

Florentina Niebelschütz

**Mikrostrukturierungstechniken zur Herstellung
von MEMS aus Halbleitern großer Bandlücke**

Mikrostrukturierungstechniken zur Herstellung von MEMS aus Halbleitern großer Bandlücke

Von Florentina Niebelschütz



Universitätsverlag Ilmenau
2010

Impressum

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Angaben sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Diese Arbeit hat der Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik der Technischen Universität Ilmenau als Dissertation vorgelegen.

Tag der Einreichung: 14. Juli 2009

1. Gutachter: Univ.-Prof. Dr. rer. nat. habil. Oliver Ambacher
(Fraunhofer-Institut für Angewandte Festkörperphysik Freiburg)

2. Gutachter: Univ.-Prof. Dr. rer. nat. habil. Matthias Hein
(TU Ilmenau)

3. Gutachter: apl. Prof. Dr. Donat Josef As
(Universität Paderborn)

Tag der Verteidigung: 15. Dezember 2009

Technische Universität Ilmenau/Universitätsbibliothek

Universitätsverlag Ilmenau

Postfach 10 05 65

98684 Ilmenau

www.tu-ilmenau.de/universitaetsverlag

Herstellung und Auslieferung

Verlagshaus Monsenstein und Vannerdat OHG

Am Hawerkamp 31

48155 Münster

www.mv-verlag.de

ISBN 978-3-939473-84-8 (Druckausgabe)

urn:nbn:de:gbv:ilm1-2010000209

Titelfoto: photocase.com | AlexFlint

Wahre Wissenschaft lehrt vor allem,
zu zweifeln und unwissend zu sein.

Miguel de Unamuno y Yugo

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen bedanken, die zum Entstehen dieser Arbeit beigetragen und mich in dieser Zeit unterstützt haben.

Allen voran möchte ich mich bei Prof. Oliver Ambacher für das Vertrauen bedanken, mich als Wirtschaftsingenieur zur Promotion in das Fachgebiet Nanotechnologie aufzunehmen und mir eine spannende Aufgabe im Rahmen des Projektes PiNEMS zu übertragen, sowie bei Dr. Andreas Schober für die Möglichkeit, diese unter veränderten Rahmenbedingungen abzuschließen zu können. Meinem unmittelbaren Betreuer Volker Cimalla gilt mein Dank dafür, dass er immer die richtigen Fragen stellte, um mich weiter zu bringen. Ein herzliches Dankeschön geht an Jörg Pezoldt für die Mühe und Motivation, mit der er die Erstellung dieser Arbeit in meinem letzten Promotionsjahr vorangetrieben hat. Ich danke Katja Tonisch, die mich in einer langen, verregneten Berchtesgadener Nacht dazu überredet hat, eine Promotionsarbeit an mein Studium anzuschließen. Thomas Stauden danke ich für die stets konstruktiven Diskussionen zu Technologiefragen und die geduldige Unterstützung bei der Erstellung unzähliger Messreihen, ohne die die Anfertigung dieser Arbeit nicht möglich gewesen wäre. Prof. Matthias Hein danke ich für die Möglichkeit, auch außerhalb des gemeinsamen Projektes PiNEMS wertvolle Erfahrungen in seinem Fachgebiet zum Thema Hochfrequenzmesstechnik sammeln zu können. Ich danke Klemens Brückner, der mir bei messtechnischen Fragen stets zur Seite stand und mich mit stundenlangen gemeinsamen Auswertungen der Ergebnisse und dem dabei obligatorischen Kaffee bei der Erstellung dieser Arbeit sehr unterstützt hat. Ein herzliches Dankeschön den Laborantinnen und Laboranten, allen voran Stefanie Amm, Manuela Breiter, Karin Friedl, Birgitt Hartmann, Gabi Harnisch, Ilona Marquardt, Elvira Remdt und Jutta Uziel, die mit ihrem Engagement bei der Prozessierung meiner ‚Nanoschnipsel‘ maßgeblich zum Gelingen meiner Arbeit beigetragen haben. Ebenfalls geht ein Dank an Gernot Ecke, Merten Niebelschütz und Henry Romanus für die zeitnahe Erstellung von AES-, AFM- und TEM-Messungen. Ich danke auch Ronny Gerbach aus dem Fraunhofer Institut Halle und Steffen Michael aus dem IMMS Ilmenau für die Gelegenheit, die im ZMN nicht möglichen Vibrometermessungen an den jeweiligen Instituten durchführen zu können.

Nicht zuletzt geht ein herzliches Dankeschön an die ‚Cucarachas de la Micro y Nanotecnología‘, die mir ein wundervolles letztes Promotionsjahr beschert haben und meine Bürokollegen Benedikt Lübbers und Manuel Hofer, die sich nie über meine zu

laute Musik und meinen in letzter Zeit exorbitanten Schokoladen- und Kaffeeverbrauch aus dem Gemeinschaftsregal beschwert haben. Jochen Weber danke ich für die wunderschöne Studienzeit in unserer WG und die unbezahlbare Hilfe in allen Lebenslagen. Ein besonderes Dankeschön geht an Thomas Gannott, der sich als Informatiker durch die Feinkorrektur meiner Arbeit geschlagen und mich während der Endphase der Arbeitserstellung stetig neu motiviert hat. Zuletzt möchte ich mich für das Verständnis meiner Familie und meines Freundeskreises bedanken, die während der letzten Monate sehr zurück stecken mussten.

Abstract

As the spectrum of micromechanical systems (MEMS) broadens, a greater demand is placed on the areas of functionality, particularly with regard to chemical, biological, gaseous, and micro fluidic sensors and necessarily the corresponding chemical and mechanical stability, biocompatibility, scalability, and integratability of the material to be used. Even though Group III Nitrides offer a set of advantageous material properties concerning such sensors, only a limited number of research groups process MEMS based on GaN and AlGa_N/GaN heterostructures. Resulting from an exceptionally high degree of chemical stability, these materials are not easily structured and therefore not commonly found in use. The following work discusses the development of techniques used for the structuring and manufacturing of MEMS from wide bandgap semiconductors with special attention given to wet and dry etching processes. These will then be used to realize AlGa_N/GaN resonators on both silicon and 4H-SiC substrates, and furthermore on 3C-SiC/Si and AlN/sapphire pseudo-substrates using a two dimensional electron gas (2DEG) as a back electrode for piezoelectric actuation. Firstly, the material fundamentals of the implemented wide band semiconductors will be considered with special emphasis on the structuring techniques and those properties relevant to MEMS. A comprehensive process flow of AlGa_N resonator manufacturing is examined and the developed integratable contact system with corresponding masking techniques is given. Each process flow includes the patterning of the resonator by anisotropic etching of the AlGa_N/GaN heterostructures and the freeing of the beams on various substrates. For anisotropic structuring of the AlGa_N/GaN heterostructures and the isotropic etching of the silicon and 3C-SiC/Si substrates, a known dry etching process was analyzed and used in order to attain the etch rate, anisotropy, and mask selectivity required. Freeing the resonators on AlN/sapphire pseudo-substrates was realized by a newly developed wet chemical etching process based on a NaOH solvent in order to laterally etch the AlN sacrificial layer. Isotropic etching of 4H-SiC substrates was made possible by high substrate temperature processes. Systematic investigations were carried out in order to monitor and analyze the influence of the process parameters on the etch characteristics: lateral etch rate as well as anisotropy and roughness of the etched surface. Models for the dependence of these characteristics for the chosen process parameters were taken from known etching processes for other materials and modified to predict the etching behavior of the methods employed here. The negative influences of all process steps were investigated to observe the resistance change of the 2DEG back electrode which may

cause a lack of functionality of the MEMS. Finally, proof of resonant oscillating behavior of all AlGaIn/GaN resonators was shown and the uniaxial stress of the free-standing AlGaIn/GaN heterostructures was determined and compared to one another by means of resonance analysis.

Zusammenfassung

Die Erweiterung des Anwendungsspektrums Mikroelektromechanischer Systeme (MEMS) um das Einsatzgebiet der chemischen, biologischen, gasartspezifischen und mikrofluidischen Sensoren stellt hohe Anforderungen an Stabilität (chemisch und mechanisch), Biokompatibilität, Miniaturisier- und Integrierbarkeit der verwendeten Materialien. Trotz der für diese Sensoren vorteilhaften Materialeigenschaften von Gruppe III-Nitriden gibt es bis heute nur eine beschränkte Anzahl von Forschergruppen, die sich mit der Prozessierung von MEMS auf Basis von GaN bzw. AlGaIn/GaN-Heterostrukturen beschäftigen. Eine Hauptursache besteht vor allem in der aufwendigen Strukturierung dieser chemisch hoch stabilen Materialien. Die vorliegende Arbeit widmet sich daher der Entwicklung von Strukturierungstechniken zur Herstellung von MEMS aus Halbleitern großer Bandlücke, mit einem besonderen Fokus auf nass- und trockenchemische Ätzverfahren. Diese sollen dazu verwendet werden AlGaIn/GaN-Resonatoren auf Si- und 4H-SiC-Substraten, sowie 3C-SiC/Si- und AlN/Saphir-Pseudosubstraten zu realisieren, welche das sich an der Grenzfläche der AlGaIn/GaN-Heterostruktur ausbildende zweidimensionale Elektronengas (2DEG), als Rückelektrode zur piezoelektrischen Anregung nutzen.

Als Grundlage wird auf die Materialbasis der verwendeten Halbleiter großer Bandlücke eingegangen, mit Schwerpunkt auf strukturierungstechnische und für MEMS relevante Eigenschaften. Im Anschluss werden die Prozessabläufe zur Herstellung der AlGaIn/GaN-Resonatoren, sowie der entwickelten integrierbaren Kontaktsysteme und Maskenmaterialien übersichtlich dargestellt. Jeder Prozessablauf beinhaltet die Definition der Resonatoren über das anisotrope Strukturieren der AlGaIn/GaN-Heterostruktur und das Freistellen der Balken auf den unterschiedlichen Substraten. Zur anisotropen Strukturierung der AlGaIn/GaN-Heterostruktur und dem isotropen Ätzen der Si- und 3C-SiC/Si-Substrate wurden bekannte trockenchemische Plasmaprozesse analysiert und angepasst, um den Ansprüchen an Ätzrate, Anisotropie und Selektivität zum Maskenmaterial zu genügen. Das Freistellen der Resonatoren auf AlN/Saphir-Pseudosubstraten wurde über einen neu entwickelten nasschemischen Ätzprozess auf

Basis einer NaOH-Lösung zum lateralen Ätzen der AlN-Opferschicht realisiert. Erhöhte Substrattemperaturen ermöglichten das isotrope Ätzen von 4H-SiC-Substraten, wobei eine systematische Analyse der Prozessparameter hinsichtlich ihres Einflusses auf die laterale Ätzrate, die Anisotropie und die Rauheit der geätzten Oberflächen vorgenommen wurde. Modelle zur Abhängigkeit dieser Kenngrößen von den gewählten Prozessparametern wurden aus Ätztechnologien anderer Materialsysteme entlehnt und angepasst, um prädiktive Aussagen zum Ätzverhalten bei Veränderung der verschiedenen Prozessparameter zu ermöglichen. Das entwickelte Technologiepaket vermeidet dabei eine negative Beeinflussung der 2DEG-Rückelektrode und damit gleichzeitig der Funktionalität der MEMS. Diese konnte für alle gefertigten AlGaIn/GaN-Resonatoren nachgewiesen und unter Anwendung einer Resonanzfrequenzanalyse die uniaxiale Verspannung der freigelegten AlGaIn/GaN-Schichten auf den unterschiedlichen Substraten ermittelt und untereinander verglichen werden.

Inhaltsverzeichnis

Danksagung	7
Abstract.....	9
Zusammenfassung	10
Inhaltsverzeichnis	13
Verzeichnis der verwendeten Abkürzungen und Symbole.....	15
1 Motivation.....	19
2 Einführung in mikroelektromechanische Systeme auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke.....	24
2.1 Materialwahl	24
2.1.1 Materialeigenschaften der Gruppe III-Nitride	24
2.1.2 Materialeigenschaften von SiC.....	28
2.2 Mikroelektromechanische Resonatoren.....	30
2.2.1 Kommerzielle Beispiele für mikroelektromechanische Systeme	31
2.2.2 Theoretische Betrachtung der Parameter Resonanzfrequenz und Güte.....	33
2.2.3 Anregungs-/Auslesemechanismen und Balkendesign für MEMS auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke	37
3 Technologie zur Herstellung von MEMS auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke	42
3.1 Prozessschritte zur Herstellung von MEMS auf Basis von Gruppe III-Nitriden	42
3.1.1 MOCVD-Wachstum der AlGaIn/GaN-Heterostruktur.....	45
3.1.2 Herstellung Ohmscher Kontakte.....	49
3.1.3 Herstellung und Strukturierung der Maskenmaterialien.....	50
3.2 Parameterfelder und verwendete Anlagen zur Strukturierung der MEMS	56
3.2.1 Grundlagen des Plasmaätzens.....	56
3.2.2 Parameter zur Beschreibung des Ätzverhaltens.....	59
3.2.3 Anlagen zum trockenchemischen Plasmaätzen	63
3.2.4 Das trockenchemische Ätzverhalten beeinflussende Prozessparameter.....	69
3.3 Strukturierung von Gruppe III-Nitriden.....	83

3.3.1	Stand der Technik des nasschemischen Ätzens von Gruppe III-Nitriden	84
3.3.2	Nasschemisches Ätzen der AlN-Opferschicht	88
3.3.3	Stand der Technik des trockenchemischen Ätzens von Gruppe III-Nitriden	90
3.3.4	Trockenchemisches Ätzen von AlGaIn/GaN-Heterostrukturen	95
3.3.5	Zusammenfassung	113
3.4	Strukturierung von 4H-SiC-Substraten	115
3.4.1	Stand der Technik des nasschemischen Ätzens von SiC	115
3.4.2	Stand der Technik des trockenchemischen Ätzens von SiC	117
3.4.3	Trockenchemisches Ätzen von 4H-SiC-Substraten	123
3.4.4	Zusammenfassung	146
3.5	Beeinflussung des Widerstandes der 2DEG-Rückelektrode durch die Prozessierung	149
3.5.1	Einfluss durch chemische Behandlung	149
3.5.2	Einfluss durch hohe Temperaturen	151
3.5.3	Einfluss der trockenchemischen Plasmaprozesse	152
3.6	Zusammenfassung der optimierten Prozesse	156
4	Funktionsnachweis und sensorische Anwendungen prozessierter MEMS auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke	159
4.1	Funktionsnachweis magnetodynamisch und piezoelektrisch angeregter MEMS ...	159
4.1.1	Nachweis transversaler Schwingungen der AlGaIn/GaN-Resonatoren mittels Vibrometer	159
4.1.2	Nachweis longitudinaler Schwingungsmodi mittels elektrischer Messungen ..	166
4.2	Beispiele für sensorische Anwendungen prozessierter MEMS aus Halbleitern großer Bandlücke	167
4.2.1	Detektion kleinster Massen	168
4.2.2	Messung der Umgebungsbedingungen Druck und Temperatur	169
5	Zusammenfassung und Ausblick	171
Anhang	174	
A	Photoelektrochemisches Ätzen von GaN	174
B	Elektro- und Photoelektrochemisches Ätzen von SiC	176
Literaturverzeichnis	179	
Verzeichnis der eigenen Veröffentlichungen	198	

Verzeichnis der verwendeten Abkürzungen und Symbole

2DEG	zweidimensionales Elektronengas	d	Resonatordicke [nm]
A	Querschnittsfläche [m ²]	d_{xx}, d_{yy}, d_{zz}	piezoelektrische Moduli hexagonaler Kristalle [pm/V]
AES	Auger-Elektronen-Spektroskopie	d_k	Dämpfungskoeffizient
AFM	Rasterkraftmikroskopie (<i>atomic force microscopy</i>)	E	Elastizitätsmodul [GPa]
Al	Aluminium	E_A	Aktivierungsenergie [eV]
AlGaN	Aluminiumgalliumnitrid	E_G	Bandlücke [eV]
AlN	Aluminiumnitrid	ER, ER_l, ER_v	Ätzrate, laterale Ätzrate, vertikale Ätzrate [nm/min]
Al _x O _y	Aluminiumoxid	e	=1,602*10 ¹⁹ As, Elementarladung
Al ₂ O ₃	Saphir	ϵ_R	Dissoziationsgrad
Au	Gold	$\epsilon_{xx}, \epsilon_{yy}, \epsilon_{zz}$	axiale Dehnung
a	Anisotropie	f	Frequenz [Hz]
a_{th}	thermischer Expansionskoeffizient a-Richtung [K ⁻¹]	f_{res}	Resonanzfrequenz [Hz]
α_S	Haftungskoeffizient	f_{sim}	simulierte Resonanzfrequenz ohne Berücksichtigung der Verspannung [Hz]
B	Magnetfeld [T]	ϕ_S	Wirkungsgrad des Sputterns
Cr	Chrom	ϕ_N	Wirkungsgrad des chemischen Ätzens durch neutrale Spezies
C_s	Konstante [mTorr]	ϕ_N^*	durch Ionenbeschuss beeinflusster Wirkungsgrad des chemischen Ätzens durch neutrale Spezies
c_{th}	thermischer Expansionskoeffizient c-Richtung [K ⁻¹]	ϕ_N^{**}	durch Inhibitoren beeinflusster Wirkungsgrad des chemischen Ätzens durch neutrale Spezies
c	Phasengeschwindigkeit [nm/s]	GaAs	Galliumarsenid
Γ_N	Fluss der neutralen Teilchen [neutrale Teilchen/cm ² s]	GaN	Galliumnitrid
Γ_I	Ionenfluss [Ionen/cm ² s]	Ga _x O _y	Galliumoxid
Γ_R	Radikalfluss [Radikale/cm ² s]	g	Gasfluss [scem]

