits einen Vergleich zwischen Q2.1 und Q2.3 bei gleicher Gesamtdicke von Barriere und Deckschicht und andererseits eine Gegenüberstellung von Q2.2 und Q2.3 mit jeweils gleicher AlGaInN-Dicke.

Auf Basis von weiteren Versuchsreihen sind schließlich für einen dritten Prozessdurchlauf modifizierte Wachstumsbedingungen implementiert worden (Tabelle 5.7). Diese beinhalten eine bei 625 °C epitaxialisierte AlGaInN-Barriere und eine unterbrechungsfrei nach der Barriere gewachsene GaN-Deckschicht, für die die Substrattemperatur während des Wachstums von 625 °C kontinuierlich um 30 °C erhöht wird. Die Zusammensetzung des quaternären Materials wird auch hier durch Messungen an nominell vergleichbar gewachsenen Teststrukturen bestimmt. Der dritte Prozesslauf umfasst außerdem auch einen Wafer mit einfacher AlN-Zwischenschicht, um einen Vergleich zwischen einem einschichtigen und einem dreischichtigen Abstandshalter auf Bauelementebene durchführen zu können. Dieser Aspekt wird in Abschnitt 5.3 näher behandelt. Im vorliegenden Abschnitt liegt der Schwerpunkt auf Wafer Q3.2. Die Grundstruktur aus Substrat, Nukleationsschicht und Puffer entspricht den Wafern aus den ersten beiden Prozessdurchläufen.

Tabelle 5.7: Wafer mit quaternärer Barriere für den dritten Prozessdurchlauf. Für die AlGaInN-Barriere wird eine Wachstumstemperatur von 625 °C verwendet. Die Schichten sind gemäß ihrer Abfolge von der Oberfläche zum Substrat aufgeführt.

| | Q3.1 | Q3.2 |
|--------------------|--|--|
| Deckschicht | GaN 2 nm | GaN 2 nm |
| Barriere | $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ 4 nm | $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ 4 nm |
| Abstandshalter | AlN 1,1 nm | AlN/GaN/AlN 0,7/1,1/0,7 nm |
| Puffer | GaN | GaN |
| Nukleationsschicht | AlN | AlN |
| Substrat | 4H-SiC | 4H-SiC |
| Wachstumsverfahren | MBE | MBE |

Tabelle 5.8: Verschiedene Typen von Bauelementen aus dem zweiten und dem dritten Prozesslauf. Die gesamte Transistorweite W_G ergibt sich als Produkt aus der Weite pro Finger und der Anzahl an Fingern.

| Bauelementtyp | Weite pro Finger | Anzahl Finger | L_{GS} | L_{GD} |
|---------------|-------------------|---------------|-----------------|-------------------|
| 2A | 50 μm | 1 | 1 μm | 3,5 μm |
| 2B | 50 μm | 2 | 1 μm | 3,5 μm |
| 2C | 250 μm | 2 | 1 μm | 3,5 μm |

Für den zweiten und dritten Prozessdurchlauf wird gegenüber dem ersten Durchlauf ein leicht modifizierter Maskensatz eingesetzt. Dies ermöglicht unter anderem die Herstellung von Verstärkerschaltungen zusätzlich zu den einzelnen Bauelementen, worauf in Abschnitt 5.5 kurz eingegangen wird. Außerdem wird zur lateralen Isolation der Transistoren eine Ionenimplantation anstelle einer Mesa-Ätzung durchgeführt. Ansonsten entspricht der Ablauf der Prozessschritte dem Vorgehen im ersten Durchlauf. Eine Übersicht der untersuchten Bauelementtypen ist in Tabelle 5.8 gegeben.

5.2.3 Reduktion der Leckströme von Bauelementen

Bezüglich des Durchbruchverhaltens tragen sowohl die modifizierten Wachstumsbedingungen für die AlGaInN-Barriere als auch die zusätzliche GaN-Deckschicht zu deutlichen Verbesserungen bei (Tabelle 5.9). Gegenüber den HFETs mit AlGaInN-Barriere aus dem ersten Prozesslauf (Tabelle 5.4) führt eine Erhöhung der Wachstumstemperatur für das quaternäre Material auf 600 °C insbesondere zu einer deutlich besseren Durchbruchfestigkeit des Gate-Kontakts in Sperrichtung ($V_{GS,max}$, $V_{GD,max}$). Dies wird im Vergleich zwischen dem Wafer Q2.1 einerseits und den Wafern Q1.2 und Q1.3 andererseits deutlich, da diese drei Strukturen nominell gleiche Schichtdicken aufweisen. Das Aufwachsen einer GaN-Deckschicht ermöglicht noch höhere Durchbruchspannungen und kleinere Leckströme. Dies ergibt sich aus dem Vergleich von Wafer Q2.3 gegenüber Q2.1 mit gleicher Gesamtdicke von Barriere und Deckschicht und gegenüber Q2.2 mit gleicher Dicke der AlGaInN-Schicht. Es ist anzumerken, dass Wafer Q2.2 trotz kleinerer Barrierendicke ein besseres Durchbruchverhalten als Q2.1 zeigt. Ursachen hierfür könnten möglicherweise in einer besseren Materialqualität der AlGaInN-Schicht zu Beginn des Wachstums oder in Variationen der Materialqualität liegen. Eine weitere Erhöhung der Wachstumstemperatur der Barriere auf 625 °C in Kombination mit einer optimierten GaN-Deckschicht in der Struktur Q3.2 ermöglicht bei allen Messungen das Erreichen der voreingestellten Spannungsbegrenzung von 50 V, ohne einen Leckstrom von 1 mA/mm zu überschreiten. Beim minimalen Leckstrom zeigt diese Struktur sogar einen noch kleineren Wert als die entsprechenden AlGaInN/GaN-Bauelemente.

Das verbesserte Durchbruchverhalten gegenüber dem ersten Prozessdurchlauf zeigt sich auch anhand der Gleichstromcharakteristik der Bauelemente. In den AKF von Bauelementen des Typs 2B auf Q2.3 (Abb. 5.17) und Q3.2 ist auch bei größeren Drain-Source-Spannungen eine gute Abschnürung des Drain-Stromes erkennbar. Insbesondere im direkten Vergleich mit Wafer Q1.1, auf dem im ersten Prozesslauf das beste Abschnürverhalten von den Strukturen mit quaternärer Barriere festzustellen gewesen ist,

Tabelle 5.9: Mittelwerte der Durchbruchspannungen und Leckströme von Bauelementen des Typs 2A aus den zweiten und dritten Prozessläufen mit $L_G = 250$ nm. Die Definition der angegebenen Größen findet sich in Tabelle 5.4.

| | Q2.1 | Q2.2 | Q2.3 | Q3.2 |
|---------------------------|------|------|------|------|
| $V_{GS,max}$ (V) | 15,8 | 25,5 | 38,3 | >50 |
| $V_{GD,max}$ (V) | 15,9 | 26,2 | 40,9 | >50 |
| $V_{DS,max}$ (V) | 18,0 | 21,2 | >50 | >50 |
| $I_{D,min}$ (μ A/mm) | 91,5 | 81,6 | 18,1 | 1,4 |

werden die Vorteile der angepassten Wachstumsbedingungen und Schichtfolgen deutlich. Während auf Q1.1 auch bei sehr negativen Gate-Source-Spannungen keine ideale Abschnürung erzielt werden kann, ist bei Q2.3 unterhalb der Schwellenspannung der gemessene Leckstrom nicht mehr vom Rauschen unterscheidbar (Abb. 5.18).

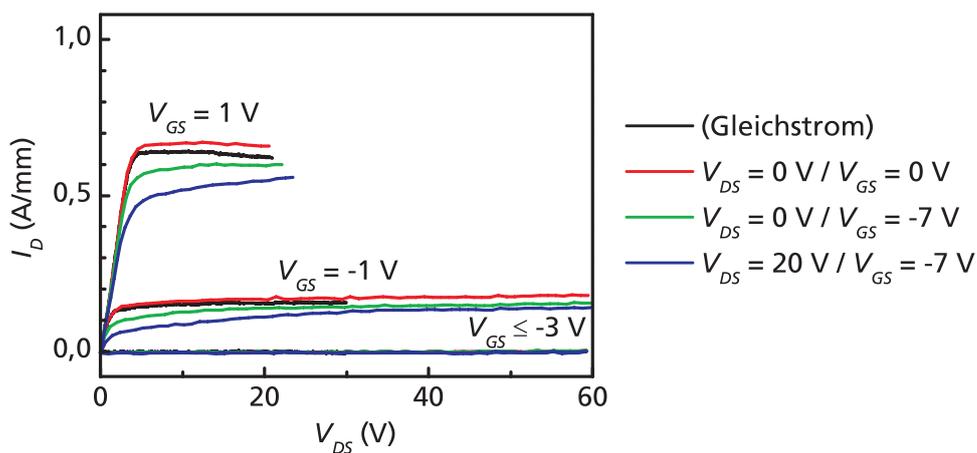


Abb. 5.17: AKF von Bauelementen des Typs 2B mit $L_G = 250$ nm auf Q2.3. Die Gleichstrommessungen sind zur Vermeidung von übermäßiger Aufheizung nur bei begrenzter Leistung durchgeführt worden. Die Legende beschreibt den Ausgangszustand der Pulsmessungen, die mit einer Pulsdauer von 1μ s und einem Füllfaktor von 0,1 % durchgeführt werden.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass mit dem verbesserten Wachstum des Barrierenmaterials und der zusätzlichen Deckschicht das Durchbruchverhalten der AlGaInN-Barrieren-HFETs signifikant verbessert werden kann. Der Trend von sinkenden Leckströmen an Quecksilber-Kontakten auf unprozessierten Wafern mit steigender Wachstumstemperatur des quaternären Materials kann dabei auch bei den Ni/Au-basierten Gate-Kontakten prozessierter Bauelemente bestätigt werden.

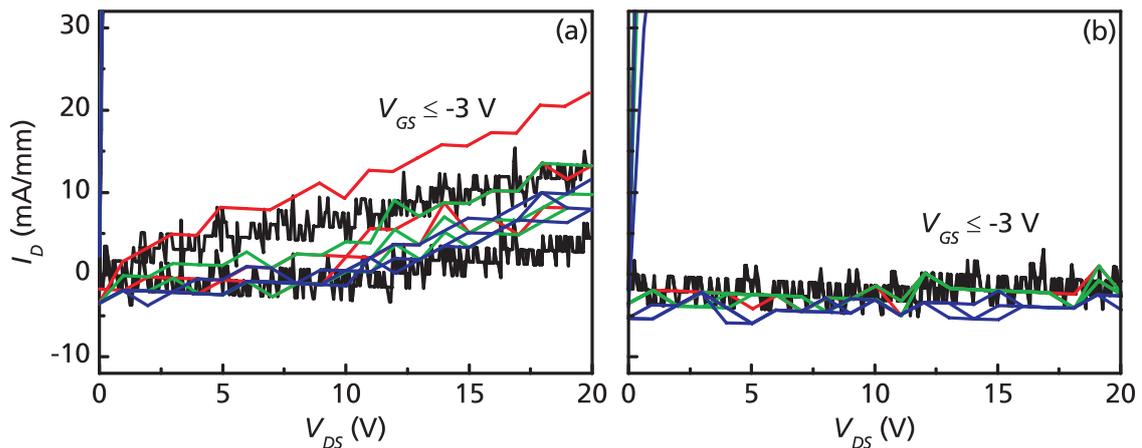


Abb. 5.18: Ausschnitt des AKFs von Bauelementen mit $L_G = 250$ nm auf Q1.1 (Typ 1B) (a) und Q2.3 (Typ 2B) (b). Bei Q1.1 (Vergrößerung aus Abb. 5.6) ist auch bei $V_{GS} = -5$ V nur eine unvollständige Abschnürung gegeben. Dahingegen ist bei Q2.3 der gemessene Leckstrom im abgeschnürten Zustand nicht vom Rauschen unterscheidbar.

5.2.4 Weitere Ergebnisse und Bauelementeigenschaften

5.2.4.1 Messungen an Teststrukturen

Messungen an TLM-Strukturen dienen zur Bestimmung des Schichtwiderstands und des ohmschen Kontaktwiderstands auf den untersuchten Wafern. Für die Strukturen Q2.1–Q2.3 werden vergleichsweise höhere Schichtwiderstände im Bereich $300\text{--}350 \Omega/\square$ ermittelt (Abb. 5.19). Bei Q3.2 wird mit etwa $230 \Omega/\square$ ein zu den Wafern des ersten Prozesslaufs vergleichbar niedriger Schichtwiderstand erreicht. Überraschend hohe Werte werden für die Kontaktwiderstände gemessen (Abb. 5.20). Insbesondere die Wafer Q2.1 und Q2.3 zeigen sehr hohe Kontaktwiderstände über $1 \Omega/\text{mm}$. Dies lässt auf deutliche Nichtidealitäten des Materials oder in der Prozessierung schließen, die mit den zur Verfügung stehenden Charakterisierungsverfahren jedoch nicht identifiziert werden können. Die hohen Kontaktwiderstände lassen in jedem Fall eine Beeinträchtigung der Steilheit (Gleichung 2.43) und somit der Hochfrequenzeigenschaften (Gleichung 2.41) erwarten.

Dahingegen kann beim Isolationswiderstand eine erhebliche Verbesserung um etwa zwei Größenordnungen gegenüber dem ersten Prozesslauf erzielt werden (Abb. 5.21). Der Nachweis der Funktionsfähigkeit der Ionenimplantation zur lateralen Isolation bei den AlGaInN-Barrieren-Strukturen kann somit gegeben werden. Die Vorteile der Implantation gegenüber der Mesa-Ätzung sind konsistent mit Beobachtungen an früheren AlGaInN/GaN-HFETs.

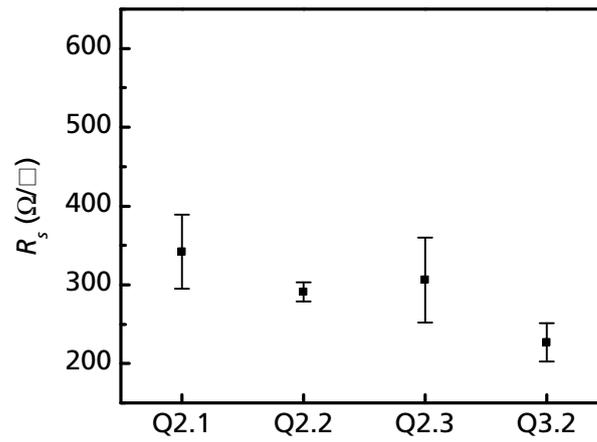


Abb. 5.19: Schichtwiderstand aus Messungen an TLM-Strukturen.

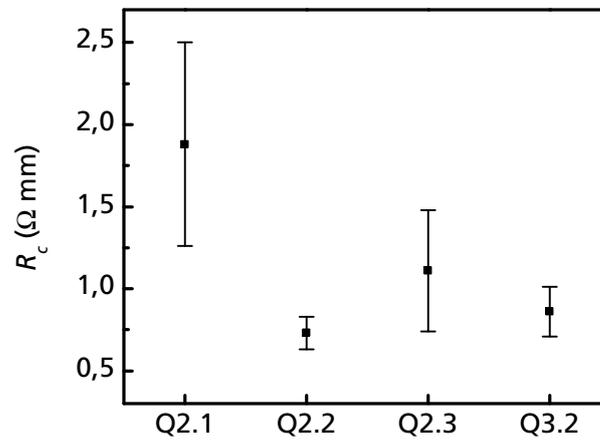


Abb. 5.20: Widerstand von Ohm-Kontakten aus Messungen an TLM-Strukturen.

