

Diplomarbeit in Physik

angefertigt im

HELMHOLTZ - INSTITUT FÜR STRAHLEN- UND KERNPHYSIK

Kristallgitterschäden durch  
hohe elektrische Stromdichten  
im III-V-Halbleiter Galliumnitrid

vorgelegt der

MATHEMATISCH-NATURWISSENSCHAFTLICHEN FAKULTÄT

der

RHEINISCHEN FRIEDRICH-WILHELMS-UNIVERSITÄT BONN

von

Christian Karrasch

Bonn, Juni 2011



„Im Gebirge der Wahrheit kletterst du nie umsonst:  
entweder du kommst schon heute weiter hinauf,  
oder du übst deine Kräfte, um morgen höher steigen zu können.“

**FRIEDRICH NIETZSCHE** (1844-1900, dt. Philosoph)



Anfertigung mit der Genehmigung  
der MATHEMATISCH-NATURWISSENSCHAFTLICHEN FAKULTÄT  
der RHEINISCHEN FRIEDRICH-WILHELMS-UNIVERSITÄT BONN

**Referent:** Priv. Doz. Dr. Reiner Vianden

**Korreferent:** Prof. Dr. Karl Maier

Hiermit versichere ich, die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt sowie die Zitate deutlich kenntlich gemacht habe.

Bonn, den 27. Juni 2011

Unterschrift



# Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Motivation	1
2	Grundlagen	5
2.1	Galliumnitrid	5
2.2	LED-Degradation	7
2.3	Punktdefekte	8
2.3.1	Abschätzung der kinetischen Energie der Elektronen	9
2.3.2	Elektromigration	10
2.4	Metall-Halbleiter-Kontakte	11
2.5	Hall-Effekt	13
2.6	Methode der gestörten Winkelkorrelation (PAC)	14
3	Versuchsaufbau zur elektrischen Belastung der Proben	19
4	Probenmaterial und Probenpräparation	25
4.1	Probenmaterial	26
4.2	Optionale Vorimplantation	27
4.2.1	Erhöhung der Ladungsträgerkonzentration mit Si oder Mg	27
4.2.2	Ausheilen der Implantationsschäden	28
4.3	Aufdampfen der Metall-Halbleiter-Kontakte	30
4.3.1	Ätzen und Reinigen der Proben	30
4.3.2	Aufdampfen der Ti/Ti/Au-Kontakte	31
4.4	Implantation der PAC-Sonde $^{111}\text{In}$	32
5	Messungen und Diskussion der Ergebnisse	35
5.1	Widerstandsmessungen	36
5.1.1	Implantationsabhängige Widerstandsänderung	36
5.1.2	Temperaturabhängige Widerstandsänderung	37
5.2	Hall-Effekt Messung	38
5.3	Proben-Aufnahmen	40
5.3.1	Mikroskop	40
5.3.2	Thermografieaufnahmen und Diskussion der Rissbildung	42

---

5.3.3	Szintigramm . . . . .	45
5.4	PAC-Messungen . . . . .	46
5.4.1	Messungen und Ergebnisse . . . . .	46
5.4.2	Diskussion . . . . .	48
6	Zusammenfassung und Ausblick	51
	Literaturverzeichnis	55
	Abbildungsverzeichnis	59
	Tabellenverzeichnis	61
A	Anhang	63

# 1 Einleitung und Motivation



**Abbildung 1.1:** Blaue Leuchtdiode auf Galliumnitrid-Basis

Der Japaner Shuji Nakamura entwickelte 1992 die erste effiziente blaue **Leuchtdiode** (LED) aus **Galliumnitrid** (GaN) und vier Jahre später den ersten blauen Laser. LEDs sind zu einem integralen Bestandteil unseres täglichen Lebens geworden und GaN-Laserdioden finden ihren Einsatz beispielsweise für das optische Speichermedium Blu-Ray Disc<sup>1</sup>.

GaN besitzt weitere technische Anwendungen in der Halbleiterindustrie, wie z.B. Hochleistungstransistoren im Mobilfunk.

In einigen Bereichen fordert GaN das klassische Halbleitermaterial Silizium (Si) für elektronische Bauteile heraus, da Si als Halbleitermaterial zunehmend an seine physikalischen Grenzen stößt. „Wenn das Kostenproblem gelöst wird, ist Galliumnitrid das Halbleitermaterial der Zukunft: Es sorgt für robuste, effiziente und temperaturunempfindliche Elektronik.“ [Amb09]

---

<sup>1</sup> Blu-Ray Disk ist ein eingetragenes Warenzeichen von Blu-ray Disc Association (BDA)

LEDs auf GaN-Basis zeichnen sich durch ihre hohe Lebensdauer (Größenordnung  $10^4$  h) und effiziente Lichterzeugung aus. Ein ungelöstes Rätsel ist die Ursache der **Degradation**, d.h. der sinkenden Lichtstromstärke während der Lebensdauer einer GaN-LED.

Über **Schädigungsmechanismen** in GaN-LEDs und die durch elektrischen Strom erzeugten Kristalldefekte ist noch wenig bekannt. Zur Fertigung von leistungsfähigeren Halbleiterbauelementen mit noch höherer Lebenserwartung ist daher das Verständnis dieser Schädigungsmechanismen und der erzeugten Kristalldefekte durch elektrischen Strom von großem Interesse.

Infolge der fortschreitenden Miniaturisierung von Mikroprozessoren und der Fertigung von Hochleistungsbaulementen stellt die **Elektromigration** einen limitierenden Faktor dar. Dabei handelt es sich um einen Effekt, der vermehrt bei hohen elektrischen Stromdichten auch in Halbleitern auftritt. Hierbei gibt der sogenannte Elektronenwind der natürlichen Diffusion eine Vorzugsrichtung und es kommt zu einem Transport der Atome im Kristall des Halbleitermaterials und damit zur Schädigung des Kristallgitters.

Grundlegende **Motivation** und Ansatzpunkt dieser Arbeit ist ein Artikel aus dem Journal of Applied Physics von K. K. Leung et al. über *Physical mechanism for hot-electron degradation in GaN light-emitting diodes* [Leu10]. In dieser Veröffentlichung wurden LEDs unter elektrischer Belastung bei elektrischen Stromdichten von  $60 - 600 \text{ A/cm}^2$  auf die Veränderung ihrer optoelektronischen Eigenschaften hin untersucht. Dabei wurde eine beschleunigte Degradation der LEDs festgestellt. Dies wird auf eine signifikante Erhöhung der Defektdichte an den Mehrfach-Quantentopf-Strukturen (*multiple quantum well*, MQW) zurückgeführt. Es wurden Fadenversetzungen (*threading dislocations*) und lokalisierte Zustände (*localized states*) an den MQWs beobachtet. Die Ergebnisse deuten darauf hin, dass sogenannte *hot electrons* die Ursache dafür sind.

In der **vorliegenden Diplomarbeit** soll der Frage nachgegangen werden, welche Rolle Punktdefekte bei der Degradation von GaN-LEDs spielen. Hierzu werden Kristallgitterschäden durch hohe elektrische Stromdichten in n-leitendem GaN erzeugt und mittels der Methode der gestörten Winkelkorrelation (*Perturbed Angular Correlation*, PAC) untersucht.

Zur elektrischen Charakterisierung des verwendeten Probenmaterials werden Hall-Effekt Messungen durchgeführt. Dadurch lassen sich Art, Konzentration und Beweglichkeit der Ladungsträger bestimmen.

Aufgrund der hohen thermischen und elektrischen Beanspruchung der Proben ist die Herstellung stabiler Metall-Halbleiter-Kontakte notwendig. Diese werden durch Aufdampfen von Ti/Ti/Au-Kontakten realisiert, welche ohmsches Verhalten zeigen. Mittels einer Wärmebildkamera wird die thermische Belastung während der elektrischen Beanspruchung analysiert.

Mit Hilfe der Methode der PAC können lokale Gitterdefekte auf atomarer Ebene untersucht werden. Dazu ist das Einbringen einer radioaktiven Sonde (PAC-Sonde) in die zu untersuchende Schicht erforderlich. Als PAC-Sonde in GaN wird  $^{111}\text{In}$  verwendet. Indium ist geradezu ideal geeignet, da es isoelektronisch zu Gallium ist und Verwendung in einer ternären Verbindung in blauen InGaN-LEDs findet.

Aufgrund der relativ kurzen Halbwertszeit von  $^{111}\text{In}$  ( $t_{1/2} = 2,83 \text{ d}$ ) muss die elektrische Belastung mit hoher Stromdichte ( $10^4 \text{ A/cm}^2$ ) erfolgen, um im Zeitraum weniger Tage Kristallgitterschäden zu erzeugen. Dabei wird der schon erwähnte Effekt der Elektromigration erwartet. Vor und nach der elektrischen Belastung wird dann die Schädigung des GaN-Kristallgitters mittels der PAC untersucht.

Untersuchungen mit der PAC-Sonde  $^{111}\text{In}$  in GaN ergaben bereits, dass Indium attraktiv für Stickstoffleerstellen ( $V_{\text{N}}$ ) ist [Sch09]. Dabei könnte dieser In- $V_{\text{N}}$ -Defektkomplex als eine mögliche strahlende Rekombinationsfalle für Elektron-Loch Paare in InGaN-LEDs wirken [Kes10].



## 2 Grundlagen

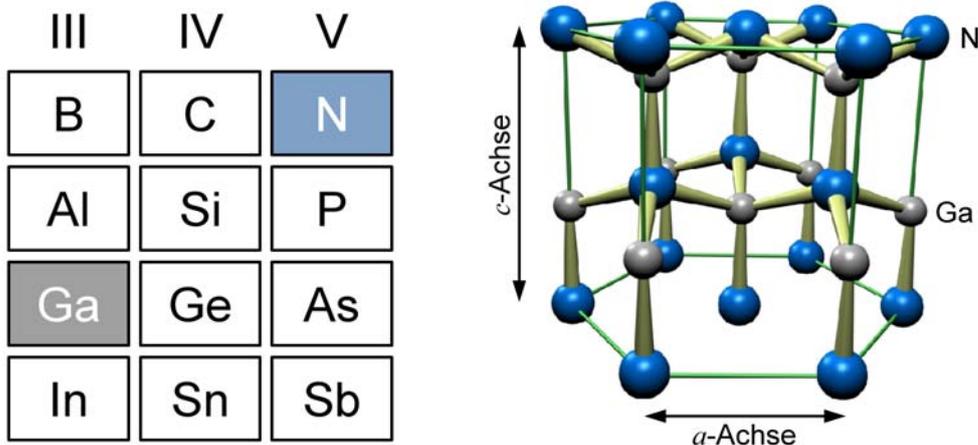
### 2.1 Galliumnitrid

Galliumnitrid (GaN) ist ein III-V-Verbindungshalbleiter, bestehend aus Gallium (Ga) und Stickstoff (N). In Abbildung 2.1 ist ein Auszug aus dem Periodensystem der Elemente dargestellt. Entsprechend ihrer Hauptgruppe im Periodensystem besitzt Gallium drei freie Valenzelektronen und Stickstoff fünf.

Die natürliche Kristallisation der Nitride ist die in Abbildung 2.1 dargestellte Wurtzit-Struktur im hexagonalen Kristall-System.

GaN findet Anwendung in blauen Leuchtdioden und Laserdioden, sowie Hochleistungsbauelementen, wie zum Beispiel Transistoren im Mobilfunksektor.

Wichtige Eigenschaften von Galliumnitrid sind in Tabelle 2.1 aufgeführt und zum Vergleich denen von Silizium und anderen Halbleitern gegenübergestellt. GaN ist aufgrund seiner großen Bandlücke interessant für den Einsatz in LEDs. In Abbildung 2.2 ist die Bandlücke (3,4 eV) für GaN und die entsprechende Wellenlänge (366 nm,

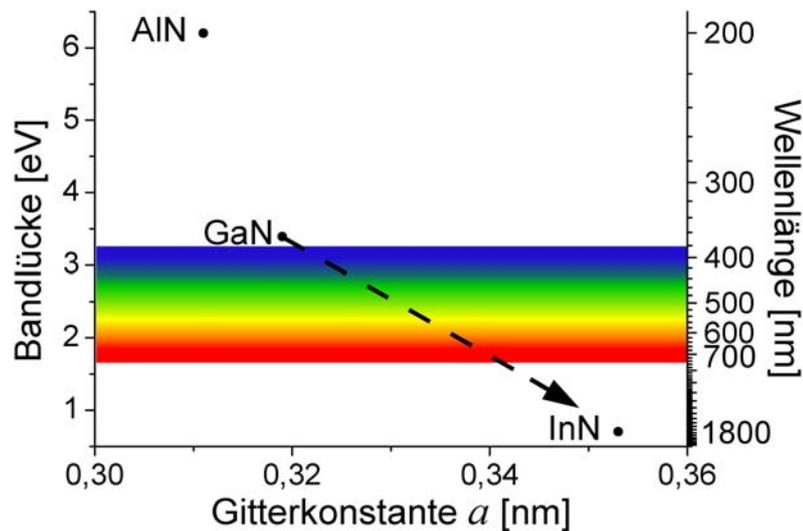


**Abbildung 2.1:** Links: Auszug aus dem Periodensystem der Elemente zur Veranschaulichung des III-V-Verbindungshalbleiters GaN. Rechts: Wurtzit-Kristallstruktur (hexagonal) von GaN.

UV-Bereich) in Abhängigkeit von der Gitterkonstante  $a$  dargestellt. Zum Vergleich sind in den Graphen die direkten Halbleiter Aluminiumnitrid (AlN) und Indiumnitrid (InN) eingetragen. Durch Dotierung lässt sich die Bandlücke in  $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{N}$  einstellen und somit die Wellenlänge des emittierten Lichts über den Indium-Gehalt  $x$  variieren. Dadurch erzeugt mit Indium dotiertes GaN blaues Licht. Die lineare Abhängigkeit der Gitterkonstante eines Mischkristalls von den Gitterkonstanten der Komponenten beschreibt die Vegard'sche Regel. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 2.2 durch die Verbindungslinie zwischen GaN und InN angedeutet.

**Tabelle 2.1:** Eigenschaften von AlN, GaN, InN und Si bei Raumtemperatur (300 K) [Iof11, Sau09].

Eigenschaften	Aluminiumnitrid	Galliumnitrid	Indiumnitrid	Silizium
	AlN	GaN	InN	Si
Kristallgittertyp	Wurtzit	Wurtzit	Wurtzit	Diamant
Bandstruktur	direkt	direkt	direkt	indirekt
Bandabstand [eV]	6,2	3,39	1,9-2,05	1,11
Gitterkonstante [Å]	a = 3,11 c = 4,98	a = 3,19 c = 5,18	a = 3,533 c = 5,693	a = 5,43
Dichte [ $\text{gcm}^{-3}$ ]	3,23	6,15	6,81	2,329
Schmelzpunkt [K]	3273	1973 Dissoz.	1373	1688



**Abbildung 2.2:** Die Bandlücke von GaN (3,4 eV bei 300 K) entspricht einer Wellenlänge der emittierten Photonen (UV-Bereich) und hängt mit der Gitterkonstanten  $a$  zusammen. Durch Dotierung von GaN mit Indium, lässt sich die Bandlücke und somit die Wellenlänge des emittierten Lichts einstellen. Zum Vergleich sind in den Graphen die Halbleiter AlN und InN eingetragen.

## 2.2 LED-Degradation

Eine Leuchtdiode (LED) verliert zum Beispiel im Vergleich mit einer Glühbirne nicht schlagartig ihre Leuchtkraft. Vielmehr gibt es eine kontinuierliche Abnahme des Lichtstroms über einen längeren Zeitraum. Man spricht von Degradation und definiert die Zeit nach der eine LED nur noch die Hälfte ihres ursprünglichen Lichtstroms besitzt als Lebensdauer [OSR11]. Diese liegt in der Größenordnung von  $10^4$  Betriebsstunden.

Die Degradation ist weitestgehend unverstanden. Laut H. Morkoc [Mor08] unterscheidet man zwischen drei verschiedenen Ursachen:

- Aufgrund hoher elektrischer Ströme kommt es zu Temperaturentwicklungen, die bei verkapselten LEDs zur Trübung der Epoxidkapselung führen können.
- Hohe elektrische Ströme und dabei auftretende Temperaturen verschlechtern den Metallkontakt der semitransparenten p-GaN Schicht und bewirken somit eine Widerstandserhöhung.

- Die Dichte von nichtstrahlenden Rekombinationszentren für Elektron-Loch Paare erhöht sich.

Die im zweiten Punkt beschriebene Verschlechterung von p-leitenden Kontakten und p-GaN wird als wichtige Ursache für die Degradation von LEDs gehandelt [Moo09]. Der im dritten Punkt beschriebene Aspekt ist für diese Diplomarbeit relevant und soll im Folgenden näher betrachtet werden. Überwiegend besteht die erhöhte Defektdichte aus V-förmigen Versetzungslinien [San05] oder Fadenversetzungen [Leu10] (*threading dislocation*) infolge von Verspannungsrelaxationen, die auf thermischen Belastung zurückzuführen sind. An diesen Versetzungen können Elektron-Loch Paare nichtstrahlend rekombinieren. Andere Untersuchungen wie zum Beispiel von X. A. Cao et al. [Cao03] vermuten als Ursache eine thermisch induzierte Punktdefektbildung.

In der vorliegenden Diplomarbeit soll der Frage nachgegangen werden, ob entstehende Punktdefekte in der n-leitenden GaN-Schicht, aufgrund der hohen thermoelektrischen Belastung, für die Degradation von LEDs verantwortlich sein können.

In dem schon erwähnten Artikel von K. K. Leung et al. über *Physical mechanism for hot-electron degradation in GaN light-emitting diodes* [Leu10] wurden Leuchtdioden unter elektrischer Belastung bei elektrischen Stromdichten von  $60 - 600 \text{ A/cm}^2$  auf die Veränderung ihrer optoelektronischen Eigenschaften hin untersucht. Dabei wurde die Degradation der LEDs auf eine signifikante Erhöhung der Defektdichte an den Mehrfach-Quantentopf-Strukturen (*multiple quantum well*, MQW) zurückgeführt. Es wurden Fadenversetzungen (*threading dislocations*) und lokalisierte Zustände (*localized states*) an den MQWs beobachtet. Die Ergebnisse deuten darauf hin, dass entgegen der im vorigen Absatz zitierten Quellen, sogenannte *hot-electrons* die Ursache dafür sind.

Es sei darauf hingewiesen, dass Punktdefekte Ursprung makroskopischer Defekte sind und als Keime für solche fungieren. Im nächsten Abschnitt wird daher eine Übersicht der Punktdefekte in einem Kristall gegeben.