HEMT	Hochfrequenztransistor (<i>high electron mobility transistor</i>)	Ni	Nickel
HRXRD	Hochauflösende Röntgenbeugung (<i>high resolution X-ray diffraction</i>)	N_t	tensile Kraft [N]
H_V	Vickershärte [GPa]	N	Modenzahl
h_i	ite Höhe [nm]	n_R	Radikaldichte [m ⁻³]
η	elektromechanische Kopplung, Viskosität [kg/ms]	n_s	Flächenladungsträgerdichte des 2DEG [cm ⁻²]
I	Flächenträgheitsmoment [m ⁴]	p	Druck [mbar, mTorr]
ICP	Induktiv gekoppeltes Plasma (<i>inductive coupled plasma</i>)	PE	Plasmaätzen (<i>plasma etching</i>)
$K(T)$	Reaktionsgeschwindigkeit	P	gesamte Polarisation [C/m ²]
k	= 8,617343 10 ⁻⁵ Boltzmannkonstante [eV/K]	P_{PE}	piezoelektrische Polarisation [C/m ²]
k_R	Konstante der Rekombinationsrate im Plasma [cm ³ /s]	P_{SP}	spontane Polarisation [C/m ²]
k_{th}	thermische Leitfähigkeit [W/cmK]	PZT	Blei-Zirkonat-Titanat (<i>plumbum zirconate titanate</i>)
L	Resonatorlänge [μm]	π	= 3,141596; Kreiszahl
λ	Konstante [mTorr ² Å/min]	Q	Güte
λ_w	Wellenlänge [nm]	q	Gasfluss pro Reaktorvolumen [sccm/m ³]
MBE	Molekularstrahlepitaxie (<i>molecular beam epitaxy</i>)	R	ideale Gaskonstante
MEMS	Mikroelektromechanische Systeme	REM	Rasterelektronenmikroskopie
MOCVD	Metallorganische Gasphasenabscheidung (<i>metal organic chemical vapor deposition</i>)	RIE	Reaktives Ionen Ätzen (<i>reactive ion etching</i>)
M	Masse [kg]	RT	Raumtemperatur = 20°C
μ	Beweglichkeit der Elektronen [cm ² /Vs]	RTP	schnelles thermisches Prozessieren (<i>rapid thermal processing</i>)
NEMS	Nanoelektromechanische Systeme	rms	mittlere quadratische Abweichung (<i>route mean square</i>) [nm]
N_{FPE} , N_{FRIE}	Fluorradikal-Anzahl in der PE-, RIE-Anlage	ρ	Dichte [g/cm ³]

S	Selektivität	τ	Verweilzeit [s]
Si	Silizium	U	Spannung [V]
SiC	Siliziumkarbid	UHV	Ultrahochvakuum
Si ₃ N ₄	Siliziumnitrid	UV	ultraviolett
SiO ₂	Siliziumdioxid	u	vertikale Auslenkung [pg]
σ	Flächenladungsträgerdichte [cm ⁻²]	V	Volumen [mm ³]
$\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz}$	Verspannung/ Stress [GPA]	v	Geschwindigkeit,
		v_{th}	thermische Geschwindigkeit [m/s]
T	Temperatur [°C]	w	Resonatorbreite [μm]
TEM	Transmissions-Elektronenmikroskopie	ω	Kreisfrequenz [s ⁻¹]
Ti	Titan	v_R	durch ein Radikal ausgelöstes Volumen
T_m	Schmelztemperatur [K]	v_I	durch ein Ion ausgelöstes Volumen
T_w	maximale Arbeitstemperatur [K]		

1 Motivation

Die Herstellung mikro- und nanoelektromechanischer Systeme (MEMS und NEMS), vor allem Si-basierend, gehört heutzutage zu einer etablierten Technologie, die durch ein stetig wachsendes Anwendungsspektrum gekennzeichnet ist [Cim-07a, Lys-05, Cho-08]. Im Alltag finden MEMS Anwendung als Druckerköpfe in Tintenstrahldruckern, als Mikrospiegel in Projektoren oder als vielfältige Sensoren in der Fahrzeugtechnik (Gyroskop, Reifendrucksensoren, Accelerometer). Die Integrier- und Miniaturisierbarkeit von MEMS stimuliert ihre Anwendung im Bereich der Sensorik, wo ihr Einsatzgebiet von chemischen, biologischen, gasartspezifischen bis zu mikrofluidischen Sensoren reicht. Für diese Anwendungen werden resonante Systeme bis in den Submikrometerbereich skaliert, die durch ihr geringes Eigengewicht als hoch empfindliche Sensoren eingesetzt werden können. Mit Hilfe von Resonatoren war es in der Vergangenheit möglich, kleinste Massen bis in den Zeptogrammbereich zu detektieren [Dav-05, Yan-06b], z.B. einzelne Viren und Moleküle [Ili-04a, Ili-04b, Ili-05], aber auch dynamisch das Wachstum von Bakterienstämmen [Gfe-05] zu messen. Bemerkenswert dabei ist, dass bereits mit Resonatoren, die noch Abmessungen im Mikrometerbereich besitzen, eine solch hohe Masseauflösung (bis zu fg) erreicht wurde (Abb. 1).

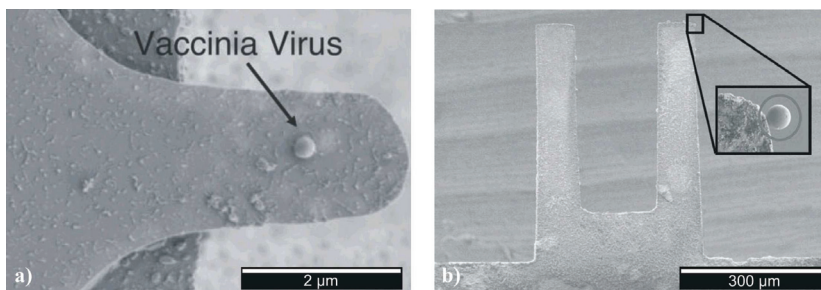


Abb. 1: a) Auf Proteinbeschichtetem Si-Cantilever angelagerter Vaccinia Virus [Gup-06].
b) An einem gekoppelten Au-Cantilever angelagerte Mikrokugeln [Spl-06].

Die Arbeit im Mikrometer- und Submikrometerbereich erfordert häufig die Verwendung komplexer Messtechniken, die im Ultrahochvakuum, bei tiefen Temperaturen oder mit externen Auslesemechanismen wie Laseroptiken arbeiten. Das am häufigsten für

Resonatoren verwendete Material, Si, ist dabei nur begrenzt unter anspruchsvollen Umgebungsbedingungen einsetzbar. Ab Temperaturen über 500°C tritt bei Si Plastizität auf, es wird durch korrosive Medien angegriffen und zeigt eine niedrige Biokompatibilität, was es im Bereich der Biosensorik nur durch aufwendige Passivierungstechniken anwendbar macht. Daher steigt das Interesse an Materialsystemen, die chemisch inert, biokompatibel, sowie thermisch als auch mechanisch stabil sind. Weiterhin ist für die Anwendung von resonanten Sensorstrukturen in normalen, wie auch unter für die Biosensorik benötigten Umweltbedingungen ein integrierter Anrege- und Auslesemechanismus von Vorteil, um auf aufwendige externe Messtechnik zu verzichten.

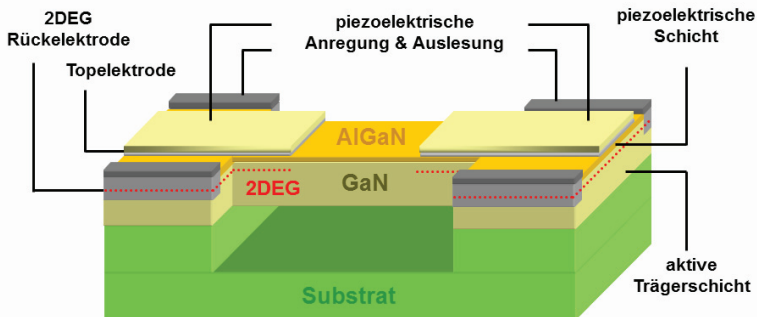


Abb. 2: Schematische Darstellung eines zweiseitig eingespannten AlGaIn/GaN-Resonators mit piezoelektrischer Anregung und Auslesung.

Das Projekt „Pi-NEMS - Piezoelektrisch gekoppelte integrierbare nanoelektromechanische Sensorschaltungen“ des DFG-Schwerpunktprogramms SPP 1157, in dessen Rahmen diese Arbeit erstellt wurde, beschäftigte sich daher mit der Herstellung und Charakterisierung piezoelektrisch angeregter MEMS auf der Basis von Gruppe III-Nitriden für biosensorische Anwendungen. Das Materialsystem der Halbleiter großer Bandlücke zeichnet sich auf Grund seiner Bindungsstärke durch eine hohe chemische Stabilität [Pea-99] sowie durch Biokompatibilität aus [You-06, Cim-07b] und ermöglicht damit einen Einsatz in der Biosensorik [Ste-03]. Das epitaktische Wachstum von III-V, wie auch II-VI-Halbleitern (z.B.: ZnO, AlN, GaN, GaAs) bietet im Vergleich zu normalerweise verwendeten polykristallinen, piezoelektrischen Materialien (gesputtertes

AlN und ZnO, sowie PZT-Keramiken) eine Skalierbarkeit bis in den Nanometerbereich und erreicht eine deutlich höhere Materialqualität. Durch die Möglichkeit, gezielt hochleitfähige und isolierende Gebiete erzeugen zu können, kann innerhalb eines Wachstumsschrittes eine vollständige piezoelektrische Struktur realisiert werden. Als Balkendesign wird hierfür die von HEMTs (*high electron mobility transistor*) bekannte AlGaN/GaN-Heterostruktur verwendet, wobei die isolierende GaN-Schicht als mechanisch aktive Trägerschicht und die AlGaN-Schicht als piezoelektrische Schicht dient (Abb.2).

Die piezoelektrische AlGaN-Schicht wird dabei durch das Anlegen einer Spannung in der Ebene gestaucht bzw. gedehnt und auf Grund der starren Verbindung zur aktiven GaN-Trägerschicht erzeugt diese Dehnung/Stauchung nach der Funktionsweise eines Bimetallstreifens eine Auslenkung des Balkens. Die hohe Sensitivität des 2DEG (zwei dimensionales Elektronengas), welches sich an der AlGaN/GaN-Grenzfläche ausbildet, wurde in der Vergangenheit vielseitig unter Ausnutzung der Widerstandsänderung des 2DEG auf Veränderung der Umweltbedingungen (elektrische Spannungen [Anw-06], Verbiegung [Kan-04, Chu-05] und Änderung der Oberflächenladung [Neu-01]) in der Sensorik eingesetzt [Cim-09]. Für das verwendete Balkendesign wird das 2DEG nicht direkt als Sensorelement eingesetzt, sondern dient in Form eines leitfähigen Kanals als Rückelektrode für das integrierte piezoelektrische Anregen und Auslesen [Ton-08b]. Die gegebene Schichtstruktur ermöglicht aber auch Auslesemechanismen, wie die Messung des piezoresistiven Effektes am Pivotpunkt der Balkenstruktur [Zim-06], welches durch die Integration einer HEMT-Struktur hoch empfindlich gestaltet werden kann [She-06].

Trotz der vorteilhaften Materialeigenschaften der Gruppe III-Nitride hinsichtlich Stabilität, Miniaturisier- und Integrierbarkeit gibt es bis heute nur eine beschränkte Anzahl von Gruppen, die sich mit der Prozessierung von MEMS auf der Basis von GaN-[Dav-04, Yan-06c, Zau-07] bzw. AlGaN/GaN-Heterostrukturen beschäftigen. Eine Hauptursache dafür besteht neben den anspruchsvollen Wachstumstechniken auch in den notwendigen Strukturierungstechniken, die durch die verwendeten Substrate für das epitaktische Wachstum von Gruppe III-Nitriden begründet sind. Die am häufigsten verwendeten Substratmaterialien Saphir und SiC zeichnen sich wie die Gruppe III-Nitride selbst durch eine extrem hohe chemische Stabilität aus, was ein Freistellen der Balkenstrukturen sehr erschwert. Nitridschichten auf Silizium, die ein Freistellen der

Balkenstrukturen auf der Grundlage der etablierten Si-Technologie ermöglichen würden, werden nur von wenigen Gruppen in ausreichender Qualität hergestellt [Dad-03]. In [Ton-08b] werden weiterhin eine AlN-Opferschicht auf Saphir und ein Si-Substrat mit dünner 3C-SiC-Schicht als alternative Substrate für das Wachstum von AlGaIn/GaN-Heterostrukturen eingeführt.

Im Fokus dieser Promotion stehen die Herstellungsverfahren piezoelektrisch angeregter AlGaIn/GaN-Resonatoren mit dem in Abb.2 dargestellten Balkendesign auf Basis der vorgestellten Substrate: Si, Si mit dünner 3C-SiC-Schicht, 4H-SiC und Saphir mit AlN-Opferschicht. In der Arbeit werden nicht nur bekannte Strukturierungsprozesse auf die gegebenen Anforderungen angepasst, sondern auch neue Technologien, wie das selektive temperaturgestützte SiC-Ätzen und das nasschemische Ätzen der AlN-Opferschicht, entwickelt und charakterisiert. In Kapitel 3 werden diese Prozessschritte beschrieben, wobei der Schwerpunkt auf der trockenchemischen Strukturierung von Halbleitern großer Bandlücke mit Hilfe von Niederdruckplasmen liegt. Der Einfluss der Prozessparameter (Temperatur, Druck, Leistung, Biasspannung, Gasfluss und Gaszusätze) für zwei unterschiedliche Ätzverfahren auf charakteristische Kenngrößen für das Ätzen (Ätzrate, Anisotropie, Selektivität, Rauheit) wird systematisch analysiert und anhand von für andere Materialsysteme bekannten Modellen ausgewertet. Am Ende des Kapitels werden die so entwickelten Prozessschritte zur Herstellung der AlGaIn/GaN-Resonatoren hinsichtlich der Beeinflussung der Leitfähigkeit der 2DEG-Rückerlektrode untersucht und auf dieser Grundlage geeignete Strukturierungsprozesse ausgewählt. Die Schwingungsmessungen der prozessierten Resonatoren und sensorische Anwendungen, die innerhalb des Schwerpunktprojektes Pi-NEMS mit magnetodynamisch angeregten Balken durchgeführt wurden, sind in Kapitel 4 zusammengefasst dargestellt. Die dazu verwendete Messtechnik wird in [Brü-09a] ausführlich beschrieben. Kapitel 5 fasst die erzielten Ergebnisse zusammen und gibt einen Ausblick auf weitere Anwendungsmöglichkeiten.

Im folgenden Kapitel 2 wird sowohl die Materialbasis der verwendeten Halbleiter großer Bandlücke, Gruppe III-Nitride und SiC, mit Schwerpunkt auf die strukturierungstechnisch relevanten Eigenschaften erläutert, als auch auf die für die MEMS relevanten Eigenschaften eingegangen. Neben einem kurzen Überblick zu aktuellen industriellen Anwendungsfeldern von MEMS werden Kenngrößen des

Schwingungsverhaltens von Resonatoren und aus der Literatur bekannte Anrege- und Auslesemechanismen beschrieben. Auf Grundlage dieser Erkenntnisse wird das Balkendesign entwickelt, das in Kapitel 3 umgesetzt wird.

2 Einführung in mikroelektromechanische Systeme auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke

2.1 Materialwahl

Wie bereits erwähnt, besitzen Halbleiter großer Bandlücke durch ihre mechanische und chemische Stabilität, wie auch im Speziellen die Gruppe III-Nitride durch ihre Piezo- und Pyroelektrizität ein großes Potential für die Entwicklung von MEMS insbesondere im Bereich der Biosensorik. Die sehr hohe chemische Stabilität erschwert jedoch auch die Strukturierung dieser Materialien. In den folgenden Abschnitten soll sowohl auf die für die nass- und trockenchemische Strukturierung wesentlichen, als auch für die Herstellung von piezoelektrisch angeregten/ausgelesenen MEMS relevanten Materialeigenschaften eingegangen werden. Übersichtliche Darstellungen zu Materialeigenschaften von Gruppe III-Nitriden und SiC sind in [Amb-98, Cam-99, Mit-99, Jai-00, Amb-02, Kuh-02, Abl-04, Cim-07a] ausgeführt.

2.1.1 Materialeigenschaften der Gruppe III-Nitride

Gruppe III-Nitride haben durch ihre elektrischen, optischen und mechanischen Eigenschaften in verschiedenen Bereichen der Mikroelektronik immer mehr an Bedeutung gewonnen. Sie werden bis zu diesem Zeitpunkt vor allem eingesetzt als:

- Optische Bauelemente: z. B. Leucht-/Laserdioden und Photodetektoren für blaues und ultraviolettes Licht [Cao-04, Iid-04, Nak-92, Osi-97, Biy-03, Smi-00b, Ume-01],
- Hochfrequenzbauelemente: z. B. *High Electron Mobility* Transistoren (HEMT) [Zol-99, Dum-04, Eas-01, Hig-08, Kha-94, Kha-96, She-99, Wer-98, Mit-07, Kan-08, Ike-08],
- Hochleistungs- und Hochtemperaturbauelemente: z. B. Bipolartransistoren, Schalter und Gleichrichter [Pea-01, Cho-99c, Shu-99, Shu-98b, Tre-97, Kha-97, Meh-03, Wu-96].

Die direkte Bandlücke der hexagonalen Gruppe III-Nitride, die von GaN mit 3,39 eV bis zu AlN mit 6,025 eV reicht, ermöglicht die Herstellung von Leucht- bzw. Laserdioden, sowie Photodetektoren im blauen bis ultravioletten Lichtbereich. Die Gruppe III-Nitride zeigen sich aber auch in verschiedenen Kenngrößen wie intrinsischer

Ladungsträgerkonzentration, elektrischer Durchbruchfeldstärke und Wärmeleitfähigkeit dem üblicherweise verwendeten Si überlegen [Cho-99c]. Daher findet diese Materialgruppe nicht nur bei den Hochleistungs- und Hochtemperaturbauelementen, sondern auch bei den Hochfrequenzbauelementen immer mehr Zuspruch. Die höheren Stromdichten, bessere Linearität und die höhere Uniformität der Schwellspannungen, die AlGaIn/GaN-basierende HEMTs charakterisieren, machen diese Bauelemente weiterhin interessant für Anwendungen in der Raumfahrt oder Kommunikation bei Frequenzen von 1-5 GHz, Temperaturen $> 400^\circ\text{C}$ und Leistungen $< 150\text{ W}$ [Pea-01]. Auf Grund seiner hohen thermischen Leitfähigkeit und Bruchfestigkeit wird AlN zukünftig auch als Chipträger oder Chipkapselung eingesetzt werden [Pal-95, Iwa-97, Mar-02].

Gruppe III-Nitride kristallisieren bevorzugt in der thermodynamisch stabilen hexagonalen Wurtzit- $(\alpha\text{-Phase})$, selten in der kubischen Zinkblendestruktur $(\beta\text{-Phase})$. Auf die Darstellung der Materialeigenschaften kubischer Gruppe III-Nitride soll in dieser Arbeit verzichtet werden, da ausschließlich hexagonale AlGaIn/GaN-Heterostrukturen zur Prozessierung der Resonatoren verwendet wurden. Gruppe III-Nitride gehören zu den Verbindungshalbleitern, die keine Inversionssymmetrie entlang der c-Achse (senkrecht zur Basalebene) besitzen. Entlang dieser polaren Achse besitzen sie jeweils eine Stickstoff- und eine Metalllage im Wechsel. Die Reihenfolge der Stickstoff- und Metallmonolagen innerhalb einer Bilage legt dabei die kristallografische Richtung $[0001]$ bzw. $[000\bar{1}]$ und die Polarität des Kristalls fest (vgl. Abb. 3 a)).