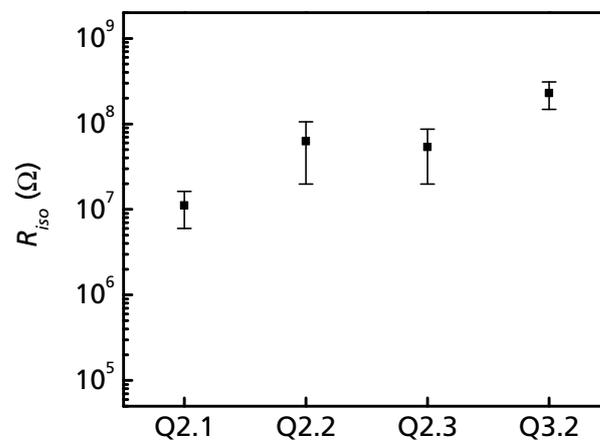


Abb. 5.21: Isolationswiderstand zwischen Testkontakten bei 60V.

5.2.4.2 Gleichstromdaten

Die maximale Steilheit der Bauelemente zeigt erwartungsgemäß eine deutliche negative Korrelation mit dem Kontaktwiderstand. HFETs auf Q2.2 erreichen durch die sehr dünne Barriere mit 3,6 nm Dicke und die im Vergleich zu den anderen betrachteten Strukturen geringeren Kontaktwiderstands im Mittel eine hohe maximale Steilheit von etwa 530 mS/mm. Ansonsten erreichen HFETs auf Q2.3 und Q3.2 mit etwa 400–500 mS/mm noch gute, aber nicht so hohe Werte wie die Transistoren im ersten Prozessdurchlauf (Abb. 5.22). Bei Wafer Q2.1 lassen die Ergebnisse auf deutliche Fehler im Material oder im Prozess schließen. Bei der Sättigungsstromdichte (Abb. 5.23) werden im Mittel typischerweise Werte von 1,4–1,6 A/mm erreicht, abgesehen von den deutlich beeinträchtigten Bauelementen auf Q2.1. Die gegenüber dem ersten Prozesslauf etwas geringeren Werte sind in guter Näherung konsistent mit den tendenziell höheren Schichtwiderständen im zweiten und dritten Prozesslauf.

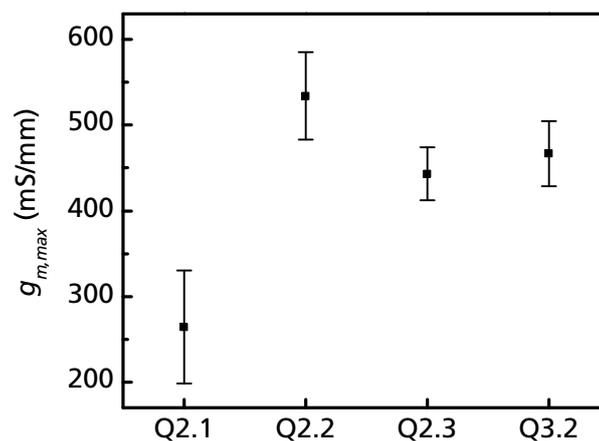


Abb. 5.22: Steilheit von Bauelementen des Typs 2A mit $L_G = 250$ nm gemessen bei $V_{DS} = 7$ V.

Zu den Gleichstrommessungen lässt sich zusammenfassend feststellen, dass die hier betrachteten HFETs mit AlGaInN-Barriere im Vergleich zu typischen AlGaIn/GaN-Referenzen (Abschnitt 5.1) insgesamt gute maximale Steilheiten und Sättigungsstromdichten aufweisen. Dennoch liegt offensichtlich eine signifikante Beeinträchtigung der Bauelementeigenschaften durch die relativ hohen Kontaktwiderstände vor.

5.2.4.3 Hochfrequenzeigenschaften

Kleinsignalmessungen bei $V_{DS} = 7$ V und V_{GS} am Wert der maximalen Steilheit dienen zur Bestimmung der Grenzfrequenzen. Für f_T zeigen sich relativ geringe Werte um 30 GHz (Abb. 5.24). Hier muss ebenfalls ein nachteiliger Einfluss der hohen Kontaktwiderstände

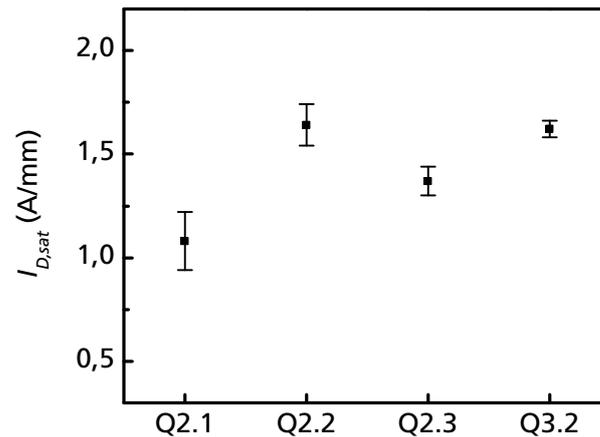


Abb. 5.23: Sättigungsstromdichte von Bauelementen des Typs 2A mit $L_G = 250$ nm ermittelt bei $V_{DS} = 7$ V und $V_{GS} = 4$ V.

festgestellt werden. Eine unmittelbare Korrelation zwischen den maximalen Steilheiten und den Transitfrequenzen zwischen den verschiedenen Wafern ist nicht zu erkennen. Dies deutet nach Gleichung 2.41 auf Variationen der parasitären Kapazitäten am Gate hin. Für f_{max} werden vergleichsweise höhere Werte erreicht (Abb. 5.25). Insbesondere auf Q3.2 erreichen einige Bauelemente maximale Oszillationsfrequenzen von über 90 GHz.

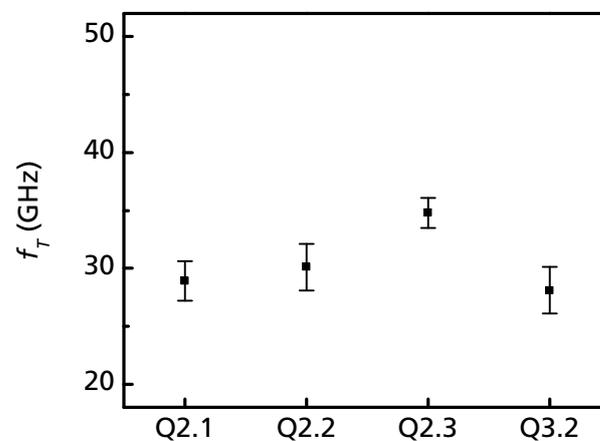


Abb. 5.24: Transitfrequenz von Bauelementen des Typs 2B mit $L_G = 250$ nm. Die Messungen sind bei $V_{DS} = 7$ V und einer für den jeweiligen Wafer optimierten Gate-Source-Spannung erfolgt.

Leistungsmessungen bei 10 GHz an Bauelementen des Typs 2C mit $L_G = 250$ nm aus dem zweiten und dem dritten Prozesslauf zeigen bei niedriger Spannung von $V_{DS} = 10$ V im Vergleich zu den entsprechenden Bauelementen des ersten Prozesslaufs moderate Ergebnisse (Abb. 5.26). Dies kann ebenfalls durch die hohen Kontaktwiderstände und die daraus folgenden Beeinträchtigungen in der Steilheit, in den Grenzfrequenzen und schließlich in der Verstärkung erklärt werden. Dahingegen sind bei einer erhöhten Spannung von

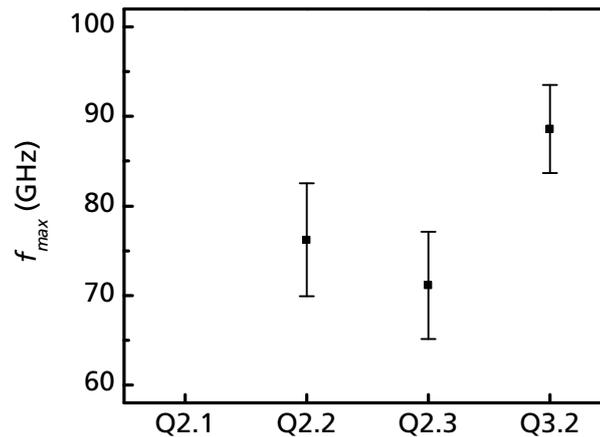


Abb. 5.25: Maximale Oszillationsfrequenz von Bauelementen des Typs 2B mit $L_G = 250$ nm. Die Messungen sind bei $V_{DS} = 7$ V und einer für den jeweiligen Wafer optimierten Gate-Source-Spannung erfolgt. Für Wafer Q2.1 ist aufgrund uneinheitlicher Messdaten keine Bestimmung von f_{max} möglich gewesen.

$V_{DS} = 30$ V bessere Ergebnisse als im ersten Prozesslauf zu beobachten (Abb. 5.26). Die erreichte maximale Ausgangsleistung beträgt über 2,6 W, was bei einer Bauelementweite von $W_G = 2 \times 250 \mu\text{m}$ einer dem ersten Prozesslauf vergleichbaren Leistungsdichte von etwa 5,3 W/mm entspricht. Die PAE kann dabei von 31 % (Abb. 5.14) auf 43 % gesteigert werden. Auch die Großsignalverstärkung bei 18 dBm Eingangsleistung nimmt leicht auf 11,8 dB zu.

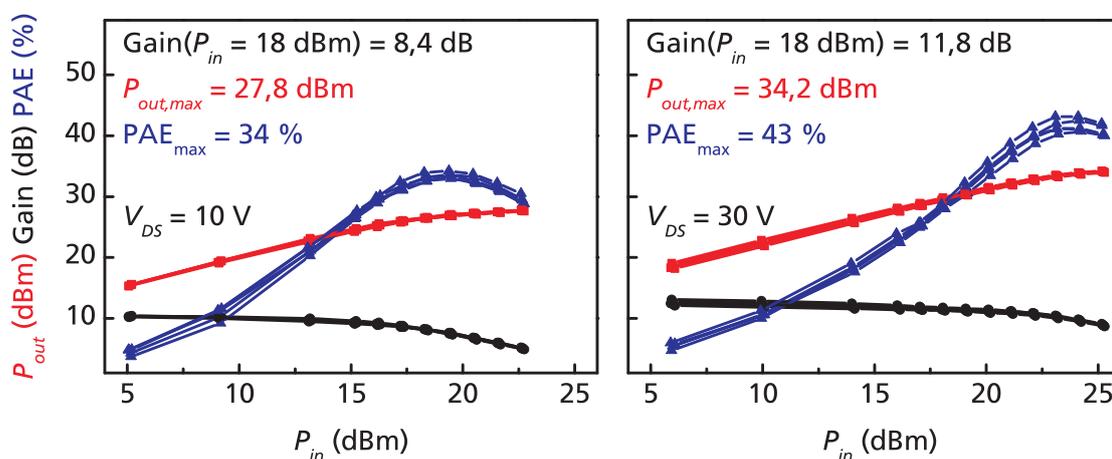


Abb. 5.26: Leistungsmessungen bei 10 GHz an fünf Bauelementen des Typs 2C mit $L_G = 250$ nm auf Q3.2. Die erreichte maximale Ausgangsleistung entspricht einer Leistungsdichte von 5,3 W/mm.

Anhand der oben beschriebenen Messdaten kann der erhöhte Wirkungsgrad dem verbesserten Durchbruchverhalten und den entsprechend kleineren Leckströmen zugeschrieben werden. Trotz der etwas schlechteren Leistungsdaten im Gleichstrom- und Kleinsignalbetrieb kann so ein günstigeres Großsignalverhalten erreicht werden.

5.2.5 Diskussion und Fazit

Die Untersuchungen an prozessierten Bauelementen zeigen eindeutig, dass durch Optimierung der Wachstumsbedingungen der AlGaInN-Barriere und durch das Hinzufügen einer geeignet epitaxierten GaN-Deckschicht das Durchbruchverhalten der entsprechenden HFETs deutlich verbessert werden kann. Bei einer Wachstumstemperatur von 625 °C für das quaternäre Material und einer unterbrechungsfrei epitaxierten Deckschicht werden Durchbruchspannungen über 50 V erreicht. Somit ist ein Konzept erarbeitet worden, um einen bedeutenden Nachteil der Transistoren aus dem ersten Prozessdurchlauf eliminieren zu können.

Gleichzeitig sind jedoch insbesondere im zweiten und in geringerem Ausmaß auch im dritten Prozesslauf unerwartete Probleme mit vergleichsweise hohen ohmschen Kontaktwiderständen aufgetreten. Diese können für die Beeinträchtigung von wichtigen Transistoreigenschaften wie der Steilheit und der Grenzfrequenzen im Vergleich zum ersten Prozesslauf verantwortlich gemacht werden. Es ist wichtig anzumerken, dass ein direkter Zusammenhang zwischen den erhöhten ohmschen Kontaktwiderständen und dem besseren Durchbruchverhalten nicht anzunehmen ist, da die regulären Drain-Ströme in der gleichen Größenordnung, die Leckströme am Gate jedoch um bis über Faktor 100 unter den Werten verglichen mit dem ersten Prozesslauf liegen. Außerdem werden an Teststrukturen, die unter vergleichbaren Wachstumsbedingungen wie die Wafer des dritten Prozesslaufs epitaxiert worden sind, auch deutlich niedrigere Kontaktwiderstände (Unterabschnitt 5.3.1) gemessen. Insgesamt sind daher Schwankungen in bestimmten Materialeigenschaften und daraus resultierende Unterschiede bei der Einlegierung und Ausbildung der Ohm-Kontakte als Ursache für die großen Unterschiede im Kontaktwiderstand zu vermuten. Charakterisierungsverfahren mit hoher Ortsauflösung, beispielsweise TEM und verwandte Methoden, könnten diesbezüglich Aufschluss geben, stehen aber aus zeitlichen Gründen nicht zur Verfügung.

Bei Betrachtung der Leistungsmessungen zeigen sich wie oben beschrieben bei höheren Betriebsspannungen Vorteile der Bauelemente mit besserem Durchbruchverhalten, obwohl diese eigentlich niedrigere Steilheiten und Grenzfrequenzen als die HFETs aus dem ersten Prozesslauf aufweisen. Dies ist ein gewichtiges Argument für die Nutzung von GaN-Deckschichten in Heterostrukturen mit AlGaInN-Barriere. Der Nachteil eines größeren Gate-zu-Kanal-Abstands und somit verringerter Steilheit wird im betrachteten Fall durch das verbesserte Durchbruchverhalten bezüglich der Großsignaleigenschaften mehr als kompensiert.

Als entscheidende Herausforderung für zukünftige Arbeiten sind eine homogenere Materialqualität und die Verbesserung der Reproduzierbarkeit der Heterostrukturen mit AlGaInN-Barriere zu nennen. Neben weiteren Optimierungen der Wachstumssequenz werden in diesem Zusammenhang vermutlich auch technische Verbesserungen der Wachstumskontrolle, beispielsweise bezüglich der Einstellung und der Homogenität der Substrattemperatur, von Bedeutung sein.

5.3 Einfluss des Abstandshalters

Wie bereits in Kapitel 3 beschrieben worden ist, kommt in dieser Arbeit ein dreischichtiger AlN/GaN/AlN-Abstandshalter zwischen GaN-Kanal und AlGaInN-Barriere zum Einsatz. Da sich in der Literatur bisher keine Berichte zu derartigen Strukturen finden, sollen in diesem Abschnitt Heterostrukturen mit dem Dreischicht-Abstandshalter und solche mit einfacher AlN-Zwischenschicht verglichen werden (Abb. 5.27). Dabei sind sowohl Teststrukturen als auch prozessierte Bauelemente Gegenstand der Untersuchungen. Strukturen ohne Abstandshalter werden hier aufgrund signifikanter Nachteile bezüglich der Ladungsträgerbeweglichkeit, wie sich in Vorversuchen herausstellte, nicht betrachtet.