## 2.3 Punktdefekte

Defekte sind Unregelmäßigkeiten im periodischen Kristallgitter und sind in jedem realen Kristall vorhanden. Sie können die mechanischen, elektrischen und optischen Eigenschaften eines Kristalls massiv beeinflussen.

Punktfehler (nulldimensionale Gitterfehler) sind Defekte in der Größenordnung eines einzelnen Atoms. Man unterscheidet zwischen intrinsischen und extrinsischen Punktdefekten. Mögliche Punktdefekte sind Leerstellen (*Vacancies*, V), Zwischengitteratome (*Interstitials*) und Substitutionsatome (*Antisites*). Diese sind zur Veran-

schaulichung in Abbildung 2.3 schematisch dargestellt. In dieser Diplomarbeit sind speziell Stickstoffleerstellen  $V_N$  und deren Bildung von übergeordnetem Interesse. Die Bildungsenthalpie zum Beispiel einer ungeladenen Stickstoffleerstelle  $V_N$  in GaN beträgt etwa 3 eV [Laa08, dW04].

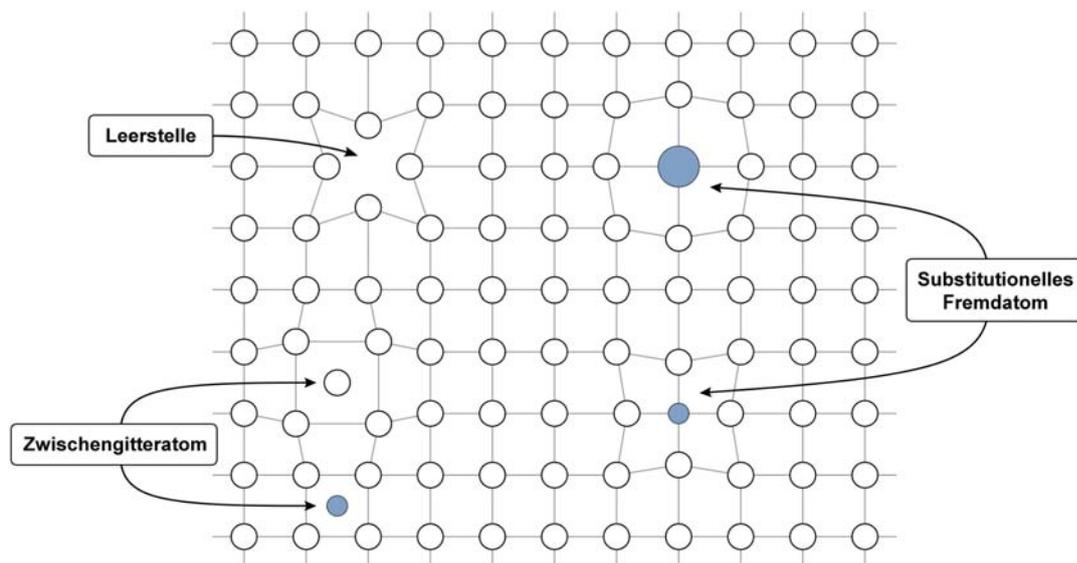
Es sei zur Unterscheidung erwähnt, dass man von Schottky-Fehlordnung spricht, wenn im Gitter Leerstellen vorhanden sind. Anti-Schottky-Fehlordnung hingegen bedeutet die Besetzung von Zwischengitterplätzen. Die Frenkel-Fehlordnung hingegen beinhaltet Leerstellen und gleichzeitig auch besetzte Zwischengitterplätze.

### 2.3.1 Abschätzung der kinetischen Energie der Elektronen im Halbleiter

An dieser Stelle soll eine Energieabschätzung durchgeführt werden, ob die Bildung der eben erwähnten  $V_N$  in GaN durch den Impulsübertrag von Elektronen auf ein Stickstoffatom realistisch ist.

Durch Hall-Effekt Messungen (siehe Abschnitt 5.2) kann die Driftgeschwindigkeit  $v_{\text{Drift}} = 1,7 \cdot 10^7$  cm/s eines Elektrons in GaN bestimmt werden. Die kinetische Energie beträgt demnach:

$$E_{\text{kin}} = 1/2 \cdot m_e \cdot v_{\text{Drift}}^2 \approx 0,05 \text{ eV}, \quad (2.1)$$



**Abbildung 2.3:** Zweidimensionale vereinfachte Darstellung eines Kristallgitters zur Veranschaulichung von Punktdefekten.

wobei  $m_e$  die Ruhemasse des Elektrons ist. Diese Energie der Elektronen reicht nicht aus, um eine  $V_N$  zu erzeugen.

Die Geschwindigkeit der Elektronen wird über die angelegte Spannung und der mittleren freien Weglänge in GaN abgeschätzt. Im Experiment wird eine Spannung von etwa 200 V an die Proben angelegt. Unter Berücksichtigung der Probengröße herrscht innerhalb der Probe eine Spannung von 40 V/mm. Ein Elektron benötigt also eine freie Weglänge von 0,1 mm, um eine kinetische Energie von beispielsweise 4 eV aufzunehmen. In der Literatur findet man für die mittlere freie Weglänge der Elektronen in GaN Werte von einigen hundert nm bis zu einem cm [Kri03]. Daher scheint diese Abschätzung für die Energie der Elektronen durchaus realistisch.

Die bereits im Abschnitt 2.2 erwähnten *hot electrons* besitzen laut [Puz11] nur eine Energie von einigen eV und können keine stabilen Punktdefekt in GaN erzeugen.

Bisher wurde außer Acht gelassen, dass die Elektronenmasse  $m_e$  wesentlich kleiner ist, als die Masse des Stickstoffatoms  $m_N$ . Das Elektron ist selbst bei einem zentralen Stoß, nicht in der Lage die notwendige Energie auf das Stickstoffatom zu übertragen, sondern wird zurückgestreut. Die übertragene Energie auf das Stickstoffatom beträgt bei einem Elektron der kinetischen Energie von 200 eV nur etwa 0,031 eV (berechnet nach [Aut56]).

Die erforderliche Energie eines Elektrons, um ein Stickstoffatom aus dem Kristallgitter zu versetzen und damit eine  $V_N$  zu erzeugen, beträgt laut [Aut11] etwa 0,7-1 MeV. Allerdings kommt es bei hohen elektrischen Stromdichten dennoch zur Diffusion von Atomen innerhalb von GaN durch den Effekt der Elektromigration, welcher im nächsten Abschnitt näher beschrieben ist.

### 2.3.2 Elektromigration

Der Effekt der Elektromigration ist bekannt aus der Halbleiterforschung und stellt ein Problem bei der fortschreitenden Miniaturisierung bei Leiterbahnen von Mikroprozessoren dar.

Unter Elektromigration versteht man einen Materialtransport verursacht durch elektrischen Strom in einem (Halb-) Leiter. Aufgrund der thermischen Bewegung in einem Material herrscht eine natürliche in alle Richtungen gleiche Diffusion der Atome im Material. Legt man jedoch eine elektrische Gleichspannung an, wodurch Elektronen durch das Material fließen, so kommt es durch Kollisionen von Elektronen mit den Ionen (Windkraft) und in geringerem Maße durch das angelegte elektrische Feld (direkte Kraft) zu einer resultierenden Kraft auf die Ionen im Material.

Zusammenfassend kann man sagen, dass dieser sogenannte „Elektronenwind“ der Diffusion eine Vorzugsrichtung gibt. Je nach Material sind die Windkraft und direkte Kraft unterschiedlich groß und entgegengesetzt.

In GaN kommt es bei einer elektrischen Stromdichte in der Größenordnung von  $10^3$  bis  $10^4$  A/cm<sup>2</sup> zu einer merklichen Elektromigration [Li10]. Somit wird eine Bildung von  $V_N$  innerhalb von GaN aufgrund der hohen elektrischen Stromdichten erwartet.

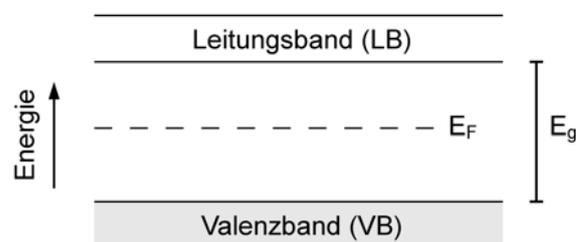
## 2.4 Metall-Halbleiter-Kontakte

Um die im vorigen Abschnitt beschriebenen hohen elektrischen Stromdichten zu erreichen, sind stabile elektrische Kontakte notwendig. An dieser Stelle soll eine kurze Darstellung der Problematik eines Metall-Halbleiter-Kontakts gegeben werden. Eine detailliertere Beschreibung findet sich beispielsweise in [Thu05, Göb08, Sau09]. Das Bändermodell (siehe Abbildung 2.4) beschreibt quantenmechanisch die elektronischen Energiezustände in einem Kristall. Dabei bilden die bindenden Orbitale das Valenzband (VB) und die antibindenden Orbitale das Leitungsband (LB). Bei Halbleitern existiert eine verbotene Zone (Bandlücke  $E_g$ ) zwischen dem Valenz- und Leitungsband. Wie in Abschnitt 2.1 beschrieben, beträgt die Bandlücke für GaN bei einer Temperatur von 300 K etwa 3,4 eV.

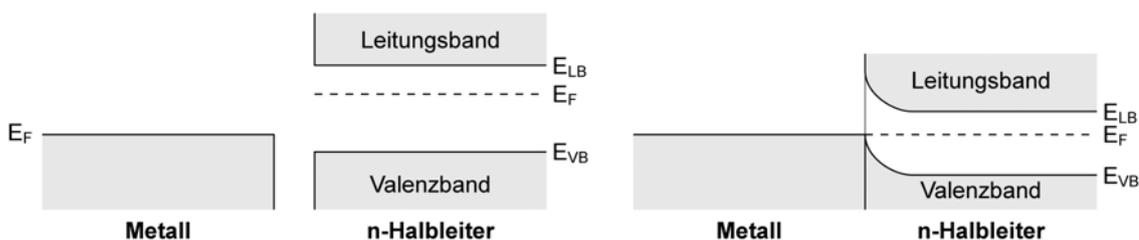
Am absoluten Nullpunkt ( $T=0$  K) sind alle Zustände bis zur Fermi-Energie  $E_F$  besetzt, Zustände höherer Energie bleiben unbesetzt. Durch Hinzufügen von thermischer Energie können die Elektronen aus dem Valenz- ins Leitungsband energetisch angehoben werden. Die Elektronen im Leitungsband sind frei beweglich und unter einem von außen angelegten elektrischen Feld fließt ein elektrischer Strom. Dies erklärt die elektrische Leitung von manchen Halbleitern bei Raumtemperatur.

Bringt man ein Metall und einen Halbleiter (n-leitend) in Kontakt, so stellt sich im thermodynamischen Gleichgewicht das Fermi-Niveau von Metall und Halbleiter überall auf dieselbe Höhe ein (siehe Abbildung 2.5). Dadurch gleichen sich die Bänder an und es entsteht ein Übergang. Dabei gehen Elektronen aus dem Leitungsband des n-Halbleiters in das Metall über.

Dabei soll für unsere Anwendung die Bildung einer Schottky-Barriere vermieden



**Abbildung 2.4:** Schematische Veranschaulichung des Bändermodells bei Halbleitern.



**Abbildung 2.5:** Energiebänderschema eines Metall-Halbleiter-Übergangs (nach [Thu05]). Links: Metall und n-Halbleiter voneinander isoliert. Rechts: Metall und n-Halbleiter in Kontakt im thermodynamischen Gleichgewicht.

werden und damit gleichrichtende Kontakte.

Zur Herstellung niederohmscher Metall-Halbleiter-Kontakte (n-leitend) gibt es prinzipiell zwei Möglichkeiten. Zum einen versucht man, die Höhe der Schottky-Barriere möglichst gering zu halten und wählt das Leitungsband des Halbleitermaterials tiefer als das Fermi-Niveau des Metalls. Zum anderen dotiert man den Halbleiter stark, so dass die entstehende Potentialbarriere sehr schmal ist und die Elektronen somit leicht durch die Barriere tunneln können.

Die in dieser Arbeit verwendeten Metall-Halbleiter-Kontakte auf intrinsisch n-leitendem GaN sind Ti/Ti/Au Kontakte. In Abschnitt 4.3 ist die Herstellung dieser Kontakte beschrieben und ein Vergleich mit anderen Metall-Halbleiter-Kontakten aufgeführt.

Vergleicht man die Elektronegativität von GaN (3,3-4,1 eV) mit der Metallaustrittsarbeit von Ti (4,33 eV), so wird klar, dass eine Potentialbarriere entsteht [Feh99]. Allerdings ist der verwendete Metall-Halbleiter-Kontakt im Vergleich mit anderen Metallen dennoch eine gute Wahl, da der spezifische Kontaktwiderstand vergleichsweise gering ist (siehe Tabelle 4.3 in Abschnitt 4.3).

Durch das gezielte Einbringen von Fremdatomen (Dotierung/Implantation) lassen sich die elektrischen Eigenschaften von Halbleitern verändern. Beispielsweise wirkt Silizium (Si) in GaN als Donator und erhöht somit die Elektronenleitung. Magnesium (Mg) hingegen wirkt in GaN als Akzeptor und erhöht somit die Lochleitung (Elektronenmangel).

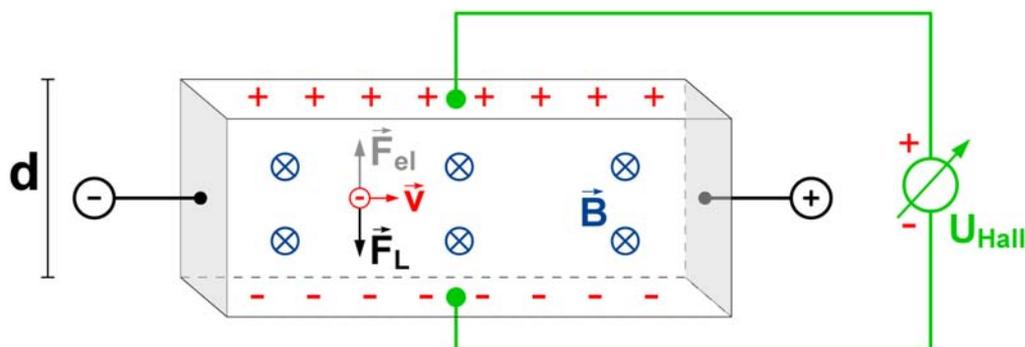


Abbildung 2.6: Schematische Darstellung des Hall-Effektes.

## 2.5 Hall-Effekt

Zur elektrischen Charakterisierung der verwendeten GaN-Proben werden Hall-Effekt Messungen durchgeführt. Unter Ausnutzung des Hall-Effekts lassen sich für Halbleiter die Ladungsträgerart und -konzentration ermitteln. Bei zusätzlicher Messung des spezifischen Widerstands lässt sich die Ladungsträgerbeweglichkeit bestimmen.

In Abbildung 2.6 ist das Prinzip des Hall-Effekts in einem Halbleiter der Dicke  $d$  vereinfacht dargestellt. Auf eine bewegte Ladung  $q$  (hier Elektron) in einem stationären Magnetfeld  $\vec{B}$  wirkt senkrecht zu diesem und zum Geschwindigkeitsvektor  $\vec{v}$  eine Lorentzkraft  $\vec{F}_L$ ,

$$\vec{F}_L = q (\vec{v} \times \vec{B}). \quad (2.2)$$

Dies führt zu einer Verschiebung der Ladungsträger und somit zu einer Anreicherung der negativen Ladungsträger an der unteren Seite. Diese erzeugen wiederum ein elektrisches Feld  $\vec{E}$  und erfahren somit eine elektrische Kraft  $\vec{F}_{el}$ , welche der Lorentzkraft  $\vec{F}_L$  entgegenwirkt und diese kompensiert. Es entsteht eine messbare Hall-Spannung  $U_H$ ,

$$U_H = R_H \frac{I \cdot B_z}{d}, \quad (2.3)$$

wobei  $R_H$  die materialspezifische Hall-Konstante darstellt. Durch Messung des Magnetfeldes  $\vec{B}$ , der Hall-Spannung  $U_H$  und der Stromstärke  $I$  lässt sich somit die Hall-Konstante  $R_H$  einfach bestimmen. Das Vorzeichen der Hall-Konstante gibt Aufschluss über die Ladungsträgerart. Man kann mit Hilfe der Gleichung  $j_x = -nqv_x$

für reine Elektronenleitung direkt auf die Ladungsträgerkonzentration  $n$  schließen.

$$R_H = -\frac{1}{n \cdot q} \quad (2.4)$$

Kennt man zusätzlich den spezifischen Widerstand  $\rho$ , so lässt sich die Ladungsträgerbeweglichkeit  $\mu_n$  bestimmen

$$\mu_n = \frac{|R_H|}{\rho}. \quad (2.5)$$

Der für die Hall-Messungen verwendete Aufbau wurde von Guido Rohrlack errichtet [Roh92, Roh96]. Mittels der von ihm verwendeten Van-der-Pauw-Messmethode können der elektrische Flächenwiderstand und die Hall-Koeffizienten dünner, homogener Schichten beliebiger Form bestimmt werden.

## 2.6 Methode der gestörten Winkelkorrelation (PAC)

Im Folgenden wird eine kurze Einführung zur Methode der gestörten  $\gamma$ - $\gamma$ -Winkelkorrelation (*Perturbed Angular Correlation*, PAC) gegeben und wesentliche Zusammenhänge erklärt. Für detailliertere Ausführungen wird an dieser Stelle auf die Fachliteratur [Fra65, Sch10] verwiesen.

Bei der PAC handelt es sich um eine Messmethode aus der nuklearen Festkörperphysik, bei der eine radioaktive Sonde (PAC-Sonde) in einen Festkörper eingebracht wird. Anhand seiner Ausstrahlcharakteristik kann die lokale Sondenumgebung aufgrund des dort herrschenden elektrischen Feldgradienten (EFG) am Sondenkernort untersucht werden.

Geeignete PAC-Sonden verfügen über einen Zwischenzustand (isomeres Niveau), dessen Lebensdauer einige ns bis  $\mu$ s beträgt. In dieser Diplomarbeit wird das radioaktive Isotop  $^{111}_{49}\text{In}$  mit einer Halbwertszeit von 2,83 d verwendet, welches durch Elektroneneinfang über Aussendung von  $\gamma$ -Quanten zu  $^{111}_{48}\text{Cd}$  zerfällt. In Abbildung 2.7 ist das Zerfallsschema von  $^{111}\text{In}$  vereinfacht dargestellt.