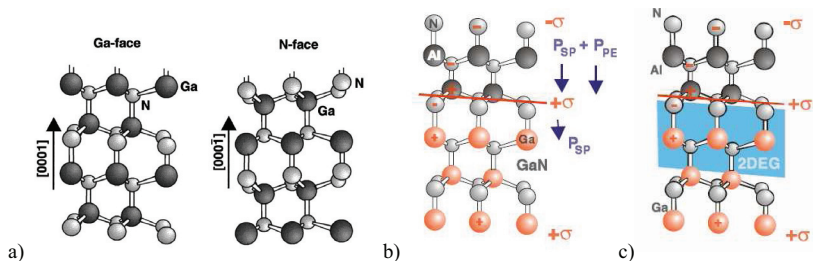


Abb. 3: a) Atomlagensequenz des GaN bei Gallium- bzw. Stickstoffpolarität (*Ga-face* bzw. *N-face*) mit kristallografischer Richtung entlang der c-Achse. b) Schematische Darstellung der an einer AlN/GaN-Grenzfläche entstehenden Polarisierungen und Grenzflächenladungen. c) Schematische Darstellung der Lage des 2DEG an einer AlN/GaN-Grenzfläche [Amb-98, Amb-99].

Diese kristallografische Polarität der Epitaxieschicht kann durch die Modifizierung der Oberfläche des Substrats vor der Keimbildung gesteuert werden [Amb-99, Stu-01, Leb-07], wobei die entstehenden Oberflächen nicht immer dieselben Eigenschaften besitzen. Die für GaN möglichen *Ga-face*- und *N-face*-Polaritäten unterscheiden sich zum Beispiel stark in ihrer chemischen Stabilität, worauf in Abschnitt 3.3.1 zum nasschemischen Ätzen von GaN noch näher eingegangen wird.

Die Gruppe III-Halbleiter werden weiterhin durch eine starke spontane Polarisation entlang der oben beschriebenen polaren Achse gekennzeichnet, welche ohne das Anlegen äußerer elektrischer Felder auftritt und auch nicht durch diese verändert werden kann. Die charakteristischen Werte der spontanen Polarisation und weitere grundlegende Materialparameter des in dieser Arbeit verwendeten hexagonalen AlN und GaN können Tab. 1 entnommen werden.

Tab. 1: Grundlegende Materialparameter für hexagonales AlN und GaN unter Normalbedingungen.

Materialparameter		AlN	GaN	Ref.
Bandlücke bei RT	E_G [eV]	6,025	3,39	[Sed-08, Mon-08]
Spontane Polarisation	P_{SP} [C/m ²]	-0,081	-0,029	[Amb-99]
Piezoelektrische Moduli	d_{33} [pm/V]	5-7	2-4	[Ton-08b]
Thermische Leitfähigkeit	k_{th} [W/cmK]	2,85	1,3	[Cim-07a]
Thermischer Expansionskoeffizient	a_{th} [K ⁻¹]	$4,2 \times 10^{-6}$	$5,59 \times 10^{-6}$	[Dad-03]
	c_{th} [K ⁻¹]	$4,15 \times 10^{-6}$	$3,17 \times 10^{-6}$	[Mor-99]
Schmelztemperatur	T_m [K]	3273	2400	[Cim-07a]
Vickershärte	H_V [GPa]	18	12	[Yon-02]

Kristalle mit spontaner Polarisation zeigen immer auch ein piezoelektrisches Verhalten. Das bedeutet, dass durch innere Verspannungen des Gitters oder Einwirken äußerer Kräfte (z.B. mechanisch) eine zusätzliche Polarisation innerhalb des Kristalls auftritt. Eine Kenngröße für diese Piezoelektrizität sind die piezoelektrischen Moduli d_{xx} , d_{yy} und

d_{zz} , welche die Auslenkung der Schicht in die jeweilige Achse x, y, z [in pm] bei einer angelegten Spannung [V] beschreiben. Für Gruppe III-Nitride tritt die stärkste piezoelektrische Polarisation immer entlang der c-Achse auf, weshalb zum Vergleich der entsprechende piezoelektrische Koeffizient d_{33} entlang der z-Richtung herangezogen wird. Dieser streut abhängig von der Materialqualität für GaN zwischen 2-4 pm/V und für AlN zwischen 5-7 pm/V. Der piezoelektrische Koeffizient d_{33} der Legierung $\text{Al}_{0,31}\text{GaN}_{0,69}$ die in dieser Arbeit für AlGaN/GaN-Heterostrukturen verwendet wird, wurde in [Ton-08b] zwischen 3,3-4,3 pm/V bestimmt. Im Vergleich zu piezoelektrischen Keramiken wie PZT mit d_{33} bis zu 374 pm/V ist dies relativ gering [Jon-96, Pol-98]. Die epitaktisch gewachsenen Dünnschichtmaterialien, denen auch die Gruppe III-Nitride angehören, ermöglichen dabei im Gegensatz zu, mittels Sol-Gel-Prozessen und Siebdruckverfahren hergestellten Keramiken, eine Integration in Mikrostrukturierungstechnologien und weisen sowohl eine höhere thermische Stabilität als auch eine bessere Biokompatibilität auf.

Das Vorhandensein von Piezo- und Pyroelektrizität führt außerdem zur Ausbildung von polarisationsinduzierten Flächenladungsträgerdichten an den Grenzflächen der heteroepitaktisch abgeschiedenen Schichten (Abb. 3 b)) [Amb-99]. Die gesamte Polarisation P einer Schicht resultiert dabei aus der spontanen Polarisation des Materials P_{SP} und der über die Verspannung induzierten piezoelektrischen Polarisation P_{PE} :

$$P = P_{SP} + P_{PE} . \quad (1)$$

Für das Beispiel einer *Ga-face* gewachsenen AlGaN/GaN-Heterostruktur (dabei wird das GaN als unverspannt angenommen) ergibt sich an der Grenzfläche ein Polarisationsgradient, der eine positive Flächenladungsträgerdichte σ zur Folge hat:

$$\sigma(P_{SP} + P_{PE}) = P_{SP}(\text{AlGaN}) - P_{SP}(\text{GaN}) + P_{PE}(\text{AlGaN}) \quad (2)$$

Diese positive Polarisationsladung kann durch freie Elektronen kompensiert werden, die sich an der Grenzfläche ansammeln und einen leitfähigen Kanal, das 2DEG, bilden (Abb. 3 c)). Das 2DEG wird durch die Kenngrößen Beweglichkeit der Elektronen μ [cm^2/Vs] und Flächenladungsträgerdichte n_s [cm^{-2}] charakterisiert, wobei Flächenladungsträgerdichten bis zu 10^{13} cm^{-2} erzielt werden können. Die Verbindung von Piezoelektrizität und der Ausbildung eines leitfähigen Kanals (2DEG) an der

Heterostrukturgrenzfläche, sowie die günstigen mechanischen Eigenschaften der Gruppe III-Nitride, auf die in Abschnitt 2.2.2 weiter eingegangen wird, ermöglichen ein Balkendesign wie es in Abb. 2 dargestellt ist.

2.1.2 Materialeigenschaften von SiC

Wie die Gruppe III-Nitride zählt auch SiC zu den Halbleitern großer Bandlücke und bildet als IV-IV-Halbleiter ein Bindeglied zwischen der Si- und Nitrid-Technologie. Sowohl auf Si aufgewachsene SiC-Schichten als auch einkristalline SiC-Substrate weisen Materialeigenschaften auf, die sie für elektronische, optische und sensorische Bauelemente interessant machen (Tab. 2).

Tab. 2: Grundlegende Materialparameter von SiC-Polytypen.

Materialparameter		Si	SiC-3C	SiC-4H	SiC-6H	Ref.
Bandlücke bei Raumtemperatur	E_G [eV]	1,12	2,4	3,4	3,0	[Cim-07a]
Schmelztemperatur	T_m [K]	1690	3103	3103	3103	[Cim-07a]
Maximale Arbeitstemperatur	T_w [K]	600	1200	1720	1580	[Cam-99]
Vickershärte	H_V [GPa]	9	22,9		25	[Yon-02]

Wie die Gruppe III-Nitride tritt auch SiC, sowohl als hexagonale (α -Phase), als auch kubische Struktur (β -Phase) auf. Während von der kubischen Phase nur ein Polytyp 3C existiert, werden unter der α -Phase viele rhomboedrische/hexagonale Polytypen zusammengefasst, wovon die wichtigsten in Abb. 4 mit ihrer Stapelfolge dargestellt werden. Auf Grund von Eigenschaften wie Strahlungsresistenz und der extremen mechanischen/chemischen Stabilität wurde die SiC-Forschung vor allem durch das Militär, die Raumfahrt und die Nuklearindustrie vorangetrieben, hat aber jetzt auch Eingang in kommerzielle Produkte gefunden.

Die hohen Temperaturen, bis zu denen SiC ohne Veränderung der Materialeigenschaften eingesetzt werden kann, verschaffen diesem Materialsystem im Einsatzgebiet der Leistungs- und Hochtemperaturbauelemente einen entscheidenden Vorteil gegenüber der Si-Technologie. Die große direkte Bandlücke macht SiC weiterhin interessant für

optische Bauelemente im UV-Bereich, die ihre Funktionalität auch bei hohen Temperaturen erhalten können.

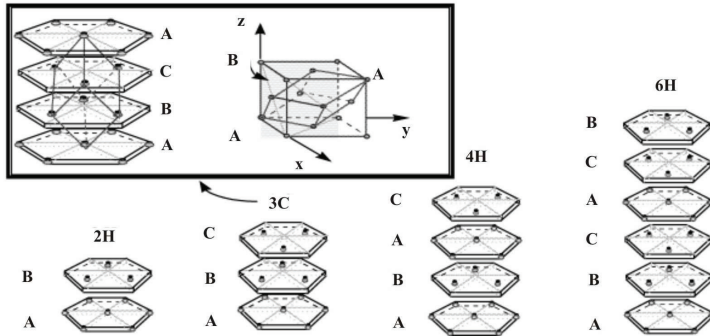


Abb. 4: Schematische Darstellung der Stapelfolge und Kristallographie der wichtigsten SiC-Polytypen [Cam-99].

Neben seiner chemischen und mechanischen Stabilität unter extremen Bedingungen zeichnet sich SiC durch seine sehr gute Biokompatibilität aus [Col-07], was diesem Material auch das Gebiet der Sensorik unter extremen Umgebungsbedingungen erschließt. In der Medizin wird SiC zum Beispiel als Beschichtungsmaterial für Sensoren eingesetzt, um deren Biokompatibilität und chemische Stabilität zu erhöhen [San-98].

Zuletzt wurde SiC auf Grund seiner Materialeigenschaften für eher außergewöhnliche Anwendungen eingesetzt, wie das Auskleiden von Mikrofluidkanälen [Wuu-99] oder die Verwendung als Mikrolinsen [Lee-05]. Bis zu diesem Zeitpunkt findet SiC Verwendung für:

- Optische Bauelemente und Substrat für optische Bauelemente: z. B. Leuchtdioden und Photodetektoren für blaues/ultraviolettes Licht [Suz-76, Tor-99, Dog-03, Bla-05, Zha-07a],
- Hochleistungs-/Hochtemperatur- und Hochfrequenzbauelemente: z. B. Transistoren und Dioden [Wei-96, Kal-02, Gor-05, Lev-05, Sch-05, Pat-05, Per-06, Lev-07, Xua-08, Cha-09],
- Sensoren und MEMS für extreme Umgebungsbedingungen: z. B. Abgassensoren [Nak-97, Oko-98, Atw-03, Jia-06, Zha-07b, Wri-07, Zor-08].

Die in der Literatur beschriebenen MEMS nutzen SiC als aktives Material, wobei in diesem Fall insbesondere die sehr guten mechanischen Eigenschaften im Vordergrund stehen (vgl. Abschnitt 2.2.2). In dieser Arbeit soll SiC als Substratmaterial dienen, auf dem die AlGaN/GaN-Schichten aufgewachsen werden, wobei auf diesem Substrat aufgewachsene AlGaN/GaN-Schichten die beste Schichtqualität [Ton-08b] aufweisen. Im Gegensatz zu Saphir zeichnet sich SiC neben seiner hohen chemischen Stabilität auch durch seine selektiv isotrope Strukturierbarkeit aus. Diese isotrope Strukturierbarkeit der Substrate bzw. Opferschichten ist eine Voraussetzung für die Herstellung von AlGaN/GaN-Resonatoren auf 4H-SiC-Substraten. Die charakteristischen Kenngrößen solcher resonanter MEMS sollen im folgenden Abschnitt erläutert und dabei zunächst ein Überblick zu schon kommerziell erhältlichen MEMS gegeben werden.

2.2 Mikroelektromechanische Resonatoren

Der Begriff Mikroelektromechanische Systeme (MEMS) wurde um circa 1989 von *Prof. R. Howe* geprägt und beschrieb zu dieser Zeit das Forschungsfeld mechanischer Elemente, wie Cantilever und Membranen, die in den Mikrometerbereich vordrangen und von mikroelektronischen Schaltkreisen bekannte Strukturierungstechniken nutzten [Cho-08]. Heute werden als MEMS integrierte Systeme mit mindestens einer Abmessung im Mikrometerbereich definiert, die elektrische und mechanische Elemente kombinieren und dabei datenverarbeitende, sensorische und aktorische Funktionen verbinden [Lys-05].

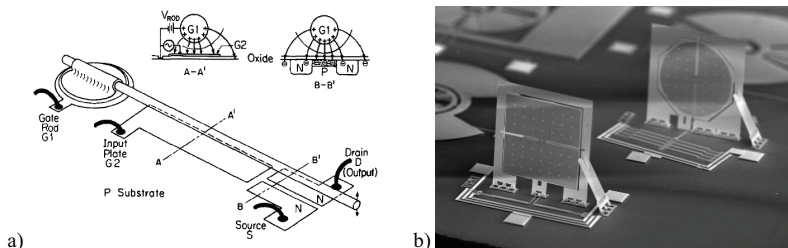


Abb. 5: a) Schematischer Aufbau eines Si-basierten Transistors mit mechanisch-resonantem Gate-Cantilever für RF-Schaltkreise [Nat-65, Nat-67]. b) REM-Aufnahme von mit mikromechanischer Oberflächenstrukturierungstechnik hergestellten Mikrospeigeln [Cho-08].

Eine besondere Form der MEMS sind mikroelektromechanische Resonatoren, die in ihrer Eigenfrequenz schwingen und Veränderungen der Umwelt durch die Reaktion der charakteristischen Kenngrößen Resonanzfrequenz f_{res} bzw. Güte Q detektieren bzw. messen. Die ersten Resonatoren, in Form eines Bandpassfilters für Hochfrequenzanwendungen, wurden bereits 1965 von *Nathanson und Wickstrom* entwickelt [Nat-65, Nat-67] (Abb. 5 a)). Heute existieren die verschiedensten komplexen Kombinationsmöglichkeiten von Sensoren, Aktoren und elektrischen Schaltungen (Abb. 5 b)).

2.2.1 Kommerzielle Beispiele für mikroelektromechanische Systeme

Auf Grund der guten mechanischen Eigenschaften von Si und der dabei sehr guten Möglichkeiten zur nasschemischen und trockenchemischen Strukturierung, wurden MEMS für die Industrie vor allem auf Grundlage der etablierten Si-Technologie entwickelt. Die Gründe für die Entwicklung der MEMS-Technologie lassen sich grob in drei Gruppen einteilen [Cho-08]:

- Miniaturisierung existierender Bauteile, z.B. Gyroskop,
- Entwicklung neuer Bauteile, die nur im Mikrometerbereich funktionsfähig sind, z.B. Pumpen in Mikrokanälen,
- Entwicklung von Analysemethoden für die Mikro- und Nanowelt, z. B. Rastertunnelmikroskop.

Da die Mikrotechnologie trotz Nutzung etablierter Fertigungsverfahren wie z.B. der Parallelprozessierung meist sehr teuer ist, liegt der Vorteil der MEMS oft nicht in der billigeren Herstellung, sondern eher in der Möglichkeit, sie allein durch ihre Mikrometerabmessungen in Bereichen verwenden zu können, für die größere Bauteile nicht einsetzbar sind: z.B. Accelerometer in Airbags oder Stabilisatoren in Kameras. Durch immer neue Funktionsmöglichkeiten und eine steigende Effizienz der Bauteile ist ein stetiges Wachstum des MEMS-Marktes in den letzten 20 Jahren zu verzeichnen. Die Entwicklung des MEMS-Marktes nach Umsatz [Millionen USD] ist, nach Bauteilen aufgeschlüsselt, in Abb. 6 dargestellt.

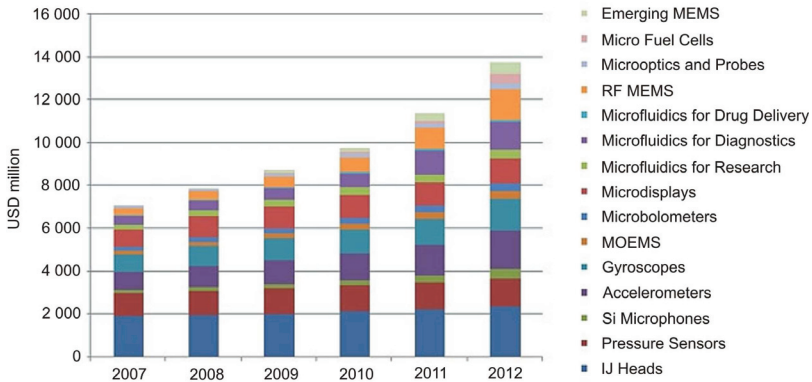


Abb. 6: Überblick und Vorausschau zur Entwicklung des Umsatzes durch MEMS in Millionen US\$ von 2007 bis 2012 nach MEMS-Bauteilen aufgeschlüsselt [Elo-08].

Es ist zu ersehen, dass sich der Hauptumsatz des MEMS-Marktes 2008 aus Druckerköpfen für Tintenstrahldrucker (Marktführer: HP), Sensoren aus der Fahrzeug- und Kamertechnik wie Gyroskope, Accelerometer und Drucksensoren (Marktführer: Bosch und ST Microelectronics) so wie Mikrodisplays (Marktführer: Texas Instruments) für digitale Projektoren und Flachbildfernseher zusammensetzt [Elo-09]. Insgesamt wird für den MEMS-Markt bis 2012 ein Wachstum um beinahe 100% von 7 Milliarden auf knapp 14 Milliarden US\$ prognostiziert, wobei die Auswirkungen der Finanz- und Wirtschaftskrise zu diesem Zeitpunkt noch nicht berücksichtigt waren. Anhand des Beispiels von Si-Mikrofonen (in Mobiltelefonen, Laptops, MP3-Playern usw.) lässt sich am besten darstellen, dass eine Vergrößerung der hergestellten Stückzahl nicht zwangswise mit einer äquivalenten Erhöhung des Umsatzes einhergeht, was den starken Preisdruck für MEMS widerspiegelt (Abb. 7). Insgesamt stieg trotz einer Stückzahlvergrößerung um 25% von 2007 auf 2008 der Umsatz tatsächlich nur um 9%.