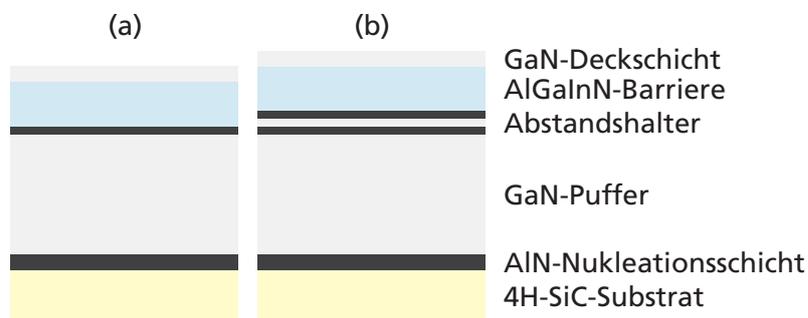


Abb. 5.27: Schematische Darstellung (nicht maßstabsgerecht) der epitaktischen Schichtfolge mit einfacher AlN-Zwischenschicht (a) und mit AlN/GaN/AlN-Abstandshalter (b).

5.3.1 Messungen an Teststrukturen und Bauelementen

Zum Vergleich der Transporteigenschaften sind auf GaN/Saphir-Quasisubstraten Teststrukturen bestehend aus einem GaN-Puffer, einem Abstandshalter, einer 4 nm dicken $\text{Al}_{0,38}\text{Ga}_{0,54}\text{In}_{0,08}\text{N}$ -Barriere und einer GaN-Deckschicht von 2 nm Dicke hergestellt worden. Das Wachstum der beiden untersuchten Strukturen erfolgt nominell gleich, bis auf den Abstandshalter, der einmal als 1,1 nm dicke AlN-Schicht und einmal als 0,7/1,1/0,7 nm

dicker AlN/GaN/AlN-Schichtstapel ausgeführt wird. Ergebnisse aus Hall-Messungen sind in Tabelle 5.10 dargestellt.

Tabelle 5.10: Ergebnisse aus Hall-Messungen an Heterostrukturen mit verschiedenen Abstandshaltern. Weitere Details zu den Schichtstrukturen sind im Text beschrieben.

| Probe | Abstandshalter | R_s (Ω/\square) | n_s (cm^{-2}) | μ (cm^2/Vs) |
|-------|----------------|----------------------------|----------------------------|-----------------------------------|
| J1 | AlN | 446 | $1,4 \cdot 10^{13}$ | 1000 |
| J2 | AlN/GaN/AlN | 304 | $1,4 \cdot 10^{13}$ | 1480 |

Die Werte zeigen einen eindeutigen Vorteil bezüglich der Elektronenbeweglichkeit für die Struktur mit dreischichtigem Abstandshalter gegenüber der Struktur mit einfacher AlN-Zwischenschicht. Dies kann durch den größeren Abstand der AlGaInN-Barriere zum 2DEG im GaN-Kanal und den entsprechend geringeren Einfluss durch Legierungsstreuung und Defekte in der Barriere bei Einsatz des AlN/GaN/AlN-Stapels erklärt werden.

In einem nächsten Schritt sind ihm Rahmen von Testserien für Ohm-Kontakte auf zwei weiteren Wafern TLM-Strukturen prozessiert worden. Hierbei werden Ti/Al/Ni/Au-basierte Schichtfolgen wie bei Source- und Drain-Kontakten von Transistoren aufgedampft und einlegiert. Die epitaktischen Strukturen entsprechen dabei denen von J1/J2, wobei jedoch GaN/SiC-Quasisubstrate verwendet werden. Hierdurch sind möglichst ähnliche thermische Verhältnisse beim Einlegieren der Kontakte wie bei Wafern zur Prozessierung von Bauelementen gegeben, da letztere in dieser Arbeit stets auf SiC gewachsen werden. Die Ergebnisse aus Messungen an den TLM-Strukturen zeigt Tabelle 5.11. Hall-Messungen erfolgen nicht, weil die dafür erforderliche Gravur generell die Gefahr eines Waferbruchs während der Prozessierung deutlich erhöht.

Tabelle 5.11: Ergebnisse aus TLM-Messungen an Heterostrukturen mit verschiedenen Abstandshaltern und ansonsten gleicher Wachstumssequenz. Für jeden Wafer sind die Mittelwerte und die Standardabweichung von Schicht- und Kontaktwiderstand angegeben.

| Probe | Abstandshalter | R_s (Ω/\square) | R_c ($\Omega \text{ mm}$) |
|-------|----------------|----------------------------|-------------------------------|
| K1 | AlN | 494 ± 23 | $1,17 \pm 0,08$ |
| K2 | AlN/GaN/AlN | 317 ± 21 | $0,32 \pm 0,04$ |

Beim Schichtwiderstand R_s ist auch bei den Wafern K1/K2 ein deutlich niedrigerer Wert für die Struktur mit AlN/GaN/AlN-Abstandshalter festzustellen. Durch Vergleich mit den Werten bei den Strukturen J1/J2 (Tabelle 5.10) kann auf eine entsprechend höhere Beweglichkeit bei K2 gegenüber K1 geschlossen werden. Der ohmsche Kontaktwi-

derstand R_c ist für K2 signifikant niedriger, was ein weiteres Argument für den Einsatz eines dreischichtigen Abstandshalters darstellt. Es ist anzumerken, dass ein niedrigerer Kontaktwiderstand nicht notwendigerweise für die Struktur mit 0,7/1,1/0,7 nm dickem AlN/GaN/AlN-Stapel zu erwarten gewesen ist, da man bei einer einzelnen 1,1 nm dicken AlN-Schicht eigentlich ein geringeres Hindernis für den Diffusions- und Legiervorgang bei der Herstellung der Ohm-Kontakte annehmen würde. Die Unterschiede im Kontaktwiderstand bei K1 und K2 deuten daher auf Variationen in der Materialqualität zwischen den beiden Wafern hin. Möglicherweise ermöglicht die Dreischichtstruktur eine verbesserte strukturelle Qualität der Barriere, die sich dann entsprechend auf die Kontaktwiderstände auswirkt.

Nach diesen Vorversuchen mit Teststrukturen sind schließlich aus Wafern mit beiden Varianten für den Abstandshalter Bauelemente prozessiert worden. Einzelheiten zur Schichtfolge dieser Strukturen Q3.1 und Q3.2 sind oben in Tabelle 5.7 aufgeführt. Tabelle 5.12 zeigt Ergebnisse aus Messungen an Teststrukturen und Bauelementen auf diesen Wafern.

Tabelle 5.12: Eigenschaften von Teststrukturen und Bauelementen des Typs 2A (Tabelle 5.8) mit 250 nm Gate-Länge auf Q3.1 und Q3.2 mit verschiedenen Abstandshaltern und ansonsten gleicher Wachstumssequenz. Die Messbedingungen entsprechen der Beschreibung zu den Abbildungen 5.21, 5.22 und 5.23. Es sind jeweils Mittelwerte und Standardabweichungen angegeben.

| | Q3.1 | Q3.2 |
|-------------------------------|------------------|-----------------|
| Abstandshalter | AlN | AlN/GaN/AlN |
| R_s (Ω/\square) | 284 ± 47 | 227 ± 24 |
| R_c ($\Omega \text{ mm}$) | $24,02 \pm 4,34$ | $0,86 \pm 0,15$ |
| R_{iso} ($10^8 \Omega$) | $2,4 \pm 1,9$ | $2,3 \pm 0,8$ |
| $g_{m,max}$ (mS/mm) | 418 ± 14 | 467 ± 38 |
| $I_{D,sat}$ (A/mm) | $1,35 \pm 0,05$ | $1,62 \pm 0,04$ |

Untersuchungen an TLM-Strukturen bestätigen die bei K1/K2 festgestellte Tendenz, dass der dreischichtige Abstandshalter zu niedrigeren Schichtwiderständen und Kontaktwiderständen führt. Der ungewöhnlich hohe Kontaktwiderstand bei Q3.1 deutet auf größere Nichtidealitäten des Materials bei diesem Wafer hin.

Der Isolationswiderstand zeigt keine wesentliche Abhängigkeit vom Abstandshalter, da für diesen Wert hauptsächlich das Isolationsverfahren und die Eigenschaften des GaN-Puffers ausschlaggebend sind.

Bei den Gleichstromeigenschaften der Bauelemente sind sowohl bei der maximalen Steilheit als auch bei der Sättigungsstromdichte eindeutige Vorteile für die Struktur mit

dreischichtigem Abstandshalter festzustellen. Auf Q3.2 wird im Vergleich zu Q3.1 im Mittel eine etwa 12 % größere maximale Steilheit erreicht, obwohl bei der Struktur mit einfacher AlN-Schicht die Gesamtdicke aus Abstandshalter, Barriere und Deckschicht etwa 20 % dünner ist. Nach Gleichung 2.40 wäre bei ansonsten gleichen Eigenschaften für einen dünneren Abstandshalter eine größere Steilheit zu erwarten.

Konsistent mit den Ergebnissen aus den Vorversuchen bei J1/J2 und K1/K2 stellt sich somit auch auf Bauelementebene der Einsatz eines AlN/GaN/AlN-Abstandshalters als vorteilhaft gegenüber einer einfachen AlN-Zwischenschicht heraus.

5.3.2 Diskussion und Fazit

Der Vergleich zwischen Strukturen mit den beiden Varianten für den Abstandshalter zeigt, dass der AlN/GaN/AlN-Stapel mit einer Dicke von 2,5 nm erwartungsgemäß einen deutlich effektiveren Schutz des Kanals vor negativen Einflüssen durch die Barriere ermöglicht als eine 1,1 nm dicke AlN-Einzelschicht. Dickere AlN-Zwischenschichten haben in Vorversuchen konsistent mit der Literatur [45, 84] zu kleineren Beweglichkeiten geführt (Unterabschnitt 3.3.2) und sind daher nicht eingesetzt worden. Während mit dem dreischichtigen Abstandshalter Heterostrukturen mit Transporteigenschaften vergleichbar zu denen in AlGaIn/GaN-Strukturen realisiert worden sind (Kapitel 4), zeigen ansonsten gleich gewachsene Strukturen mit einfacher AlN-Zwischenschicht erhebliche Nachteile in der Beweglichkeit. Dies weist auf größere Nichtidealitäten im quaternären Barrierenmaterial als in konventionellen AlGaIn-Barrieren hin. In Kombination mit dem dreischichtigen Abstandshalter können dennoch Heterostrukturen mit sehr guten Transporteigenschaften hergestellt werden.

Ursprünglich ist erwartet worden, dass sowohl Ohm-Kontakten mit kleineren Widerständen als auch eine größere Steilheit durch einen kleineren Gate-zu-Kanal-Abstand mögliche Vorteile eines einschichtigen Abstandshalters darstellen. Gerade diese Punkte können experimentell jedoch nicht bestätigt werden, so dass im Rahmen der in dieser Arbeit erreichten Ergebnisse ein AlN/GaN/AlN-Abstandshalter für Transistoren mit nahezu gitterangepasster AlGaInN-Barriere als eindeutig bessere Option gegenüber einer AlN-Einzelschicht betrachtet werden kann.

5.4 Transistordesign und Hochfrequenzeigenschaften

Für die oben beschriebenen ersten drei Prozessdurchläufe ist ein technologisch bewährtes Bauelementdesign gewählt worden, um eine erfolgreiche Herstellung von funktionsfähigen Transistoren sicherzustellen. Allerdings ist das dort verwendete Design nicht primär für hohe Frequenzen über 20 GHz vorgesehen. Deshalb werden in diesem Abschnitt die Ergebnisse aus einem vierten Prozesslauf mit modifizierter Prozessführung vorgestellt. Dieser modifizierte, experimentelle Prozess [97] ermöglicht ein Transistordesign mit optimiertem Gate-Modul und reduzierten parasitären Kapazitäten, wodurch höhere Grenzfrequenzen zu erwarten sind. Deshalb ist eine Kombination dieses Prozesses mit den in den vorangehenden Abschnitten beschriebenen Heterostrukturen mit dünner AlGaInN-Barriere besonders interessant, da aufgrund des kleinen vertikalen Gate-zu-Kanal-Abstandes unerwünschte Kurzkanaleffekte einen nur geringen Einfluss haben und daher günstige Voraussetzungen für den Hochfrequenzbetrieb gegeben sein sollten.

5.4.1 Wachstum und modifizierter Prozess

Für den vierten Prozesslauf ist eine Struktur ähnlich Q3.2 ausgewählt worden. Diese beinhaltet eine bei 625 °C gewachsene AlGaInN-Barriere und eine unterbrechungsfrei mit 30 °C Temperaturrampe epitaxiierte GaN-Deckschicht. Die Zusammensetzung des quaternären Materials ist wie zuvor durch Messungen an nominell vergleichbar gewachsenen Teststrukturen mit dickerer AlGaInN-Schicht bestimmt worden. Weitere Details des Schichtaufbaus sind in Tabelle 5.13 aufgeführt.

Zur Herstellung der Bauelemente wird ein Prozess mit vollständig elektronenstrahlolithographisch definiertem Gate-Modul verwendet. Hierbei werden durch eine dreilagige Lackstruktur sowohl kurze Gate-Fuß-Längen von 100 nm als auch ein größerer Abstand des Gate-Kopfs vom Halbleiter ermöglicht. Außerdem sind im Vergleich zu den ersten drei Prozessläufen die Dicken der SiN_x-Passivierungsschicht auf der Halbleiteroberfläche und der nach Aufdampfen des Gate-Metalls abgeschiedenen SiN_x-Schutzschicht (Unterabschnitt 2.4.3) auf einen Bruchteil reduziert. Durch diese Maßnahmen werden die Dielektrizitätskonstante im Bereich des Gates und damit auch entsprechende parasitäre Kapazitäten deutlich gesenkt. Eine schematische Gegenüberstellung der beiden Varianten des Gate-Moduls ist in Abb. 5.28 dargestellt.

Für die laterale Isolation wird auch hier die Ionenimplantation eingesetzt. Ansonsten entspricht die Prozessführung dem in Unterabschnitt 2.4.3 beschriebenen Ablauf. Eine Übersicht der untersuchten Bauelementtypen ist in Tabelle 5.14 gegeben.

Tabelle 5.13: Wafer mit quaternärer Barriere für den vierten Prozessdurchlauf. Die Schichten sind gemäß ihrer Abfolge von der Oberfläche zum Substrat aufgeführt.

| Q4.1 | |
|--------------------|--|
| Deckschicht | GaN 2 nm |
| Barriere | $\text{Al}_{0,40}\text{Ga}_{0,53}\text{In}_{0,07}\text{N}$ 4 nm |
| Abstandshalter | AlN/GaN/AlN 0,7/1,1/0,7 nm |
| Puffer | GaN |
| Nukleationsschicht | AlN |
| Substrat | 4H-SiC |
| Wachstumsverfahren | MBE |

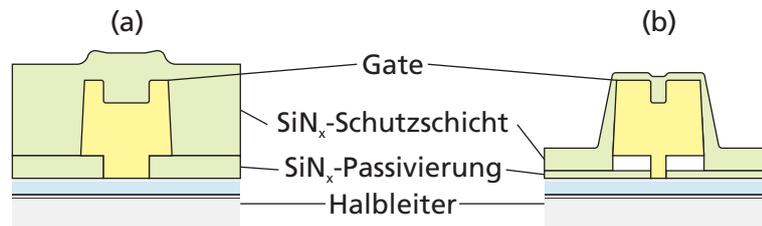


Abb. 5.28: Schematische Darstellung (nicht maßstabgerecht) des Aufbaus des Gate-Moduls in den ersten drei Prozessläufen (a) und im vierten Prozesslauf (b). Bei Variante (b) werden durch dünnere SiN_x-Schichten kleinere parasitäre Kapazitäten erreicht. Außerdem sind kurze Gates bis herunter auf 100 nm Länge möglich.