Untersuchungen in GaN mit  $^{111}\text{In}$  ergaben, dass Indium attraktiv für Stickstoffleerstellen  $V_N$  ist [Sch09]. RBS/Channeling-Messungen (*Rutherford Backscattering Spectrometry*) zeigen außerdem, dass Indium den Galliumgitterplatz besetzt [Lor02]. Da Indium isoelektronisch zu Ga in GaN ist, verändert es dessen elektrische Eigenschaften nicht. Ein weiteres Argument für Indium ist, dass es Verwendung in einer

ternären Verbindung in blauen InGaN-LEDs findet.

Am Ort des Sondenatoms erzeugen die umliegenden Atome einen EFG. Ist diese Umgebung nur sphärisch oder kubisch, so heben sich alle Komponenten auf und der EFG am Sondenort verschwindet. Ist die Umgebung der Sonde anisotrop (nicht-kubischer Festkörper), oder befindet sich beispielsweise ein Defekt in der näheren Sondenumgebung, so ist der resultierende EFG am Ort des Sondenatoms ungleich null.

Es ist nun möglich, bei einem genügend großen Quadrupolmoment  $Q$  und einer ausreichend langen Halbwertszeit des oben erwähnten Zwischenniveaus, die Wechselwirkung des Quadrupolmoments des Sondenatoms mit dem EFG am Kernort zu messen. Dies kann man sich vereinfacht als eine Rotation der Ausstrahlcharakteristik vorstellen.

Im Detail zerfällt das  $^{111}\text{In}$ -Atom durch Elektroneneinfang (EC) in einen angeregten Zustand  $|I_i, M_i\rangle$  mit dem Spin  $7/2^+$ . Aus dem angeregten Zustand bevölkert es unter Aussendung eines  $\gamma$ -Quants ( $\gamma_1$ ) den Zwischenzustand  $|I, M\rangle$  mit dem Spin  $5/2^+$ , das sogenannte PAC-Niveau mit einer Halbwertszeit von 85 ns. Unter Aussendung eines zweiten  $\gamma$ -Quants ( $\gamma_2$ ) geht das Atom in den Grundzustand  $|I_f, M_f\rangle$  mit dem Spin  $1/2^+$  über. Damit ist die  $\gamma$ - $\gamma$ -Kaskade abgeschlossen und das Sondenatom ist nun stabiles  $^{111}_{48}\text{Cd}$ . Die Lebensdauer des PAC-Niveaus kann über eine Koinzidenzmessung von  $\gamma_1$  (Start) und  $\gamma_2$  (Stopp) gemessen werden.

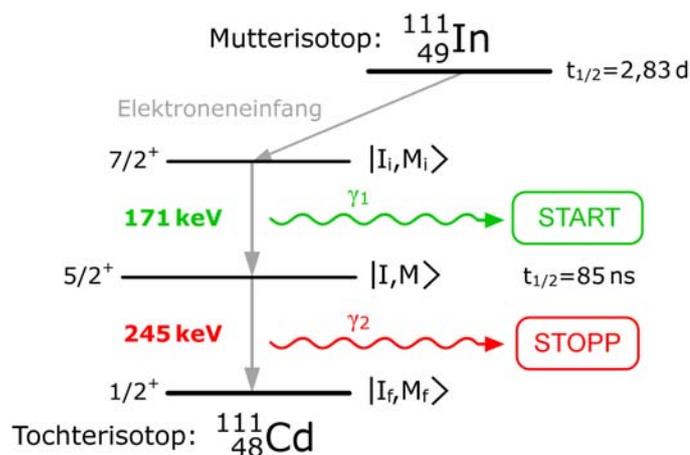
Herrscht am Sondenort ein EFG ungleich Null, so erfährt der Zwischenzustand eine Hyperfeinwechselwirkung aufgrund seines Quadrupolmoments  $Q$ . Diese Hyperfeinwechselwirkung zwischen dem Quadrupolmoment  $Q$  des Zwischenniveaus und dem EFG am Kernort erzeugt eine zeitabhängige Modulation der Wahrscheinlichkeit (Störung)  $\gamma_2$  unter einem festen Winkel zu detektieren. Anschaulich oszilliert dadurch die Ausstrahlcharakteristik des Zwischenzustandes (siehe Abbildung 2.8).

Abbildung 2.8 zeigt das Prinzip einer PAC-Messung. Im Experiment wird eine Vier-Detektor-Apparatur verwendet und somit eine Koinzidenzmessung von  $\gamma_1$  und  $\gamma_2$  unter festen Winkeln durchgeführt, um die Lebensdauerkurven des Zwischenzustandes zu bestimmen.

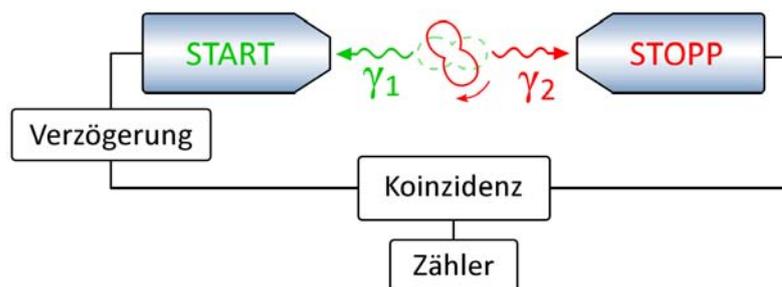
Im speziellen Fall, der EFG axialsymmetrisch und Richtung der Hauptachse statistisch verteilt ist, vereinfacht sich der sogenannte R-Wert mit einigen Näherungen zu

$$R(t) \approx A_{22}G_{22}(t) \quad (2.6)$$

Dieser besteht aus der kernspezifischen Anisotropie  $A_{22}$  und der Störfunktion  $G_{22}(t)$ , welche sich aus der Überlagerung unterschiedlicher Störungen zusammensetzt.



**Abbildung 2.7:** Vereinfachte Darstellung des Zerfalls der PAC-Sonde  $^{111}_{49}\text{In}$  (Mutterisotop) durch Elektroneneinfang über Aussendung zweier  $\gamma$ -Quanten in  $^{111}_{48}\text{Cd}$  (Tochterisotop).



**Abbildung 2.8:** Prinzip der gestörten  $\gamma$ - $\gamma$ -Winkelkorrelation.

Die Extraktion der Störung aus den gemessenen Lebensdauerkurven geschieht durch Bildung des R-Wertes, der nach folgender Formel mit den Zählraten  $N_{180^\circ}$  unter  $180^\circ$  und Zählraten  $N_{90^\circ}$  der unter einem Winkel von  $90^\circ$  aufgenommenen Spektren, berechnet wird.

$$R(t) = 2 \frac{N_{180^\circ}(t) - N_{90^\circ}(t)}{N_{180^\circ}(t) + 2 \cdot N_{90^\circ}(t)} \quad (2.7)$$

An die Daten  $R(t)$ , die aus Gleichung 2.7 gewonnen wurden, wird folgende Funktion 2.8 angepasst, die aus der theoretischen Berechnung des Störterms stammt.

$$R(t) \sim \sum_{n=0}^N s_n \cdot \cos(n\omega_0 t) \cdot e^{-\omega_0 \delta t} \quad (2.8)$$

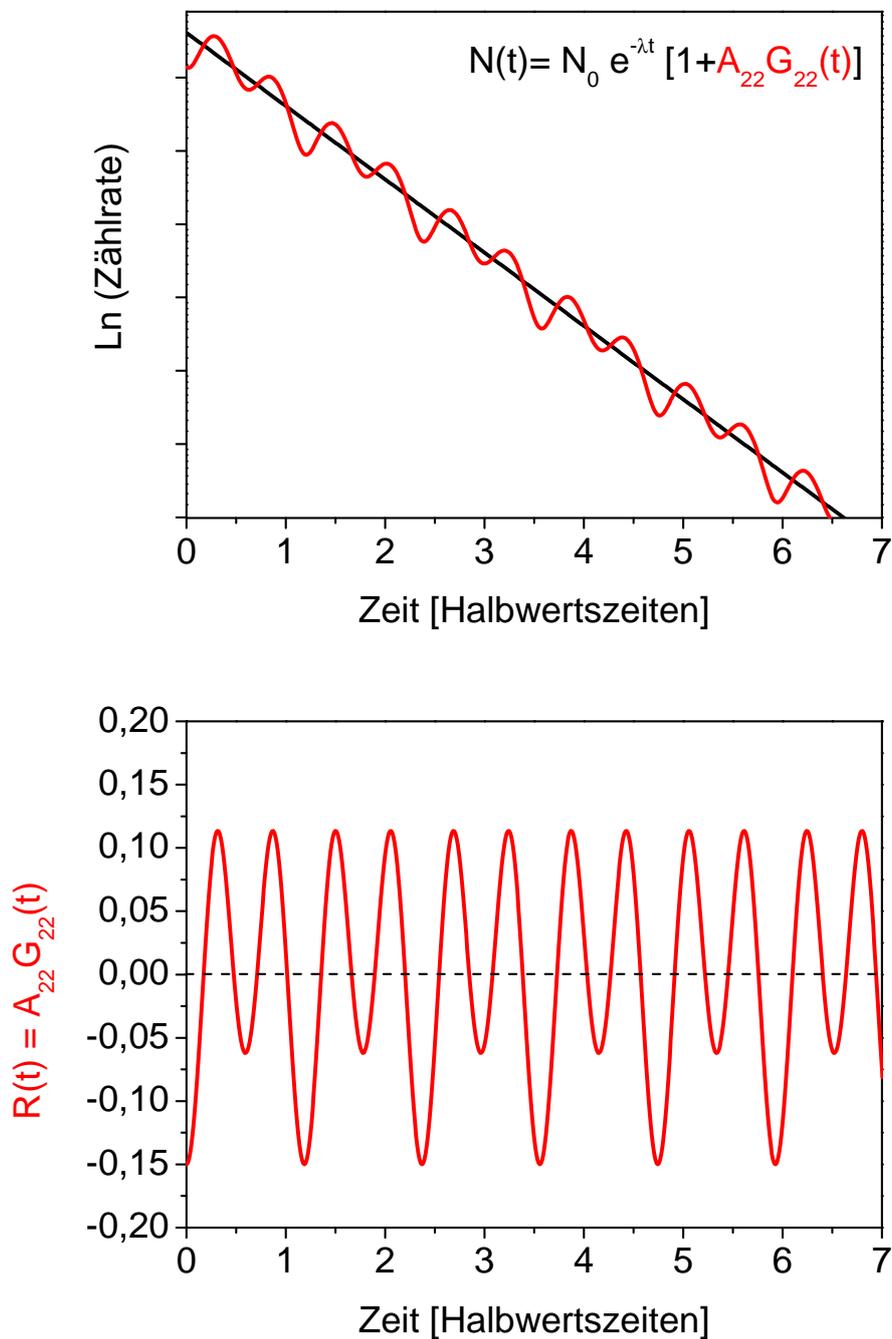
Dabei ist für  $^{111}\text{In}$   $N = 3$ . Der Wichtungsfaktor  $s_n$  der verschiedenen Frequenzen ist abhängig von dem Spin des PAC-Niveaus und dem Winkel zwischen  $\gamma_1$ , sowie dem EFG am Kernort. Die Breite der Verteilung  $\delta$  beschreibt die Verteilung der Frequenzen um  $\omega_0$ , welche durch geringfügige Unterschiede in der Probenumgebung resultieren.

Die spinunabhängige Quadrupolwechselwirkungsfrequenz  $\nu_Q$  ist abhängig von dem Quadrupolmoment  $Q = +0,83(13)$  b [Sch10] des Zwischenniveaus. Aus  $\nu_Q$  erhält man durch Gleichung 2.9 die größte Komponente  $V_{ZZ}$  des am Sondenort wirkenden EFG. Die beobachtete Frequenz  $\omega_0$  ist dabei proportional zum EFG.

$$\nu_Q = \frac{e \cdot Q \cdot V_{ZZ}}{h} \sim \omega_0 \quad (2.9)$$

Zusammenfassend wird aus der Messung der modulierten Lebensdauerkurve des Zwischenzustands  $R(t)$  extrahiert (siehe Abbildung 2.9).

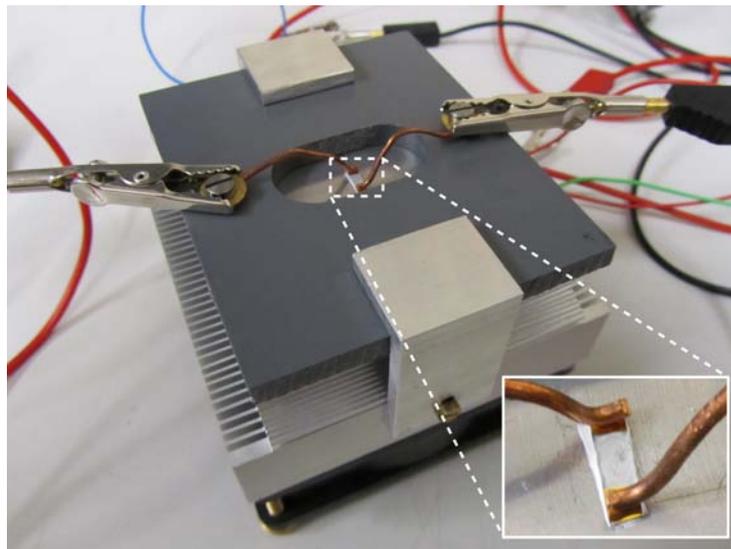
Ein genauer Versuchsaufbau und weitere Erklärungen zum Messablauf und deren Auswertung sind beispielsweise in der Doktorarbeit von Katharina Lorenz [Lor02] zu finden.



**Abbildung 2.9:** Veranschaulichung zur Extraktion des R-Wertes aus der Lebensdauerkurve.

### 3 Versuchsaufbau zur elektrischen Belastung der Proben

In diesem Kapitel wird der Versuchsaufbau zur elektrischen Belastung der Proben beschrieben und die verwendeten Messinstrumente mit ihren Messfehlern angegeben. Abbildung 3.1 zeigt ein Foto der Apparatur zur elektrischen Belastung. Kupferdrähte dienen dabei zur Kontaktierung der Ti/Ti/Au-Kontakte. Zur Kühlung der Probe wird diese, um thermischen Kontakt zum Kühlkörper herzustellen, mit Wärmeleitpaste (Art. Nr. WLP 4) der Firma FISCHER ELEKTRONIK<sup>1</sup> auf den CPU-Kühlkörper aufgebracht. Der CPU-Kühlkörper besteht aus Aluminium und besitzt zur Kühlung



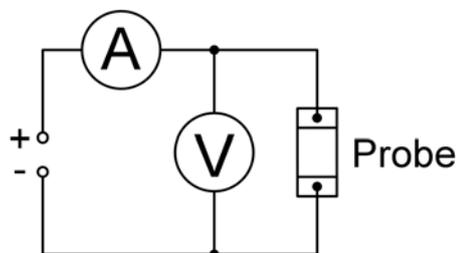
**Abbildung 3.1:** Aufbau zur elektrischen Belastung der Proben. Zur Kontaktierung der Ti/Ti/Au-Kontakte dienen Kupferdrähte, wobei die Probe mit Wärmeleitpaste zur thermischen Kontaktierung auf einen CPU-Kühlkörper aus Aluminium aufgebracht ist.

<sup>1</sup> FISCHER ELEKTRONIK, Nottebohmstraße 28, D-58511 Lüdenscheid

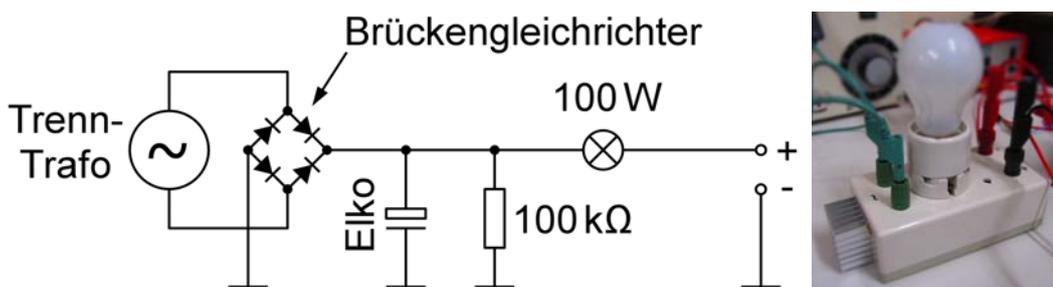
einen 12 V-Lüfter (PAPST<sup>1</sup>-VARIOFAN 3412 GMV, 12 V DC, 2,3 W).

Abbildung 3.2 zeigt einen vereinfachten Schaltplan des gesamten Versuchsaufbaus. Als Gleichstromquelle wird ein Labornetzgerät EA-7150-010<sup>2</sup> (Spannungsregelbereich: 0...150 V und Strombereich: 0...1 A) für Proben mit einem elektrischen Widerstand unter 500  $\Omega$  verwendet. Proben mit höherem Widerstand erfordern eine höhere Spannung. Aus Sicherheitsgründen wird dazu ein BLOCK<sup>3</sup> Stell-Trenntransformator (Trenn-Trafo) BR-350 (0...250 V AC, 50-60 Hz, max. 400 W) verwendet. Die Ausgangsspannung ist galvanisch vom Netz getrennt. Um aus der Wechselspannung (AC) eine Gleichspannung (DC) zu erhalten, wird ein Gleichrichter benutzt. Der Schaltplan und ein Foto des Gerätes sind in Abbildung 3.3 gezeigt. Zur Gleichrichtung dient ein Brückengleichrichter, der auf ein Aluminiumkühlgerippe aufgebracht ist. Die Glättung wird mit einem Elektrolytkondensator (Elko) erzielt. Für eine Leistungsbegrenzung wird eine 100 W-Glühlampe verwendet. Diese glättet die Spannung zusätzlich. Zur Entladung bei Abschaltung ist ein 100 k $\Omega$  Widerstand eingebaut.