Während für Bereiche wie der Automobilbranche, vor allem im Zusammenhang mit der anhaltenden Finanzkrise nur ein Wachstum von 3,5% prognostiziert wird, geht man davon aus, dass demgegenüber in den Bereichen der Medizin und Biowissenschaften durch die Entwicklung neuer MEMS-Bauteile ein Wachstum von 11-18% stattfindet.

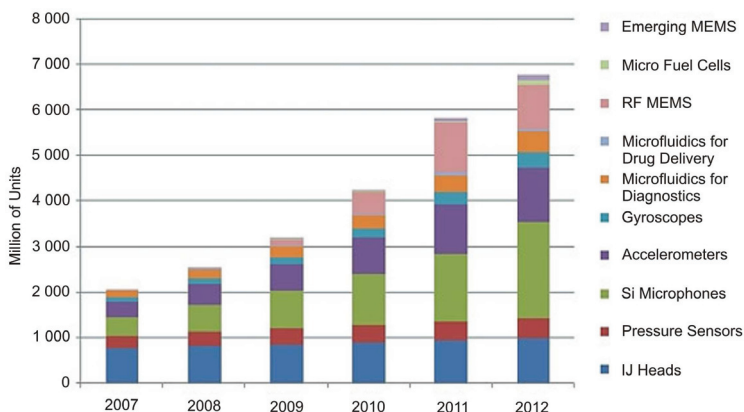


Abb. 7: Überblick und Prognose der Entwicklung der hergestellten Stückzahl von MEMS in Millionen Einheiten von 2007 bis 2012 aufgeschlüsselt nach MEMS-Bauteilen [Elo-08].

Im Bereich der Medizin und Biowissenschaft ist auch das Hauptanwendungsfeld für die in dieser Arbeit erstellten AlGaIn/GaN-Resonatoren zu sehen. Die Si-Technologie und ihre Bauteile sind in fast allen Bereichen der MEMS vorherrschend. Um allerdings die Lebensdauer und Beständigkeit von Si-MEMS, etwa durch Passivierungen, für Umweltbedingungen in der Medizin und Biowissenschaft auf ein ausreichendes Maß zu erhöhen, sind meist Funktionalisierungen oder aufwendige Verkapselungen notwendig [Mül-01]. Bauteile auf Grundlage von kostenintensiveren Materialien wie Gruppe III-Nitriden oder SiC können somit in diesen Bereichen mit äquivalenten Prozessierungskosten hergestellt werden und eröffnen mit ihren sehr guten Materialeigenschaften und auf Basis der Funktionalität des 2DEG weitere integrierbare sensorische Aspekte.

2.2.2 Theoretische Betrachtung der Parameter Resonanzfrequenz und Güte

Resonatoren werden durch die Kenngrößen Resonanzfrequenz f_{res} und Güte Q charakterisiert. Dabei ist die Resonanzfrequenz die Anregungsfrequenz, in der ein Maximum der Schwingungsamplitude auftritt, während die Güte das Verhältnis von eingekoppelter Energie zu den Energieverlusten im System pro Schwingungsperiode beschreibt.

Die Berechnung der Resonanzfrequenz eines Resonators hat als Ausgangsbasis die Euler-Bernoulli-Differenzialgleichung. Mit der Annahme, dass die x -Achse entlang der Balkenlänge verläuft und die vertikale Auslenkung eines infinitesimalen Elements des Balkens ∂x als $u(x,t)$ beschrieben wird, gibt diese Gleichung die Triebkraft pro Einheit $f'(x,t)$ mit:

$$EI \frac{\partial^4 u(x,t)}{\partial x^4} - N_t \frac{\partial^2 u(x,t)}{\partial x^2} + \rho A \frac{\partial^2 u(x,t)}{\partial t^2} + d_k' \frac{\partial u(x,t)}{\partial t} = f'(x,t) \quad (3)$$

an [Tim-72]. Als materialspezifische Konstanten treten das Elastizitätsmodul E und die Dichte ρ auf. Die Variable x beschreibt die Lage des Betrachtungspunktes auf der Länge des Balkens (Werte: 0- l) und die Variable u die vertikale Auslenkung. Die Abmessungen gehen in der Fläche $A = wd$ und dem Flächenträgheitsmoment I für einen rechteckigen Balken

$$I = \frac{wd^3}{12} \quad (4)$$

mit der Balkenbreite w und der Dicke des Balkens d ein. Die Verspannung und die Dämpfung werden über die tensile Kraft N_t und den Dämpfungskoeffizienten pro Einheit d_k' berücksichtigt. Die Einflüsse durch Torsion und über Scherkräfte verursachte Deformation werden dahingegen vernachlässigt. Durch Umformung von Gleichung 3 ergibt sich für einen axial verspannten, zweiseitig eingespannten Resonator die Resonanzfrequenz in der 1. Mode f_1 als [Ike-00, Wil-05, Lys-05]:

$$f_1 = 1,028 \sqrt{\frac{E}{\rho}} \frac{d}{l^2} \sqrt{1 + 0,295 \left(\frac{l}{d}\right)^2 \epsilon_{xx}} \quad (5)$$

Neben den Abmessungen (Balkenlänge l und Balkendicke d) bestimmen also materialspezifische bzw. technologiespezifische Kenngrößen wie die axiale Dehnung ϵ_{xx} und das Verhältnis von Elastizitätsmodul E zu Dichte ρ und somit die Materialwahl maßgeblich die Resonanzfrequenz eines Balkens. Für die Herstellung von Resonatoren werden daher vorzugsweise aktive Materialien ausgewählt, die ein hohes Elastizitätsmodul und dabei eine geringe Dichte besitzen.

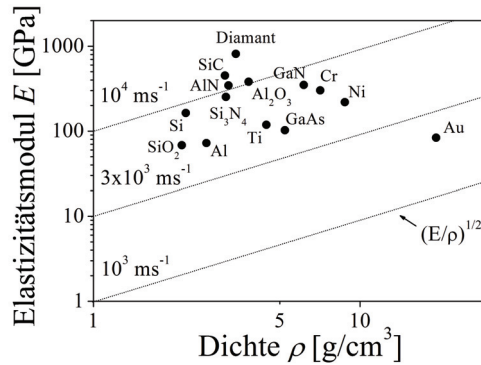


Abb. 8: Darstellung des Verhältnisses $(E/\rho)^{1/2}$ von in der Arbeit verwendeten Materialien GaN [Ton-08b], AlN [Abl-04] und SiC [Cim-07a] im Vergleich zu weiteren Resonatormaterialien [Sri-03].

In Abb. 8 wird das Verhältnis $(E/\rho)^{1/2}$ von verschiedenen Materialien gegenübergestellt und es ist ersichtlich, dass alle in dieser Arbeit zur Herstellung von Resonatoren verwendeten Materialien in dieser Hinsicht bessere (SiC, AlN) bzw. mit Si vergleichbare Materialeigenschaften (GaN) aufweisen. Insgesamt wird ein hoher $(E/\rho)^{1/2}$ -Wert bei einer möglichst geringen Dichte angestrebt, da sich dies positiv auf die Empfindlichkeit der Resonatoren gegenüber kleinster Massebelegungen Δm (z.B.: durch Moleküle, Viren oder Bakterien) auswirkt. Die Frequenzverschiebung Δf_{res} berechnet sich dabei aus:

$$\Delta f_{res} = -\frac{1}{2} \cdot f_{res} \cdot \frac{\Delta m}{m}. \quad (6)$$

Je geringer die aktive Masse m des Resonators, also die Dichte des Materials, und je höher dabei die Resonanzfrequenz ist, desto mehr wirkt sich die zusätzliche Massebelegung in Form einer Frequenzänderung aus [Wil-05].

Neben der Empfindlichkeit ist vor allem die Stärke des Ausgangssignals eine entscheidende Kenngröße für die Qualität eines Sensors/Resonators. Ein starkes Ausgangssignal, welches ein günstiges Signal-zu-Rausch-Verhältnis ermöglicht, wird durch eine hohe Güte der Sensoren/Resonatoren erreicht. Im Vakuum wird die Güte vor allem durch die Materialeigenschaften selbst beeinflusst und Energie geht nur durch den Effekt der thermoelastischen Dämpfung und der inneren Reibung an Defekten an der

Oberfläche und im Volumen verloren. In Umgebungsbedingungen, etwa Luft oder flüssigen Medien, findet der Energieverlust dagegen hauptsächlich auf Grund der Dämpfung des Umgebungsmediums über viskose Reibung statt. Die Güte Q eines Resonators in der ersten Schwingungsmode ergibt sich [Hos-95] näherungsweise als:

$$Q = \frac{\frac{2}{3} \cdot \rho \cdot w \cdot d}{\frac{\eta_0}{f_{res}} + \frac{w}{2} \sqrt{\frac{\pi \cdot \rho_0 \cdot \eta_0}{f_{res}}}} \quad (7)$$

mit der Dichte ρ_0 und der dynamischen Viskosität η_0 der Umgebung. Der Resonator wird hierbei durch eine Kugelmotte mit einem Radius von $R = w/2$ beschrieben, um mit dieser einfachen Geometrie eine analytische Lösung der Navier-Stokes-Gleichung zu ermöglichen. Aus den Gleichungen (6) und (7) ergeben sich gegenläufige Voraussetzungen für eine hohe Empfindlichkeit und eine hohe Güte. Während die Empfindlichkeit der Resonatoren bei einer Verringerung der aktiven Masse steigt, sinkt gleichzeitig die Güte des Systems. Trägt man die Gütewerte in Vakuum, die aus der Literatur bekannt sind, gegen das Volumen des jeweiligen Resonators auf, kann ebenfalls ein Trend zur proportionalen Abhängigkeit unabhängig vom gewählten Material beobachtet werden [Eki-05] (Abb. 9 a).

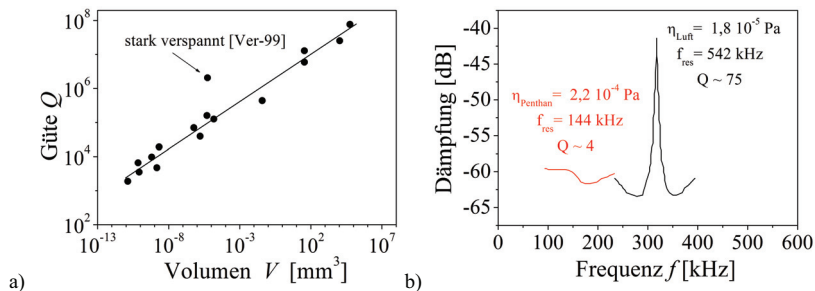


Abb. 9: a) Proportionale Abhängigkeit der Güte vom Volumen des Resonators [Eki-05] in Vakuum, dabei ist der Trend durch eine durchgezogene Linie gekennzeichnet und ein von dem Trend abweichender stark verspannter Resonator herausgehoben [Ver-99]. b) Aufgenommenes Ausgangssignal für die Schwingung eines Resonators an Luft und in Flüssigkeit (Pentan).

Da die in dieser Arbeit betrachteten AlGaIn/GaN-Resonatoren in normalen Umweltbedingungen bzw. Flüssigkeiten agieren sollen, muss mit einem Absinken der Güte von Vakuum auf Normaldruck bis auf 1/1000 des ursprünglichen Wertes [Brü-07] und von Normaldruck in Gasen auf Flüssigkeiten um eine weitere Größenordnung gerechnet werden [Van-05, Adr-06] (Abb. 9 b)).

Eine Möglichkeit, die gegenläufige Tendenz von Güte und Resonanzfrequenz positiv zu beeinflussen, ist das gezielte Einbringen homogener Verspannungen in das aktive Material (Abb. 9 a)). Es bietet die Möglichkeit, die Resonanzfrequenz zugunsten der Empfindlichkeit zu erhöhen und gleichzeitig, da die Dichte unverändert bleibt, nach Gleichung (7) die Güte zu verbessern [Ver-99, Cim-06a, Brü-07, Yam-08]. Für das epitaktische Wachstum von AlGaIn/GaN-Heterostrukturen ergibt sich die Verspannung hauptsächlich aus der Gitterfehlpassung und der Fehlanpassung der thermischen Ausdehnungskoeffizienten des verwendeten Materials an das Substrat und kann daher ohne zusätzliche Zwischenschichten nur begrenzt beeinflusst werden.

Neben der Materialwahl kann, wie aus Abb. 9 a) hervorgeht, vor allem die Güte maßgeblich auch durch die Abmessungen selbst, also das Balkendesign, beeinflusst werden. Im folgenden Abschnitt soll das Balkendesign abhängig von den Anrege- und Auslesemechanismen vorgestellt werden.

2.2.3 Anregungs-/Auslesemechanismen und Balkendesign für MEMS auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke

Je nach Anwendungsgebiet und somit Anforderungen an ein mikroelektromechanisches System wurden für die Schwingungsanregung und das Auslesen verschiedene Mechanismen entwickelt, welche je nach gewählter Methode im unterschiedlichen Maß zur Integration geeignet sind. In Tab. 3 sind Beispiele für realisierte Brücken und Cantilever auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke aus der Literatur für unterschiedliche Anregungs-/Auslesemechanismen dargestellt.

Während für SiC und in den letzten Jahren auch für AlN Messdaten zu Resonanzfrequenz und Güte vorliegen, wurden zwar auf GaN-basierende Resonatoren vorgestellt, aber keine Messdaten zu den Kenngrößen angegeben [Dav-04, Zim-06, Zau-07].

Tab. 3: Brücken (B) bzw. Cantilever (C) aus SiC und AlN mit den jeweiligen Maßen, Messbedingungen, Resonanzfrequenzen und Gütewerte (eigene Arbeiten und Vorarbeiten mit * gekennzeichnet).

Material	Anregung/ Auslesen	Abmaße ($L/w/d$) [μm]	f [MHz]	Q	Mess- umgebung	Ref.
AlN	B magn.-dyn.	3,9-5,6/0,2/0,17	82	$21 \cdot 10^3$	4,2 K, 8 T, UHV	[Cle-01]
3C-SiC	B magn.-dyn.	1-2/0,15/0,075	200-1000	-4000	4,2 K, 8 T, UHV	[Hua-03]
3C-SiC	B magn.-dyn.	14/0,67/0,26	32,8	~ 3000	17 K, 6 T, UHV	[Eki-04]
6H-SiC	B magn.-dyn.	3,3/0,2/0,2	171,2	~ 3000	17 K, 6 T, UHV	[Hua-04a]
3C-SiC	B magn.-dyn.	8-17/0,6/0,26	6,8-134	10^3 - 10^4	4,2 K, 5 T, UHV	[Yan-01]
3C SiC	B magn.-dyn.	50-250/ 0,5-8/0,2-0,25	0,32-2,1	130-320	normal, 0,5 T	[Cim-06a]*
AlN	B magn.-dyn.	50-500/4/0,11	0,06-0,75	30-150	normal, 0,5 T	[Cim-06a]*
3C-SiC	C magn.-dyn.	30-160/4/0,2	0,01-0,38	30-110	normal, 0,5 T	[För-06]*
AlN	C magn.-dyn.	30-160/4/0,11	0,05-0,09	10-70	normal, 0,5 T	[För-06]*
AlN	B magn.-dyn.	50-250/ 0,5-8/0,15-0,3	0,006-0,885	25-60	normal, 0,5 T	[Cim-07c]*
3C-SiC/ AlN	B magn.-dyn.	50-250/ 0,5-8/0,2	0,32-2,1	-30000	10^{-5} mbar, 0,5 T	[Cim-07c]*
3C-SiC	C therm./opt.	50-200/ 15-34/2-3	117-897		10^{-3} -1000 mbar	[Jin-06b]
poly SiC	C elektro- statisch/ kapazitiv	50-1000/10/1	0,02-0,07		10^{-3} -1000 mbar	[Gao-03]
6H-SiC	C Gasstrom/ piezoresistiv		0,036		20-600°C, normal	[Oko-03]
poly SiC	B elektro- statisch/ kapazitiv	52-111/9/0,7	1,5-4	3000	UHV	[Wis-05]
3C-SiC	B Piezo- element	300/1/1	0,56-2,5		normal	[Pla-05]

Material	Anregung/ Auslesen	Abmaße ($l/w/d$) [μm]	f [MHz]	Q	Mess- umgebung	Ref.
AlN	C piezoel./ optisch	200-900/50/ 1-1,4	0,05-0,55		8 V, normal	[And-08]
AlN/ Multilayer	C piezoel./ AFM-Tip	300/70/0,09	0,03		0,1 V, normal	[Gio-09]
AlN	C piezoel. PZT/ piezoel.	30-50/ 10-20/0,24	0,15-0,4	190	normal	[Pla-09]

Die Schwingungsanregung kann unter anderem elektrostatisch [Gao-03, Wis-05], durch thermische Energieeinkopplung (vgl. Bimetallstreifen) [Jin-06b] oder ein externes Piezoelement [Pla-05] erzeugt werden, während die Auslenkung des Balkens optisch (Fabry-Perot-Interferometer) [Jin-06b], kapazitiv, auf Grundlage der sich durch den Abstand zu einer Elektrode verändernden Kapazität [Gao-03, Wis-05], oder piezoresistiv [Oko-03] erfasst werden kann. Das optische Auslesen zeigt dabei durch die notwendigen externen Messaufbauten etwa im Vergleich zu kapazitivem Auslesen (angewendet z.B. für Gyroskope oder Accelerometer) eine sehr geringe Integrierbarkeit.

Für das Aufnehmen der ersten Messwerte von Resonanzfrequenz und Güte von Resonatoren auf der Basis von Halbleitern großer Bandlücke wurde die relativ einfach zu realisierende magnetodynamische Anregung verwendet. Diese beruht auf einem mit Wechselstrom in einem Magnetfeld durchflossenen Leiter (der Resonator selbst oder eine metallische Topelektrode, (Abb. 10 b) und c)), der durch seine so verursachte Auslenkung im Magnetfeld wiederum einen Stromfluss induziert. Dieser induzierte Strom liegt dabei 6 Größenordnungen unter dem Anregungsstrom. Die Trennung von Ein- und Ausgangssignal stellt somit eine hohe Anforderung an die Messtechnik [För-06, Brü-07, Cim-07c].

Die magnetodynamische Anregung ist durch das benötigte externe Magnetfeld nur sehr begrenzt integrierbar. Um eine vollständige Integrierbarkeit mit elektrischem Ein- und Ausgangssignal zu garantieren, wurde für MEMS auf Basis einer AlGaIn/GaN-Heterostruktur ein Balkendesign auf Grundlage von piezoelektrischen Anregungs-/Auslesemechanismen entwickelt (Abb. 10 a)).