Tabelle 5.14: Verschiedene Typen von Bauelementen aus dem vierten Prozesslauf. Die gesamte Transistorweite W_G ergibt sich als Produkt aus der Weite pro Finger und der Anzahl an Fingern.

| Bauelementtyp | Weite pro Finger | Anzahl Finger | L_{GS} | L_{GD} |
|---------------|------------------|---------------|-------------------|-------------------|
| 4A | 20 μm | 1 | 0,7 μm | 0,7 μm |
| 4B | 25 μm | 2 | 0,7 μm | 0,7 μm |
| 4C | 50 μm | 2 | 0,7 μm | 0,7 μm |

5.4.2 Charakterisierung der Bauelemente

Ergebnisse aus Messungen an Teststrukturen und Bauelementen des Typs 4A mit 100 nm Gate-Länge sind in Tabelle 5.15 aufgelistet. Der Isolationswiderstand erreicht gute Werte von über $10^9 \Omega$. TLM-Messungen stehen aufgrund der Prozessführung zum Zeitpunkt der Erstellung dieser Arbeit noch nicht vor, so dass Kontaktwiderstände hier nicht verfügbar sind. Es werden moderate Werte für die maximale Steilheit erzielt. Der Sättigungsstrom ist vergleichbar mit den ähnlich gewachsenen Bauelementen auf Q3.2 aus dem dritten Prozesslauf.

Tabelle 5.15: Ergebnisse aus Gleichstrommessungen auf Q4.1 an Teststrukturen und Bauelementen des Typs 4A mit 100 nm Gate-Länge. Die Messbedingungen entsprechen den Beschreibungen zu den Abbildungen 5.21, 5.22 und 5.23 sowie zur Tabelle 5.4, wobei die Durchbruchmessungen mit einer Spannungsbegrenzung von 10 V durchgeführt worden sind. Es sind Mittelwerte und Standardabweichungen angegeben.

| Q4.1 | |
|-----------------------------|-----------------|
| R_{iso} ($10^9 \Omega$) | $3,0 \pm 1,4$ |
| $g_{m,max}$ (mS/mm) | 377 ± 11 |
| $I_{D,sat}$ (A/mm) | $1,64 \pm 0,05$ |
| $V_{GS,max}$ (V) | >10 |
| $V_{GD,max}$ (V) | >10 |
| $V_{DS,max}$ (V) | >10 |
| $I_{D,min}$ (μ A/mm) | $88,1 \pm 40,4$ |

Aufgrund der kleineren Abstände zwischen Source-, Gate- und Drain-Kontakten, der dünneren SiN_x -Schichten und der noch experimentellen Prozessführung sind Einschränkungen im Durchbruchverhalten zu erwarten gewesen. Die Messungen bestätigen diese Einschätzung, da im Vergleich zu der ähnlich epitaxiierten, aber konventionell prozessierten Struktur Q3.2 deutlich höhere Leckströme gemessen werden. Gegenüber den Transistoren aus dem ersten Prozesslauf (Tabelle 5.4) wurden jedoch günstigere Ergebnisse erzielt, was auf die in Abschnitt 5.2 diskutierten Verbesserungen im Wachstum zurückgeführt werden kann.

Im AKF (Abb. 5.29) zeigt sich ein gutes Ansprechen des Drain-Stromes auf die Gate-Source-Spannung. Konsistent mit den Durchbruchmessungen ist ein nichtideales Abschnürverhalten zu beobachten. Als positiver Aspekt treten nur geringe Dispersionseffekte auf, wie an den geringen Abweichungen zwischen Gleichstrom- und Pulsmessungen zu erkennen ist. Hieraus kann geschlossen werden, dass die verwendete dünne SiN_x -Schicht einen ausreichenden Passivierungseffekt bietet.

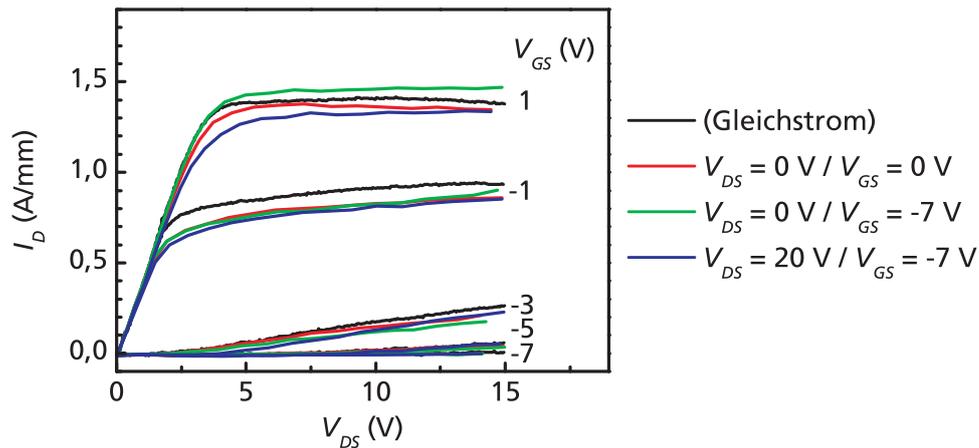


Abb. 5.29: AKF von Bauelementen des Typs 4B mit $L_G = 100$ nm auf Q4.1. Die Legende beschreibt den Ausgangszustand der Pulsmessungen, die mit einer Pulsdauer von $1 \mu\text{s}$ und einem Füllfaktor von 0,1 % durchgeführt worden sind.

Kleinsignalmessungen an Bauelementen des Typs 4C mit 100 nm Gate-Länge werden zur Ermittlung der Grenzfrequenzen für Strom- und Leistungsverstärkung durchgeführt. In Abb. 5.30 ist $|h_{21}|^2$ über der Messfrequenz aufgetragen, woraus die Transitfrequenz zu $f_T = 111$ GHz geschätzt werden kann. Die Messdaten sind durch parasitäre Effekte durch Zuleitungen zum Transistor beeinflusst, so dass der angegebene Wert für f_T bezüglich des eigentlichen Bauelements eine untere Grenze darstellt. Zur Ermittlung der maximalen Oszillationsfrequenz (Abb. 5.31) dient eine Auftragung von U in Abhängigkeit von der Messfrequenz, was einen Wert von $f_{max} = 132$ GHz ergibt. Ein alternatives Maß der Grenzfrequenz für Leistungsverstärkung wird auch anhand des maximalen verfügbaren Gewinns (*maximum available gain*, MAG [29]) bestimmt und lag mit f_{max} (MAG) = 130 GHz bei einem vergleichbaren Wert wie das definitionsgemäß ermittelte f_{max} .

Das Produkt $f_T \cdot L_G$ liegt mit $11,1$ GHz $\cdot\mu\text{m}$ bei Verkürzung der Gate-Länge um einen Faktor 2,5 bei vergleichbaren Werten wie bei den besten HFETs mit $L_G = 250$ nm aus den vorigen Prozessläufen. Somit kann eine effektive Skalierung der Transitfrequenz mit der Gate-Länge demonstriert werden. Die im Vergleich zur Transitfrequenz f_T nur geringfügig höhere Grenzfrequenz für Leistungsverstärkung f_{max} erklärt sich wahrscheinlich durch die relativ hohen Zuleitungswiderstände aufgrund der zum Zeitpunkt der Erstellung dieser Arbeit erst teilweise abgeschlossenen Prozessführung.

Leistungsmessungen auf Q4.1 können erst nach vollständiger Metallisierung der Zuleitungen erfolgen und liegen hier daher ebenfalls aufgrund der Prozessführung noch nicht vor. Anhand der oben beschriebenen Ergebnisse ist zu erwarten, dass hohe Betriebsfrequenzen bis über 30 GHz möglich sein könnten, da bei einem Drittel der Transitfrequenz noch

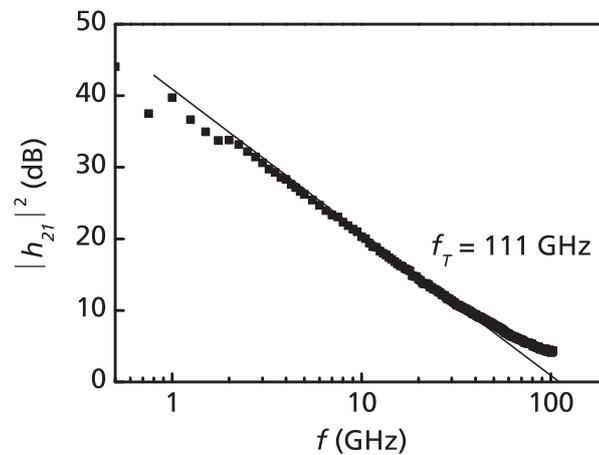


Abb. 5.30: Ergebnisse aus Kleinsignalmessungen an einem Bauelement des Typs 4C mit $L_G = 100$ nm. Es ergibt sich eine Transitfrequenz von $f_T = 111$ GHz auch mit parasitären Einflüssen durch die Zuleitungen. Die Grenzfrequenz des eigentlichen Bauelements kann somit deutlich höher geschätzt werden.

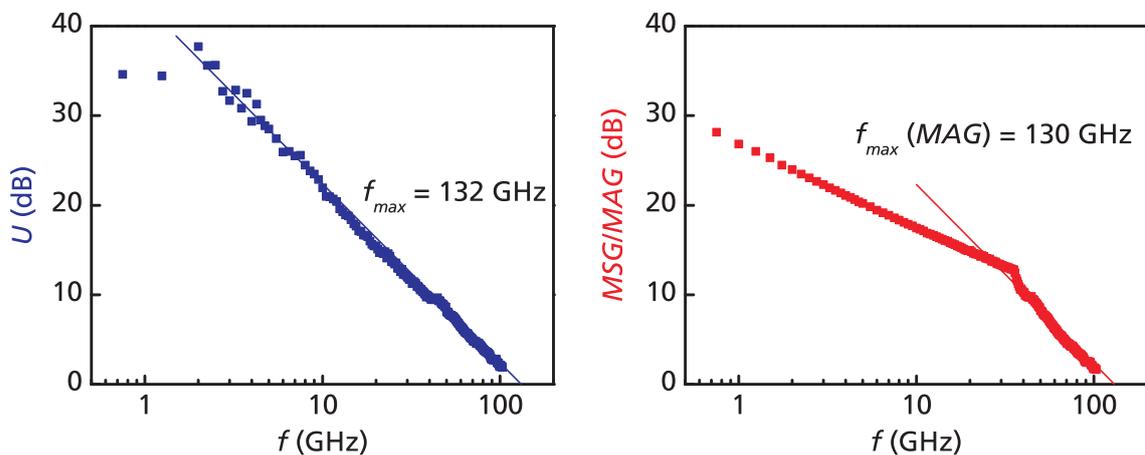


Abb. 5.31: Auftragung von U sowie von MSG (*maximum stable gain*) und MAG (*maximum available gain*) [29] über der Messfrequenz bei dem in Abb. 5.30 gezeigten Bauelement. Die Grenzfrequenzen für Leistungsverstärkung können auf Basis dieser Daten zu $f_{max} = 132$ GHz respektive $f_{max} (MAG) = 130$ GHz geschätzt werden.

akzeptable Verstärkungen vorliegen sollten. Allerdings werden aufgrund der relativ kleinen Durchbruchspannungen nur moderate Drain-Source-Spannungen einsetzbar sein.

5.4.3 Diskussion und Fazit

Durch Einsatz des modifizierten Prozesses können auf Q4.1 höhere Grenzfrequenzen als in den vorangehenden Prozessläufen erreicht werden. Dabei liegt die erzielte Transitfrequenz in der gleichen Größenordnung wie aktuelle Literaturwerte für nitridische HFETs mit nahezu gitterangepasster Barriere und vergleichbarer Gate-Länge [98, 99].

Nachteile des experimentellen Prozesses äußern sich in einer geringeren Durchbruchfestigkeit. Außerdem werden nur moderate Steilheiten von 350–400 mS/mm erreicht, während im ersten Prozesslauf Werte über 500 mS/mm vorliegen. Die Kontaktwiderstände liegen in beiden Prozessdurchläufen auf einem ähnlichen Niveau. Dies zeigt ein Vergleich der AKFs für Bauelemente aus dem ersten (Abb. 5.6) und aus dem vierten (Abb. 5.29) Prozesslauf, da die daraus ablesbaren Einschaltwiderstände R_{on} in beiden Fällen bei gut $2\ \Omega$ mm liegen und ein vergleichbarer Schichtwiderstand angenommen werden kann. Außerdem ist auch die nominelle Gesamtdicke aus Abstandshalter, Barriere und Deckschicht mit 8,3 nm bei Q1.3 und 8,5 nm bei Q4.1 etwa gleich. Daher ist die geringere Steilheit bei Q4.1 möglicherweise auf Nichtidealitäten im Gate-Kontakt zurückzuführen, die mit dem frühen Entwicklungsstadium des verwendeten Prozesses erklärt werden könnten.

Insgesamt kann festgestellt werden, dass die Kombination des auf hohe Frequenzen optimierten Prozesses mit den Heterostrukturen mit dünner AlGaInN-Barriere eine gute Grundlage für Anwendungen bei hohen Frequenzen im Millimeterwellenbereich bildet.

5.5 Realisierung von Schaltungen

Zur Demonstration der Integration von HFETs mit AlGaInN-Barriere in Verstärkerschaltungen sind im zweiten Prozesslauf entsprechende MMICs hergestellt worden. Hierbei handelte es sich um einen zweistufigen Verstärker für Betriebsfrequenzen von 7,5 GHz bis 9 GHz. Dieser besteht aus einer Treiberstufe basierend auf einem HFET mit $L_G = 250$ nm und $W_G = 8 \times 85\ \mu\text{m}$ sowie aus einer Leistungsverstärkerstufe, die zwei Transistoren jeweils mit $L_G = 250$ nm und $W_G = 8 \times 125\ \mu\text{m}$ umfasst. Die Chipfläche beträgt insgesamt $2 \times 3,5\ \text{mm}^2$. Eine Abbildung ist in Abb. 5.32 gezeigt. Mit 28 V Betriebsspannung kann an vier verschiedenen MMICs eine Verstärkung S_{21} von über 20 dB in einem Frequenzbereich von 6,4–10,7 GHz erreicht werden (Abb. 5.33).

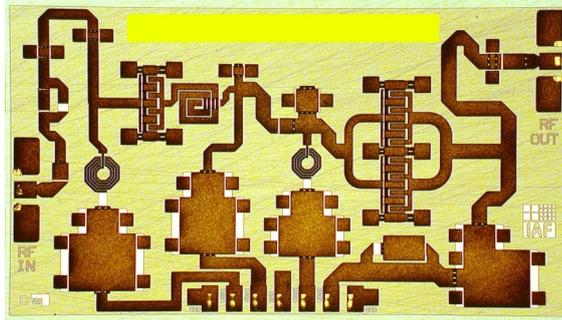


Abb. 5.32: Exemplarische Abbildung der zweistufigen Verstärkerschaltung mit einer Chipfläche von $2 \times 3,5 \text{ mm}^2$. Zu erkennen sind die Transistoren der Treiberstufe und der Leistungsverstärkerstufe mit jeweils acht Gate-Fingern. Weitere Komponenten der Schaltung umfassen Zuleitungen und passive Bauelemente.