Strom-, Spannungs- und Widerstandsmessungen werden mit Hilfe eines VOLT-



**Abbildung 3.2:** Messaufbau der verwendeten Digital-Multimeter zur Messung der Spannung und Stromstärke.



**Abbildung 3.3:** Links: Schaltplan zur Spannungsgleichrichtung. Rechts: Foto der Gleichrichtungseinheit.

1 PAPST-MOTOREN GmbH & Co KG, 78106 St. Georgen/Schwarzwald

2 EA, Elektro-Automatik GmbH & Co. KG, Helmholtzstr. 31-33, 41747 Viersen

3 BLOCK Transformatoren-Elektronik GmbH, Max-Planck-Straße 36-46, D-27283 Verden

CRAFT<sup>1</sup> Digital-Multimeter VC820 durchgeführt. Die angegebene Grundgenauigkeit laut Hersteller beträgt  $\pm 0,9\%$  [Vol06]. In Tabelle 3.1 sind die Messgenauigkeiten zur Fehlerbetrachtung der verwendeten Messbereiche aufgeführt. Mittels einer Wärmebildkamera (VarioCAM hr inspect der Firma JENOPTIK<sup>2</sup>) werden Thermografieaufnahmen während der elektrischen Belastung durchgeführt (siehe Kapitel 5.3.2) und somit die Maximaltemperatur  $T_{max}$  auf der Probenoberfläche bestimmt. Diese wird im Modus für den Temperaturbereich von  $0...300\text{ °C}$  betrieben. Die spektrale Sensitivität der Kamera beträgt  $7\text{ }\mu\text{m}$  bis  $14\text{ }\mu\text{m}$ . Die Emissivität von Galliumnitrid wurde nicht explizit berücksichtigt, womit die absolute Temperatur der gemessenen Proben einen größeren Fehler aufweist, als der vom Hersteller angegebene Fehler von  $\pm 1,5\text{ K}$  ( $0...120\text{ °C}$ ) bzw.  $\pm 2\%$  in höheren Bereichen.

Für manche Aufnahmen wurde eine Close-up-Linse 0,5x zur Adaption an das 25 mm-Normalobjektiv der VarioCAM hr verwendet. Dies ermöglicht eine Pixelauflösung von  $60\text{ }\mu\text{m}$  bei einem empfohlenen Arbeitsabstand von 48 mm.

Während der elektrischen Belastung kann es zu einer Rissbildung in der Probe kommen. Dies ist auf die hohen thermischen und elektrischen Belastungen zurückzuführen und macht daher eine verbesserte Kühlung erforderlich. In Abschnitt 5.3.2 wird die Rissbildung aufgrund eines Temperaturgradienten innerhalb der Probe

**Tabelle 3.1:** Tabelle zur Messgenauigkeit der Strom-, Spannungs- und Widerstandsmessung des verwendeten VOLTcraft Digital-Multimeter VC820. Auszug aus [Vol06]. Angabe der Genauigkeit in  $\pm(\%$  der Ableseung + Anzahl der Stellen = digits = dgt(s)).

Betriebsart	Messbereich	Genauigkeit	Auflösung
Gleichspannung	40 V	$\pm(0,9\% + 5\text{ dgts})$	10 mV
	400 V	$\pm(0,9\% + 5\text{ dgts})$	10 mV
Gleichstrom	40 mA	$\pm(1,2\% + 5\text{ dgts})$	0,01 mA
	400 mA	$\pm(1,2\% + 5\text{ dgts})$	0,1 mA
Widerstand	400 $\Omega$	$\pm(1,2\% + 2\text{ dgts})$	0,1 $\Omega$
	4 k $\Omega$	$\pm(1,0\% + 2\text{ dgts})$	0,001 k $\Omega$

1 VOLTcraft produziert und betreut durch Conrad Electronic SE, Klaus-Conrad-Str. 1, D-92240 Hirschau

2 JENOPTIK AG, Carl-Zeiß-Straße 1, D-07739 Jena

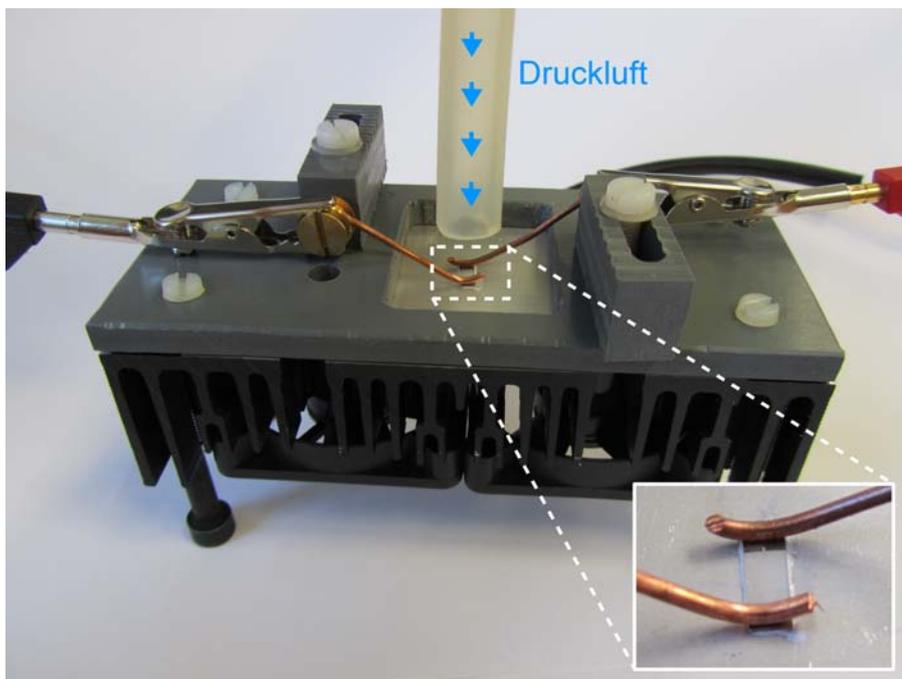
näher diskutiert.

Abbildung 3.4 zeigt die verbesserte Vorrichtung zur elektrischen Belastung der Proben und erlaubt eine zusätzliche Kühlung der Probenoberfläche mit Druckluft. Es ist ein Aluminium Kühlkörper verbaut, der durch zwei 12 V-Lüfter (SUNON <sup>1</sup>, KDE1205PF2-8, 12 V DC, 0,7 W) gekühlt wird.

Eine weitere Verbesserung ist die durch Schrauben dosierbare Kraftausübung bei der Kontaktierung. Dadurch soll vermieden werden, dass die Proben durch Auflegen der Kupferdrähte eine mechanische Verspannung erfahren.

---

<sup>1</sup> SUNON, Sunonwealth Electric Machine Industry Co., Ltd. No. 30, Ln. 296, Xinya Rd., Qianzhen Dist., Kaohsiung City 806, Taiwan

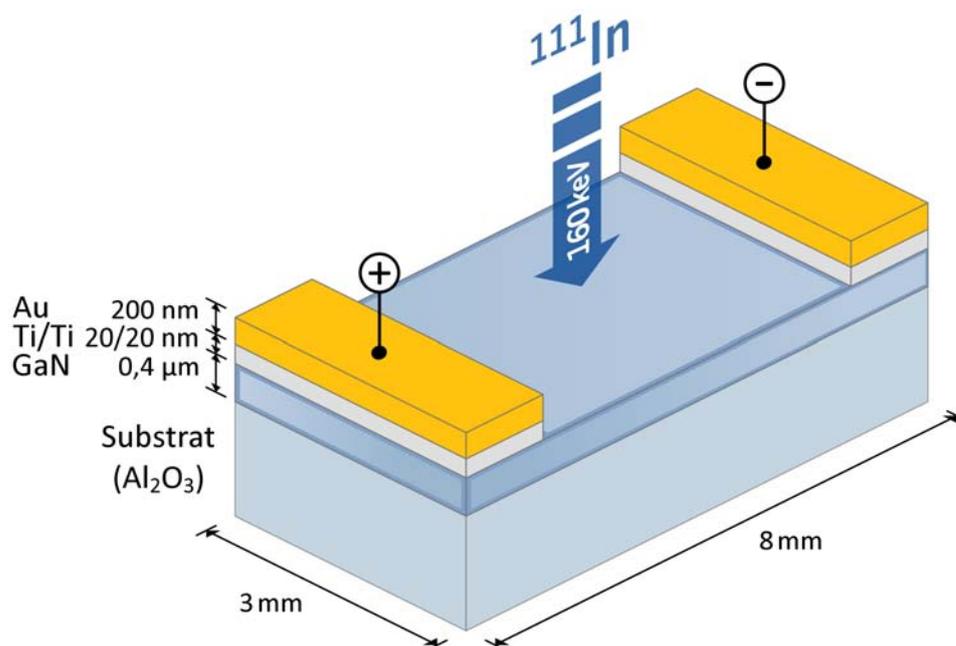


**Abbildung 3.4:** Das Foto zeigt die weiterentwickelte Vorrichtung zur elektrischen Belastung der Proben. Dadurch wird eine dosierte Kraftausübung zur Vermeidung einer mechanischen Verspannung der Probe ermöglicht. Außerdem ist eine zusätzliche Kühlung der Probenoberfläche durch Druckluft möglich.



## 4 Probenmaterial und Probenpräparation

In diesem Kapitel wird das Probenmaterial spezifiziert und die Präparation der Proben beschrieben. Es werden GaN-Proben unterschiedlicher Dicke und Dotierung verwendet. Nach dem Zuschnitt der Proben werden diese chemisch gereinigt und Metallkontakte zur elektrischen Kontaktierung aufgedampft. Abschließend wird eine radioaktive Sonde implantiert und die dabei entstandenen Kristallschäden thermisch ausgeheilt. In Abbildung 4.1 ist die Probenpräparation veranschaulicht.



**Abbildung 4.1:** Vereinfachte Darstellung einer Probe zur Untersuchung von elektrischer Belastung.

## 4.1 Probenmaterial

Es stehen Proben aus **undotiertem GaN** in den Schichtdicken ( $0,4\ \mu\text{m}$  und  $3,8\ \mu\text{m}$ ) zur Verfügung. Dabei ist die GaN-Schicht auf einem Substrat (Saphir,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) mittels metallorganischer Gasphasenepitaxie (*Metal Organic Chemical Vapor Phase Epitaxy*, MOVPE) aufgewachsen. Es handelt sich um kommerziell erhältliche 2"-Wafer der Firma TDI<sup>1</sup> aus denen die Proben mit den gewünschten Ausmaßen mittels einer Diamantdraht- bzw. Kreissäge zugeschnitten werden.

Außerdem werden mit **Silizium (Si) dotierte Proben** verwendet, die von Oliver Ambacher und Klaus Köhler am IAF<sup>2</sup> in Freiburg hergestellt wurden. In [Köh08] ist die Probenherstellung detailliert beschrieben. Der Schichtaufbau besteht aus einem  $25\ \text{nm}$  *nucleation layer*, gefolgt von einem  $2\ \mu\text{m}$  *buffer layer* und einer  $0,3\ \mu\text{m}$  GaN:Si-Schicht mit einer Siliziumkonzentration von  $2,3 \times 10^{19}\ \text{cm}^{-3}$ .

Tabelle 4.1 zeigt eine Übersicht der verwendeten Proben. Eine vollständige Auflistung aller Proben findet sich im Anhang A.

**Tabelle 4.1:** Übersicht der verwendeten Proben.

Probe	Probenmaße [mm]
$3,8\ \mu\text{m}$ GaN	$5 \times 10$
$0,4\ \mu\text{m}$ GaN	$5 \times 10$
$0,4\ \mu\text{m}$ GaN	$3 \times 8$
$0,3\ \mu\text{m}$ GaN:Si	$3 \times 8$
$0,3\ \mu\text{m}$ GaN:Si	$2,5 \times 8$

<sup>1</sup> TDI, Technologies and Devices International, Inc. (Oxford Instruments), 12214 Plum Orchard Drive, Silver Spring, MD 20904, USA

<sup>2</sup> IAF, Fraunhofer-Institut für Angewandte Festkörperphysik, Tullastraße 72, 79108 Freiburg

## 4.2 Optionale Vorimplantation<sup>1</sup>

### 4.2.1 Erhöhung der Ladungsträgerkonzentration mit Si oder Mg

Zur Veränderung der elektrischen Eigenschaften des undotierten GaN können die verwendeten Proben vorbehandelt werden. Die zur Messung der Kristallgitterschäden erforderliche PAC-Sonde  $^{111}\text{In}$  hat bei einer Implantationsenergie von 160 keV nur eine Eindringtiefe von 40,2 nm und wird nur in die obere Schicht der GaN-Proben implantiert. Zur Erhöhung der Ladungsträgerkonzentration in diesem Bereich kann zuvor Silizium bzw. Magnesium implantiert werden. Durch eine geeignete Wahl der Implantationsenergie kann eine Überlappung des Implantationsprofils mit dem von  $^{111}\text{In}$  erreicht werden.

In Tabelle 4.2 sind die Spezifikationen der drei Implantationen aufgeführt. Zur Vermeidung des sogenannten Gitterführungseffekts (*channeling*) wird unter einem Winkel von  $7^\circ$  implantiert. Das Implantationsprofil und die Implantationstiefe können mit dem Programm SRIM<sup>2</sup> simuliert werden.

Silizium wirkt in GaN als Donator und steigert somit die n-Leitung. Die Si-Implantation wurde von Mark Ridgway<sup>3</sup> in Australien vorgenommen, da diese aus technischen Gründen nicht in Bonn durchgeführt werden konnten. Die Implantationsenergie beträgt 50 keV.

Magnesium wirkt in GaN als Akzeptor und macht dieses p-leitend. Es gibt Hinweise auf die Degradation von p-leitenden Kontakten und von p-GaN als mögliche Ursache für die Degradation von LEDs [Moo09]. Mg kann am Bonner Isotopenseparator implantiert werden, es wird eine Energie von 40 keV verwendet.

---

1 Es sei darauf hingewiesen, dass die Vorimplantation aufgrund ihrer Wichtigkeit für weitere Untersuchungen hier beschrieben wird, allerdings aufgrund von Schwierigkeiten mit der Implantation, der Einkapselung und der elektrischen Aktivierung bis zur Fertigstellung der Arbeit noch keine dieser Proben untersucht werden konnte.

2 SRIM-2011, <http://www.srim.org/> von James F. Ziegler

3 Department of Electronic Materials, Research School of Physics and Engineering, Australian National University, Canberra, Australia ACT 0200

**Tabelle 4.2:** Spezifikationen zur Si- und Mg-Implantation in undotiertes GaN.

	Ion	$^{28}\text{Si}$	$^{12}\text{Mg}$	$^{111}\text{In}$
	Implantationsenergie [keV]	50	40	160
	Implantationswinkel [°]	7	7	7
	Implantationsdosis [Ionen/cm <sup>2</sup> ]	$10^{15}$	$10^{15}$	$10^{12}$
SRIM-Simulation	Implantationstiefe [nm]	39,7	41,1	40,2
	Streuung [nm]	18,7	20,6	16

#### 4.2.2 Ausheilen der Implantationsschäden und elektrische Aktivierung

Nach der Ionenimplantation von Halbleitern müssen die durch den Beschuss mit hochenergetischen Ionen entstandenen Kristallgitterschäden durch thermische Behandlung ausgeheilt werden. Zum Ausheilen der Proben wird eine Kurzzeit-Temper-Anlage (*Rapid Thermal Annealing*, RTA) verwendet. Die folgende Erläuterung stützt sich vor allem auf die Diplomarbeit von Guido Marx [Mar90], in der auch eine detaillierte Beschreibung der Anlage zu finden ist.

Bei III-V-Verbindungshalbleitern wie GaN dampfen die Elemente der V. Hauptgruppe aufgrund ihres hohen Dampfdruckes bei den zum Ausheilen erforderlichen Temperaturen von über 1100°C aus. Es käme dadurch zur Zerstörung der GaN Probe aufgrund des Ausdiffundierens von Stickstoff. Bevor die Implantationsschäden ausgeheilt und Si bzw. Mg elektrisch aktiviert werden können, ist eine Einkapselung mit beispielsweise Siliziumnitrid  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (oder Siliziumoxid  $\text{SiO}_2$ ) als Diffusionsbarriere notwendig [Mat04, Kal99].

Um eine gute Haftung der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Schicht zu gewährleisten, erfolgt zunächst eine chemische Reinigung der Probenoberfläche (nach [Men96, Des97]):

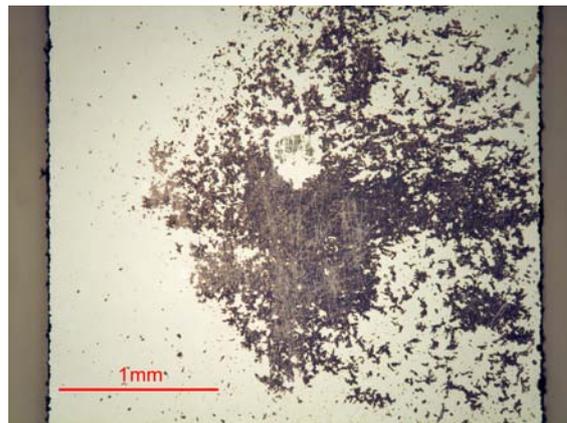
- Bewegen der Probe für 2 min in Trichlorethylen  $\text{C}_2\text{HCl}_3$ .
- Bewegen der Probe für 2 min in Aceton  $\text{C}_3\text{H}_6\text{O}$ .
- Bewegen der Probe für 5 min in Isopropanol  $\text{C}_3\text{H}_8\text{O}$ .
- Abspülen der Probe für 1/2 min in destilliertem Wasser  $\text{H}_2\text{O}$ .

Bei Bedarf ist ein Ultraschallbad in einem Becherglas mit Isopropanol oder Aceton möglich.

Die Beschichtung mit  $\text{Si}_3\text{N}_4$  erfolgt in der RTA durch die Anwendung von Prozessgasen. Dazu wird die Si- bzw. Mg-implantierte und gereinigte Probe auf einen Graphitstreifen aufgelegt und bei etwa  $300^\circ\text{C}$  vorgeheizt. Die Prozessgase werden im Verhältnis 20% Ammoniak  $\text{NH}_3$  und 30% Silan  $\text{SiH}_4$ , sowie 50% Stickstoff  $\text{N}_2$  in die Kammer der RTA eingelassen. Dann wird die Probe für 40 s auf  $650^\circ\text{C}$  erhitzt, wobei sich die Prozessgase an der Oberfläche der Probe thermisch zersetzen und es zu der pyrolytischen Reaktion



kommt. Eine etwa  $0,1\ \mu\text{m}$  dicke  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Schicht wird so auf die Probenoberfläche als Diffusionsbarriere aufgedampft. Anhand deren Farbe kann man die Dicke nach einer Tabelle in [Mar90] abschätzen. Die Probe kann nun in dem für das elektrische Aktivieren von Si bzw. Mg erforderlichen Bereich von  $1100\text{-}1300^\circ\text{C}$  getempert werden. Nach dem Tempern wird die  $\text{Si}_3\text{N}_4$  Beschichtung durch 48% Fluorwasserstoffsäure HF (Flusssäure) wieder abgelöst. Die Ätzrate beträgt ungefähr  $100 - 500\ \text{\AA}/\text{min}$  [Mar90]. Zu beachten ist, dass die GaN-Schicht durch Flusssäure ebenfalls angegriffen wird (siehe Abbildung 4.2).