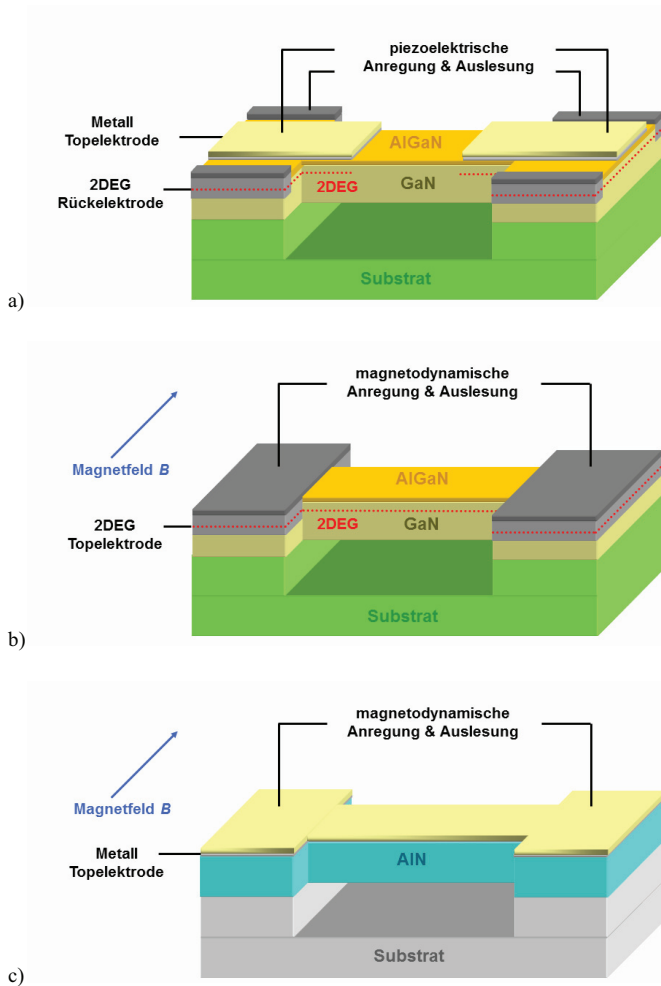


Abb. 10: Schematische Darstellung des Resonatordesigns für a) die piezoelektrische Anregung und Auslesung auf Basis einer AlGaN/GaN-Heterostruktur, b) die magnetodynamische Anregung und Auslesung auf Grundlage einer AlGaN/GaN-Heterostruktur und c) die magnetodynamische Anregung und Auslesung auf Basis einer Nitridschicht mit Metalltopkontakt.

Der dabei verwendete unimorphe piezoelektrische Aufbau sieht eine einzelne piezoelektrische Schicht vor (hier: AlGa_N). Diese wird in Richtung einer vertikal angelegten elektrischen Spannung gestaucht bzw. gedehnt, wobei gleichzeitig eine entgegengesetzte Ausdehnungsänderung in der Ebene verursacht wird. Dem System eines Bimetallstreifens entsprechend führt diese Ausdehnung der piezoelektrischen Schicht bei einer festen epitaktischen Verbindung zur aktiven Trägerschicht (hier: GaN) zu einer Auslenkung des Balkens, welche im Resonanzfall ein Schwingen des Balkens erzeugt.

Der umgekehrte Effekt führt auf der Gegenseite des Resonators zu einer induzierten Spannung, die dort als Ausgangssignal abgegriffen werden kann. Als Topelektrode wird für dieses Balkendesign ein metallischer Topkontakt verwendet, welcher, um eine optimale elektromechanische Kopplung in der ersten Schwingungsmode zu erreichen, eine Länge von ein Viertel der Balkenlänge besitzt [DeV-01]. Als Rückkontakt dient das an der Grenzschicht der AlGa_N/GaN-Heterostruktur befindliche 2DEG, das mit einlegierten Ohmschen Kontakten ankontaktiert wird. Die theoretische Funktionsfähigkeit für dieses piezoelektrisch angeregte *all-nitride*-Balkendesign mit 2DEG als Rückelektrode ist in der Dissertation von Tonisch ausführlich beschrieben [Ton-08b] und wurde durch Messreihen an Schichten und prozessierten AlGa_N/GaN-Resonatoren bestätigt (siehe Kapitel 4) [Brü-09b, Ton-08a, Brü-08].

Das nachfolgende Kapitel beschäftigt sich auf Grundlage des so entwickelten magnetodynamischen und piezoelektrischen Balkendesigns mit Strukturierungstechnologien, die zur Herstellung solcher AlGa_N/GaN-Resonatoren erforderlich sind. Nach einer Übersicht zu allen notwendigen Prozessierungsschritten wird nachfolgend ein Schwerpunkt auf die trocken- und nasschemische Strukturierung der Halbleiter großer Bandlücke gelegt, welche auf Grund des chemisch hoch stabilen Materialsystems eine besondere Herausforderung darstellt.

3 Technologie zur Herstellung von MEMS auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke

Für die Herstellung von MEMS wird stets eine Abfolge von aufeinander aufbauenden Prozessschritten benötigt, wobei das endgültige Freistellen der Strukturen meist den kritischen Schritt in der Prozessierung darstellt. Dabei dürfen die einzelnen Prozessschritte nicht getrennt betrachtet werden, da das Zusammenwirken verschiedener Prozesse die Folge des weiteren Ablaufs beziehungsweise die Funktionalität der MEMS beeinflussen kann.

Die folgenden Kapitel beschäftigen sich mit den technologischen Prozessschritten, die zur Herstellung von piezoelektrisch und magnetodynamisch angeregten MEMS auf Basis einer AlGa_N/Ga_N-Heterostruktur notwendig sind. Dabei wird zunächst eine Übersicht zu den notwendigen Prozessschritten gegeben und die Materialwahl für Kontakte und Masken, sowie deren Strukturierung näher erläutert. Ein besonderer Schwerpunkt liegt auf den nasschemischen und trockenchemischen Ätzverfahren, die zur Strukturierung der Gruppe III-Nitride, wie auch der verwendeten Substrate und Opferschichten, zur Anwendung kommen und ein großes Spektrum der Mikrostrukturierungstechniken für Halbleiter großer Bandlücke abdecken. Im Anschluss wird der Einfluss der einzelnen Prozessschritte auf das als Rückelektrode eingesetzte 2DEG und somit die Funktionalität der piezoelektrisch angeregten MEMS überprüft, um zuletzt auf dieser Basis für die Herstellung dieser speziellen MEMS optimierte Prozesse zur Strukturierung aufzuzeigen.

3.1 Prozessschritte zur Herstellung von MEMS auf Basis von Gruppe III-Nitriden

Wie bereits erläutert, ist ein Schwerpunkt dieser Arbeit das Aufzeigen der Strukturierungstechniken für Halbleiter großer Bandlücken am Beispiel piezoelektrisch und magnetodynamisch angeregter AlGa_N/Ga_N-Resonatoren. Diese MEMS sollen auf vier unterschiedlichen Substraten realisiert werden: AlN/Saphir, 4H-SiC, 3C-SiC/Si und Si. Dieser Abschnitt dient dazu, die für die Herstellung der MEMS notwendigen Prozessschritte übersichtlich darzustellen.

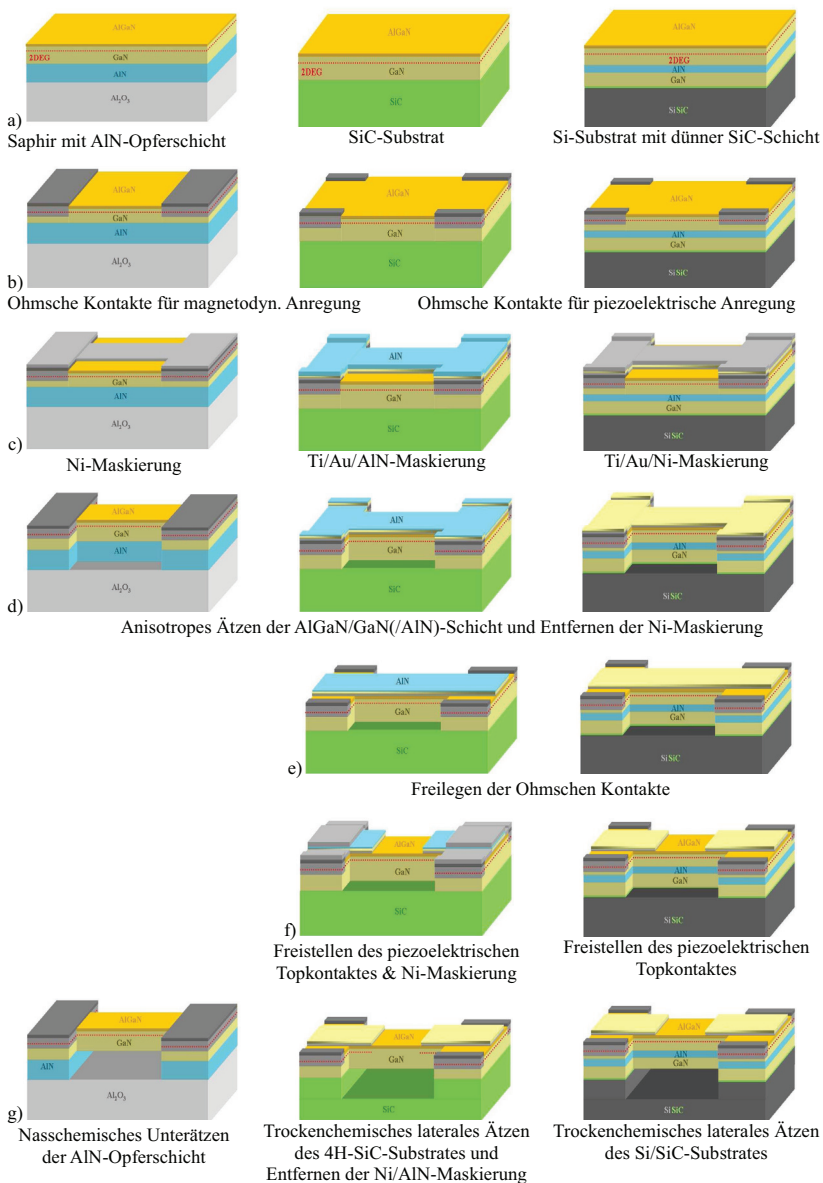


Abb. 11: Schematische Übersicht zu den Prozessabläufen für die Herstellung von AlGaN/GaN-Resonatoren auf den Substraten Al_2O_3 , SiC und Si/SiC (von links nach rechts).

Als Ausgangsbasis dient immer eine AlGaIn/GaN-Heterostruktur, die auf dem jeweiligen Substrat/Pseudosubstrat mittels MOCVD (*Metal Organic Chemical Vapor Deposition*) aufgewachsen wurde (Abb. 11 a)). Da sich die Prozessschritte auf Si-Substraten und Si-Substraten mit dünner SiC-Schicht gleichen, wird in Abb. 11 beispielhaft nur die Herstellung auf 3C-SiC/Si-Substraten gezeigt.

Die Mindestdicke der AlGaIn/GaN-Heterostrukturen variiert dabei abhängig von dem verwendeten Substrat, was mit der Gitterfehlpassung der unterschiedlichen Substrate zur AlGaIn/GaN-Heterostruktur und der damit verbundenen Defektdichte zusammenhängt [Ton-08b].

Auf die AlGaIn/GaN-Heterostrukturen werden als erster Schritt die Ohmschen Kontakte für die Ankontaktierung des 2DEG mittels *lift off*-Verfahren aufgebracht (Abb. 11 b)) und das Ti/Al/Ti/Au-Metallsystem mit Hilfe eines RT-Prozesses (*rapid thermal*) einlegiert (siehe Abschnitt 3.1.2). Die Einlegierung der Kontakte muss als erster Prozessschritt erfolgen, da zu einem späteren Zeitpunkt in der Prozesskette die anderen Kontakte bzw. Maskenmaterialien auch einlegieren würden. Im zweiten Schritt werden die Schottky-Topkontakte, wie auch die Maskenmaterialien für die folgenden notwendigen Ätzschritte gemeinsam aufgebracht und in einem *lift off*-Prozess strukturiert (Abb. 11 c)), da eine spätere Justierung an dieser Stelle nicht möglich ist (siehe Abschnitt 3.1.3). Anschließend wird, wie in Abb. 11 d) dargestellt, die Balkenstruktur durch einen chlorbasierten anisotropen Trockenätzschritt in einer ICP-Anlage (*inductive coupled plasma*) auf die AlGaIn/GaN-Heterostruktur übertragen (siehe Kapitel 3.3). Für die magnetodynamische Anregung der AlGaIn/GaN-Heterostruktur auf der AlN-Opferschicht wird anschließend das Maskenmaterial nasschemisch entfernt (Abb. 11. d)), während für die piezoelektrische Anregung (3C-SiC/Si-, 4H-SiC- und Si-Substrate) durch mehrere nasschemische Ätzschritte der Schottky-Topkontakt definiert wird (Abb. 11 e) und f)). Der größte Unterschied besteht letztlich in der Unterätzung der Balkenstrukturen. Die AlGaIn/GaN-Resonatoren auf dem AlN/Saphir-Substrat werden durch das nasschemische Unterätzen der AlN-Opferschicht freigestellt (siehe Abschnitt 3.3.2) (Abb. 11 g)). Dagegen werden die auf Si-, 3C-SiC/Si- und 4H-SiC-Substraten aufgewachsenen AlGaIn/GaN-Heterostrukturen durch isotrope fluorbasierte Plasmaätzprozesse in ECR- (*electron cyclotron resonance*) und PE-Anlagen (*plasma etching*) unterätzt und anschließend die Maske entfernt (Abb. 11 g)). Dabei wird an alle Prozessschritte die Bedingung gestellt,

das 2DEG und die Ohmschen Kontakte, die dieses ankontaktieren, nicht wesentlich zu beeinflussen oder die während des Ätzprozesses ungeschützten Balkenflanken etwa durch Ionenbeschuss zu schädigen. Für Ätzprozesse mit hohem Ionenbombardement wird die AlGaIn/GaN-Oberfläche zusätzlich mit einer Ni-Maskierung geschützt (Abb. 11 f)). Im weiteren Verlauf soll auf die einzelnen Prozessschritte genauer eingegangen werden.

3.1.1 MOCVD-Wachstum der AlGaIn/GaN-Heterostruktur

Tab. 4: Vergleich der Schichtqualität zur Herstellung von MEMS für die verwendeten Substrate, anhand verschiedener Kenngrößen [Ton-08b].

Substrat	Si	Saphir	4H-SiC	3C-SiC/Si
elektrische Eigenschaften des 2DEG	$n_s = 1,5 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$	$n_s = 3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ $\mu = 800 \text{ cm}^2/\text{Vs}$	$n_s = 1,40 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ $\mu = 1400 \text{ cm}^2/\text{Vs}$	$n_s = 1,56 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ $\mu = 500 \text{ cm}^2/\text{Vs}$
mechanische Eigenschaften aus HRXRD	tensil $\epsilon_{xx} = 2,2 \times 10^{-3}$	unverspannt	tensil $\epsilon_{xx} = 9 \times 10^{-4}$	tensil $\epsilon_{xx} = 2,35 \times 10^{-3}$
AFM Topographie ($5 \times 5 \mu\text{m}^2$) und Rauheit in rms (<i>route mean square</i>)	rms = 1,4 nm	 rms = 2,0 nm	 rms = 0,5 nm	 rms = 1,0 nm

Als Ausgangsbasis für die Prozessierung der MEMS-Strukturen dienen auf unterschiedlichen Substraten aufgewachsene AlGaIn/GaN-Heterostrukturen, welche mit Hilfe der metallorganischen Gasphasenabscheidung (MOCVD) gewachsen wurden. Das

Wachstum und die Charakterisierung der Schichten auf AlN/Saphir, 4H-SiC und Si/3C-SiC wurde dabei von Frau Tonisch im Rahmen ihrer Dissertation [Ton-08b] durchgeführt, während die mit einer baugleichen MOCVD gewachsenen AlGaN/GaN-Heterostruktur auf Si-Substraten von der Universität Magdeburg zur Verfügung gestellt wurde [Dad-07]. Genauere Darstellungen zu den Wachstumsprozessen, die im weiteren Verlauf kurz erläutert werden, sind ebenfalls der Dissertation von Frau Tonisch zu entnehmen.

Tab. 4 gibt eine Übersicht zum Schichtaufbau und der Qualität der auf den unterschiedlichen Substraten aufgewachsenen AlGaN/GaN-Heterostrukturen. Dabei haben die verschiedenen Substrate Vor- und Nachteile für spätere Anwendungen, sowie einen unterschiedlichen Anspruch in der Prozessierung.

Wachstum der AlGaN/GaN-Heterostruktur auf AlN/Saphir-Pseudosubstraten

Zunächst wurden Schichten auf AlN/Saphir-Pseudosubstraten gewachsen. Das Substrat Saphir wird durch seine optische Transparenz und hohe chemische Stabilität gekennzeichnet und ist damit sehr gut für Anwendungen in der Sensorik geeignet. Gleichzeitig macht diese Stabilität eine zu den Gruppe III-Nitriden selektive Strukturierung des Substrates unmöglich, weshalb auf den Einsatz einer AlN-Opferschicht zurückgegriffen wird. Die 100 bis 500 nm dicken nanokristallinen AlN-Schichten wurden dabei durch das reaktive Sputtern eines Al-Targets unter Stickstoffatmosphäre (Ardenne Clustertool, Nordiko) hergestellt [Pol-06, Ton-06, Wil-05]. Auf diese AlN/Saphir-Pseudosubstrate konnte mit dem von *Amano et al.* entwickelten Zweischritt-Wachstumsverfahren [Ama-86] eine AlGaN/GaN-Heterostruktur aufgewachsen werden, wobei die gesputterte AlN-Schicht als Ersatz für die sonst dünne AlN-Nukleationsschicht verwendet wurde. Die Wachstumstemperatur von 1120°C unterstützt dabei Rekristallisationseffekte in der AlN-Opferschicht, was durch eine Vergrößerung der durchschnittlichen Korngröße von 20-30 nm auf 30-40 nm nachgewiesen werden konnte [Ton-07a, Ton-07b]. Diese Rekristallisation erhöht die chemische Stabilität der AlN-Schicht und macht somit das Unterätzen der AlGaN/GaN-Heterostruktur durch nasschemisches Ätzen anspruchsvoller, welches in Abschnitt 3.3.2 näher erläutert wird. Die so gewachsenen Heterostrukturen weisen eine höhere Rauheit auf als eine mittels dünner AlN-Nukleationsschicht auf Saphirsubstrat gewachsene

AlGaIn/GaN-Heterostruktur (rms ~ 0,7 nm). Auch können mit auf 4H-SiC- bzw. 3C-SiC/Si-Substraten aufgewachsenen AlGaIn/GaN-Heterostrukturen höhere Flächenladungsträgerdichten des 2 DEG und im Falle der 4H-SiC-Substrate ebenso eine höhere Mobilität erzielt werden.