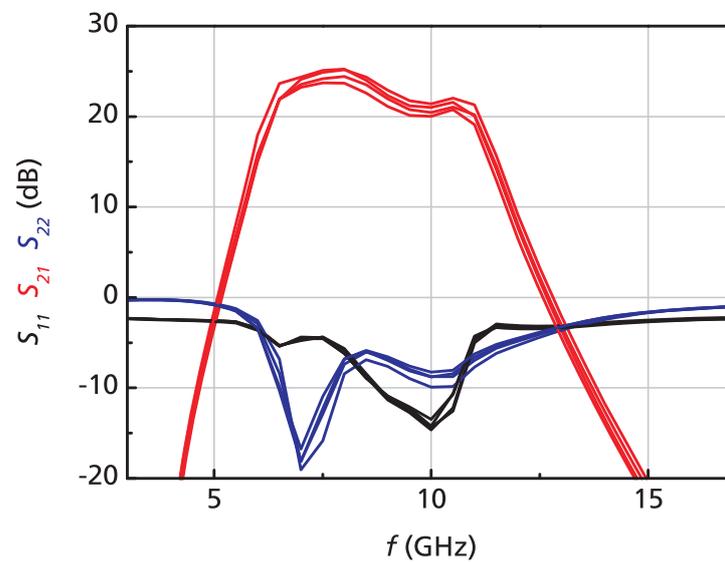


Abb. 5.33: S-Parameter an vier MMICs auf Q2.3 bei 28 V Betriebsspannung. Die Verstärkung S_{21} erreicht bei allen vier Schaltungen über 20 dB im Frequenzbereich 6,4–10,7 GHz. Der Parameter S_{12} liegt stets bei unter -40 dB.

Leistungsmessungen an einem ausgewählten MMIC bei 8 GHz und einer Betriebsspannung von 28 V (Abb. 5.34) ergeben im Großsignalbetrieb einen Gewinn von knapp 20 dB. Die höchste gemessene Ausgangsleistung erreicht etwa 6,2 W bei einer PAE von 34 % auf Schaltungsebene.

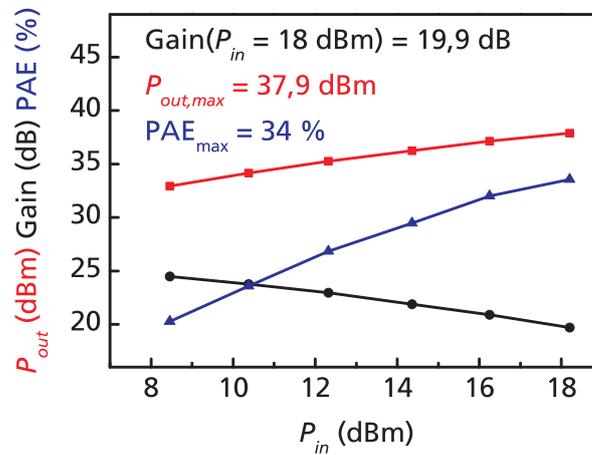


Abb. 5.34: Leistungsmessung bei 8 GHz an einem MMIC auf Q2.3 bei 28 V Betriebsspannung. Es wird eine Ausgangsleistung von etwa 6,2 W erreicht.

Verglichen mit AlGaIn/GaN-basierten MMICs aus früheren Prozessläufen mit dem gleichen Maskensatz wird eine vergleichbare Verstärkung erzielt. In diesem Zusammenhang ist anzumerken, dass die betrachtete Schaltung für $\text{Al}_{0,22}\text{Ga}_{0,78}\text{N}/\text{GaN}$ -Strukturen mit 22 nm dicker Barriere entworfen worden ist. Durch Optimierung des Schaltungsdesigns auf Strukturen mit AlGaInN-Barriere sind somit weitere Verbesserungen zu erwarten.

6 Fazit und Ausblick

Beginnend mit der MBE von nahezu gitterangepassten Barrierenmaterialien, über das Wachstum entsprechender Transistorstrukturen zur Realisierung von HFET-Bauelementen auf Grundlage solcher Heterostrukturen wurden in dieser Arbeit Verbindungen des Typs (Al,Ga,In)N eingesetzt und bezüglich leistungselektronischer Anwendungen optimiert. Zielsetzung war die Überwindung physikalisch bedingter Einschränkungen im bewährten AlGaInN/GaN-System, um in einer Transistorstruktur eine dünne verspannungsarme Barriere mit einer großen Ladungsträgerdichte und einer hohen Elektronenbeweglichkeit zu kombinieren.

Bei der Wahl des Barrierenmaterials stellte sich heraus, dass ternäres AlInN im Bereich der Gitteranpassung auf GaN nicht die Herstellung von Heterostrukturen mit zufriedenstellenden Eigenschaften ermöglichte. Günstig wirkte dahingegen der Einbau von Gallium in quaternäre AlGaInN-Verbindungen, wobei mit zunehmender GaN-Konzentration eine steigende Beweglichkeit beobachtet wurde. Dies kann wahrscheinlich mit der zunehmenden Mischbarkeit der betreffenden Verbindungen erklärt werden. Die mikroskopischen Ursachen konnten mit den verfügbaren Charakterisierungsverfahren jedoch nicht aufgedeckt werden.

Mit etwa 50 % GaN-Gehalt und etwa 40 % AlN-Gehalt im Barrierenmaterial konnten Strukturen mit einer Beweglichkeit über $1500 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ vergleichbar mit AlGaInN/GaN-Referenzstrukturen und Ladungsträgerdichten von bis zu $1,9 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ realisiert werden. Auf Ebene von Bauelementen ermöglichten entsprechende Heterostrukturen hohe Stromdichten von bis zu $2,3 \text{ A/mm}$ und große Steilheiten bis zu 675 mS/mm , die mit der kleinen Barrierendicke und der hohen Ladungsträgerdichte und -beweglichkeit erklärt werden konnten. Weitere Transistoren mit ähnlicher epitaktischer Struktur und optimiertem Prozess erreichten mit einer Gate-Länge von 100 nm Grenzfrequenzen von $f_T = 111 \text{ GHz}$ und $f_{max} = 132 \text{ GHz}$.

Neben einer hohen Beweglichkeit in der Transistorstruktur waren die Eigenschaften von Schottky-Kontakten auf der Halbleiteroberfläche ein weiterer entscheidender Optimierungsgegenstand. In diesem Zusammenhang war die Einstellung einer geeigneten Wachstumstemperatur für die AlGaInN-Barriere von großer Bedeutung. Als optimal stellte

sich die höchste mit der verfügbaren Anlage für das Wachstum von AlGaInN beherrschbare Substrattemperatur von 625 °C heraus, um Rückwärts-Leckströme am Schottky-Kontakt zu minimieren. Der Reduktion der Leckströme in Teststrukturen stand dabei die Steigerung der Durchbruchspannung in prozessierten Bauelementen von teilweise unter 10 V auf über 50 V bei 4,75 μm Source-Drain-Abstand gegenüber. Diese Verbesserung des Durchbruchverhaltens korrelierte positiv mit den Eigenschaften in Leistungsmessungen, wo bei einer Leistungsdichte von etwa 5 W/mm bei 10 GHz der Hochfrequenzwirkungsgrad von 31 % im ersten Prozesslauf durch Verbesserung der Wachstumsbedingungen in den folgenden Prozessläufen auf 43 % gesteigert werden konnte. Durch Reduktion der stark schwankenden Kontaktwiderstände von über 1 Ω mm beim betreffenden Wafer auf etwa 0,4 Ω mm, wie im ersten Prozesslauf erreicht, sind deutlich höhere Wirkungsgrade zu erwarten.

Ansätze zur weiteren Optimierung des quaternären Barrierenmaterials beinhalten insbesondere die Variation der Betriebsbedingungen der Stickstoff-Quelle. Wie Berichte über die MBE von GaN [82, 83] und die Ergebnisse mit dem ternären Material AlInN zeigen (Unterabschnitt 3.2.3), haben die Wachstumsgeschwindigkeit und vermutlich auch die verschiedenen Spezies von aktiviertem Stickstoff einen entscheidenden Einfluss auf die Eigenschaften der gewachsenen Schichten. Die Epitaxie der AlGaInN-Verbindungen erfolgte hier unter ähnlichen Bedingungen wie die zuvor als optimal identifizierten Einstellungen für AlInN. Aufgrund der insgesamt guten Ergebnisse wurde im Rahmen dieser Arbeit auf umfangreiche Optimierungsserien für die Stickstoff-Quelle verzichtet. Eine Untersuchung dieses Gebiets ist jedoch für zukünftige Aktivitäten zum quaternären Barrierenmaterial zu empfehlen, da beispielsweise die relativ starken Streuungen des Kontaktwiderstands von Wafer zu Wafer auf Nichtidealitäten wie Fluktuationen in der Komposition im Material hinweisen. Die Einstellungen der Stickstoff-Quelle könnten dann neben der Wachstumstemperatur und den Gruppe-III-Flüssen einen erweiteren Parameterraum für eine gezielte Optimierung des Materials erschließen.

Ein weiterer Aspekt zur Verbesserung von Bauelementeigenschaften ist die Zusammensetzung des Barrierenmaterials. Während in dieser Arbeit primär Verbindungen nahe der Gitteranpassung auf GaN behandelt wurden, erlaubt das Materialsystem (Al,Ga,In)N einen weiten Bereich an Zusammensetzungen. In diesem Zusammenhang ist außerdem anzumerken, dass eine exakte Gitteranpassung nur bei einer bestimmten Temperatur und äußerer elektrischer Spannung vorliegen kann, da thermischer Ausdehnungskoeffizient und piezoelektrische Eigenschaften von Kanal- und Barrierenmaterial im Allgemeinen unterschiedlich sind. Daher ist es naheliegend, Verbindungen mit moderatem InN-Gehalt zu betrachten.

Diese weisen kleinere Verspannungen als vergleichbare AlGaInN-Verbindungen, gleichzeitig aber eine bessere Mischbarkeit (Unterabschnitt 2.1.4) als vergleichbare gitterangepasste Verbindungen auf. Außerdem wäre der Einsatz noch dünnerer Barrieren denkbar, da durch eine leichte Verspannung die Polarisationsladungen durch piezoelektrische Effekte erhöht werden (Unterabschnitt 2.1.3). Bei vorgegebener Ladungsträgerdichte und Barrierendicke könnte im Vergleich zu gitterangepassten Verbindungen sowohl der AlN- als auch der InN-Gehalt gesenkt werden, was möglicherweise günstigere Wachstumsbedingungen und entsprechend bessere Materialeigenschaften zulässt. Solche Verbindungen könnten einen interessanten Kompromiss zwischen bewährten, aber stets verspannten AlGaInN- und gitterangepassten AlGaInN-Barrieren darstellen.

Um gute elektrische Eigenschaften zu erreichen, war in den Heterostrukturen mit AlGaInN-Barriere die Verwendung eines Abstandshalters zwischen Kanal und Barriere erforderlich. Als weiterführender Ansatz gegenüber einer in der Literatur häufig beschriebenen AlN-Zwischenschicht wurde in dieser Arbeit eine dreischichtige AlN/GaN/AlN-Struktur eingesetzt. Der Vergleich zwischen diesen beiden Varianten des Abstandshalters zeigte eindeutige Vorteile für die AlN/GaN/AlN-Schichtfolge bei der Ladungsträgerbeweglichkeit und bei den Bauelementeigenschaften. Optimierungsserien für den Abstandshalter umfassten die Variation der Schichtdicken, jedoch erfolgte das Wachstum unter den gleichen Bedingungen wie bei dem GaN-Puffer, um eine unterbrechungsfreie Epitaxiesequenz zu gewährleisten. Andererseits sind die verwendeten Wachstumstemperaturen von 730–740 °C relativ niedrig für AlN [36, 61]. Potential für weitere Verbesserungen besteht in einer Optimierung der Wachstumstemperatur, wobei gegebenenfalls mit Temperaturrampen gearbeitet werden kann, und der gezielt eingestellten Gallium-Adsorptionsschicht während des AlN-Wachstums, die die Beweglichkeit von Atomen erhöht und daher auch für die Schichteigenschaften relevant ist.

Als weiterer Bestandteil der epitaktischen Struktur zeigten GaN-Deckschichten auf der Barriere einen deutlich positiven Einfluss insbesondere auf die Durchbrucheigenschaften von Bauelementen. Da die Wachstumsbedingungen der verwendeten AlGaInN-Verbindungen deutlich von den optimalen Bedingungen für die Epitaxie von GaN abweichen, musste eine geeignete Wachstumssequenz für die Deckschicht gefunden werden. Hierbei stellte sich eine unterbrechungsfreie Epitaxie unter dann nichtidealen GaN-Wachstumsbedingungen als vorteilhafter heraus als die Herstellung der Deckschicht unter optimalen Bedingungen nach dann erforderlicher Wachstumsunterbrechung. Neben der weiteren Optimierung der Wachstumssequenz ist die Variation der Dicke der Deckschicht ein wichtiger Aspekt,

da zum Erreichen einer großen Steilheit und entsprechend hoher Grenzfrequenzen ein möglichst dünne Schichtdicke anzustreben ist.

Nach erfolgreicher Verbesserung der Durchbrucheigenschaften kann auf Ebene der Bauelemente die Reduktion des Widerstands von Ohm-Kontakten als größte Herausforderung bei der weiteren Entwicklung von nitridischen Transistoren mit quaternärer Barriere identifiziert werden. Zur Optimierung der Kontaktwiderstände sind einerseits die Variation der verwendeten Metalle und der Schichtdicken in den aufgedampften Kontakten und andererseits eine Anpassung der Legierungsbedingungen als naheliegende Ansätze zu nennen. Weiterführende Konzepte umfassen die lokale Dotierung mit Silizium [100–102] oder die Ätzung der Kontaktbereiche [103, 104] gegebenenfalls kombiniert mit einer anschließenden Überwachung [94]. In beiden Fällen stehen einer teilweise sehr aufwendigen Prozessführung auch sehr niedrige Kontaktwiderstände von teilweise unter $0,1 \Omega \text{ mm}$ in AlGaIn/GaN-Strukturen gegenüber. Insbesondere der Ansatz von überwachten Kontakten hätte den Vorteil, dass mögliche negative Einflüsse durch das Barrierenmaterial oder durch die Abstandshalterstrukturen durch die lokale Ätzung dieser Schichten eliminiert werden können. Hierdurch wäre eine Optimierung der Ohm-Kontakte unabhängig von den übrigen Eigenschaften der Heterostruktur denkbar.

Insgesamt kann festgestellt werden, dass in dieser Arbeit ein großes Potential von nitridischen Transistoren mit verspannungsreduzierter AlGaInN-Barriere für Leistungsanwendungen bei hohen Frequenzen demonstriert worden ist. Nach weiterer Optimierung des quaternären Materials und entsprechender Heterostrukturen sowie der Implementierung von Ohm-Kontakten mit reduziertem Widerstand erscheinen mittelfristig Anwendungen als Verstärker bei Millimeterwellenfrequenzen realistisch. Darüber hinaus ist die Kombination aus bereits erreichtem niedrigem Schichtwiderstand und noch zu realisierenden niedrigen Kontaktwiderständen interessant für Anwendungen im derzeit stark wachsenden Bereich der Leistungsschalter und -wandler.