**Abbildung 4.2:** Durch ein minütige Behandlung mit Flusssäure verätzte GaN-Probe.

### 4.3 Aufdampfen der Metall-Halbleiter-Kontakte

Ein idealer Metallkontakt zu Halbleitern sollte generell chemisch inert, oxid- und defektfrei sowie atomar glatt sein, günstig ist außerdem ein epitaktisches Abscheiden der Metalle auf dem Halbleiter [Feh99]. Die in dieser Arbeit verwendeten Kontakte sind Ti/Ti/Au-Kontakte. In Tabelle 4.3 ist zum Vergleich eine Auswahl von niederohmschen Metallkontakten auf n-GaN aufgeführt.

#### 4.3.1 Ätzen und Reinigen der Proben

Vor dem Aufdampfen der Ti/Ti/Au-Kontakte wird die Probe zur Entfernung von Verunreinigungen und der Oxidschicht wie folgt behandelt:

- Bewegen der Probe für 1 min in konzentrierter Salzsäure (min. 37% Chlorwasserstoff, HCl).
- Kurzes Eintauchen in destilliertes Wasser.
- Bewegen der Probe für 1 min in Kalilauge (min. 10% Kaliumhydroxid KOH).
- Erneut kurzes Eintauchen in destilliertes Wasser.
- Lagerung der Probe bis zum Aufdampfen in Isopropanol  $C_3H_8O$ .

Bei einer stark verschmutzten Probe kann der Prozess wiederholt werden. Empfehlenswert ist eine Vorbehandlung mit Aceton  $C_3H_6O$  in einem Becherglas für einige Minuten im Ultraschallbad.

**Tabelle 4.3:** Ausgewählte Literaturwerte niederohmscher Metallkontakte auf n-GaN [Feh99].

Metall	Dicke [nm]	Legiertemperatur [°C]	Spez. Kontaktwiderstand [ $\Omega\text{cm}^2$ ]
Au	k. A.	575	$2 \cdot 10^{-3}$
Ti/Au	20/100	900	$3 \cdot 10^{-6}$
Ti/Ti/Au	20/20/200	975	$3 \cdot 10^{-6}$
Ti/Al	20/100	900	$8 \cdot 10^{-6}$
Ti/Al/Ni/Au	15/220/40/50	900	$9 \cdot 10^{-8}$
Cr/Au	20/500	unlegiert	$3 \cdot 10^{-4}$

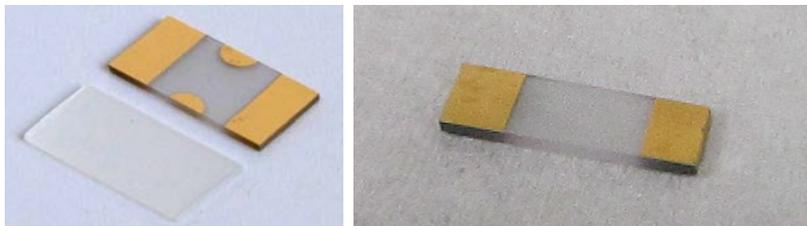
### 4.3.2 Aufdampfen der Ti/Ti/Au-Kontakte

Das Aufdampfen der Metallkontakte auf den Halbleiter geschieht im Vakuum ( $10^{-6}$  mbar). Titan und Gold werden als Metalle zur Kontaktierung von n-leitendem GaN verwendet.

Die nicht zu bedampfenden Bereiche der Proben werden mit Tantalblech maskiert. Die Proben werden auf eine Halterung montiert und über die sogenannten Schiffchen in denen die Metalle erhitzt und verdampft werden in einem Abstand von einigen cm kopfüber angebracht. Die Probenhalterung ist auf ein BORALECTRIC<sup>1</sup> Heizelement HTR1002 aufgebracht.

Zur Herstellung der Ti/Ti/Au-Kontakte wurde sich an [YF97] orientiert. Diese dort beschriebene Technik verwendet eine separate Ti-Schicht von 20 nm, die zunächst im Vakuum aufgedampft wird und dann bei 700 °C für 30 s unter Stickstoffatmosphäre ( $N_2$ ) mit dem BORALECTRIC Heizelement erhitzt wird. Dabei erhofft man sich die Bildung von TiN am Übergang zwischen n-GaN und der Ti-Schicht. Danach wird eine weitere Schicht Ti von 20 nm aufgedampft. Abschließend wird eine Au-Schicht von 200 nm aufgedampft.

Die Proben zeigen nicht das Verhalten einer Schottky-Diode, da der elektrische Widerstand bei umgekehrter Polung innerhalb der Fehler identisch ist. Die hergestellten Kontakte zeigen somit ein ohmsches Verhalten.



**Abbildung 4.3:** Das Foto zeigt verschiedene Probenkonfigurationen vor und nach dem Aufdampfen der Metall-Kontakte. Links: 5 mm × 10 mm Probe zur elektrischen Belastung und Hall-Effekt Messung. Rechts: 3 mm × 8 mm Probe nur zur elektrischen Belastung.

<sup>1</sup> BORALECTRIC, UCAR Carbon Technology Corporation, Danbury, CT 068170001

#### 4.4 Implantation der PAC-Sonde $^{111}\text{In}$

Die in Kapitel 2.6 beschriebene Methode der gestörten Winkelkorrelation erfordert das Einbringen einer radioaktiven Sonde in die zu untersuchende Halbleiterschicht. Die Implantation von  $^{111}\text{In}$  als PAC-Sonde erfolgt am Bonner Isotopenseparator. Dabei variiert die Implantationsenergie je nach Probe zwischen 40 keV und 160 keV. In Tabelle 4.4 sind die Implantationsdaten aufgeführt. Abbildung 4.4 zeigt ein mit dem Programm SRIM simuliertes Implantationsprofil von  $^{111}\text{In}$  in GaN mit einer Energie von 160 keV.

Wie schon in Abschnitt 4.2.2 erwähnt, müssen die entstandenen Kristallgitterschäden im Halbleiter durch den Beschuss mit hochenergetischen Ionen durch thermische Behandlung ausgeheilt werden. In der Kurzzeit-Temper-Anlage werden die Implantationsschäden bei 800 °C für 2 min unter  $\text{N}_2$ -Fluss bei Verwendung eines sogenannten *proximity cap* (Oberflächenschutz durch Auflage eines Plättchens selben Materials) ausgeheilt. Eine höhere Temperatur kann nicht gewählt werden, da ansonsten die Metall-Halbleiter-Kontakte geschädigt werden bzw. ausdampfen (siehe auch 5.3.1). Nun kann die Probe für eine PAC-Messung verwendet werden.

**Tabelle 4.4:** Indium-Implantation mit der durch SRIM simulierten Implantations-tiefe.

Implantationseigenschaften		$^{111}\text{In}$	$^{111}\text{In}$	$^{111}\text{In}$
	Implantationsenergie [keV]	160	60	40
	Implantationswinkel [°]	7	7	7
	Implantationsdosis [Ionen/cm <sup>2</sup> ]	10 <sup>12</sup>	10 <sup>12</sup>	10 <sup>12</sup>
SRIM-Simulation	Mittlere Eindringtiefe [nm]	40,2	18,7	13,9
	Streuung [nm]	16	7,5	5,6

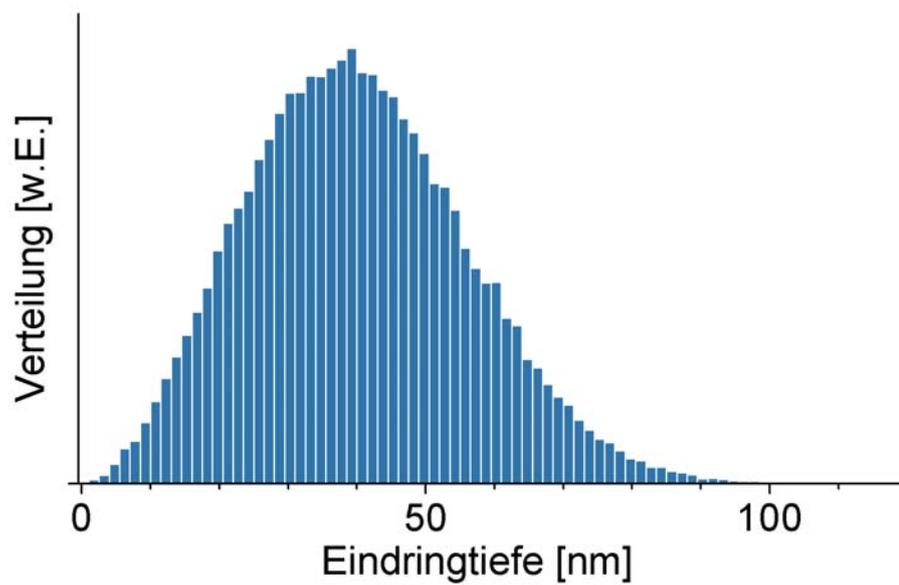


Abbildung 4.4: Mit dem Programm SRIM simuliertes Implantationsprofil von  $^{111}\text{In}$  in GaN mit einer Energie von 160 keV unter einem Implantationswinkel von  $7^\circ$ .



## 5 Messungen und Diskussion der Ergebnisse

In diesem Kapitel sollen die Messergebnisse dieser Arbeit vorgestellt und diskutiert werden. Zur Optimierung werden verschiedene Probendicken, -ausmaße sowie Variationen in der Präparation vorgenommen. Es ist zu beachten, dass daher nicht alle hergestellten Proben unmittelbar miteinander vergleichbar sind.

Die Implantation von  $^{111}\text{In}$  hat einen starken Einfluss auf den elektrischen Widerstand der Proben, welcher auch nach dem Ausheilen nicht auf den Ursprungswert zurückkehrt. Als Konsequenz wurde die anfängliche Probengröße von  $5\text{ mm} \times 10\text{ mm}$  mit vier Kontakten, die ebenfalls Hall-Effekt Messungen ermöglicht, nach ersten Testmessungen verworfen, da nicht sichergestellt war, dass der elektrische Strom die implantierte Fläche meidet. Stattdessen wurde eine Probengröße von  $3\text{ mm} \times 8\text{ mm}$  mit lediglich zwei Kontakten zur elektrischen Belastung verwendet.

Vor und nach der elektrischen Belastung wird die Schädigung des GaN Kristallgitters mittels der Methode der gestörten Winkelkorrelation untersucht. Dabei werden Kristalldefekte durch den elektrischen Stromfluss erwartet.

Zur elektrischen Charakterisierung des verwendeten Probenmaterials werden Hall-Effekt Messungen an  $4\text{ mm} \times 4\text{ mm}$  großen Proben durchgeführt. Dadurch lassen sich Ladungsträgerart und -konzentration, sowie deren Beweglichkeit bestimmen. Durch Aufnahmen mit einem Mikroskop werden die Metall-Halbleiter-Kontakte auf Veränderungen durch das Tempern oder die elektrische Belastung hin untersucht. Mittels einer Wärmebildkamera wird die thermische Beanspruchung während der elektrischen Belastung analysiert.

Im Folgenden sind jeweils nur die interessantesten Proben herausgegriffen und exemplarisch beschrieben. Insgesamt wurden 15 Proben untersucht. Eine Gesamtübersicht aller hergestellten Proben findet sich im Anhang A.

## 5.1 Widerstandsmessungen

Die verwendeten Ti/Ti/Au-Kontakte sind zeitlich stabil und zeigen ohmsches Verhalten, das heißt der elektrische Widerstand bei umgekehrter Polung ist innerhalb der Fehler identisch und die Proben zeigen nicht das Verhalten einer Schottky-Diode. In Tabelle 5.1 ist eine Übersicht einiger interessanter Proben und deren elektrischen Widerstand angegeben. Im Folgenden sollen mögliche Gründe der Widerstandsänderung diskutiert werden.

### 5.1.1 Implantationsabhängige Widerstandsänderung

**Tabelle 5.1:** Implantationsbedingte Widerstandsänderung.

Probe	Elektrischer Widerstand R [ $\Omega$ ]			Implantationsenergie [keV]
	Nach Aufdampfen	Nach Implantation	Nach Tempern	
0,4 $\mu\text{m}$ GaN	1080 (11)	1276 (13)	1198 (12)	160
0,3 $\mu\text{m}$ GaN:Si (a)	86,0 (1,8)	677 (7)	455 (5)	40
0,3 $\mu\text{m}$ GaN:Si (b)	109,5 (1,3)	277 (2,8)	148,5 (1,7)	60

Die  $^{111}\text{In}$ -Implantation wird mit einer Energie zwischen 40keV und 160keV durchgeführt, wobei es zu Implantationsschäden im Kristallgitter kommt. Diese verursachen eine Erhöhung des elektrischen Widerstandes. Die jeweilige Implantationstiefe ist in Abschnitt 4.4 näher beschrieben. Vergleicht man diese mit der jeweiligen GaN-Schichtdicke fällt auf, dass der Widerstand stark ansteigt. Beachtet man, dass die implantierte Dosis gering ist und Indium isoelektronisch zu Gallium in GaN ist, lässt sich dieser Effekt nur auf die Bildung von Kristallgitterschäden zurückführen. Zwar ist die gewachsene Schichtdicke bekannt, nicht aber die elektrische Schichtdicke der Proben, weshalb eine Auswertung als Funktion der Implantationstiefe nicht möglich ist.

Durch die Implantation mit Indium kommt es auch zu Verspannungen im Gitter, da die Einheitszelle von GaInN deutlich größer ist als die von GaN [Sch11]. Nach thermischer Behandlung zum Ausheilen der Implantationsschäden in einer Kurzzeit-Temper-Anlage für 2 min bei 800°C unter  $\text{N}_2$ -Fluss nähert sich der elektrische Widerstand dem Ursprungswert vor der Implantation an. Dabei muss beachtet werden, dass aufgrund der Ti/Ti/Au-Kontakte keine Temperatur oberhalb zweidrit-

tel des Schmelzpunktes von Gold (1065 °C) beziehungsweise Titan (1657 °C) gewählt werden sollte, da diese sonst verdampfen. Bei 800 °C können allerdings nicht alle Implantationsschäden ausgeheilt werden. Nach dem Tempern kommt es außerdem zu einer visuellen Veränderung (leichte Graufärbung) der Kontakte, was auf eine Diffusion von Gold ins Titan zurückzuführen ist.

Das Tochterisotop Cadmium von  $^{111}\text{In}$  wirkt in GaN als Akzeptor. Aufgrund der geringen  $^{111}\text{In}$ -Implantationsdosis von etwa  $10^{12}$  Atome/cm<sup>2</sup> ist dieser Effekt jedoch vernachlässigbar und bietet daher keine adäquate Erklärung der Widerstandsänderung.

Das Tempern bewirkt weiterhin eine Verbesserung der Kontakte aufgrund der Bildung von TiN am Übergang von GaN zum Ti-Kontakt. Das Einkoppeln der Elektronen in den Halbleiter wird verbessert [YF97].

Festzustellen ist, dass es nicht zu einer vollständigen Wiederherstellung des ursprünglichen Wertes des elektrischen Widerstandes kommt. Vergleicht man die Werte in Tabelle 5.1 miteinander, so erkennt man eine Zunahme des elektrischen Widerstandes durch die  $^{111}\text{In}$ -Implantation von etwa 20% bis 800%. Das Tempern erwirkt eine Reduktion um etwa 6% bis 32% des Widerstands.

### 5.1.2 Temperaturabhängige Widerstandsänderung

Bei GaN handelt es sich um einen Heißleiter (NTC-Widerstand, *Negative Temperature Coefficient*), was sich bei den in der PAC-Messung verwendeten Proben innerhalb ihrer Belastungsgrenzen gut beobachten lässt.

In Abbildung 5.1 ist die Messung einer Probe dargestellt, welche ein abweichendes Verhalten zeigt. Dabei ist  $T_{\text{max}}$  die mit der Wärmebildkamera gemessene maximale Temperatur auf der Probenoberfläche. Der elektrische Widerstand sinkt mit steigender Temperatur bis etwa 180 °C. Bei einer weiteren Erhöhung der angelegten Spannung und damit einhergehender steigender Temperatur, nimmt der elektrische Widerstand zu. Dieses Verhalten der Probe ist reproduzierbar und nicht auf eine Rissbildung zurückzuführen.

Dies ist ein Indiz dafür, dass die erreichten elektrischen Stromdichten in einem Bereich liegen, wo Phononenstreuung auftritt und die Störstellenleitung ihre Sättigung erreicht.

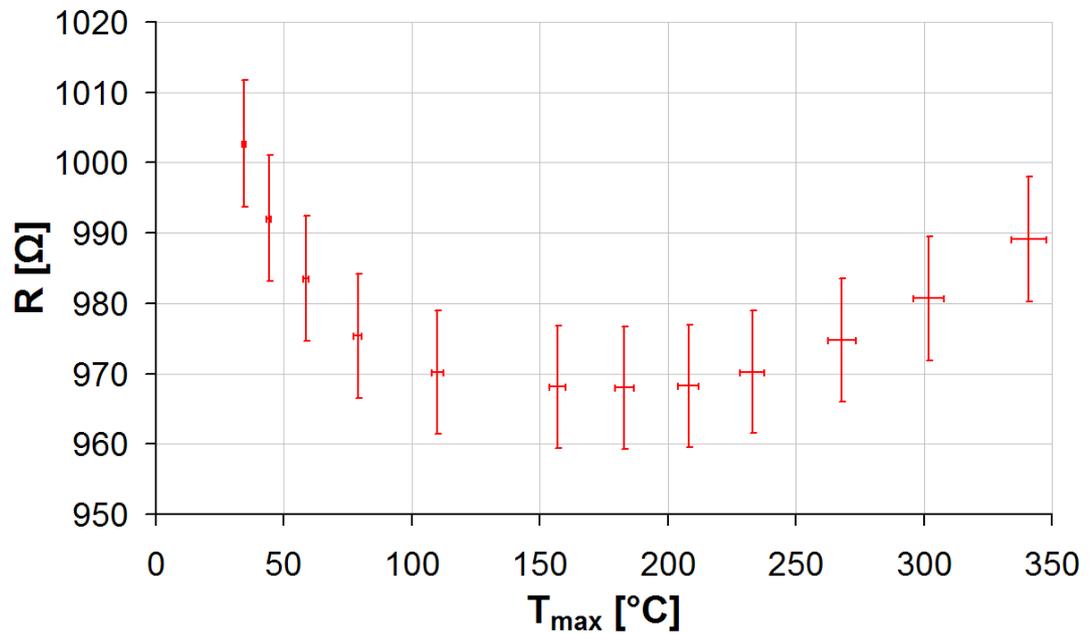


Abbildung 5.1: Widerstandsänderung einer typischen Probe mit der Temperatur.