Wachstum der AlGaIn/GaN-Heterostruktur auf 4H-SiC-Substraten

Um AlGaIn/GaN-Heterostrukturen hoher epitaktischer Qualität herzustellen, werden neben Saphir auch SiC-Substrate (4H und 6H) verwendet. Wie Saphir zeichnet sich auch SiC durch optische Transparenz und eine hohe chemische Stabilität aus. Für SiC konnte allerdings, wie in Abschnitt 3.4.3 beschrieben, zum ersten Mal ein Prozess entwickelt werden, der ein zu Gruppe III-Nitriden selektives, laterales Ätzen von 4H-SiC-Substraten ermöglicht. Lediglich der hohe Substratpreis, der 10-20 Mal höher liegt als für Saphirsubstrate, kann als negativ gewertet werden. Durch das bereits erwähnte Zweischritt-Wachstumsverfahren konnten auch auf diesem Substrat AlGaIn/GaN-Heterostrukturen aufgewachsen werden, die sich schon bei geringen AlGaIn/GaN-Schichtdicken von 500 nm durch ihre sehr guten elektrischen Eigenschaften des 2DEG und einer außerordentlich geringen Rauheit (rms ~ 0,5 nm) auszeichnen. Begründet ist dies durch die sehr geringe Gitterfehlpassung von SiC zu GaN von 3,5% im Vergleich zu 16,9% für Saphir zu GaN.

Wachstum der AlGaIn/GaN-Heterostruktur auf Si und 3C-SiC/Si-Substraten

Mit einer sehr hohen Gitterfehlpassung und einer thermischen Fehlanpassung von bis zu 50% ist das Wachstum von AlGaIn/GaN-Heterostrukturen auf Si-Substraten eine besondere Herausforderung. Durch die Gitterfehlpassung kommt es zu einer höheren Versetzungsdichte, die durch dicke Pufferschichten oder verschiedene *ex situ* (ELOG-Verfahren [Hon-02b, Fel-03, Hon-02a]) wie auch *in situ*-Verfahren (Einfügen von SiN_x-Schichten [Fel-01, Yun-05, Dad-03]) verringert werden können. Die hohe Gitterfehlpassung führt während des Wachstums zu einer Verspannung innerhalb der Schicht [Hea-99, Böt-01, Dad-03] und durch die ebenfalls hohe thermische Fehlanpassung kommt es in der Abkühlphase zur Rissbildung in den Schichten [Etz-01], was wiederum durch den Einsatz von GaN-, AlN-, SiN- und AlGaIn-Zwischenschichten gemindert werden kann [Iwa-98, Ama-98]. Zuletzt kommt es zwischen Gallium und Silizium zu einer substraterstörenden chemischen Reaktion, die durch eine sehr dichte

Nukleations- oder Zwischenschicht aus AlN [Dad-07, Dad-03, Kim-06] oder 3C-SiC [Tak-91, Boo-98, Kom-06] verhindert werden muss. Die unter solchen Bedingungen gewachsenen AlGaIn/GaN-Heterostrukturen auf Si-Substraten wurden, wie bereits erwähnt, von der Universität Magdeburg zur Verfügung gestellt und weisen eine gemessene Flächenladungsträgerdichte von $1,5 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$, sowie eine Rauheit von $\text{rms} \sim 1,4 \text{ nm}$ auf. In [Ton-08b] wird das Wachstum von AlGaIn/GaN-Heterostrukturen auf 3C-SiC/Si-Pseudosubstraten beschrieben. Die Pseudosubstrate selbst wurden in einer UHV-CVD-Anlage (*ultra high vacuum-chemical vapor deposition*) mit einem von S. Nishino entwickelten Verfahren hergestellt [Nis-83]. Auf den so gewachsenen 30-50 nm dicken 3C-SiC-Schichten wurde wiederum mit einem modifizierten Zweischritt-Wachstumsverfahren und einer zusätzlichen AlN-Zwischenschicht eine AlGaIn/GaN-Heterostruktur (Gesamtdicke: $1,2 \text{ }\mu\text{m}$) aufgewachsen, die eine geringe Rauheit von $\text{rms} \sim 1,0 \text{ nm}$ und dabei gute elektrische Eigenschaften des 2DEG zeigt.

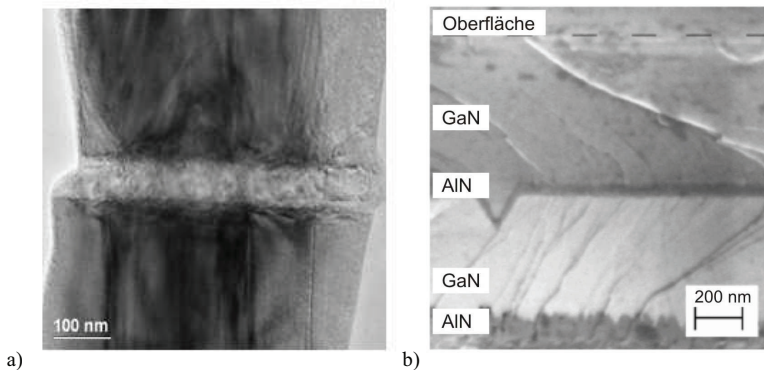


Abb. 12: a) TEM-Querschnitt der AlN-Zwischenschicht. b) REM-Aufnahme einer Bruchkante der Heterostruktur [Ton-08b].

Trotz einer sehr hohen tensilen Verspannung innerhalb der Schicht wird durch das Einbringen einer AlN-Zwischenschicht (Abb. 12) die Rissbildung der Schicht vermieden, was eine Voraussetzung zur Herstellung von MEMS ist. Im Gegensatz zu SiC- und Saphirsubstraten ist die weitere Prozessierung von MEMS auf Si-Substraten auf Grund der hoch entwickelten Si-Technologie und dem einfach lateral zu strukturierenden Material Si relativ problemlos. Jedoch fehlt Si die optische Transparenz, wie auch die

chemische Stabilität, was Anwendungen der AlGaN/GaN-Resonatoren auf diesem Substrat vor allem im chemischen und biologischen Bereich eingrenzt.

3.1.2 Herstellung Ohmscher Kontakte

Die Ohmsche Kontaktierung des 2DEG an der AlGaN/GaN-Grenzfläche wird in dieser Arbeit für sämtliche Resonatoren durch ein festgelegtes Mehrschichtkontaktsystem realisiert. Es handelt sich dabei um eine Schichtfolge von 20 nm Ti, 80 nm Al, 30 nm Ti und 100 nm Au, deren Schichtdicke in einer Zusammenarbeit mit dem *Institut of Applied Physics* in Plovdiv hinsichtlich Flächenwiderstand und Oberflächenrauheit optimiert wurde [Kol-08]. Die Ti/Al-Schicht stellt dabei tatsächlich die Kontaktierung her, während die darauf folgende Metallschicht als Diffusionsbarriere dient und von anderen Forschergruppen neben Ti- auch durch Ni- oder Mo-Schichten realisiert werden [Kim-02b, Bri-01]. Die Au-Topschicht wird aufgebracht, um den Kontaktwiderstand weiter zu verringern und eine spätere Kontaktierung durch Bonden zu erleichtern [Lin-94, Ruv-96, Eas-97, Liu-97].

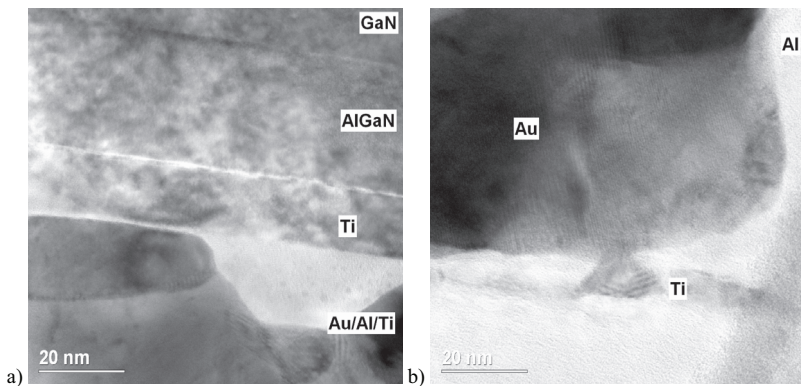


Abb. 13: TEM-Querschnitte von auf einer AlGaN/GaN-Heterostruktur (auf SiC-Substrat) abgeschiedenen und einlegierten Ohmschen Kontakten.

Während des darauf folgenden Legierungsprozesses reagiert das Ti der untersten Metallschicht mit dem Stickstoff der AlGaN-Schicht zu einer dünnen TiN-Schicht (Abb. 13 a)). Zusätzlich werden durch so entstandene Stickstofffehlstellen Donatoren erzeugt und es bildet sich eine hoch dotierte n^+ -AlGaN-Schicht unter der Metallisierung

aus. Das Aluminium diffundiert gleichzeitig an Versetzungen ein und erzeugt damit leitfähige Pfade [Fay-02, Kim-02b, Bri-01, Cha-06, Kol-08]. Sämtliche Ohmsche Kontakte werden via *lift off* strukturiert und alle Metalle der Schichtfolge aufeinander folgend innerhalb einer Sputterkammer eines Ardenne Clustertools (Hintergrunddruck 10^{-6} mbar) gesputtert, um eine Kontamination der Grenzflächen durch das Aussetzen an Luft zu vermeiden. Anschließend wird das Metallschichtsystem unter Stickstoffreicher Atmosphäre in einer RTP-Anlage bei 825°C für 45 s einlegiert. Die Prozessparameter für das Tempern in der RTP Anlage wurden dabei in der Diplomarbeit von Herrn Maroldt bezüglich Morphologie und Kontaktwiderstand [Mar-06] optimiert. Die so erzeugten einlegierten Kontakte zeigen dabei keine vollkommen homogene Legierung auf. Es kommt innerhalb und an der Oberfläche der Schicht zur Bildung von Au-/Al- und Ti-Clustern (Abb. 13 b)).

3.1.3 Herstellung und Strukturierung der Maskenmaterialien

Wie bereits in Abschnitt 3.1.1 dargestellt wurde, werden viele Strukturierungsprozesse mittels *lift off*-Prozessen durchgeführt (Abb. 11 b) und c)). Der kritische Schritt dabei ist eine saubere Abrisskante zwischen Metall und Lack nach der Metallisierung zu erreichen, um die Bildung von *wings* an den Abrisskanten zu vermeiden. Dies kann durch einen senkrechten bis negativen Böschungswinkel unterstützt werden, weshalb die drei Standard-Positivlacke auf ihre Kantenprofile untersucht wurden.

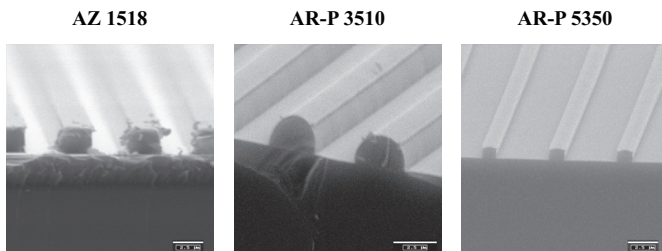


Abb. 14: REM-Aufnahmen der Lackquerschnitte an senkrechten Bruchkanten zur Analyse der Lackprofile von AZ 1518, AR-P 3510 und AR-P 5350 (6000 Umdrehungen/min, 3,5 s Belichtungszeit).

In Abb. 14 sind die Lackquerschnitte gegenübergestellt, wobei der Lack AR-P 3510 noch eine halbe Stunde bei 105°C im Ofen ausgebacken wurde, was ein ‚Auslaufen‘ der Form

des Lacks nach sich zieht, gleichzeitig aber durch diese Behandlung auch eine bessere Stabilität in nasschemischen Ätzprozessen ermöglicht. Im Wesentlichen entspricht das normale Lackprofil dieses Lackes in etwa dem des Lackes AZ 1518. Es ist zu erkennen, dass der Lack AR-P 5350 im Vergleich zu den anderen Lacken ein senkrechtprofil besitzt, das sich damit sehr gut für einen *lift off*-Prozess eignet. Daher wurde in dieser Arbeit fast ausschließlich dieser Lack für Strukturierungsprozesse via *lift off* verwendet. Für alle nasschemischen Ätzprozesse fand der Lack AR-P 3510 im ausgebackenen Zustand Anwendung, da er in den verwendeten Chemikalien auch bei höheren Temperaturen bis zu 50°C im Vergleich zu den anderen Lacken sehr stabil ist (bis zu 7 min).


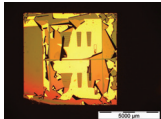
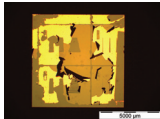
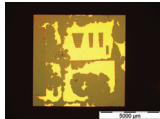

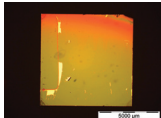
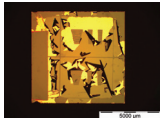
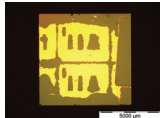
Für chlor- bzw. fluorbasierte trockenchemische Ätzprozesse sind in der Literatur hauptsächlich Maskenmaterialien wie Lacke, Ni oder Al aufgeführt. Ni wird dabei für beide Ätzgase als selektivstes Maskenmaterialien dargestellt [Cha-01], was bedeutet, dass Ni im Vergleich zu den zu ätzenden Materialien eine deutlich geringere Ätzrate aufweist. Für das anisotrope Ätzen der AlGaIn/GaN-Heterostruktur (Abb. 11 d)) wurden sowohl Ni- als auch reaktiv gesputterte AlN-Masken verwendet. Für das laterale Ätzen von Si und das vertikale Ätzen von SiC kann auf Grund des geringen physikalischen Ätzanteils in der ECR-Anlage der Au-Topkontakt als Ätzmaskierung für die Ätzprozesse benutzt werden (Abb. 11 g)). Das isotrope Ätzen der SiC-Substrate in der PE-Anlage, wie auch in der für diesen Prozess modifizierten ECR-Anlage, erforderte eine weitere Ni- bzw. AlN-Maskierung zum Schutz der freiliegenden AlGaIn/GaN-Heterostruktur und der Au-Topkontakte (Abb. 11 f)).

Während das Metallsystem der Ohmschen Kontakte Ti/Al/Ti/Au, wie auch das Metallsystem der Topelektrode Ti/Au/Ni auf AlGaIn/GaN-Heterostrukturen keine Haftfestigkeitsprobleme aufweist, kommt es für das Metallsystem Ti/Au/AlN/Ni, das für die piezoelektrische Anregung auf SiC-Substraten genutzt werden sollte, zu einer fast vollständigen Ablösung der Metallschichten (Tab. 5). Das Maskensystem AlN/Ni wurde gewählt, um zunächst mit der Ni-Maskierung die anisotrope Strukturierung des Balkens zu ermöglichen und anschließend bei der Freistellung des Balkens durch das isotrope Ätzen des SiC-Substrates die Au-Topelektrode durch die AlN-Maskierung zu schützen. Eine reine Ni-Maskierung zeigte sich als ungeeignet, da die nasschemische

Strukturierung, die für die Strukturierung des Schottky-Kontaktes notwendig ist, sich als nicht reproduzierbar erwies.

Da von einem Haftungsproblem der Ti-Schicht auf der AlGaN/GaN-Heterostruktur ausgegangen wurde, wurde durch verschiedene Vorbehandlungen vor der Abscheidung des Materialsystems, wie etwa einem HF-Dip oder kurzes *in situ*-Ätzen in einem inversen Sputterätzer mit Ar-Plasma, versucht die Haftfestigkeit zu erhöhen. Die Versuche wurden mit und ohne Ultraschallbehandlung (1 min bei 10%) durchgeführt, doch war es nicht möglich, diesen Prozessschritt mit dem vorhandenen Schichtsystem zu stabilisieren (Tab. 5).

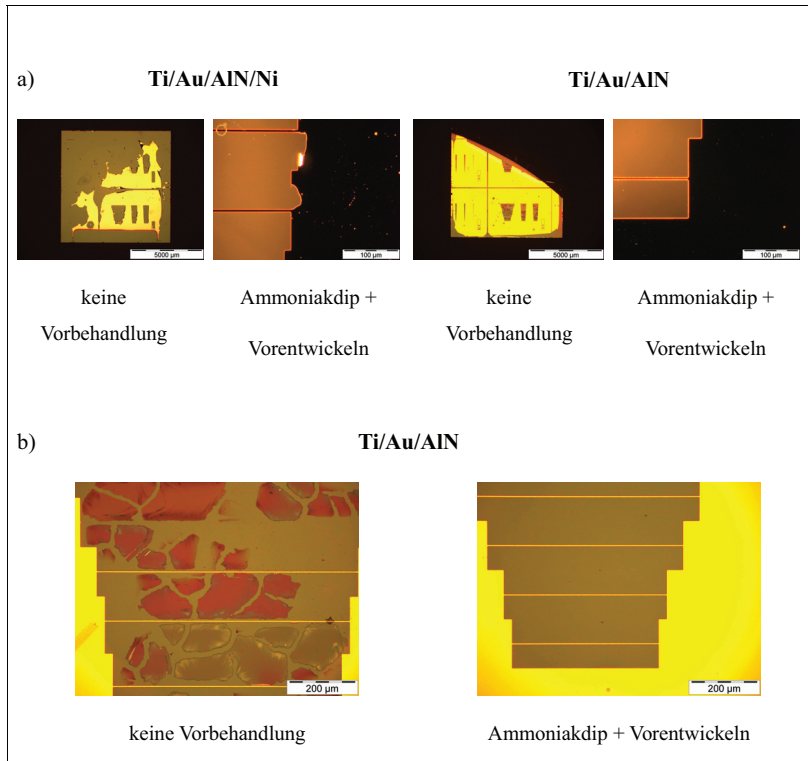
Tab. 5: Mikroskopbilder von *lift off*-strukturierten Ti/Au/AlN/Ni-Systemen auf AlGaN/GaN-Heterostrukturen (SiC-Substrat) mit verschiedenen Vorbehandlungen vor dem Abscheiden der Materialsysteme.

	keine	Ar-Sputterätzen		
	Vorbehandlung	10 s HF (5%)	1 min 50 W	1 min 100 W
ohne Ultra- schall				
mit Ultra- schall				

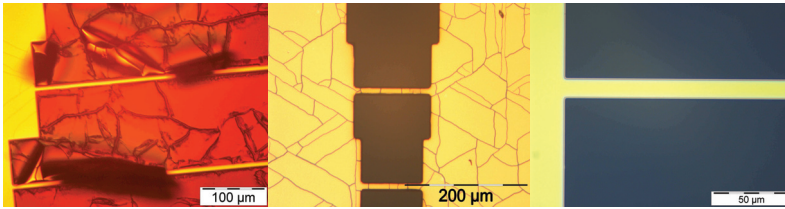
Lediglich eine Kombination aus einem Dip in Ammoniaklösung (Ammoniakdip) und einem anschließenden Aussetzen in Entwicklerlösung (Vorentwickeln) vor der Lithografie des *lift off*-Prozesses erhöhte die Haftfestigkeit, die aber noch keine Balkenstrukturierung im Mikrometerbereich ermöglichte (Tab. 6 a)). Eventuell konnte durch den Dip in Ammoniaklösung ein vorhandenes Oberflächenoxid auf der AlGaN-Schicht entfernt und die Oberfläche durch das Aussetzen in der KOH-haltigen Entwicklerlösung aktiviert oder angeätzt werden, was zu einer Verbesserung der Haftfestigkeit der Ti-Schicht auf der AlGaN-Oberfläche führte. Es ist zu vermuten, dass

die Ni-Schicht eine zusätzliche kompressive Verspannung in das System einbringt, die das Ablösen des Materialsystems begünstigt.