Anhang

Probenübersicht

Folgende Tabelle zeigt eine Übersicht über in dieser Arbeit behandelte epitaktische Proben und Informationen zur jeweiligen Schichtfolge, die in allen Fällen einen GaN-Puffer, einen optionalen Abstandshalter und eine Barriere beinhaltet. In der zweiten Spalte ist das Substrat angegeben, auf dem das MBE-Wachstum durchgeführt worden ist. In der dritten Spalte bezeichnet „ d_A “ die Dicken der Abstandshalterschichten, wobei für Strukturen ohne Abstandshalter kein Wert, bei einer einzelnen AlN-Schicht dessen Dicke und bei einer AlN/GaN/AlN-Schichtfolge die entsprechenden drei Dicken aufgeführt sind. In der vierten und fünften Spalte sind die Zusammensetzung und die Dicke der Barrierschicht angegeben. Die sechste Spalte beschreibt schließlich, wie diese beiden Werte bestimmt worden sind. Dabei bedeutet „HRXRD“ eine Röntgenmessung, die bei quaternären Schichten wie in Unterabschnitt 4.3.4 an einem Waferpaar erfolgt. „HRXRD/Fluss“ bedeutet eine Abschätzung anhand Röntgenmessungen und den verwendeten Quellenflüssen. „HRXRD (nominell)“ bedeutet schließlich, dass die betreffende Schicht nominell gleich zu einer mittels HRXRD (Einzelmessung bei ternärem, Paarmessung bei quaternärem Material) gemessenen Referenzprobe gewachsen worden ist. Die Schichtdicke ist dann anhand der Wachstumszeiten berechnet worden. Für Schichten unter 10 nm Dicke sind grundsätzlich nominelle Werte angegeben, da eine Auswertung direkter HRXRD-Messungen aufgrund der kleinen Beugungsintensität der dünnen Schichten nur sehr ungenau möglich ist.

| Probe | Substrat | d_A (nm) | $x(\text{Al}/\text{Ga}/\text{In})$ | d_B (nm) | Messung |
|--------------|------------|-------------|------------------------------------|--------------|------------------|
| A1 | GaN/Saphir | - | 84/-/16 % | 77 (AlInN-1) | HRXRD |
| A2 | GaN/Saphir | - | 84/-/16 % | 85 (AlInN-1) | HRXRD |
| B | GaN/Saphir | - | 82/-/18 % | 48 | HRXRD |
| C1 | GaN/Saphir | - | 82/-/18 % | 20 | HRXRD |
| C2.1 | GaN/Saphir | 1,1 | 82/-/18 % | 20 | HRXRD |
| C2.2 | GaN/Saphir | 1,1 | 82/-/18 % | 10 | HRXRD (nominell) |
| C3 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 82/-/18 % | 8 | HRXRD (nominell) |
| D1 | GaN/Saphir | 1,1 | 82/-/18 % | 10 | HRXRD (nominell) |
| D2 | GaN/Saphir | 1,1 | 82/-/18 % | 10 | HRXRD (nominell) |
| D3 | GaN/Saphir | 1,1 | 82/-/18 % | 10 | HRXRD (nominell) |
| E1 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 82/-/18 % | 8 | HRXRD (nominell) |
| E2 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | ~67/20/13 % | 7 | HRXRD/Fluss |
| E3 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | ~63/25/12 % | 7 | HRXRD/Fluss |
| E4 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | ~42/50/8 % | 8 | HRXRD/Fluss |
| F1 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 81/-/19 % | 42 | HRXRD |
| F2 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | ~41/55/4 % | 41 | HRXRD/Fluss |
| F3 | GaN/SiC | 0,7/1,1/0,7 | 81/-/19 % | 48 | HRXRD |
| F4 | GaN/SiC | 0,7/1,1/0,7 | ~41/55/4 % | 42 | HRXRD/Fluss |
| - | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 42/53/5 % | 25 | HRXRD |
| - (Abb. 4.8) | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 40/53/7 % | 21 (AlGaInN) | HRXRD |
| - | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 38/54/8 % | 21 | HRXRD |
| G1 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 42/53/5 % | 8 | HRXRD (nominell) |
| G2 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 42/53/5 % | 20 | HRXRD (nominell) |
| G3 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 40/53/7 % | 20 | HRXRD (nominell) |
| G4 | GaN/SiC | 0,8/1,1/0,8 | 40/53/7 % | 7 | HRXRD (nominell) |
| G5 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 38/54/8 % | 15 | HRXRD (nominell) |
| H1 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 38/54/8 % | 15 | HRXRD (nominell) |
| H2 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 38/54/8 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| I1 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 38/54/8 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| I2 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 38/54/8 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| I3 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 38/54/8 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| I4 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 38/54/8 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| J1 | GaN/Saphir | 1,1 | 38/54/8 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| J2 | GaN/Saphir | 0,7/1,1/0,7 | 38/54/8 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| K1 | GaN/SiC | 1,1 | 38/54/8 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| K2 | GaN/SiC | 0,7/1,1/0,7 | 38/54/8 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| Q1.1 | SiC | 0,8/1,1/0,8 | 40/53/7 % | 7,2 | HRXRD (nominell) |
| Q1.2 | SiC | 0,8/1,1/0,8 | 40/53/7 % | 5,6 | HRXRD (nominell) |
| Q1.3 | SiC | 0,8/1,1/0,8 | 40/53/7 % | 5,6 | HRXRD (nominell) |
| Q1.4a | SiC | - | 20/80/- % | 22 | HRXRD |
| Q1.4b | SiC | - | 20/80/- % | 22 | HRXRD |
| Q2.1 | SiC | 0,8/1,1/0,8 | 40/53/7 % | 5,6 | HRXRD (nominell) |
| Q2.2 | SiC | 0,8/1,1/0,8 | 40/53/7 % | 3,6 | HRXRD (nominell) |
| Q2.3 | SiC | 0,8/1,1/0,8 | 40/53/7 % | 3,6 | HRXRD (nominell) |
| Q3.1 | SiC | 1,1 | 40/53/7 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| Q3.2 | SiC | 0,7/1,1/0,7 | 40/53/7 % | 4 | HRXRD (nominell) |
| Q4.1 | SiC | 0,7/1,1/0,7 | 40/53/7 % | 4 | HRXRD (nominell) |

Literaturverzeichnis

- [1] Brookner, E.: Phased Arrays and Radars — Past, Present and Future. In: *Microwave Journal* 49 (2006), Nr. 1, S. 24–46
- [2] Aethercomm, Inc.: Gallium Nitride Microwave Transistor Technology for Radar Applications. In: *Microwave Journal* 51 (2008), Nr. 1, S. 106–114
- [3] Vye, D. ; Pelletier, L. ; Theeuwens, S. ; Aichele, D. ; Crampton, R. ; Pengelly, R. ; Battaglia, B.: The New Power Brokers: High Voltage RF Devices. In: *Microwave Journal* 52 (2009), Nr. 6, S. 22–40
- [4] Bernát, J.: *Fabrication and Characterisation of AlGaN/GaN High Electron Mobility Transistors for Power Applications*, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Diss., 2005
- [5] Gonschorek, M.: *Physical Properties of AlInN/(AlN)/GaN ($0.07 < x < 0.23$) Heterostructures and their Application for High Power Electronics*, École Polytechnique Fédérale de Lausanne, Diss., 2010
- [6] Dietrich, M. R.: *Entwurf und Technologie von GaN-Heterostruktur FETs für hohe Leistung*, Universität Ulm, Diss., 2006
- [7] Mishra, U. K. ; Shen, L. ; Kazior, T. E. ; Wu, Y. F.: GaN-Based RF power devices and amplifiers. In: *Proceedings of the IEEE* 96 (2008), Nr. 2, S. 287–305
- [8] Ayers, J. E.: *Heteroepitaxy of Semiconductors: Theory, Growth, and Characterization*. CRC Press, 2007
- [9] Ruterana, P. ; Albrecht, M. ; Neugebauer, J.: *Nitride Semiconductors: Handbook on Materials and Devices*. Wiley-VCH, 2003
- [10] Khan, M. A. ; Bhattarai, A. ; Kuznia, J. N. ; Olson, D. T.: High-Electron-Mobility Transistor Based on a GaN-Al_xGa_{1-x}N Heterojunction. In: *Applied Physics Letters* 63 (1993), Nr. 9, S. 1214–1215

- [11] Xu, D. ; Heiss, H. G. ; Kraus, S. A. ; Sexl, M. ; Bohm, G. ; Trankle, G. ; Weimann, G. ; Abstreiter, G.: Design and fabrication of double modulation doped InAlAs/InGaAs/InAs heterojunction FET's for high-speed and millimeter-wave applications. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 45 (1998), Nr. 1, S. 21–30
- [12] Cree, Inc., Durham, USA
- [13] Eudyna Devices Inc., Yokohama, Japan
- [14] Nitronex Corporation, Durham, USA
- [15] Rosker, M. ; Bozada, C. ; Dietrich, H. ; Hung, A. ; Via, D. ; Binari, S. ; Vivierios, E. ; Cohen, E. ; Hodiak, J.: The DARPA Wide Band Gap Semiconductors for RF Applications (WBGs-RF) Program: Phase II Results. In: *International Conference on Compound Semiconductor Manufacturing Technology 2009, Digest, 2009*
- [16] Darwish, A. M. ; Mohamed, A. ; Boutros, K. ; Luo, B. ; Huebschman, B. D. ; Viveiros, E. ; Hung, H. A.: AlGaIn/GaN Ka-band 5-W MMIC amplifier. In: *IEEE Transactions on Microwave Theory and Techniques* 54 (2006), Nr. 12, S. 4456–4463
- [17] Crespo, A. ; Bellot, M. M. ; Chabak, K. D. ; Gillespie, J. K. ; Jessen, G. H. ; Miller, V. ; Trejo, M. ; Via, G. D. ; Walker, D. E. ; Winningham, B. W. ; Smith, H. E. ; Cooper, T. A. ; Gao, X. ; Guo, S.: High-Power Ka-Band Performance of AlInN/GaN HEMT With 9.8-nm-Thin Barrier. In: *IEEE Electron Device Letters* 31 (2010), Nr. 1, S. 2–4
- [18] Micovic, M. ; Kurdoghlian, A. ; Hashimoto, P. ; Antcliff, M. ; Hu, M. ; Willadsen, P. J. ; Wong, W. S. ; Bowen, R. ; Milosavljevic, I. ; Yoon, Y. ; Schmitz, A. ; Wetzel, M. ; Chow, D. H.: GaN MMICs for RF power applications in the 50 GHz to 110 GHz frequency range. In: *Physica Status Solidi C* 5 (2008), Nr. 6, S. 2044–2046
- [19] Quay, R. ; Maroldt, S. ; Haupt, C. ; Heijningen, M. van ; Tessmann, A.: Gallium Nitride MMICs for mm-Wave Power Operation. In: *Frequenz* 63 (2009), S. 51–54
- [20] Hughes, B. ; Keesling, M. J.: HRL pushes high-frequency envelope. In: *Compound Semiconductor* 13 (2007), Nr. 10, S. 21–23
- [21] Xiao, S. Q. ; Zhou, M. T. ; Zhang, Y.: *Millimeter Wave Technology in Wireless PAN, LAN, and MAN*. CRC Press, 2008

- [22] Semiconductor Today: DARPA awards HRL, TriQuint and Northrop Grumman NEXT contracts for GaN ICs. In: *Semiconductor Today* 4 (2009), Nr. 9, S. 64–65
- [23] Uesugi, T.; Kachi, T.: GaN Power Switching Devices for Automotive Applications. In: *International Conference on Compound Semiconductor Manufacturing Technology 2009, Digest*, 2009
- [24] Compound Semiconductor: Smart Grids to utilise GaN. In: *Compound Semiconductor* 16 (2010), Nr. 3, S. 56
- [25] Massé, D.: GaN Power Management Chip Market Set for Boom. In: *Microwave Journal* 53 (2010), Nr. 3, S. 63
- [26] Anwar, A.: *GaN Microelectronics Market Update 2009-2014*. 2010. – Strategy Analytics
- [27] Microwave Journal: Military Spending and GaN Driving Power Semiconductor Markets. In: *Microwave Journal* 52 (2009), Nr. 11, S. 53
- [28] Microwave Journal: Total Available Market for Microwave Tubes Approaching \$1 B. In: *Microwave Journal* 52 (2009), Nr. 1, S. 49
- [29] Quay, R.: *Gallium Nitride Electronics*. Springer, 2008
- [30] Jessen, G. H.; Fitch, R. C.; Gillespie, J. K.; Via, G.; Crespo, A.; Langley, D.; Denninghoff, D. J.; Trejo, M.; Heller, E. R.: Short-channel effect limitations on high-frequency operation of AlGaIn/GaN HEMTs for T-Gate devices. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 54 (2007), Nr. 10, S. 2589–2597
- [31] Chen, C. Q.; Zhang, J. P.; Adivarahan, V.; Koudymov, A.; Fatima, H.; Simin, G.; Yang, J.; Khan, M. A.: AlGaIn/GaN/AlGaIn double heterostructure for high-power III-N field-effect transistors. In: *Applied Physics Letters* 82 (2003), Nr. 25, S. 4593–4595
- [32] Palacios, T.; Chakraborty, A.; Heikman, S.; Keller, S.; DenBaars, S. P.; Mishra, U. K.: AlGaIn/GaN high electron mobility transistors with InGaIn back-barriers. In: *IEEE Electron Device Letters* 27 (2006), Nr. 1, S. 13–15
- [33] Xie, J.; Leach, J. H.; Ni, X.; Wu, M.; Shimada, R.; Ozgur, U.; Morkoç, H.: Electron mobility in InGaIn channel heterostructure field effect transistor structures

- with different barriers. In: *Applied Physics Letters* 91 (2007), Nr. 26, S. 262102–1–262102–3
- [34] del Alamo, J. A. ; Joh, J.: GaN HEMT reliability. In: *Microelectronics Reliability* 49 (2009), S. 1200–1206
- [35] Cao, Y. ; Wang, K. ; Orlov, A. ; Xing, H. ; Jena, D.: Very low sheet resistance and Shubnikov-de-Haas oscillations in two-dimensional electron gases at ultrathin binary AlN/GaN heterojunctions. In: *Applied Physics Letters* 92 (2008), Nr. 15, S. 152112–1–152112–3
- [36] Dabiran, A. M. ; Wowchak, A. M. ; Osinsky, A. ; Xie, J. ; Hertog, B. ; Cui, B. ; Look, D. C. ; Chow, P. P.: Very high channel conductivity in low-defect AlN/GaN high electron mobility transistor structures. In: *Applied Physics Letters* 93 (2008), Nr. 8, S. 082111–1–082111–3
- [37] Chang, C. Y. ; Anderson, T. J. ; Ren, F. ; Pearton, S. J. ; Dabiran, A. M. ; Wowchak, A. M. ; Cui, B. ; Chow, P. P.: Very Low Sheet Resistance AlN/GaN High Electron Mobility Transistors. In: *International Conference on Compound Semiconductor Manufacturing Technology 2009, Digest, 2009*
- [38] Kuzmik, J.: Power electronics on InAlN/(In)GaN: Prospect for a record performance. In: *IEEE Electron Device Letters* 22 (2001), Nr. 11, S. 510–512
- [39] Sarazin, N. ; Morvan, E. ; Poisson, M. A. D. ; Oualli, M. ; Gaquiere, C. ; Jardel, O. ; Drisse, O. ; Tordjman, M. ; Magis, M. ; Delage, S. L.: AllnN/AlN/GaN HEMT Technology on SiC With 10-W/mm and 50% PAE at 10 GHz. In: *IEEE Electron Device Letters* 31 (2010), Nr. 1, S. 11–13
- [40] Crespo, A. ; Bellot, M. M. ; Chabak, K. D. ; Gillespie, J. K. ; Jessen, G. H. ; Miller, V. ; Trejo, M. ; Via, G. D. ; Walker, D. E. ; Winningham, B. W. ; Smith, H. E. ; Cooper, T. A. ; Gao, X. ; Guo, S.: High-Power Ka-Band Performance of AllnN/GaN HEMT With 9.8-nm-Thin Barrier. In: *IEEE Electron Device Letters* 31 (2010), Nr. 1, S. 2–4
- [41] Matsuoka, T.: Calculation of unstable mixing region in wurtzite $\text{In}_{1-x-y}\text{Ga}_x\text{Al}_y\text{N}$. In: *Applied Physics Letters* 71 (1997), Nr. 1, S. 105–106
- [42] Takayama, T. ; Yuri, M. ; Itoh, K. ; Baba, T. ; Harris, J. S.: Analysis of phase-separation region in wurtzite group III nitride quaternary material system using