## 5.2 Hall-Effekt Messung

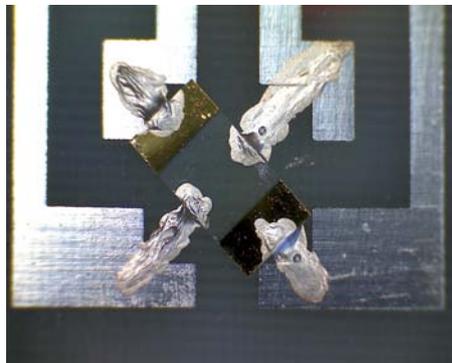


Abbildung 5.2: Die ursprüngliche Probenkonfiguration von  $5\text{ mm} \times 10\text{ mm}$  erlaubt elektrische Belastung und Hall-Effekt Messungen. Zur Optimierung der elektrischen Belastung wurde ein anderer Aufbau nötig und somit Hall-Effekt Messungen nicht mehr möglich.

Abbildung 5.2 zeigt die ursprüngliche Probenkonfiguration der Größe  $5\text{ mm} \times 10\text{ mm}$  mit vier Kontakten, die eine Hall-Effekt Messung ermöglicht. Diese wurde allerdings

aufgrund der Optimierung und Miniaturisierung auf  $3\text{ mm} \times 8\text{ mm}$  große Proben, aus Gründen der gleichmäßigen Implantation mit  $^{111}\text{In}$  verworfen.

Um dennoch Hall-Effekt Messungen durchführen zu können, ist das Aufbringen temporärer Kontakte möglich, die zur Implantation und zur elektrischen Belastung wieder ablösbar sind. Es stellte sich heraus, dass Ga-In-Kontakte gut geeignet dafür sind.

Zur Herstellung von Ga-In-Kontakten wird eine Legierung im Verhältnis von 3/4 Ga zu 1/4 In hergestellt. Nach der in 4.3.1 beschriebenen Reinigung der Proben können die Kontakte aus Ga-In mit einem Pinsel aufgetragen werden, da Ga-In bei Raumtemperatur flüssig ist.

Zur elektrischen Charakterisierung des verwendeten Probenmaterials wird eine Probe mit einer Größe von  $4\text{ mm} \times 4\text{ mm}$  und einer  $0,4\text{ }\mu\text{m}$  dicken GaN-Schicht mit Ga-In-Kontakten verwendet. Die tatsächliche elektrische Schichtdicke ist unbekannt. Daher beziehen sich alle Werte nur auf die Fläche der Proben. Die Ergebnisse der Hall-Effekt Messung sind in Tabelle 5.2 aufgeführt.

**Tabelle 5.2:** Hall-Effekt Messung zur elektrischen Charakterisierung des verwendeten Probenmaterials einer  $0,4\text{ }\mu\text{m}$  dicken und  $4\text{ mm} \times 4\text{ mm}$  großen GaN Probe

Hall-Konstante $R_H$ [ $\text{cm}^2/\text{As}$ ]	$-2,2 (1) \cdot 10^4$
Ladungsträgerkonzentration $n$ [ $\text{cm}^{-2}$ ]	$2,9 (1) \cdot 10^{14}$
Hall-Beweglichkeit $\mu_H$ [ $\text{cm}^2/\text{Vs}$ ]	$40,8 (2)$

Durch die Ladungsträgerkonzentration  $n$ , die Elementarladung  $e$ , die elektrische Stromstärke  $I = 100\text{ }\mu\text{A}$ , die Breite  $b = 4\text{ mm}$  und die Dicke  $d = 0,4\text{ }\mu\text{m}$  der Probe kann die Driftgeschwindigkeit  $v_{\text{Drift}}$  berechnet werden:

$$v_{\text{Drift}} = \frac{I}{e \cdot n \cdot b \cdot d} = 1,3(3) \cdot 10^7 \text{ cm/s} \quad (5.1)$$

Dieser Wert wurde in den Grundlagen in Abschnitt 2.3.1 zur Abschätzung der kinetischen Energie der Elektronen verwendet.

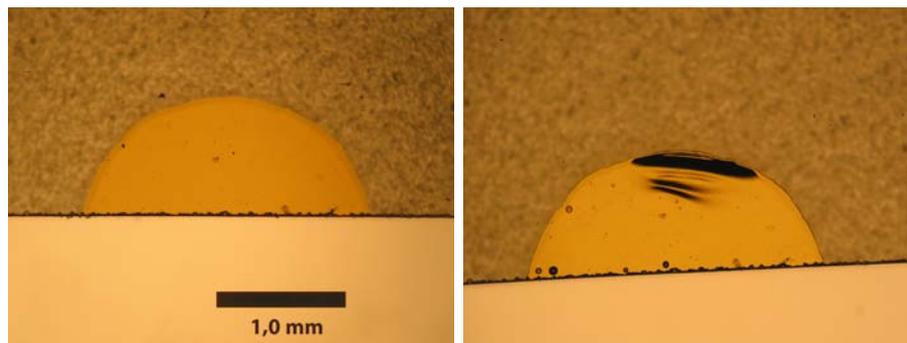
## 5.3 Proben-Aufnahmen

### 5.3.1 Mikroskop

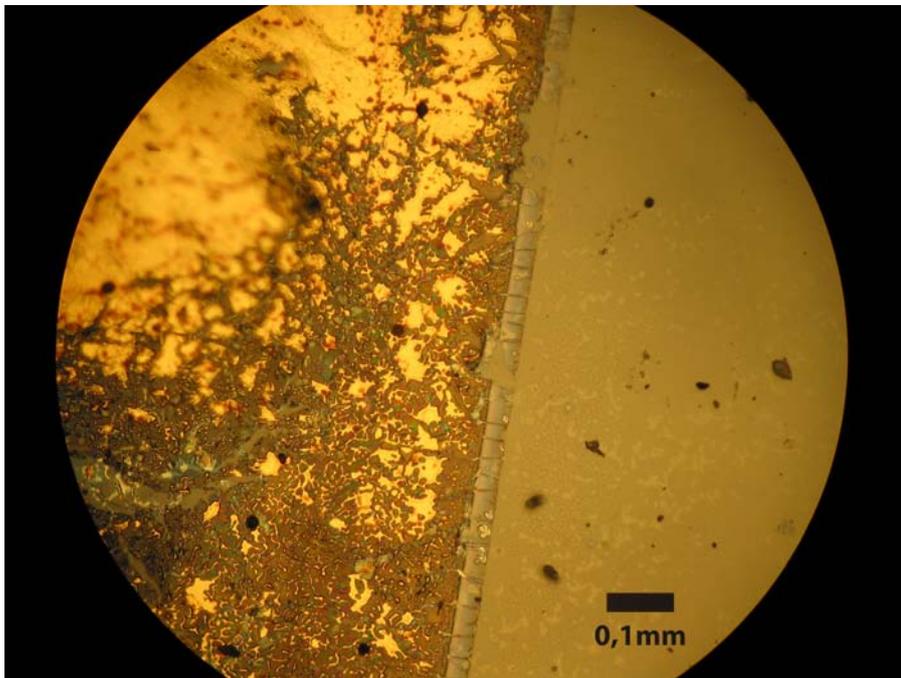
Unter dem Mikroskop lassen sich die Metall-Halbleiter-Kontakte eingehender auf eventuelle Schädigungen durch das Tempern oder die elektrische Belastung studieren. Abbildung 5.3 veranschaulicht die Veränderung der Ti/Ti/Au-Kontakte aufgrund des Temperns bei 800 °C für 2 min. Im linken Bild ist vor dem Tempern eine homogene Kontaktfläche (Halbkreis) zu sehen. Im rechten Bild zeigt sich nach dem Tempern eine Verzerrung der Oberfläche und eine Hügelbildung.

Durch die elektrische Belastung einer ungekühlten Probe mit einer GaN-Schichtdicke von 3,8 µm sind die Ti/Ti/Au-Kontakte teilweise geschmolzen und verdampft (Abbildung 5.4).

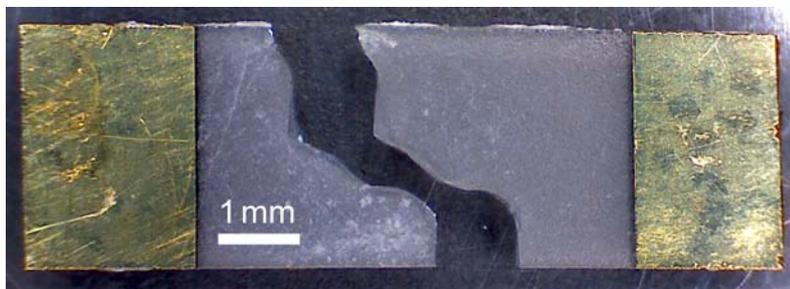
Während der elektrischen Belastung kann es zur Rissbildung aufgrund eines Temperaturgradienten innerhalb der Probe kommen. Abbildung 5.5 zeigt eine zerrissene Probe bei einer elektrischen Belastung von über  $U=226$  V,  $I=198$  mA und  $T_{\max} = 421$  °C. Die Ursachen für die Rissbildung werden im nächsten Abschnitt näher diskutiert.



**Abbildung 5.3:** Mikroskopaufnahme eines Ti/Ti/Au-Kontakts vor (links) und nach (rechts) dem Tempern bei 800 °C unter N<sub>2</sub>-Fluss für 2 min.



**Abbildung 5.4:** Durch thermoelektrische Belastung geschmolzene Ti/Ti/Au-Kontakt (linke Bildhälfte).



**Abbildung 5.5:** Zerrissene Probe bei einer elektrischen Belastung von über  $U=226\text{ V}$ ,  $I=198\text{ mA}$  und  $T_{\max} = 421\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

### 5.3.2 Thermografieaufnahmen und Diskussion der Rissbildung

Abbildung 5.6 zeigt eine Thermografieaufnahme einer  $3\text{ mm} \times 8\text{ mm}$  großen Probe mit einer GaN-Schichtdicke von  $0,4\text{ }\mu\text{m}$  während der elektrischen Belastung. Der helle ovale Bereich in der Mitte des Bildes repräsentiert die mit  $^{111}\text{In}$  implantierte Region ( $2\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ ) und zeigt, dass die Implantation den elektrischen Stromfluss durch die Oberfläche verändert.

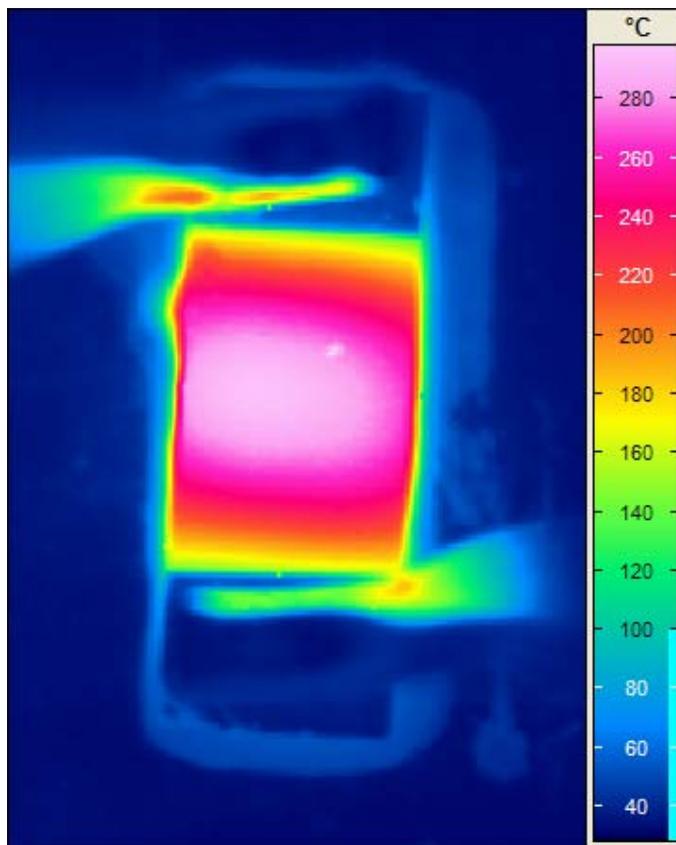
Während der elektrischen Belastung kommt es zu einer Erwärmung der Probe und es kann zur Bildung eines Risses innerhalb der Probe kommen. Anfängliche Versuche ergaben, dass eine Kühlung erforderlich ist. In Tabelle 5.3 sind die Kenndaten der elektrischen Belastung ausgewählter Proben aufgeführt.

**Tabelle 5.3:** Kenndaten der elektrischen Belastung einiger ausgewählter Proben.

Probe	$U$ [V]	$I$ [mA]	$R = U/I$ [ $\Omega$ ]	$P$ [W]	$T_{max}$ [ $^{\circ}\text{C}$ ]	Zustand
$3,8\text{ }\mu\text{m}$ GaN	20 (0,2)	300 (4)	66,7 (0,8)	7,4	195 (4)	zerstört
$0,4\text{ }\mu\text{m}$ GaN	229,9 (2,3)	207,1 (2,5)	1110 (13)	47,6	291 (6)	intakt
$0,3\text{ }\mu\text{m}$ GaN:Si (a)	130,0 (1,2)	298,1 (3,6)	436,1 (5,2)	38,8	276 (6)	zerstört
$0,3\text{ }\mu\text{m}$ GaN:Si (b)	78,4 (0,9)	500 (6)	156,8 (1,9)	39,2	215 (4)	zerstört

Die Rissbildung in der Probe stellt eine Belastungsgrenze dar. Es ist nicht möglich die Spannung und damit die elektrische Stromdichte über diese Grenze zu erhöhen. Die Elektronen geben ihre Energie in Form von Phononen an Streuzentren im Kristallgitter ab. Allerdings ist der elektrische Widerstand eines Halbleiters, wie GaN temperaturabhängig. Mit steigender Temperatur sinkt der Widerstand, was wiederum eine Erhöhung der Stromdichte bewirkt. Ein thermisches Gleichgewicht zwischen diesen Effekten und dem Wärmetransport innerhalb der Probe stellt sich ein.

Eine Thermografieaufnahme ist eine Momentaufnahme der Temperaturverteilung auf der Probenoberfläche und es kann keine direkte Aussage über die Temperatur unterhalb der Oberfläche getroffen werden. Galliumnitrid und Saphir besitzen unterschiedliche Materialeigenschaften (siehe Tabelle 5.4), insbesondere ist ihr thermischer Ausdehnungskoeffizient verschieden. Saphir besitzt einen größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als GaN und dehnt sich somit mit steigender Temperatur stärker aus. Dieses Verhalten ist in Abbildung 5.7 durch weiße Pfeile angedeutet. Es kommt bei steigender Temperatur vermehrt zu einer Verspannung innerhalb der Probe. Diese thermische Fehlanpassung wirkt zusätzlich zur vorhandenen Gitterfehl-



**Abbildung 5.6:** Thermografieaufnahme während der elektrischen Belastung bei einer angelegten Spannung von 230 V, einer Stromstärke von 0,2 A und einer maximalen Temperatur auf der Probenoberfläche von 300°C.

anpassung von 16% (siehe Tabelle 5.4).

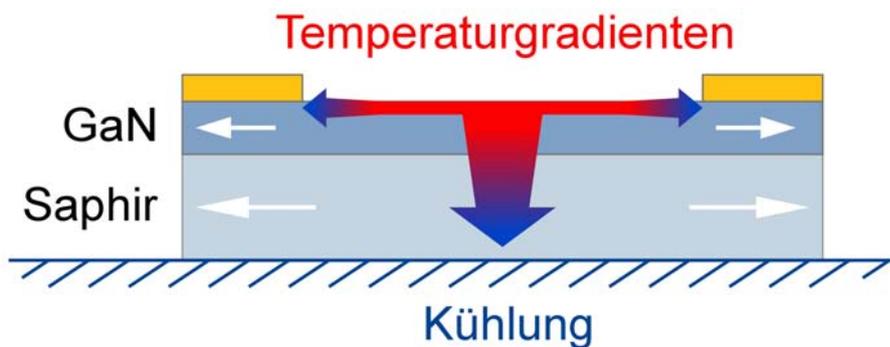
Zusätzlich besteht ein Temperaturgradient innerhalb der Probe, da die GaN-Schicht an der Oberfläche über 300°C heiß wird und die Probenunterseite (Saphir) auf dem Kühlkörper aufliegt ( $T = 30^\circ\text{C}$ ). Ein weiterer Temperaturgradient entsteht aufgrund des Wärmetransports von der Probenmitte nach außen hin zu den Ti/Ti/Au-Kontakten. In Abbildung 5.7 sind die beiden Temperaturgradienten veranschaulicht. Die entstehende Wärme kann nicht ausreichend abtransportiert werden und es kommt schließlich zu einer (makroskopischen) Rissbildung.

Um noch höhere Stromdichten zu erreichen, muss die Kühlung verbessert werden, vor allem im Hinblick auf die Probenoberfläche. Erste Versuche konnten zeigen, dass eine zusätzliche Kühlung mit Druckluft effektiv ist.

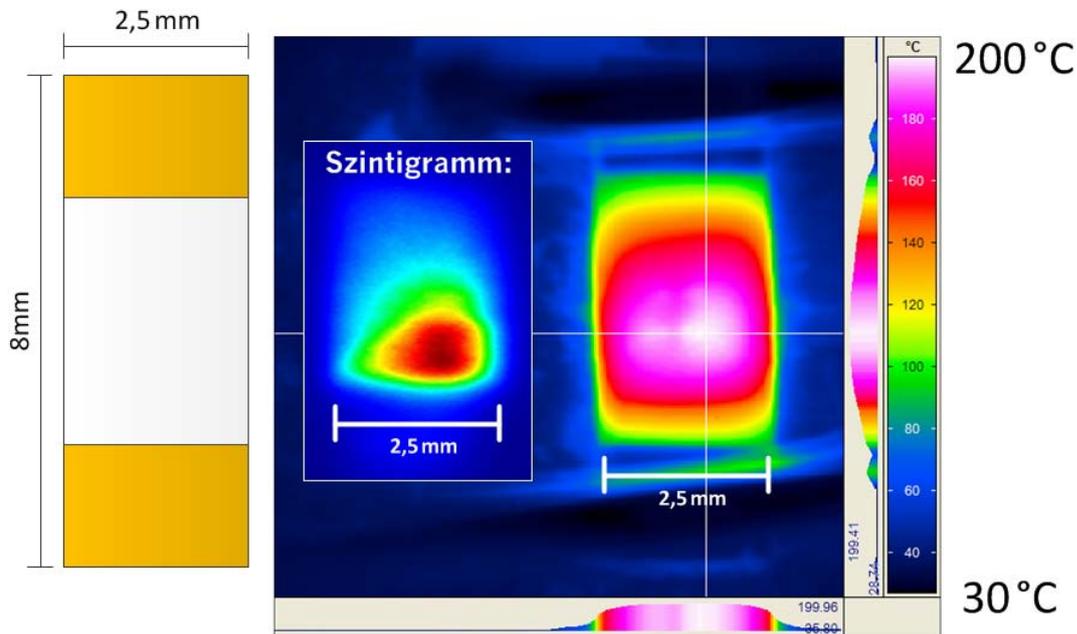
Auch eventuelle Schädigungen durch die elektrische und thermische Belastung des Kristallgitters könnten für das Reißen der Probe verantwortlich sein. Es ist denkbar, dass sich durch Migration Hügel und Poren bilden, die als Keime für eine Versetzung dienen und somit eine Rissbildung begünstigen. Allerdings sollte dies auch zu einer Verspannungsrelaxation führen. Mit den hier verwendeten Methoden können diese Effekte nicht beobachtet werden.