Tab. 6: Mikroskopbilder von *lift off*-strukturierten a) Ti/Au/AlN/Ni-Systemen und b) Ti/Au/AlN-Systemen auf AlGaN/GaN-Heterostrukturen (SiC-Substrat) mit verschiedenen Vorbehandlungen vor der Lithographie.



Die Kombination aus Ni/AlN-Maske wurde durch eine dicke AlN-Maske (ca. 350 nm) ersetzt, die im weiteren Verlauf auch als Schutz der Topelektrode während des isotropen Ätzens des SiC-Substrates dient. Allerdings war auch bei diesem Schichtsystem die Vorbehandlung mit Ammoniakdip und eine Vorentwicklung notwendig um eine rückstandsfreie Strukturierung mittels *lift off* zu ermöglichen (Tab. 6 b)). Die Schichtdicke der AlN-Maske kann dabei nicht beliebig nach oben skaliert werden.



a) AlN, gesputtert, 550 nm b) AlN, gesputtert, 450 nm c) AlN, gesputtert, 350 nm

Abb. 15: Mikroskopbilder von *lift off*-strukturierten Ti/Au/AlN-Systemen für unterschiedliche AlN-Sputterzeiten.

Nach 6 h Sputtern, was etwa einer Schichtdicke von 550 nm entspricht, kommt es während des reaktiven Sputterns zur Degradation des Lackes (Abb. 15 a)) und es kann kein *lift off*-Prozess durchgeführt werden. Insgesamt ergaben Messreihen, dass es ab einer Sputterdauer über 4h zur Rissbildung im Maskenmaterial kommt (Abb. 15 b)), weshalb die Schichtdicke der AlN-Ätzmaskierung auf 350 nm begrenzt ist (Abb. 15 c)).

Tab. 7: Übersicht der für die Ätzprozesse und Kontakte verwendeten Materialien und zur Strukturierung verwendeten Prozesse und Chemikalien.

Zu strukturierendes Material	Maskenmaterial	Strukturierender Prozess
Au	Lack/ Ni	nasschemisch: KJ oder <i>lift off</i>
Ti	Lack/ Ni	nasschemisch: HF (1%) oder <i>lift off</i>
Al	Lack	<i>lift off</i>
Ni	Lack	nasschemisch: FeCl_3 + Ammoniumpersulfat oder H_3PO_4 : HNO_3 : CH_3COOH : H_2O
AlN	Ni	nasschemisch: NaOH, KOH oder <i>lift off</i>

Neben der Strukturierung durch *lift off* wurden Masken- und Elektrodenmaterialien auch durch nasschemische Prozesse strukturiert (Abb. 11 e) und f)). In Tab. 7 werden die zu strukturierenden Materialien, die dabei verwendeten Maskenmaterialien und die dazu benötigten Prozesse, gegebenenfalls mit den dazugehörigen Ätzlösungen, übersichtlich dargestellt.

Die AlN-Maskierung wurde mit 25% NaOH bei Raumtemperatur geätzt, da schon 5% KOH bei Raumtemperatur die Ni-Maskierung für diesen Prozess nach 5 s vollständig abgehoben hatte. Während die Strukturierung von Au und Ti mittels KJ und HF leicht mit einer Lackmaske realisierbar war, kam es beim nasschemischen Ätzen von Ni zu nicht reproduzierbaren Ergebnissen. Daher wurde die Abhängigkeit der Ätzrate von Ni von der Lagerungszeit der Proben bestimmt. Zu diesem Zweck wurden die Ni-Ätzraten in den drei etablierten Ni-Ätzlösungen bei unterschiedlichen Temperaturen ermittelt, wobei die Versuchsreihen sowohl für am selben Tag hergestellte Proben als auch 20 Tage an Luft gelagerte Ni-Proben durchgeführt wurden (Abb. 16).

Aus Abb. 16 ist zu erkennen, dass für $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH}:\text{H}_2\text{O}$ kaum ein Unterschied besteht, wie lang die Proben gelagert wurden, während für FeCl_3 + Ammoniumsulfat und $\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}$ eine deutliche Verringerung der Ätzrate für gelagerte Proben beobachtet werden kann. Es wird davon ausgegangen, dass sich ein natürliches Oberflächenoxid bildet, welches durch den Phosphoranteil in der $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH}:\text{H}_2\text{O}$ -Lösung gelöst werden kann, während es für die anderen Ätzlösungen eine Ätzhemmung oder sogar einen Ätzstopp darstellt.

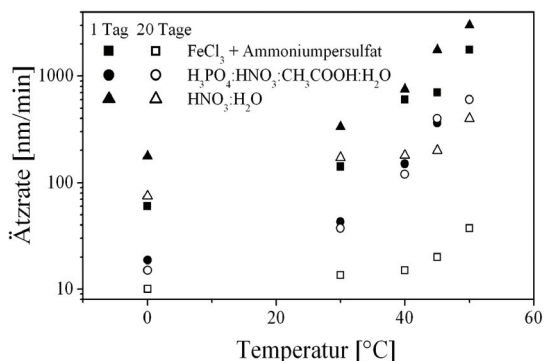


Abb. 16: Ätzrate für verschiedene Lösungen in Abhängigkeit zur Temperatur für Ni-Proben unterschiedlichen Alters.

Die hohe Ätzrate von Lacken in $\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}$ macht bei Verwendung dieser Ätzlösung eine Maskierung bei den nasschemischen Ätzprozessen durch Lacke unmöglich und die

bei höheren Temperaturen (bis 50°C) erhebliche Ätzrate von AlN (5 nm/min) in $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH}:\text{H}_2\text{O}$ könnte zu einem Anätzen der AlGaN-Schicht führen. Daher wird in dieser Arbeit für das nasschemische Ätzen von Ni hauptsächlich auf FeCl_3 + Ammoniumpersulfat zurückgegriffen, wobei auf die schnelle Ausführung der vorangehenden Prozessschritte geachtet wurde, um die Ni-Ätzrate reproduzierbar zu halten.

Nachdem in diesem Kapitel ein kurzer Einblick in die Prozessschritte: Wachstum, Kontakte und Maskenmaterialien gegeben wurde, soll als Grundlage für den Schwerpunkt der Strukturierung von Gruppe III-Nitriden und Si-, 3C-SiC/Si-, und 4H-SiC-Substraten einfürend die für das trockenchemische Ätzen wichtigen Prozessparameter wie auch die dazu verwendeten Anlagen erläutert werden.

3.2 Parameterfelder und verwendete Anlagen zur Strukturierung der MEMS

Trockenchemisches Plasmaätzen ist eine der Grundtechnologien in der Nano- und Mikrostrukturierung. Dabei beruht das Prinzip auf der Nutzung ionisierter bzw. angeregter Spezies, mittels derer durch physikalische beziehungsweise chemische Prozesse der kontrollierte Abtrag eines Materials erreicht wird. Im folgenden Kapitel wird kurz auf die Grundlagen und die wichtigsten Parameter des Plasmaätzens eingegangen, sowie die in dieser Arbeit verwendeten Ätzanlagen vorgestellt und verglichen.

3.2.1 Grundlagen des Plasmaätzens

Der Begriff Plasma wurde von *Irving Langmuir* geprägt und beschreibt ein teilweise ionisiertes Gas, das nach außen neutral wirkt und eine gleiche Anzahl von positiven und negativen Ladungsträgern enthält. Man unterscheidet Nieder- und Hochtemperaturplasmen, wobei in dieser Arbeit nur auf die verwendeten Niedertemperatur- bzw. Niederdruckplasmen eingegangen wird. Um solch ein Plasma zu erzeugen, werden auf verschiedene Weise freie Elektronen in einem elektrischen Feld beschleunigt, die durch Kollision mit neutralen Teilchen (Atome, Radikale oder Moleküle) Energie auf diese übertragen. Dabei können zum Beispiel folgende Reaktionen auftreten:

- Dissoziation: $e + AB \rightarrow A + B + e$
- Ionisation: $e + AB \rightarrow AB^+ + 2e$
- Anregung: $e + AB^+ \rightarrow A + B^*$
- Ladungstransfer: $A^+ + B \rightarrow A + B^+$

So werden in einem Plasma eine Vielzahl von Teilchenspezies gebildet [Cob-79], die allgemein in zwei Gruppen eingeteilt werden können: neutrale (Radikale, Atome, Moleküle) und ionisierte (Ionen und Elektronen) Teilchen. Während die neutralen Teilchen hoch reaktiv sind, können Ionen, bedingt durch ihre Ladung, gezielt mit einer Biasspannung auf das Substrat beschleunigt werden. Der rein chemische Ätzprozess in einem Plasma kann dabei durch drei Phasen beschrieben werden [Win-78]:

- **Adsorption:** Die in der Gasphase enthaltenen reaktiven Radikale werden durch Adsorption an der Oberfläche des zu ätzenden Materials angelagert.
- **Bildung von Reaktionsprodukten:** Auf der Oberfläche reagieren die adsorbierten Radikale zu flüchtigen Reaktionsprodukten.
- **Desorption:** Die flüchtigen Reaktionsprodukte desorbieren von der Oberfläche und werden aus dem Plasmareaktor abgepumpt.

Dabei können durch auf das Substrat beschleunigte Ionen, sowohl auf Grund des zusätzlichen Energieeintrags die Bildung von Reaktionsprodukten unterstützt, als auch durch Stoßprozesse Atome aus der Oberfläche geschlagen werden. Neben der rein chemischen und der durch Ionen unterstützten Ätzung ist weiterhin ein Materialabtrag durch Zerstäuben möglich, der rein auf der Impulsübertragung von Ionen auf das Atomgitter beruht.

Im Allgemeinen werden die Plasmaätzprozesse in vier Gruppen eingeteilt, die die chemischen und physikalischen Mechanismen sowohl getrennt als auch kombiniert nutzen:

- **Sputterätzen:** Das Sputterätzverfahren nutzt ausschließlich physikalische Mechanismen. Es wird dabei ein Edel-/Inertgas (meist Ar oder N₂) ionisiert und die Ionen durch eine angelegte Biasspannung auf das zu ätzende Material beschleunigt. Durch Impulstransfer der Ionen auf das Kristallgitter werden Atome aus der Oberfläche herausgeschlagen (Abb.17 a)).

- Chemisches Ätzen: Das chemische Ätzen erzeugt einen Ätzabtrag ausschließlich durch Adsorption von Radikalen, der Bildung flüchtiger Produkte und der anschließenden Desorption, wie oben beschrieben. Dabei wird das Ionenbombardement, das durch die natürlich im Plasma enthaltenen Ionen verursacht wird, wie etwa bei einem Tunnelreaktorsystem [Tol-80], durch einen faradayschen Käfig unterdrückt, und somit die Grundlage für ein rein chemisches Ätzen geschaffen (Abb.17 b)).
- Ionengestütztes chemisches Ätzen: Das ionengestützte Ätzen kombiniert chemische und physikalische Mechanismen [Tac-90]. Dabei wird, wie oben beschrieben, der zusätzliche Energieeintrag durch auf das Substrat beschleunigter Ionen genutzt, um die Bildung von Reaktionsprodukten zu beschleunigen oder erst zu ermöglichen (Abb.17 c)).
- Ionengestütztes chemisches Ätzen mit Inhibitor: In diesem Fall wird dem Gasmisch ein Inhibitor (H_2 oder O_2) zugesetzt, der den rein chemischen Ätzvorgang unterdrückt. Durch den Inhibitor wird an den geätzten Oberflächen eine Passivierung ausgebildet, die nur mittels zusätzlichen Ionenbombardements wieder abgetragen werden kann. Die frei geätzten Flanken werden durch diese Passivierung vor einem chemischen Ätzangriff geschützt und es entsteht ein senkrechtes Ätzprofil (Abb.17 d)).

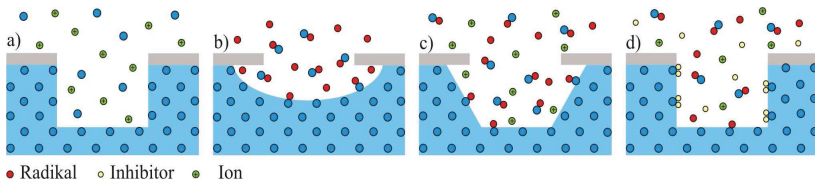


Abb. 17: Schematische Darstellung des a) Sputterätzens, b) chemischen Ätzens, c) ionengestützten chemischen Ätzens und d) Ionengestützten chemischen Ätzens mit Inhibitoren und die daraus resultierenden Ätzprofile: a), d) anisotrop; b) isotrop und c) gerichtet.

Nach den Anforderungen des Ätzprozesses, wie etwa der Frage nach einem anisotropen oder isotropen Ätzprofil, wird ein geeigneter Plasmaätzprozess gewählt und optimiert. Dabei soll im Folgenden auf einige Standardkenngrößen eingegangen werden, die das Ätzverhalten qualitativ und quantitativ beurteilen.

3.2.2 Parameter zur Beschreibung des Ätzverhaltens

Plasmaätzprozesse werden durch verschiedene Kenngrößen charakterisiert, wie Ätzrate, Selektivität, Anisotropie und Oberflächenrauheit. Für die Strukturierung von Bauelementen sind meist Prozesse mit hoher Ätzrate und einem hohen Durchsatz gewünscht, die gleichzeitig eine hohe Selektivität zu Maskenmaterialien oder dem Plasma ausgesetzten aktiven Schichten aufweisen sollen. Weiterhin erfordert die Strukturierung meist eine hohe Anisotropie, um etwa aktive Flächen voneinander abzugrenzen, wie auch eine geringe Oberflächenrauheit der geätzten Oberflächen, um anschließend weitere Kontaktierungen aufbringen zu können.

Die **Ätzrate** beschreibt im Allgemeinen den Ätzabtrag eines Materials in einem bestimmten Zeitraum. Dabei wird die Ätzrate von verschiedenen Mechanismen beeinflusst, die zum Abtrag des Materials beitragen. Nimmt man in einem vereinfachten Modell ein Plasma an, in dem ausschließlich die beiden häufigsten Teilchenspezies (Ionen und neutrale Radikale) interagieren, kann die Ätzrate für einen ionengestütztes chemisches Ätzen mit Inhibitor wie folgt beschrieben werden [Yih-97]:

$$ER = \Gamma_I \varphi_S + \Gamma_N (1 - \alpha - \beta) \varphi_N + \Gamma_N \alpha \varphi_N^* + \Gamma_N \beta \varphi_N^{**}. \quad (8)$$

Γ_I ist dabei der Ionenfluss (Ionen/cm²s), Γ_N der Fluss der neutralen Radikale, φ_S der Wirkungsgrad des Sputterns, φ_N der Wirkungsgrad des chemischen Ätzens durch neutrale Spezies, sowie φ_N^* und φ_N^{**} die Wirkungsgrade des chemischen Ätzens durch neutrale Spezies an Oberflächen, die durch Ionenbeschuss bzw. durch die Anlagerung eines Inhibitors modifiziert wurden (anteilig durch α und β festgelegt). Sowohl die Ionenflüsse als auch die Wirkungsgrade werden dabei direkt und indirekt von Prozessgrößen wie Prozessdruck, eingekoppelter Leistung und Gasmischung beeinflusst. Selbst dieses einfache Modell verdeutlicht somit bereits das weitläufige Parameterfeld des trockenchemischen Ätzens.

Generell muss zwischen dem Ätzabtrag in lateraler und vertikaler Richtung zum Substrat unterschieden werden. Das Verhältnis der lateralen zur vertikalen Ätzrate wiederum entscheidet über das resultierende **Ätzprofil** der geätzten Struktur. Dabei kann die **Anisotropie** neben dem Erscheinungsbild als quantitative Größe herangezogen werden,

um die verschiedenen Profile zu unterscheiden. Die Anisotropie a beschreibt den prozentualen Anteil der lateralen Ätzrate ER_l an der vertikalen Ätzrate ER_v , und berechnet sich nach folgender Formel:

$$a = \frac{ER_v - ER_l}{ER_v} \quad (9)$$

Die Ätzprofile werden unterschieden nach:

- ideal isotrop: dieses Profil entsteht hauptsächlich bei nasschemischen Ätzprozessen und setzt die Gleichheit von lateraler zu vertikaler Ätzrate voraus. ($a = 0$) (Abb. 18 a)).
- gerichtet: dieses Profil beschreibt die Ätzprofile zwischen dem anisotropen und isotropen Bereich und tritt hauptsächlich bei ionengestütztem chemischen Ätzen auf. ($a = 0,1-0,9$) (Abb. 18 b)).
- anisotrop: dieses Profil weist vollständig vertikale Ätzkanten auf und entsteht für trockenchemische Ätzprozesse hauptsächlich bei Sputterätzen oder ionengestütztem chemischen Ätzen mit Inhibitor. ($a = 1$) (Abb. 18 c)).

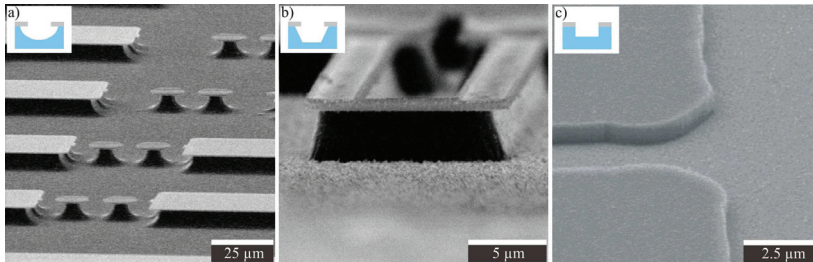


Abb. 18: REM-Aufnahmen von a) ideal isotropen (Si geätzt in ECR), b) gerichteten (SiC geätzt in PE-Anlage) und c) anisotropen (GaN geätzt in ICP) Ätzprofilen.

Für die Prozessierung der in dieser Arbeit betrachteten Resonatoren wird sowohl das anisotrope Ätzen der aktiven Schicht als auch das Unterätzen der Resonatoren durch gerichtetes/isotropes Ätzen notwendig. Weiterhin ist die **Selektivität** der Materialien für das Unterätzen der Resonatoren eine entscheidende Kenngröße, da hierbei nicht nur die Maske, sondern auch das aktive Material an den geätzten Seitenwänden direkt dem

Ätzprozess ausgesetzt wird und nicht in seinen Eigenschaften beeinflusst oder gar zerstört werden darf.