- modified valence force field model. In: *Journal of Crystal Growth* 222 (2001), S. 29–37
- [43] Liu, Y. ; Jiang, H. ; Arulkumaran, S. ; Egawa, T. ; Zhang, B. ; Ishikawa, H.: Demonstration of undoped quaternary AlInGaN/GaN heterostructure field-effect transistor on sapphire substrate. In: *Applied Physics Letters* 86 (2005), Nr. 22, S. 223510–1–223510–3
- [44] Khoshroo, L. R. ; Mauder, C. ; Behmenburg, H. ; Woitok, J. ; Zander, W. ; Gruis, J. ; Reuters, B. ; Schubert, J. ; Vescan, A. ; Heuken, M. ; Kalisch, H. ; Jansen, R. H.: Epitaxy and characterisation of AlInGaN heterostructures for HEMT application. In: *Physica Status Solidi C* 6 (2009), S. S470–S473
- [45] Gonschorek, M. ; Carlin, J. F. ; Feltn, E. ; Py, M. A. ; Grandjean, N.: High electron mobility lattice-matched AlInN/GaN field-effect transistor heterostructures. In: *Applied Physics Letters* 89 (2006), Nr. 6, S. 062106–1–062106–3
- [46] Ambacher, O. ; Majewski, J. ; Miskys, C. ; Link, A. ; Hermann, M. ; Eickhoff, M. ; Stutzmann, M. ; Bernardini, F. ; Fiorentini, V. ; Tilak, V. ; Schaff, B. ; Eastman, L. F.: Pyroelectric properties of Al(In)GaN/GaN hetero- and quantum well structures. In: *Journal of Physics: Condensed Matter* 14 (2002), Nr. 13, S. 3399–3434
- [47] Moram, M. A. ; Vickers, M. E.: X-ray diffraction of III-nitrides. In: *Reports on Progress in Physics* 72 (2009), Nr. 3, S. 036502–1–036502–40
- [48] Bautsch, H. J. ; Bohm, J. ; Kleber, W.: *Einführung in die Kristallographie*. Oldenbourg, 2002
- [49] Roder, C.: *Analyse struktureller Eigenschaften von GaN mittels hochauflösender Röntgenbeugung bei variabler Meßtemperatur*, Universität Bremen, Diss., 2007
- [50] Vurgaftman, I. ; Meyer, J. R.: Band parameters for nitrogen-containing semiconductors. In: *Journal of Applied Physics* 94 (2003), Nr. 6, S. 3675–3696
- [51] Morkoç, H.: *Handbook of Nitride Semiconductors and Devices*. Wiley-VCH, 2008
- [52] Delaney, K. T. ; Rinke, P. ; Walle, C. G. V.: Auger recombination rates in nitrides from first principles. In: *Applied Physics Letters* 94 (2009), Nr. 19, S. 191109–1–191109–3

- [53] Shul, R. J. ; Willison, C. G. ; Bridges, M. M. ; Han, J. ; Lee, J. W. ; Pearton, S. J. ; Abernathy, C. R. ; MacKenzie, J. D. ; Donovan, S. M.: High-Density Plasma Etch Selectivity for the III-V Nitrides. In: *Solid-State Electronics* 42 (1998), Nr. 12, S. 2269–2276
- [54] Dadgar, A. ; Schulze, F. ; Blasing, J. ; Diez, A. ; Krost, A. ; Neuburger, M. ; Kohn, E. ; Daumiller, I. ; Kunze, M.: High-sheet-charge-carrier-density AlInN/GaN field-effect transistors on Si(111). In: *Applied Physics Letters* 85 (2004), Nr. 22, S. 5400–5402
- [55] Neugebauer, J. ; Zywietz, T. K. ; Scheffler, M. ; Northrup, J. E. ; Chen, H. ; Feenstra, R. M.: Adatom kinetics on and below the surface: The existence of a new diffusion channel. In: *Physical Review Letters* 90 (2003), Nr. 5, S. 056101–1–056101–4
- [56] Marino, F. A. ; Faralli, N. ; Palacios, T. ; Ferry, D. K. ; Goodnick, S. M. ; Saraniti, M.: Effects of Threading Dislocations on AlGaN/GaN High-Electron Mobility Transistors. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 57 (2010), Nr. 1, S. 353–360
- [57] Avrutin, V. ; Silversmith, D. J. ; Mori, Y. ; Kawamura, F. ; Kitaoka, Y. ; Morkoç, H.: Growth of Bulk GaN and AlN: Progress and Challenges. In: *Proceedings of the IEEE* 98 (2010), Nr. 7, S. 1302–1315
- [58] Heying, B. ; Averbek, R. ; Chen, L. F. ; Haus, E. ; Riechert, H. ; Speck, J. S.: Control of GaN surface morphologies using plasma-assisted molecular beam epitaxy. In: *Journal of Applied Physics* 88 (2000), Nr. 6, S. 1855–1860
- [59] Koblmüller, G. ; Fernandez-Garrido, S. ; Calleja, E. ; Speck, J. S.: In situ investigation of growth modes during plasma-assisted molecular beam epitaxy of (0001) GaN. In: *Applied Physics Letters* 91 (2007), Nr. 16, S. 161904–1–161904–3
- [60] Hoke, W. E. ; Torabi, A. ; Mosca, J. J. ; Kennedy, T. D.: Thermodynamic analysis of cation incorporation during molecular beam epitaxy of nitride films using metal-rich growth conditions. In: *Journal of Vacuum Science & Technology B* 25 (2007), Nr. 3, S. 978–982
- [61] Cao, Y. ; Jena, D.: High-mobility window for two-dimensional electron gases at ultrathin AlN/GaN heterojunctions. In: *Applied Physics Letters* 90 (2007), Nr. 18, S. 182112–1–182112–3

- [62] Jousten, K.: *Wutz Handbuch Vakuumtechnik: Theorie und Praxis*. Vieweg+Teubner, 2006
- [63] Poblentz, C.; Waltereit, P.; Speck, J. S.: Uniformity and control of surface morphology during growth of GaN by molecular beam epitaxy. In: *Journal of Vacuum Science & Technology B* 23 (2005), Nr. 4, S. 1379–1385
- [64] Kirste, L.: *Wachstum und Realstruktur von epitaktischen (Al,Ga)N-Schichten*, Universität Freiburg, Diss., 2003
- [65] Skript „Transmissionselektronenmikroskopie“, 2000, Technische Universität Darmstadt
- [66] Skript „Materialprüfung und Analyse“, 2007, Universität Freiburg
- [67] Schroder, D. K.: *Semiconductor Material and Device Characterization*. John Wiley & Sons, 2006
- [68] Düsterhoft, H.; Riedel, M.; Düsterhoft, B.: *Einführung in die Sekundärionenmassenspektrometrie*. Teubner, 1999
- [69] Cheng, X. X.; Li, M.; Wang, Y.: Physics-Based Compact Model for AlGa_N/Ga_N MODFETs With Close-Formed I-V and C-V Characteristics. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 56 (2009), Nr. 12, S. 2881–2887
- [70] Birner, S.; Zibold, T.; Andlauer, T.; Kubis, T.; Sabathil, M.; Trellakis, A.; Vogl, P.: nextnano: General purpose 3-D simulations. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 54 (2007), Nr. 9, S. 2137–2142
- [71] Wolter, M. J.: *Einfluss der Schichteigenschaften auf das elektrische und optoelektrische Verhalten von AlGa_N/Ga_N HEMT Transistoren*, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Diss., 2004
- [72] Jena, D.: *Polarization induced electron populations in III-V nitride semiconductors*, University of California, Santa Barbara, Diss., 2003
- [73] Köhler, K.; Müller, S.; Waltereit, P.; Kirste, L.; Menner, H. P.; Bronner, W.; Quay, R.: Growth and electrical properties of Al_xGa_{1-x}N/GaN heterostructures with different Al-content. In: *Physica Status Solidi A* 206 (2009), Nr. 11, S. 2652–2657

- [74] Ren, F. ; Zolper, J. C.: *Wide Energy Bandgap Electronic Devices*. World Scientific Publishing, 2003
- [75] Higashiwaki, M. ; Matsui, T.: InAlN/GaN Heterostructure Field-Effect Transistors Grown by Plasma-Assisted Molecular-Beam Epitaxy. In: *Japanese Journal of Applied Physics* 43 (2004), Nr. 6B, S. L768–L770
- [76] Katzer, D. S. ; Storm, D. F. ; Binari, S. C. ; Shanabrook, B. V. ; Torabi, A. ; Zhou, L. ; Smith, D. J.: Molecular beam epitaxy of InAlN/GaN heterostructures for high electron mobility transistors. In: *Journal of Vacuum Science & Technology B* 23 (2005), Nr. 3, S. 1204–1208
- [77] Xie, J. ; Ni, X. ; Wu, M. ; Leach, J. H. ; Özgür, Ü. ; Morkoç, H.: High electron mobility in nearly lattice-matched AlInN/AlN/GaN heterostructure field effect transistors. In: *Applied Physics Letters* 91 (2007), Nr. 13, S. 132116–1–132116–3
- [78] Koblmüller, G. ; Averbek, R. ; Geelhaar, L. ; Riechert, H. ; Hösler, W. ; Pongratz, P.: Growth diagram and morphologies of AlN thin films grown by molecular beam epitaxy. In: *Journal of Applied Physics* 93 (2003), Nr. 12, S. 9591–9596
- [79] Gallinat, C. S. ; Koblmüller, G. ; Brown, J. S. ; Speck, J. S.: A growth diagram for plasma-assisted molecular beam epitaxy of In-face InN. In: *Journal of Applied Physics* 102 (2007), Nr. 6, S. 064907–1–064907–7
- [80] Fernandez-Garrido, S. ; Gacevic, Z. ; Calleja, E.: A comprehensive diagram to grow InAlN alloys by plasma-assisted molecular beam epitaxy. In: *Applied Physics Letters* 93 (2008), Nr. 19, S. 191907–1–191907–3
- [81] Mánuel, J. M. ; Morales, F. M. ; Lozano, J. G. ; González, D. ; García, R. ; Lim, T. ; Kirste, L. ; Aidam, R. ; Ambacher, O.: Structural and compositional homogeneity of InAlN epitaxial layers nearly lattice-matched to GaN. In: *Acta Materialia* 58 (2010), S. 4120–4125
- [82] Myers, T. H. ; Millecchia, M. R. ; Ptak, A. J. ; Ziemer, K. S. ; Stinespring, C. D.: Influence of active nitrogen species on high temperature limitations for (000(1)underbar) GaN growth by rf plasma-assisted molecular beam epitaxy. In: *Journal of Vacuum Science & Technology B* 17 (1999), Nr. 4, S. 1654–1658

- [83] Arehart, A. R. ; Poblenz, C. ; Speck, J. S. ; Ringel, S. A.: Effect of nitrogen plasma power on defect levels in Ni/n-GaN Schottky diodes grown by molecular beam epitaxy. In: *Journal of Applied Physics* 107 (2010), Nr. 5, S. 054518–1–054518–6
- [84] Butte, R. ; Carlin, J. F. ; Feltin, E. ; Gonschorek, M. ; Nicolay, S. ; Christmann, G. ; Simeonov, D. ; Castiglia, A. ; Dorsaz, J. ; Buehlmann, H. J. ; Christopoulos, S. ; Hogersthall, G. B. H. ; Grundy, A. J. D. ; Mosca, M. ; Pinguier, C. ; Py, M. A. ; Demangeot, F. ; Frandon, J. ; Lagoudakis, P. G. ; Baumberg, J. J. ; Grandjean, N.: Current status of AlInN layers lattice-matched to GaN for photonics and electronics. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 40 (2007), Nr. 20, S. 6328–6344
- [85] Jeganathan, K. ; Shimizu, M. ; Okumura, H. ; Yano, Y. ; Akutsu, N.: Lattice-matched InAlN/GaN two-dimensional electron gas with high mobility and sheet carrier density by plasma-assisted molecular beam epitaxy. In: *Journal of Crystal Growth* 304 (2007), S. 342–345
- [86] Ketteniss, N. ; Khoshroo, L. R. ; Eickelkamp, M. ; Heuken, M. ; Kalisch, H. ; Jansen, R. H. ; Vescan, A.: Study on quaternary AlInGa_{1-x}N/GaN HFETs grown on sapphire substrates. In: *Semiconductor Science and Technology* 25 (2010), Nr. 7, S. 075013–1–075013–6
- [87] Monroy, E. ; Gogneau, N. ; Enjalbert, F. ; Fossard, F. ; Jalabert, D. ; Bellet-Amalric, E. ; Dang, L. S. ; Daudin, B.: Molecular-beam epitaxial growth and characterization of quaternary III-nitride compounds. In: *Journal of Applied Physics* 94 (2003), Nr. 5, S. 3121–3127
- [88] Skript „Festkörperphysik“, 2010, Walther-Meissner-Institut / Technische Universität München
- [89] Köhler, K. ; Müller, S. ; Aidam, R. ; Waltereit, P. ; Pletschen, W. ; Kirste, L. ; Menner, H. P. ; Bronner, W. ; Leuther, A. ; Quay, R. ; Mikulla, M. ; Ambacher, O. ; Granzner, R. ; Schwierz, F. ; Buchheim, C. ; Goldhahn, R.: Influence of the surface potential on electrical properties of Al_xGa_{1-x}N/GaN heterostructures with different Al-content: Effect of growth method. In: *Journal of Applied Physics* 107 (2010), Nr. 5, S. 053711–1–053711–5
- [90] Adivarahan, V. ; Gaevski, M. E. ; Islam, M. ; Zhang, B. ; Deng, Y. ; Khan, M. A.: Double-recessed high-frequency AlInGa_{1-x}N/InGa_{1-x}N/GaN metal-oxide double hete-