**Tabelle 5.4:** Vergleich der Materialeigenschaften von Galliumnitrid (GaN) und Saphir ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) als Substrat [Wol04].

	GaN	$\text{Al}_2\text{O}_3$
Gitterkonstante a [ $\text{\AA}$ ]	3,189	4,758
Gitterkonstante c [ $\text{\AA}$ ]	5,185	12,991
Thermische Leitfähigkeit [ $\text{W/cmK}$ ]	1,3	0,5
Thermischer Ausdehnungskoeffizient [ $10^{-6}\text{K}^{-1}$ ]	5,59	7,5
Gitterfehlpassung GaN/Substrat [%]		16
Thermische Fehlanpassung [%]		-34



**Abbildung 5.7:** Innerhalb der Probe bilden sich zwei Temperaturgradienten (horizontal und vertikal) aus.



**Abbildung 5.8:** Messung zur Lokalisierung der <sup>111</sup>In-Atome. Links: Probenmaße; Mitte: Szintigramm; Rechts: Infrarotaufnahme; Die drei Darstellungen haben denselben Maßstab und zeigen eine 0,3 µm GaN:Si-Probe.

### 5.3.3 Szintigramm

Mit Hilfe einer Speicherfolie der Firma FUJI<sup>1</sup> wurde durch Auflage der Probe für etwa sechs Stunden ein Szintigramm erstellt und dieses digital mit einem CR 35 Bio Speicherfolienscanner der Firma RAYTEST<sup>2</sup> ausgelesen.

Im Szintigramm (siehe Abbildung 5.8) lässt sich die Verteilung des <sup>111</sup>In in der Probe erkennen. Dies lässt Schlussfolgerungen auf die implantierte Fläche zu und kann gemeinsam mit den Infrarotaufnahmen ein Indiz zur Erklärung der ungleichmäßigen Probenerwärmung liefern. Die heißesten Bereiche im Wärmebild können der implantierten Fläche zugeordnet werden (siehe Abbildung 5.8). Es ist also eine Korrelation zwischen der <sup>111</sup>In-Implantation und der Temperaturentwicklung auf der Probenoberfläche festzustellen.

Als mögliche Erklärung dient folgende Überlegung: die durch den Halbleiter flie-

<sup>1</sup> FUJI, FUJIFILM Europe GmbH, Heesenstrasse 31, D-40549 Düsseldorf

<sup>2</sup> RAYTEST, raytest GmbH, Benzstr. 4, D-75334 Straubenhardt

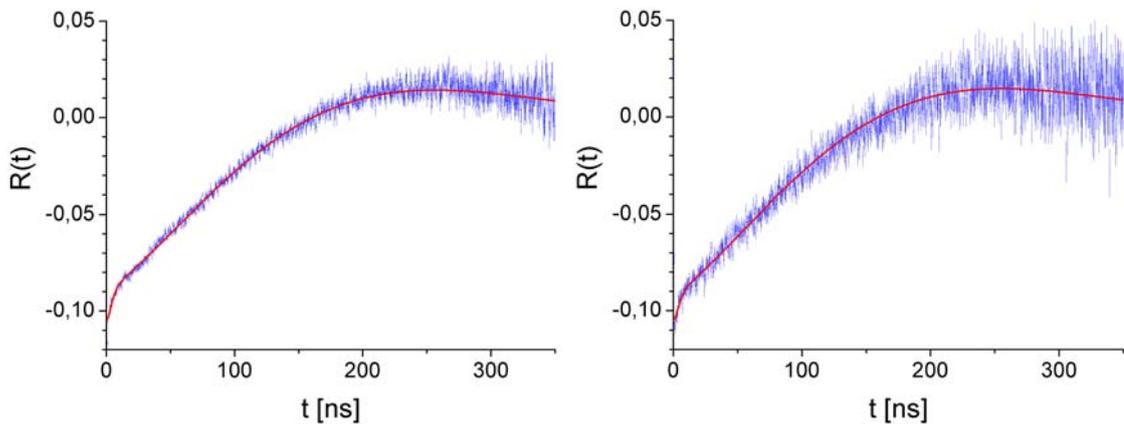
ßenden Elektronen deponieren an den heißesten Stellen ihre Energie in Form von Wärme aufgrund von Streuzentren (nicht ausgeheilten Implantationsschäden) und des dort herrschenden höheren ohmschen Widerstandes. Deshalb beobachtet man eine höhere Temperatur in dem mit  $^{111}\text{In}$  implantierten Bereich.

## 5.4 PAC-Messungen

Jeweils vor und nach der elektrischen Belastung wird eine PAC-Messung durchgeführt. Damit erhält man einen Vergleich mit den schon vorher im Kristallgitter vorhandenen Defekten und denen durch die elektrische Belastung erzeugten. Im Folgenden werden die Messungen der Probe mit der größten Belastungsdauer exemplarisch diskutiert.

### 5.4.1 Messungen und Ergebnisse

In Abbildung 5.9 sind die PAC-Spektren einer  $0,4\ \mu\text{m}$  dicken Probe vor und nach der elektrischen Belastung mit  $10^4\ \text{A}/\text{cm}^2$  für 7 Tage gezeigt. Augenscheinlich gibt es keine signifikante Änderung. Führt man eine Anpassung der Störfunktion an die Daten durch, so erhält man die in Tabelle 5.5 aufgeführten Werte. Hierbei bezeichnet  $\nu_Q$  die Quadrupolkopplungskonstante (Frequenz der Quadrupolwechselwirkung mit



**Abbildung 5.9:** Links: PAC-Spektrum vor elektrischer Belastung; Rechts: Nach 7 d elektrischer Belastung mit  $10^4\ \text{A}/\text{cm}^2$ .

dem am Sondenort herrschenden EFG).  $f$  (*fraction*) bezieht sich auf den Anteil der Sonden in einer gestörten Umgebung und Sonden in einer ungestörten Umgebung.  $\delta$  gibt dabei die Dämpfung der jeweiligen Frequenz an.

Durch das thermische Ausheilen werden etwa 85% der PAC-Sonden ins Gitter eingebaut und befinden sich in einer ungestörten GaN-Gitterumgebung mit einer entsprechenden Frequenz  $\nu_Q$  von etwa 6 MHz (vergleiche [Lor02]). Ungefähr 15% der PAC-Sonden befinden sich in einer gestörten Umgebung. Diese zeichnet sich durch stärkere EFG aufgrund angrenzender Defekte aus. Die Wechselwirkung des Quadrupolmoments mit dem EFG ist wesentlich stärker und resultiert in einer höheren Frequenz  $\nu_Q$  von etwa 39 MHz. Diese ist am R-Wert Spektrums in den ersten 20 ns zu beobachten. Man spricht in diesem Zusammenhang von einem korrelierten Schaden, der durch die Implantation hervorgerufen wurde.

**Tabelle 5.5:** Datenanpassung an die R-Wert Spektren aus Abbildung 5.9.

		Ungestörte Umgebung	Gestörte Umgebung
Vorher	$\nu_Q$ [MHz]	6,2 (6)	39 (1)
	Anteil $f$ [%]	85,3 (8)	14,7 (1)
	Dämpfung $\delta$ [%]	50,2 (3)	326 (12)
Nachher	$\nu_Q$ [MHz]	6,1 (6)	39 (4)
	Anteil $f$ [%]	87,4 (8)	12,6 (1)
	Dämpfung $\delta$ [%]	51,4 (6)	322 (35)

Ein PAC-Spektrum spiegelt das Gesamtensemble der PAC-Sonden wieder. Eine vermehrte Bildung des erwarteten In- $V_N$ -Defektkomplexes ist nicht zu beobachten. Die PAC-Sonde  $^{111}\text{In}$  konnte keine  $V_N$  einfangen und als aktive Falle fungieren, wie dies von AlN bekannt ist [Lor02].

Die Dämpfung  $\delta$  der ungestörten Umgebung ist ein Kriterium für die Qualität der Kristallgitterstruktur. Innerhalb der Unsicherheit ergibt sich auch hier keine Änderung.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass keine Anreicherung von Defekten in der Nähe der PAC-Sonden beobachtet wird.

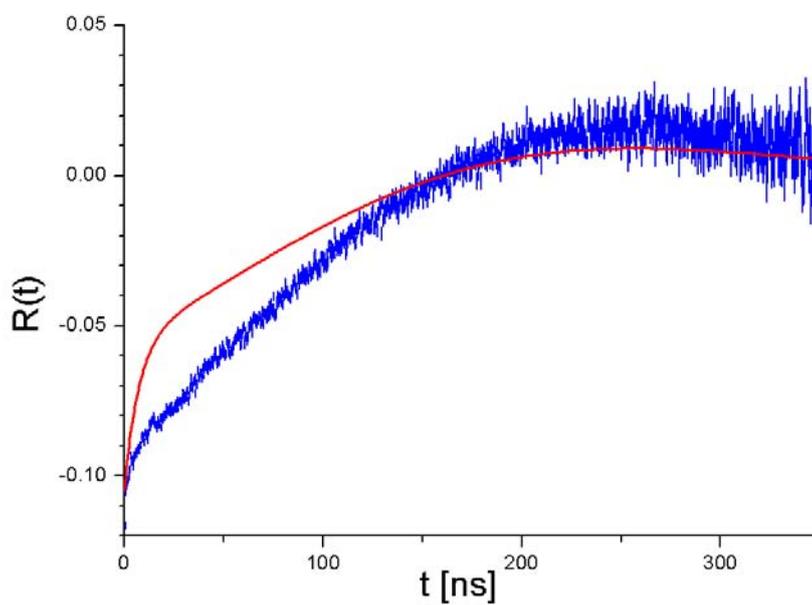
### 5.4.2 Diskussion

In Abbildung 5.10 ist eine Simulation dargestellt, die das erwartete R-Wert Spektrum erläutern soll. Für die Simulation wird als Beispiel eine gestörte Umgebung mit einem Anteil  $f$  von 50% angenommen. Die Simulation (rot) zeigt einen signifikanten Unterschied zur Messung (blau).

Die Abnahme des EFG mit der Entfernung  $r$  ist proportional zu  $1/r^3$ . Der EFG am Sondenort ist demzufolge durch die nächsten Nachbarn innerhalb weniger Atomabstände bestimmt.

Die Anzahl der Atome in einem  $\text{cm}^3$  GaN beträgt  $8,9 \cdot 10^{22}$  Atome [Iof11]. Schätzt man die Zahl der implantierten  $^{111}\text{In}$ -Atome in GaN bei einer Dosis von  $10^{12}$  Ionen/ $\text{cm}^2$  durch die SRIM-Simulation in einer Tiefe von 40 nm ab, so erhält man 2,7 ppm  $^{111}\text{In}$  in GaN. Das entspricht einer mittleren Entfernung der  $^{111}\text{In}$ -Atome von 160 Å. Vergleicht man dies mit der Gitterkonstante  $a = 3,19$  Å in GaN ist ersichtlich, dass eine hohe  $V_{\text{N}}$ -Dichte vorhanden sein muss, damit diese sich mit einer gewissen Wahrscheinlichkeit an das  $^{111}\text{In}$ -Atom anlagern kann.

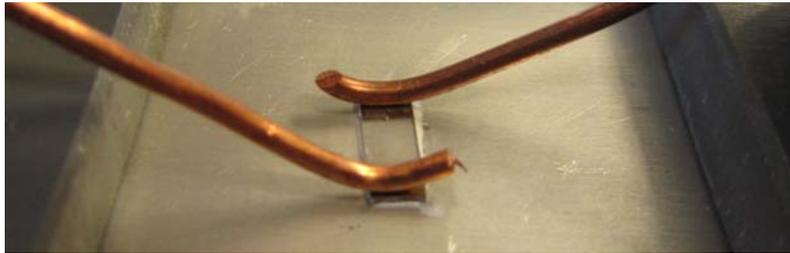
Angenommen es wurden durch die elektrische Belastung mit  $10^4$  A/ $\text{cm}^2$  Defekte erzeugt, so ist deren Beweglichkeit und Anzahl im Kristallgitter vermutlich zu gering, um mit der PAC-Methode statistisch signifikant nachgewiesen zu werden. Möglicherweise sind diese Punktdefekte nicht stabil und heilen unter den hohen thermoelektrischen Bedingungen wieder aus.



**Abbildung 5.10:** Simulation des R-Wert Spektrums (rote Kurve) bei angenommenen 50% gestörter Umgebung der PAC-Sonden im Vergleich zu 15% gestörter Umgebung (blaue Messwerte).



## 6 Zusammenfassung und Ausblick



Grundlegende Motivation der vorliegenden Diplomarbeit war die Fragestellung, ob Punktdefekte für die Degradation von GaN-Leuchtdioden verantwortlich sind. Es wurde die **Kristallgitterschädigung in n-leitendem Galliumnitrid (GaN)** durch hohe elektrische Stromdichten mittels der Methode der **gestörten Winkelkorrelation** (*Perturbed Angular Correlation, PAC*) untersucht.

Dazu wurden Proben mit unterschiedlicher GaN-Schichtdicke auf Saphir und zudem verschiedene Probenkonfigurationen verwendet.

Zur elektrischen Charakterisierung des Probenmaterials wurden **Hall-Effekt Messungen** durchgeführt. Damit konnte die Driftgeschwindigkeit der Elektronen berechnet und deren kinetische Energie bestimmt werden. Eine Abschätzung ergab, dass ein einzelnes Elektron nicht über ausreichend Energie verfügt eine Stickstoffleerstelle in GaN zu bilden.

Zur Erzeugung von Kristallgitterdefekten in einem Zeitraum von wenigen Tagen sind **hohe elektrische Stromdichten** ( $10^4 \text{ A/cm}^2$ ) notwendig. Im Rahmen dieser Arbeit konnten **stabile Metall-Halbleiter-Kontakte** (Ti/Ti/Au) auf GaN hergestellt werden. Diese zeigten ohmsches Verhalten und hielten den thermoelektrischen Belastungen hoher elektrischer Stromdichten stand. Ein Effekt, der bei den hier erreichten hohen elektrischen Stromdichten auftritt, ist die Elektromigration.

Mittels einer Wärmebildkamera wurde die thermische Belastung während der elektrischen Beanspruchung analysiert. Aufgrund der elektrischen Belastung kommt es

zu einer hohen Wärmeentwicklung innerhalb der Probe, die eine Kühlung erforderlich macht. Dazu wurde diese auf einen Aluminiumkühlkörper aufgebracht und mittels Wärmeleitpaste ein thermischer Kontakt sichergestellt. Eine Verbesserung der Kühlvorrichtung erlaubte eine zeitgleiche Kühlung der Probenoberfläche mittels Druckluft.

Die Oberflächenkühlung zieht einen Temperaturgradienten innerhalb der Probe nach sich, der zur **Rissbildung** in der Probe führt. Dies stellt eine Belastungsgrenze dar und verhindert damit das Erreichen höherer elektrischer Stromdichten.

Um die Kristallgitterschäden zu untersuchen, wurde die Methode der PAC vor und nach der elektrischen Belastung verwendet. Diese Methode macht das Einbringen einer radioaktiven Sonde (PAC-Sonde) in die zu untersuchende Schicht erforderlich. Als PAC-Sonde wurde  $^{111}\text{In}$  mit einer Energie von 160 keV am Bonner Isotopenseparator implantiert.

Die Implantation veränderte dabei den elektrischen Widerstand der Proben. Dieser konnte nach dem Ausheilen der Implantationsschäden in einer Kurzzeit-Temperatur-Anlage nicht vollständig wiederhergestellt werden.

Durch den Vergleich von Szintigrammen und Thermografieaufnahmen konnte eine Korrelation zwischen der implantierten Fläche und der Wärmeentwicklung während der elektrischen Belastung auf der Probenoberfläche festgestellt werden.

Durch die hohe elektrische Belastung wurde aufgrund des Effektes der **Elektromigration** eine Erzeugung von Stickstoffleerstellen  $V_N$  erwartet. Es ist bekannt, dass die verwendete PAC-Sonde  $^{111}\text{In}$  attraktiv für  $V_N$  ist und sich ein In- $V_N$ -Defektkomplex bildet [Sch09].

In der lokalen Umgebung im Kristallgitter der verwendeten PAC-Sonde konnte vor und nach der elektrischen Belastung keine signifikante Änderung im PAC-Spektrum festgestellt werden. Es konnte mittels PAC keine Schädigung des Kristallgitters und damit auch keine vermehrte In- $V_N$ -Defektkomplex Bildung beobachtet werden. Um zu untersuchen, ob Kristallgitterschäden in den nicht mit  $^{111}\text{In}$  implantierten Bereichen erzeugt wurden, wurde Silizium (Si) vorimplantiert, um die Ladungsträgerkonzentration in dem später mit  $^{111}\text{In}$  implantierten Bereich zu steigern. Allerdings konnten diese Proben aufgrund von Schwierigkeiten mit der Implantation von Si, der Einkapselung der GaN Proben und der elektrischen Aktivierung des Si, bis zur Fertigstellung dieser Arbeit noch nicht untersucht werden.

Als **Fazit** kann festgehalten werden, dass n-leitendes GaN als Halbleitermaterial sehr stabil gegenüber thermoelektrischen Belastungen ist und keine vermehrte Punktdefektbildung zeigt.

## Ausblick

Um noch höhere elektrische Stromdichten zu erreichen, ist eine verbesserte Kühlung erforderlich. Dabei ist zu beachten, dass die Rissbildung durch das Auftreten hoher Temperaturdifferenzen vermieden wird. Dies kann man dadurch erreichen, dass die GaN-Schicht ebenfalls gekühlt wird. Denkbar ist es beispielsweise durch  $N_2$ -Fluss an der Probenoberseite den Wärmeabtransport (Konvektion) zu erhöhen.