- rostructure field-effect transistors. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 55 (2008), Nr. 2, S. 495–499
- [91] Mitrofanov, O. ; Manfra, M.: Mechanisms of gate lag in GaN/AlGa_N/Ga_N high electron mobility transistors. In: *Superlattices and Microstructures* 34 (2003), S. 33–53
- [92] Chung, J. W. ; Saadat, O. I. ; Tirado, J. M. ; Gao, X. ; Guo, S. P. ; Palacios, T.: Gate-Recessed InAlN/GaN HEMTs on SiC Substrate With Al₂O₃ Passivation. In: *IEEE Electron Device Letters* 30 (2009), Nr. 9, S. 904–906
- [93] Wang, R. H. ; Saunier, P. ; Xing, X. ; Lian, C. X. ; Gao, X. A. ; Guo, S. P. ; Snider, G. ; Fay, P. ; Jena, D. ; Xing, H. L.: Gate-Recessed Enhancement-Mode InAlN/AlN/GaN HEMTs With 1.9-A/mm Drain Current Density and 800-mS/mm Transconductance. In: *IEEE Electron Device Letters* 31 (2010), Nr. 12, S. 1383–1385
- [94] Corrion, A. L. ; Shinohara, K. ; Regan, D. ; Milosavljevic, I. ; Hashimoto, P. ; Willadsen, P. J. ; Schmitz, A. ; Wheeler, D. C. ; Butler, C. M. ; Brown, D. ; Burnham, S. D. ; Micovic, M.: Enhancement-Mode AlN/GaN/AlGa_N DHFET With 700-mS/mm $g(m)$ and 112-GHz $f(T)$. In: *IEEE Electron Device Letters* 31 (2010), Nr. 10, S. 1116–1118
- [95] Sun, H. F. ; Alt, A. R. ; Benedickter, H. ; Feltin, E. ; Carlin, J. F. ; Gonschorek, M. ; Grandjean, N. R. ; Bolognesi, C. R.: 205-GHz (Al,In)N/GaN HEMTs. In: *IEEE Electron Device Letters* 31 (2010), Nr. 9, S. 957–959
- [96] Waltereit, P. ; Muller, S. ; Bellmann, K. ; Buchheim, C. ; Goldhahn, R. ; Kohler, K. ; Kirste, L. ; Baeumler, M. ; Dammann, M. ; Bronner, W. ; Quay, R. ; Ambacher, O.: Impact of GaN cap thickness on optical, electrical, and device properties in AlGa_N/Ga_N high electron mobility transistor structures. In: *Journal of Applied Physics* 106 (2010), Nr. 2, S. 023535–1–023535–7
- [97] Haupt, C. ; Maroldt, S. ; Quay, R. ; Pletschen, W. ; Leuther, A. ; Ambacher, O.: Development of a high transconductance Ga_N MMIC technology for millimeter wave applications. In: *Physica Status Solidi C, Special Issue: 37th International Symposium on Compound Semiconductors (ISCS 2010)*, 2010
- [98] Sun, H. F. ; Alt, A. R. ; Benedickter, H. ; Bolognesi, C. R. ; Feltin, E. ; Carlin, J. F. ; Gonschorek, M. ; Grandjean, N. R. ; Maier, T. ; Quay, R.: 102-GHz AlInN/GaN

- HEMTs on Silicon With 2.5-W/mm Output Power at 10 GHz. In: *IEEE Electron Device Letters* 30 (2009), Nr. 8, S. 796–798
- [99] Sun, H. F. ; Alt, A. R. ; Benedickter, H. ; Feltin, E. ; Carlin, J. F. ; Gonschorek, M. ; Grandjean, N. R. ; Bolognesi, C. R.: 100-nm-Gate (Al,In)N/GaN HEMTs Grown on SiC With FT = 144 GHz. In: *IEEE Electron Device Letters* 31 (2010), Nr. 4, S. 293–295
- [100] Yu, H. J. ; McCarthy, L. ; Xing, H. ; Waltereit, P. ; Shen, L. ; Keller, S. ; Denbaars, S. P. ; Speck, J. S. ; Mishra, U. K.: Dopant activation and ultralow resistance ohmic contacts to Si-ion-implanted GaN using pressurized rapid thermal annealing. In: *Applied Physics Letters* 85 (2004), Nr. 22, S. 5254–5256
- [101] Suita, M. ; Nanjo, T. ; Oishi, T. ; Abe, Y. ; Tokuda, Y.: Ion implantation doping for AlGaIn/GaN HEMTs. In: *Physica Status Solidi C* 3 (2006), Nr. 6, S. 2364–2367
- [102] Mohammed, F. M. ; Wang, L. ; Adesida, I.: Ultralow resistance Si-containing Ti/Al/Mo/Au Ohmic contacts with large processing window for AlGaIn/GaN heterostructures. In: *Applied Physics Letters* 88 (2006), Nr. 21, S. 212107–1–212107–3
- [103] Wang, L. ; Kim, D. H. ; Adesida, I.: Direct contact mechanism of Ohmic metallization to AlGaIn/GaN heterostructures via Ohmic area recess etching. In: *Applied Physics Letters* 95 (2009), Nr. 17, S. 172107–1–172107–3
- [104] Chung, J. W. ; Hoke, W. E. ; Chumbes, E. M. ; Palacios, T.: AlGaIn/GaN HEMT With 300-GHz $f(\text{max})$. In: *IEEE Electron Device Letters* 31 (2010), Nr. 3, S. 195–197

Veröffentlichungen

Teile der vorliegenden Arbeit waren Gegenstand von Veröffentlichungen, die im Folgenden aufgeführt sind.

Zeitschriftenartikel

Mánuel, J. M.; Morales, F. M.; Lozano, J. G.; González, D.; García, R.; Lim, T.; Kirste, L.; Aidam, R.; Ambacher, O.: Structural and compositional homogeneity of InAlN epitaxial layers nearly lattice-matched to GaN. In: *Acta Materialia* 58 (2010), S. 4120–4125

Kirste, L.; Lim, T.; Aidam, R.; Müller, S.; Waltereit, P.; Ambacher, O.: Structural properties of MBE AlInN and AlGaInN barrier layers for GaN-HEMT structures. In: *Physica Status Solidi A* 207 (2010), S. 1338–1341

Lim, T.; Aidam, R.; Kirste, L.; Waltereit, P.; Müller, S.; Ambacher, O.: Design of near lattice-matched AlGaInN-barriers for highly-scalable GaN-based transistor structures. In: *Physica Status Solidi C* 7 (2010), S. 1958–1960

Lim, T.; Aidam, R.; Waltereit, P.; Henkel, T.; Quay, R.; Lozar, R.; Maier, T.; Kirste, L.; Ambacher, O.: GaN-Based Submicrometer HEMTs With Lattice-Matched InAlGaN Barrier Grown by MBE. In: *IEEE Electron Device Letters* 31 (2010), S. 671–673

Lim, T.; Aidam, R.; Kirste, L.; Waltereit, P.; Quay, R.; Müller, S.; Ambacher, O.: Compositional variation of nearly lattice-matched InAlGaN alloys for high electron mobility transistors. In: *Applied Physics Letters* 96 (2010), S. 252108-1–252108-3

Tagungsbeiträge

Lim, T.; Aidam, R.; Kirste, L.; Windscheid F.; Müller, S.; Ambacher, O.: Einflüsse auf den In-Einbau beim Wachstum von Al-reichem $\text{Al}_{1-x}\text{In}_x\text{N}$. (Vortrag) *Deutschsprachiger*

Workshop für Molekularstrahlepitaxie 2008, Zürich, Schweiz

Morales, F. M. ; Manuel, J. M. ; Lozano, J. G. ; González, D. ; García, R. ; Lim, T. ; Kirste, L. ; Aidam, R. ; Ambacher, O.: Structural characterization of high-quality single-phase InAlN layers lattice-matched to GaN. (Poster) *E-MRS 2009 Spring Meeting, Strasbourg, Frankreich*

Manuel, J. M. ; Morales, F. M. ; Lozano, J. G. ; González, D. ; García, R. ; Lim, T. ; Kirste, L. ; Aidam, R. ; Ambacher, O.: Thin Films of InAlN ternary alloys pseudomorphically grown on GaN/sapphire. (Vortrag) *Joint Congress of the Spanish and Portuguese Microscopy Societies 2009, Segovia, Spanien*

Manuel, J. M. ; Morales, F. M. ; Lozano, J. G. ; González, D. ; García, R. ; Lim, T. ; Kirste, L. ; Aidam, R. ; Ambacher, O.: InAlN nanolayers lattice-matched to GaN for photonic uses. (Vortrag) *International Commission for Optics Topical Meeting on „Emerging Trends & Novel Materials in Photonics“ (ICO-PHOTONICS-DELPHI2009), Delphi, Griechenland*

Kirste, L. ; Lim, T. ; Aidam, R. ; Müller, S. ; Waltereit, P. ; Ambacher, O.: Structural Properties of MBE AlInN/GaN HEMT Structures Deposited on MOCVD GaN/Al₂O₃ and GaN/AlN/4H-SiC Templates. (Vortrag) *8th International Conference on Nitride Semiconductors (ICNS-8), Jeju, Korea*

Lim, T. ; Aidam, R. ; Kirste, L. ; Waltereit, P. ; Müller, S. ; Ambacher, O.: Design of novel AlGaInN-barriers for highly-scalable GaN-based transistor structures. (Vortrag) *8th International Conference on Nitride Semiconductors (ICNS-8), Jeju, Korea*

Kirste, L. ; Lim, T. ; Aidam, R. ; Müller, S. ; Waltereit, P. ; Ambacher, O.: Structural Characterization of novel InAlN and InAlGaIn layers lattice matched to GaN for high-frequency electronics. (Poster) *Deutsche Kristallzüchtungstagung 2010, Freiburg im Breisgau, Deutschland*

Morales, F. M. ; Manuel, J. M. ; García, R. ; Lim, T. ; Kirste, L. ; Aidam, R. ; Ambacher, O.: Structural characterization of high-quality single-phase InAlN layers lattice-matched to GaN. (Vortrag) *E-MRS 2010 Spring Meeting, Strasbourg, Frankreich*

Morales, F. M. ; Manuel, J. M. ; García, R. ; Lim, T. ; Kirste, L. ; Aidam, R. ; Ambacher, O.: Structural characterization of high-quality single-phase InAlN layers lattice-matched to GaN. (Vortrag) *3rd International Symposium on Growth of III-Nitrides (ISGN-3), Montpellier, Frankreich*

Quay, R. ; Tessmann, A. ; Lim, T. ; Massler, H. ; Haupt, C. ; Ambacher, O.: Mm-Wave

Operation of III-N HEMTs up to 110 GHz. (Vortrag) *5th Space Agency - MOD Round Table Workshop on GaN Component Technologies*, Noordwijk, Niederlande

Mánuel, J. M. ; Morales, F. M. ; García, R. ; Lim, T. ; Aidam, R. ; Kirste, L. ; Ambacher, O.: Growth and Characterization of InAl(Ga)N Layers Pseudomorphic to GaN for High-electron Mobility Transistors. (Vortrag) *International Workshop on Nitride Semiconductors 2010 (IWN 2010)*, Tampa, USA

Lim, T. ; Aidam, R. ; Waltereit, P. ; Quay, R. ; Kirste, L. ; Ambacher, O.: Quaternary Barriers for the Performance Enhancement of GaN-based HEMTs. (Vortrag) *International Workshop on Nitride Semiconductors 2010 (IWN 2010)*, Tampa, USA

Patentanmeldung

Lim, T. ; Aidam, R. ; Kirste, L. ; Quay, R.: Halbleiterstruktur. Deutsche Patentanmeldung 10 2009 041 548.3 / PCT-Anmeldung PCT/EP2010/063496

Weitere Dokumente

Knübel, A. ; Lim, T.: Molecular Beam Epitaxy of InN, InGaN, and InAlN / Molekularstrahlepitaxie von InN, InGaN und InAlN, Fraunhofer-Institut für Angewandte Festkörperphysik, Jahresbericht 2008

Lim, T.: Lattice-matched quaternary nitride heterostructures for electronic applications / Gitterangepasste Heterostrukturen aus quaternären Nitriden für elektronische Anwendungen, Fraunhofer-Institut für Angewandte Festkörperphysik, Jahresbericht 2009

Quay, R. ; Lim, T. ; Haupt, C. ; Leuther, A. ; Tessmann, A.: GaN-Based MMICs Operating At and Beyond 100 GHz, Fraunhofer-Institut für Angewandte Festkörperphysik, Kuratoriumssitzung 2010, Posterpräsentation

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich allen danken, deren Unterstützung zum Entstehen dieser Arbeit beigetragen hat.

Prof. Dr. Oliver Ambacher, Inhaber des Lehrstuhls Verbindungshalbleiter Mikrosysteme an der Technischen Fakultät der Albert-Ludwigs-Universität Freiburg im Breisgau und Leiter des Fraunhofer-Instituts für Angewandte Festkörperphysik (IAF), danke ich für die Möglichkeit, meine Arbeit durchführen zu können.

Dr. Martin Walther, Leiter der Abteilung EP am Fraunhofer IAF, bin ich für seine stets hervorragende Unterstützung als Vorgesetzter in größtem Maße dankbar. Im Rahmen meiner Tätigkeit legte er sowohl für meine wissenschaftlichen Erfolge als auch für meine persönliche Weiterentwicklung entscheidende Grundlagen.

Dr. Rolf Aidam, Leiter der Gruppe EP-2, danke ich für die exzellente Einweisung und Betreuung an der Nitrid-MBE-Anlage und für seine permanente Diskussions- und Hilfsbereitschaft bei meinen zahlreichen Fragen und Anliegen.

Dr. Patrick Waltereit und seinem Team spreche ich für die mustergültige Zusammenarbeit bei allen Fragen der Prozesstechnologie meine größte Wertschätzung aus. Weiterhin bin ich auch für seine Anregungen zu materialphysikalischen Themen sehr dankbar.

Dr. Lutz Kirste und seinem Team danke ich für seine wissenschaftliche und technische Expertise bei der Charakterisierung meiner Heterostrukturen. Insbesondere die Ergebnisse aus der Röntgenbeugung waren für diese Arbeit äußerst wertvoll.

Dr. Rüdiger Quay und seinem Team möchte ich meinen größten Dank für die projektseitige Unterstützung und für die Hochfrequenz-Charakterisierung meiner Bauelemente aussprechen.

Stefan Müller danke ich für die stetige Versorgung mit GaN/Saphir- und GaN/SiC-Quasisubstraten und außerdem für seine Hilfsbereitschaft am Rasterkraftmikroskop.

Dr. Michael Kunzer und Crenguta-Columbina Leancu danke ich für die Messungen mittels Photolumineszenz-Spektroskopie.

Prof. Dr. Francisco Miguel Morales Sánchez und José Manuel Manuel Delgado von der *Universidad de Cádiz* danke ich für die Analysen im Transmissionselektronenmikroskop.

Dr. Cunxu Gao vom Paul-Drude-Institut für Festkörperelektronik danke ich für die Hall-Messungen bei kryogenen Temperaturen.

Dr. Andreas Knübel, Elke Diwo, Richard Gutt, Dr. Markus Maier, Michael Masur und meinen weiteren Kollegen am Fraunhofer IAF danke ich für die konstruktive Zusammenarbeit und für die kooperative und angenehme Arbeitsatmosphäre.

Herausgeber: Prof. Dr. Oliver Ambacher

Diese Arbeit behandelt die Entwicklung von GaN-basierten Heterostruktur-Feldeffekttransistoren mit gitterangepasster Barriere für leistungselektronische Anwendungen. Als Barrierenmaterial werden sowohl ternäre Verbindungen vom Typ (Al,In)N als auch quaternäre Mischkristalle des Typs (Al,Ga,In)N untersucht. Zur Herstellung dieser schwer mischbaren Materialien kommt das Verfahren der Molekularstrahlepitaxie zum Einsatz, das aus physikalischen Gründen vorteilhaft erscheint.

Es werden neuartige Transistorstrukturen vorgestellt, die eine quaternäre (Al,Ga,In)N-Barriere optimierter Zusammensetzung mit einem AlN/GaN/AlN-Abstandshalter kombinieren. Durch diesen Ansatz wird verglichen mit herkömmlichen (Al,Ga)N/GaN-Strukturen eine höhere Schichtleitfähigkeit bei gleichzeitig kleinerer Barrierendicke erreicht.

Auf Basis der neuen Heterostrukturen werden Bauelemente mit Stromdichten bis zu 2,3 A/mm bei Steilheiten bis zu 675 mS/mm realisiert, was nahe des bisherigen Bestwerts für nitridische Transistoren liegt. Als weiterführendes Ergebnis wird die erfolgreiche Integration der neu entwickelten Transistoren mit quaternärer Barriere in monolithischen Verstärkerschaltungen demonstriert.

ISBN 978-3-8396-0292-8



9 783839 602928