Eine andere technische Umsetzung wäre die Nutzung eines Peltier-Elementes. Der thermische Kontakt zwischen der GaN-Schicht und dem Peltier-Element kann durch elektrisch nicht leitenden Glimmer hergestellt werden.

Eine Änderung der Probenstruktur/-aufbau ist Erfolg versprechend. Die n-Leitung könnte in der mit  $^{111}\text{In}$  implantierten Schicht durch Implantation/Dotierung von Silizium weiter gesteigert werden.

Bisher wurden nur Proben mit einer polaren Orientierung (c-plane) untersucht. Daher erscheint es interessant die Richtungsabhängigkeit des elektrischen Stroms zu berücksichtigen und eine unpolare Orientierung (a-plane) zu verwenden.

Aufschlussreich wäre die Untersuchung von freistehendem GaN oder die Verwendung eines anderen Substrats wie zum Beispiel Siliciumcarbid (SiC). Dadurch könnte ergründet werden, ob die thermoelektrische Belastbarkeit der Proben lediglich durch das verwendete Saphir-Substrat eingeschränkt wurde.

Eine zeitlich längere elektrische Belastung könnte unter Verwendung einer anderen PAC-Sonde realisiert werden.

Die Untersuchung der durch Lochleitung erzeugten Kristallgitterschäden in p-GaN mittels der PAC könnte sehr aufschlussreich sein. Laut einem Artikel von Seong-Min Moon [Moo09] ist die Defektbildung in p-GaN eine Ursache für die Degradation von LEDs.

Eine Untersuchung elektrisch belasteter Proben mittels anderer Methoden, wie zum Beispiel der Positronenvernichtung könnte belegen, ob Leerstellen tatsächlich erzeugt werden.



# Literaturverzeichnis

- [Amb09] AMBACHER, Prof. Dr. Oliver: Der Stoff aus dem die Träume sind. *elektronikJOURNAL* (2009): S. 26–28
- [Aut56] AUTOR, Unbekannter: *Solid State Physics: Advances in Research and Applications*, Bd. 2, Academic Press (1956)
- [Aut11] AUTOR, Unbekannter: Defect Donor and Acceptor in GaN. *Unbekannte Zeitschrift* (2011)
- [Cao03] CAO, X. A.; SANDVIK, P. M.; LEBOEUF, S. F. und ARTHUR, S. D.: Defect generation in InGaN/GaN light-emitting diodes under forward and reverse electrical stresses. *Microelectronics Reliability* (2003), Bd. 43: S. 1987–1991
- [Des97] DESSAUVAGIE, Tanja: *Untersuchung dünner  $Si_3N_4$  - Schichten mit Ellipsometrie und RBS*, Diplomarbeit, Universität Bonn (1997)
- [dW04] DE WALLE, Chris G. Van und NEUGEBAUER, Jörg: First-principles calculations for defects and impurities: Applications to III-nitrides. *Journal of Applied Physics* (2004)
- [Feh99] FEHRER, Michael: *Untersuchung der elektrischen Eigenschaften breitlückiger Halbleiterschichtstrukturen für optoelektronische Anwendungen*, Dissertation, Universität Bremen (1999)
- [Fra65] FRAUENFELDER, H. und STEFFEN, R.M.: *Alpha-, beta and gamma-ray spectroscopy*, Bd. 2, North-Holland (1965)
- [Göb08] GÖBEL, Holger: *Einführung in die Halbleiter-Schaltungstechnik*, Springer, 3 Aufl. (2008)
- [Iof11] IOFFE: Semiconductors. <http://www.ioffe.rssi.ru/SVA/NSM/Semicond/> (June 2011)
- [Kal99] KALININA, E.V.; ZUBRILOV, A.S.; STREL'CHUCK, A.M.; SOLV'CV, V.A. und DMITRIEV, V.A.: Electrical and optical properties of Mg ion implanted GaN p-n junctions. *High Temperature Electronics* (1999): S. 91–94

- [Kes10] KESSLER, P.; LORENZ, K.; MIRANDE, S. M. C.; CORREIA, J. G.; JOHNSTON, K.; VIANDEN, R. und COLLABORATION, ISOLDE: An In-defect complex as a possible explanation for high luminous efficacy of InGaN and AlInN based devices. *Hyperfine Interact* (2010), Bd. 197: S. 187–191
- [Köh08] KÖHLER, K.; WIEGERT, J.; MENNER, H. P.; MAIER, M. und KIRSTE, L.: The surface potential of GaN:Si. *Journal of Applied Physics* (2008)
- [Kri03] KRISHNAMURTHY, Srinivasan; VAN SCHILFGAARDE, Mark und NEWMAN, Nathan: Spin lifetimes of electrons injected into GaAs and GaN. *Applied Physics Letters* (2003)
- [Laa08] LAAKSONEN, K.; GANCHENKOVA, M. G. und NIEMINEN, R. M.: Vacancies in wurtzite GaN and AlN. *Journal of Physics: Condensed Matter* (2008)
- [Leu10] LEUNG, K.K.; FONG, W.K.; CHAN, P.K.L. und SURYA, C.: Physical mechanism for hot-electron degradation in GaN light-emitting diodes. *Journal of Applied Physics* (2010), Bd. 107(073103)
- [Li10] LI, Chun; BANDO, Yoshio und GOLDBERG, Dmitri: Current Imaging and Electromigration-Induced Splitting of GaN Nanowires As Revealed by Conductive Atomic Force Microscopy. *ACS Nano* (2010)
- [Lor02] LORENZ, Katharina: *Implantationsstudien an Gruppe-III-Nitriden*, Dissertation, Universität Bonn (2002)
- [Mar90] MARX, Guido: *Aufbau und Test einer Kurzzeit-Temper-Anlage*, Diplomarbeit, Universität Bonn (1990)
- [Mat04] MATSUNAGA, S.; YOSHIDA, S.; KAWAJI, T. und INADA, T.: Silicon implantation in epitaxial GaN layers: Encapsulant annealing and electrical properties. *Journal of Applied Physics* (2004), Bd. 95(5): S. 2461–2466
- [Men96] MENDEL, Michael: *Aufbau und Test eines Ellipsometers zur Bestimmung der optischen Eigenschaften dünner dielektrischer Schichten*, Diplomarbeit, Universität Bonn (1996)
- [Moo09] MOON, Seong-Min und KWAK, Joon Seop: High current Electro-optical Degradation of InGaN/GaN Light-emitting Diodes Fabricated with Ag-based Reflectors. *Journal of the Korean Physical Society* (2009), Bd. 55(3): S. 1128–1131
- [Mor08] MORKOC, Hadis: *Handbook of Nitride Semiconductors and Devices*, Bd. Vol. 3 GaN-based Optical and Electronic Devices, WILEY-VCH (2008)
- [OSR11] OSRAM: Lebensdauer von LED Modulen. [http://www.osram.de/osram\\_de/LED/](http://www.osram.de/osram_de/LED/) (Juni 2011)

- [Puz11] PUZYREV, Y.S.; ROY, T.; BECK, M.; TUTTLE, B.R.; SCHRIMPF, R.D.; FLEETWOOD, D.M. und PANTELIDES, S.T.: Dehydrogeneration of defects and hot-electron degradation in GaN high-electron-mobility transistors. *Journal of Applied Physics* (2011), Bd. 109(034501)
- [Roh92] ROHRLACK, Guido: *Ein Halleffektmeßplatz zur Charakterisierung von Halbleitern*, Diplomarbeit, Universität Bonn (1992)
- [Roh96] ROHRLACK, Guido: *Halleffektmessungen an Halbleitern dotiert mit Radioisotopen*, Dissertation, Universität Bonn (1996)
- [San05] SANCHEZ, A.M.; GASS, M.; PAPWORTH, A.J.; GOODHEW, P.J.; SINGH, P.; RUTERANA, P.; CHO, H.K.; R.J.CHOI und LEE, H.J.: V-defects and dislocations in InGaN/GaN heterostructures. *Thin Solid Films* (2005), Bd. 479: S. 316–320
- [Sau09] SAUER, Rolf: *Halbleiterphysik*, Oldenbourg (2009)
- [Sch09] SCHMITZ, J.; NIEDERHAUSEN, J.; PENNER, J.; LORENZ, K.; ALVES, E. und VIANDEN, R.: Stable In-defect complexes in GaN and AlN. *Physica B* (2009), Bd. 404: S. 4866–4869
- [Sch10] SCHATZ, Günter; WEIDINGER, Alois und DEICHER, Manfred: *Nukleare Festkörperphysik*, Vieweg + Teubner (2010)
- [Sch11] SCHWARZ, Ulrich T. und SCHOLZ, Ferdinand: Rosige Aussichten für grünes Licht. *Physik Journal* (2011), Bd. 2: S. 21–26
- [Thu05] THUSELT, Frank: *Physik der Halbleiterbauelemente*, Springer (2005)
- [Vol06] VOLTCRAFT: *Digitalmultimeter VC 820 und VC 840* (Version 03/06)
- [Wol04] WOLTER, Mike Jean: *Störstellen in Galliumnitrid-basierenden Transistoren*, Forschungszentrum Jülich (2004)
- [YF97] Y.-F.WU; JIANG, W.-N; KELLER, B. P.; KELLER, S.; KAPOLNEK, D.; DENBAARKS, S. P.; MISHRA, U. K. und WILSON, B.: Low resistance ohmic contact to n-GaN with a separate layer method. *Solid-State Electronics* (1997), Bd. 41(2): S. 165–168



# Abbildungsverzeichnis

1.1	Blaue LED auf GaN-Basis . . . . .	1
2.1	Auszug Periodensystem und Wurtzitstruktur . . . . .	5
2.2	Bandlücken von AlN, GaN und InN . . . . .	7
2.3	Punktdefekte . . . . .	9
2.4	Bändermodell . . . . .	11
2.5	Energiebänderschema eines Metall-Halbleiter-Übergangs . . . . .	12
2.6	Prinzip des Hall-Effekts . . . . .	13
2.7	Zerfallsschema . . . . .	16
2.8	Prinzip der gestörten Winkelkorrelation . . . . .	16
2.9	Lebensdauerkurve und R-Wert . . . . .	18
3.1	Versuchsaufbau . . . . .	19
3.2	Schaltplan zum Versuchsaufbau . . . . .	20
3.3	Schaltplan zur Spannungsgleichrichtung . . . . .	20
4.2	Verätzte GaN-Probe durch Flusssäure . . . . .	29
4.3	Probe vor und nach dem Aufdampfen der Metall-Kontakte . . . . .	31
4.4	Implantation Indium . . . . .	33
5.1	Widerstandsänderung mit der Temperatur . . . . .	38
5.2	Hall-Probe auf Messplatine . . . . .	38
5.3	Mikroskopaufnahme eines Ti/Ti/Au-Kontakts . . . . .	40
5.4	Geschmolzener Ti/Ti/Au-Kontakt . . . . .	41
5.5	Riss in Probe . . . . .	41
5.6	Thermografieaufnahme . . . . .	43
5.7	Temperaturgradienten innerhalb der Probe . . . . .	44
5.8	Vergleich Szintigramm mit Infrarotaufnahme . . . . .	45
5.9	PAC-Spektren . . . . .	46
5.10	Simulation des R-Wert Spektrums . . . . .	49



# Tabellenverzeichnis

4.1	Probenübersicht . . . . .	26
4.3	Ausgewählte Literaturwerte niederohmscher Metallkontakte auf GaN	30
4.4	Indium-Implantation . . . . .	32
5.1	Widerstandsänderung aufgrund der Implantation mit Indium . . . .	36
5.2	Hall-Effekt Messung . . . . .	39
5.3	Kenndaten der elektrischen Belastung . . . . .	42
5.4	Vergleich der Materialeigenschaften von Galliumnitrid und Saphir .	44
5.5	Datenanpassung an das R-Wert Spektrum . . . . .	47



# A Anhang

In der Tabelle auf der nächsten Seite sind die Werte aller hergestellten Proben zusammengefasst. Für eine kompakte Darstellung wurde auf die Angabe von Messunsicherheiten verzichtet. Diese können mit Hilfe der Messungenauigkeiten der verwendeten Geräte, welche im Kapitel 3 Versuchsaufbau näher beschrieben sind, berechnet werden.

Probe	Probenmaße [mm]	Hall-Effekt Messung	<sup>111</sup> In-Implantationsenergie [keV]	Implantierte Fläche [mm <sup>2</sup> ]	Szintigramm	Thermografieaufnahme	PAC-Messung	Elektrischer Widerstand R [ $\Omega$ ] (bei 300 K)	Elektrische Belastung				Dauer	Bemerkung	
									U [V]	I [mA]	P [W]	T <sub>max</sub> [°C]			
3,8 $\mu$ m GaN undotiert	5 x 10	Ja			Ja	Ja	Ja	49,3							Kontakte zerstört bei 900°C Tempern Ungekühlt; Zerstört
3,8 $\mu$ m GaN undotiert	5 x 10	Ja			Ja	Ja	Ja	50,1	11,0	200	2,2	191	3d		
3,8 $\mu$ m GaN undotiert	5 x 10	Ja			Ja	Ja	Ja	50,9	20	300	7,4	195			
3,8 $\mu$ m GaN undotiert	5 x 10	Ja	160	3 x 4	Ja	Ja	Ja	38,2	9,2	245	2,3	190	1d		
0,4 $\mu$ m GaN undotiert	5 x 10	Ja			Ja	Ja	Ja	50,3	28,0	387	10,8	371	10 min		Ventilator Kühlung; Zerstört
0,4 $\mu$ m GaN undotiert	5 x 10	Ja	60	3 x 4	Ja	Ja	Ja	50,3	223,8	224,8	50,3	300			
0,4 $\mu$ m GaN undotiert	5 x 10	Ja	60	3 x 4	Ja	Ja	Ja	801	158,0	251,1	50,3	206	2d		Auf CPU-Kühler
0,4 $\mu$ m GaN undotiert	5 x 10	Ja			Ja	Ja	Ja	544	119,5	250,7	30,0	190	1d		
0,4 $\mu$ m GaN undotiert	5 x 10	Ja	160	3 x 4	Ja	Ja	Ja	926	158,4	171,1	27,1	103	1d		Elektronen "meiden" impl. Bereich; Zerstört durch Stromausfall
0,4 $\mu$ m GaN undotiert	3 x 8				Ja	Ja	Ja	1303	226,0	198	44,7	421	2 min		Zerstört durch Stromausfall
0,4 $\mu$ m GaN undotiert	3 x 8				Ja	Ja	Ja	1293	260,0						Grünes Leuchten; Zerstört
0,4 $\mu$ m GaN undotiert	3 x 8		160	3 x 4	Ja	Ja	Ja	1080	228,1	230,6	52,6	341	10 min		Zerstört
0,4 $\mu$ m GaN undotiert	3 x 8		160	3 x 4	Ja	Ja	Ja	1276	229,9	207,1	47,6	291	7d		Zerstört
0,3 $\mu$ m GaN:Si (a)	3 x 8		40	3 x 3	Ja	Ja	Ja	455	130	298,1	38,8	276	1h		Zerstört
0,3 $\mu$ m GaN:Si (b)	2,5 x 8		60	2,5 x 3	Ja	Ja	Ja	148,5	78,4	500,0	39,2	215	1d		Zerstört

# Danksagung

*„No man is an island, entire of itself“*

**JOHN DONNE** (1572-1631, engl. Schriftsteller)

In erster Linie möchte ich Herrn Privatdozent **Reiner Vianden** danken für die Möglichkeit an einem so interessanten Thema zu arbeiten. Seine tatkräftige Hilfe und Unterstützung sind beispiellos. Stets ein offenes Ohr und gute Ratschläge für jedes nur erdenkliche Problem. Auch für den Besuch der Summer School in Leuven und der DPG Frühjahrstagung sei gedankt.

Ich danke Herrn Professor **Karl Maier** für die Übernahme des Korreferenten und seine hilfreichen Tipps und erleuchtenden Erklärungen.

Der gesamten **Arbeitsgruppe** möchte ich für die familiäre Atmosphäre danken. Meinem Mentor **Thomas Geruschke** schulde ich besondere Anerkennung und Dank für seinen Support. Ich danke Patrick Keßler für seine kritische und hilfreiche Art aus mir einen Wissenschaftler zu machen. Ich danke meinem arbeitswütigen und von mir sehr geschätzten Kollegen Marius Arenz für seine ausgezeichnete Unterstützung und Hilfe. Für inspirierende philosophische Unterhaltungen danke ich Makhsud Rasulbaev. Natürlich sei auch unserem geliebten Italiener Riccardo Valentini gedankt, der mir immer noch nicht glaubt, dass er aussieht wie Roy Black. Ronnie Simon danke ich für den freundschaftlichen gemeinsamen Kampf auf dem Weg zum Erfolg. Ich danke Michael Steffens für die Zubereitung des stärksten Kaffee der Welt. Ben Slawski sei für die Unterstützung und Motivation gedankt.

Ich danke ganz besonders **Bert Kann** für das Aufdampfen der Metallkontakte und bewundere ihn für seine aufgeschlossene und motivierte Art für neue Aufgaben und Möglichkeiten. Er hat sozusagen meine Arbeit vergoldet.

Ich danke den „**ISOTOPIES**“ (Cornelia Noll, Siegfried Hinderlich und Albert Dahl) für die Implantation der Proben. Vielen Dank an die Herren Kerp, Wolf und Dhein aus der **E-Werkstatt** für das regelmäßige Ausleihen ihrer heißgeliebten Trenntrafos. Auch Herrn Mertler und Herrn Peithmann sei für die nette und oft

unbürokratische Hilfe gedankt. Ganz herzlich sei den Damen den Hauses, Frau Kehr, Frau Balci, Frau Mosblech und Frau Hüskes gedankt.

Thanks a lot to **Dr. M. C. Ridgway** from the Australien National University in Canberra for the implantation of Silicon.

Für das **intensive Korrekturlesen** danke ich herzlich Sabrina Harzer, Kilian Rosbach, Simon Haßelmann, Marius Arenz, Michael Steffens und Patrick Keßler.

Einen extra Dank an die **Arbeitsgruppe Maier**, die mir stets Asyl gaben, wenn wir keinen Kaffee mehr hatten.

Ich danke ganz herzlich meinen **Eltern**, meinem **Bruder** und meiner **Oma** für die Unterstützung während meines gesamten Studiums.

Zu guter Letzt danke ich meiner besseren Hälfte **Karolina Jablonska**.