Die Selektivität eines Ätzprozesses ist im Allgemeinen durch das Ätzratenverhältnis zweier Materialien zueinander definiert, welches meist das zu ätzende Material zum Maskenmaterial oder einem anderen aktiven Material beschreibt. Die Selektivität S wird wie folgt berechnet:

$$S = \frac{ER_1}{ER_2}, \quad (10)$$

wobei ER_1 zum Beispiel die Ätzrate des zu ätzenden Materials und ER_2 die Ätzrate des Maskenmaterials ist.

Die Selektivität ist dabei hauptsächlich von der Art des gewählten Plasmaätzprozesses abhängig. Während das Sputterätzen allgemein eine geringe Selektivität aufweist, kann durch die geeignete Parameterwahl eine sehr hohe Selektivität für chemische Ätzprozesse erzielt werden. In der Industrie werden dabei Selektivitäten von 20-50 als sinnvoll für einen Ätzprozess erachtet [Plu-00].

Die geätzte Oberfläche kann durch ihre **Rauheit** quantitativ eingeschätzt werden. Sie wird mittels Tastschnittmethoden, Rasterkraftmikroskopie oder optischen Messsystemen ermittelt. Als Kenngröße für die Rauheit der Oberfläche wird häufig die mittlere quadratische Rauheit (*root mean square roughness - rms*) verwendet, welche sich wie folgt berechnet:

$$rms = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n h_i^2}. \quad (11)$$

Dabei ist n die Anzahl der durchgeführten Messungen auf einer festgelegten Fläche mit den resultierenden Höhen h_i für die jeweiligen Messungen. Bei rms -Rauheiten ab 2-3 nm soll hier von rauen Oberflächen gesprochen werden, während eine rms -Rauheit kleiner 1 nm eine sehr glatte Oberfläche definiert. Die Oberflächenrauheit ist vor allem dann eine wichtige Kenngröße, wenn die geätzte Oberfläche des Materials in darauffolgenden Prozessschritten etwa als Kontaktfläche genutzt werden soll.

Als Kenngrößen existieren weiterhin Rückstandsfreiheit der Oberfläche und Beschädigung durch Strahlenschäden, welche in dieser Arbeit nur qualitativ bzw. indirekt untersucht werden, sowie stöchiometrische Entmischung und Aspektverhältnis, die für die Herstellung der Resonatoren keine erhebliche Bedeutung haben. Die folgende Tabelle bewertet die verschiedenen Ätzprozesse nach den in diesem Abschnitt beschriebenen Parametern. Je nach gewünschtem Ätzprofil werden bestimmte Ätzverfahren bevorzugt angewendet.

Tab. 8: Zusammenhang zwischen verschiedenen Plasmaätzprozessen und den dadurch beeinflussten Parametern zur Charakterisierung des Ätzverhaltens.

	Sputterätzen	Chemisches Ätzen	Ionengestütztes chemisches Ätzen	Ionengestütztes chemisches Ätzen mit Inhibitoren
Rauheit	-	++	+	++
Ätzrate	+	-	++	+
Selektivität	-	++	+	++
Ätzprofil	anisotrop	isotrop	gerichtet	anisotrop

Für ein anisotropes Ätzprofil kann sowohl auf das Sputterätzverfahren als auch auf ionengestütztes chemisches Ätzen mit Inhibitoren zurückgegriffen werden, wobei auf Grund der schlechten Selektivität und der relativ hohen Rauheit der geätzten Oberfläche in einer Prozesskette außer für Reinigungsschritte kaum Sputterätzprozesse, sondern chemisch basierte Prozesse genutzt werden. Vorzugsweise isotrope Prozesse, wie etwa das Unterätzen der Resonatoren, werden dagegen mit ionengestütztem chemischem Ätzen oder rein chemischen Ätzen realisiert. Im folgenden Abschnitt sollen kurz die in dieser Arbeit verwendeten Anlagen in ihrer Funktionsweise vorgestellt und die Eignung für die Ätzschritte, die zur Prozessierung der MEMS benötigt werden, dargestellt werden. Es handelt sich dabei ausschließlich um Anlagen, die ionengestütztes chemisches Ätzen ermöglichen, da für das schadfreie Ätzen von Gruppe III-Nitriden und SiC, auf Grund der starken Bindungsenergie, eine Kombination von physikalischen und chemischen Ätzmechanismen notwendig ist.

3.2.3 Anlagen zum trockenchemischen Plasmaätzen

In den Anfangsjahren der Halbleitertechnologie wurden vor allem nasschemische Ätzverfahren angewendet, um die ersten integrierten Schaltkreise zu strukturieren, die zum größten Teil auf Silizium basierten. Plasmaätzenanlagen (PE und RIE) wurden das erste Mal in den frühen siebziger Jahren kommerziell eingesetzt, um die mit nasschemischen Verfahren nur schwer handhabbare Strukturierung der Siliziumnitrid-Passivierungsschichten von integrierten Schaltkreisen zu ermöglichen. Weiterhin forderte die schnell fortschreitende Skalierung und die hohe Integrationsdichte der zu ätzenden Strukturen gerichtete und anisotrope Ätzprofile, weshalb trockenchemische im Vergleich zu nasschemischen Ätzverfahren immer mehr an Bedeutung gewannen. Auf Grund der Anforderung der Industrie, den Durchsatz zu erhöhen, wurden sogenannte *high density*-Plasmasysteme entwickelt, die die Ionendichte und den Ionenfluss durch ein von der Plasmaerzeugung getrenntes Potential voneinander entkoppeln können. Durch die getrennte Steuerung dieser beiden Parameter waren Prozesse mit hoher Ionendichte bei geringer Ionenergie realisierbar, was eine Erhöhung des Durchsatzes durch eine höhere Ätzrate und gleichzeitig ein schädigungsarmes Ätzen ermöglicht. Die ersten Plasmaätzenanlagen dieser Art waren ECR-Anlagen, die Mitte der 80er Jahre kommerziell etwa zur Produktion des 64 Mbit-DRAMs eingesetzt wurden [För-05a, Suz-77]. ECR-Anlagen sind nur schwer auf große Wafer hochskalierbar und arbeiten ausschließlich mit manueller oder halbautomatischer Abstimmung. Zusätzlich ist die ECR-Resonanz anfällig für elektromagnetisches *mode hopping* [Bou-03], weshalb Mitte der Neunziger Jahre die ECR- durch die ICP-Anlagentechnik ersetzt wurde.

Plasmaätzenanlage (PE - *Plasma Etching*) und Reaktives Ionenätzenanlage (RIE - *Reactive Ion Etching*)

In Abb. 19 a) ist die schematische Darstellung einer Parallelplattenanordnung skizziert. In dieser Anordnung liegt die Substratelektrode auf Masse und die Gegenelektrode an der RF-Spannungsquelle (13,56 MHz). Durch das Anlegen der Spannung an den Elektroden und dem damit verbundenen Potentialunterschied wird ein elektrisches Feld hervorgerufen, das wie in Abschnitt 3.2.1 beschrieben, durch die Beschleunigung von Elektronen und der daraus resultierenden Ionisation der neutralen Teilchen des verwendeten Prozessgases ein Plasma erzeugt.

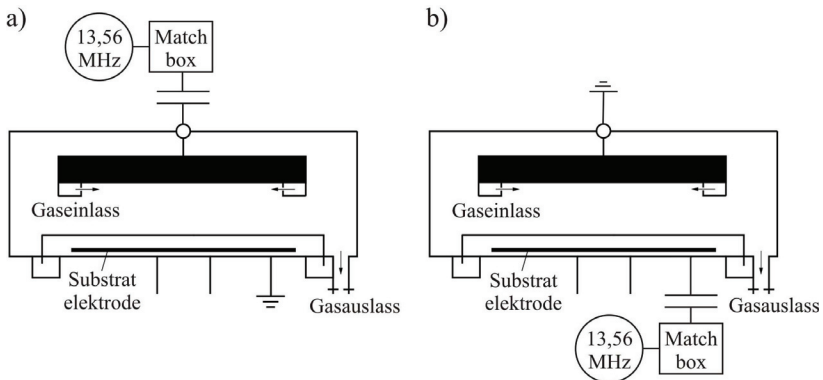


Abb. 19: Schematische Darstellung a) einer Plasmaätzanlage und b) einer reaktiven Ionenätzanlage.

In dieser Anordnung werden sowohl die Ionendichte als auch die Ionenenergie durch die eingespeiste RF-Leistung und den Prozessdruck bestimmt. Bei Plasmaätzanlagen ist meist nicht nur die Substratelektrode, sondern, mit dieser gekoppelt, auch die gesamte Kammer geerdet, so dass der Potentialabfall V_p durch die Asymmetrie der Elektroden an der Substratelektrode V_1 geringer ist als an der Gegenelektrode V_2 (Abb. 20).

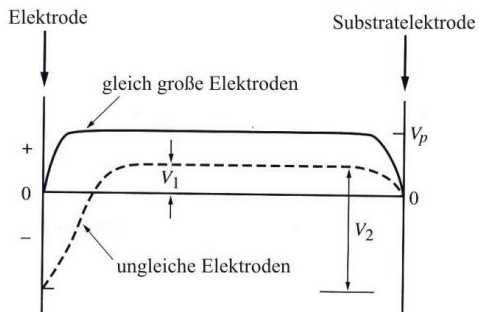


Abb. 20: Schematische Darstellung des Potentialverlaufes einer RF-Plasmaätzanlage für gleich große (durchgezogene Linie) und ungleiche Elektroden (gestrichelte Linie) [Plu-00].

Durch das Massepotential an der Substratelektrode und den ohnehin geringen Potentialabfall kommt es beim PE nur zu einem niederenergetischen Ionenbeschuss der

Probe. Die Energie der Ionen liegt dabei in der Nähe bzw. unter der Schwellenenergie der Defektbildung oder des Zerstäubens. Das größtenteils chemische Ätzen durch dieses Verfahren bietet dabei die Möglichkeit, Schichten fast ohne Schädigung durch Ionenbombardement trockenchemisch zu entfernen, was industriell vor allem beim Plasmastricken von Fotolacken Verwendung findet.

Die Anordnung für das reaktive Ionenätzen entspricht jener der Plasmaätzenanlage, mit dem Unterschied, dass in diesem Fall die Substratelektrode auf RF-Potential liegt und dementsprechend die Gegenelektrode auf Masse. Die Verkopplung von Gegenelektrode und Kammer wird dabei wiederum genutzt, um die Substratelektrode effektiv viel kleiner zu gestalten und somit einen hohen Potentialabfall an der Probe zu ermöglichen, was eine Erhöhung der Ionenenergie nach sich zieht. Mit RIE-Anlagen können gerichtete wie auch anisotrope Ätzprofile erzielt werden. Der höhere physikalische Anteil hat allerdings auch eine größere Strahlenschädigung an der geätzten Oberfläche zur Folge, auf die in Abschnitt 3.5.3 noch kurz eingegangen werden soll.

Elektron-Zyklotron-Resonanz-Plasmaätzen (ECR - *Electron Cyclotron Resonance Plasma Etching*)

Bei ECR-Anlagen wird durch ein Magnetron Energie in Form einer transversal magnetischen Welle im Mikrowellenbereich bereitgestellt und mit Hilfe einer Antenne in den Reaktor eingekoppelt. Die vorhandenen Ionen erfahren auf Grund ihrer größeren Masse bei eingekoppelten Mikrowellenfrequenzen im GHz-Bereich keine Energiezufuhr, während die Mikrowellenfrequenz mit der Gyrationfrequenz der Elektronen in Resonanz gebracht wird um diese auf eine Kreisbahn zu zwingen (Abb. 21 b)). Durch die Kreisbewegung legen die Elektronen eine längere Wegstrecke zurück und haben damit statistisch eine höhere Wahrscheinlichkeit ein Atom beziehungsweise Molekül zu ionisieren. Durch eine Magnetspiegelanordnung wird darüber hinaus die Einschlusszeit der Elektronen im Plasma erhöht und somit auch, gegeben durch das dynamische Gleichgewicht, die Ionen im Plasma gehalten. Durch ein an den Probenstisch angelegtes zusätzliches Potential kann die Ionenenergie getrennt von der Ionendichte beeinflusst werden. So ist es möglich, bei einer hohen Ionendichte bei gleichzeitig geringer Biasspannung zu arbeiten und so eine schädigungsarme Ätzung bei einer hohen Ätzrate

zu erreichen. Die genaue Anordnung und Kenngrößen der in dieser Arbeit verwendeten ECR-Plasmaätzanlage sind [För-05a] zu entnehmen.

Induktiv gekoppeltes Plasmaätzen (ICP - *Inductive Coupled Plasma Etching*)

Bei ICP-Anlagen wird die RF-Leistung mit Hilfe einer Induktivität in das Plasma eingekoppelt. Durch eine vom RF-Strom durchflossene Spule wird in der Vakuumkammer ein vertikales Magnetfeld erzeugt, welches ein kreisförmiges, elektrisches Feld hervorruft (Abb. 21 a)). Durch das elektrische Feld beschleunigte Elektronen bewegen sich auf diesen Kreisbahnen im Wechselfeld, wobei es durch die Trägheit der Ionen nur zur Beschleunigung der Elektronen kommt. Wie bereits beim ECR-Plasmaätzen beschrieben, hat die Kreisbewegung der Elektronen eine längere Wegstrecke und somit einen höheren Ionisationsgrad zur Folge. Auch bei diesem Anlagentyp ist ein getrenntes Potential vorhanden, das die Ionenenergie unabhängig von der Ionendichte beeinflussbar macht.

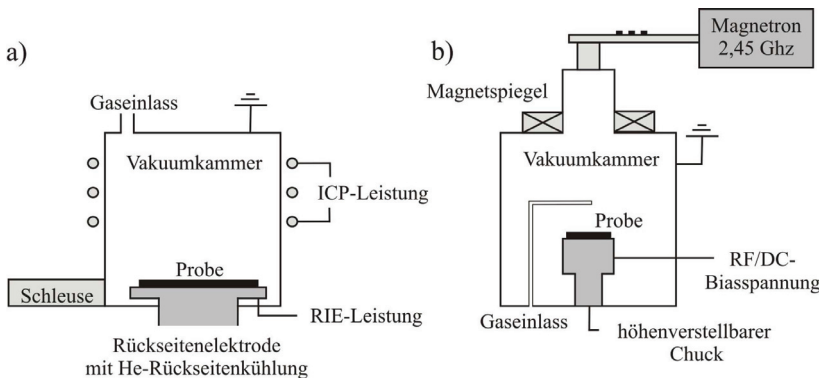


Abb. 21: Schematische Darstellung a) einer induktiv gekoppelten Plasmaätzanlage und b) einer Elektron-Zyklotron-Resonanz-Plasmaätzanlage.

Die grundlegenden Kennwerte der in der Arbeit verwendeten Anlagen sind in Tab. 9 aufgelistet. Dabei weisen die *high density*-Plasmaanlagen nicht nur die höhere Ionisationsdichte auf Grund ihrer Leistungseinspeisung auf, sondern auch den niedrigsten Hintergrunddruck. Der bessere Hintergrunddruck ermöglicht eine nahezu rückstandsfreie Ätzung und verbessert so die Oberflächenrauheit der geätzten Oberfläche [Fle-94]. Die Prozessdrücke umfassen einen Bereich von 4 Größenordnungen zwischen 0,001 und

1 mbar, in denen ein stabiles Plasma gehalten werden kann. *High density*-Plasmaanlagen sind dabei durch ihren Aufbau in der Lage auch bei niedrigen Drücken ein Plasma stabil zu zünden und aufrechtzuerhalten.

Tab. 9: Zusammenfassung der verwendeten Plasmaätzenanlagen und ihren möglichen Prozessparametern.

	PE	RIE	ECR	ICP
Hintergrunddruck [mbar]	-10^{-4}	-10^{-5}	-10^{-7}	-10^{-6}
Prozessdruck [mbar]	0,05-0,8	0,02-1	5×10^{-4} -0,1	0,001-0,1
Plasmadichte [$1/\text{cm}^3$]	10^9 - 10^{10}	10^9 - 10^{10}	10^{11} - 10^{13}	10^{11} - 10^{12}
Substratelektrode	Masse	RF -Spannung	RF-Spannung	RF-Spannung
Gegenelektrode	RF-Spannung	Masse	Masse	Masse

Wie bereits in Kapitel 3.1 erläutert, werden zur Strukturierung von MEMS auf Basis von Gruppe III-Nitriden und SiC fast ausschließlich trockenchemische Ätzverfahren verwendet. Dabei eignen sich, wie aus Tab. 8 ersichtlich, die verschiedenen Gruppen der Plasmaätzprozesse, um unterschiedliche Ätzprofile wie auch Ätzraten und Selektivitäten zu erreichen und werden anhand der Anforderungen an den Ätzprozess ausgewählt. Die vorher beschriebenen Anlagen sind daher für die angestrebten Ätzprozesse in unterschiedlichem Maß geeignet.

In Tab. 10 sind die trockenchemischen Ätzprozesse aufgelistet, die in dieser Arbeit zur Herstellung der MEMS benötigt wurden, sowie die dazu verwendeten Anlagen. Wie zu erkennen ist, wurde ein weites Spektrum an Ätzprozessen abgedeckt, an die alle die Bedingung geknüpft war, dass das 2DEG innerhalb der Balken und die Ohmschen Kontakte nicht wesentlich beeinflusst oder etwa durch Ionenbeschuss der während des Ätzprozesses ungeschützten Balkenflanken oder Oberflächen geschädigt werden. Deshalb wurden alle Prozesse nicht nur auf der Grundlage von Ätzrate und Selektivität, sondern auch hinsichtlich ihres Einflusses auf das 2DEG und der Ohmschen Kontakte untersucht (siehe Abschnitt 3.5.3).

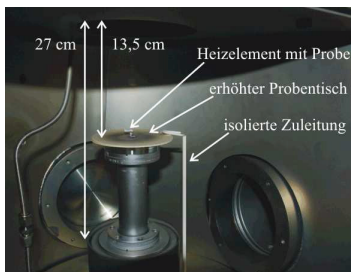
Tab. 10: Zusammenfassung der zu strukturierenden Materialien, den jeweils gewünschten Ätzprofilen und den dazu verwendeten Anlagen.

Material	Ätzprofil	Ätzanlage
AlGaIn/GaN-Heterostruktur	anisotrop	ICP
3C-SiC-Schicht	anisotrop	ECR
4H-SiC-Substrat	anisotrop/gerichtet/isotrop	PE/ECR
Si-Substrat	gerichtet/isotrop	ECR

Heiztisch zum lateralen Ätzen von SiC

Um das laterale Ätzen von SiC durchzuführen (siehe Kapitel 3.4), waren einige Modifikationen an den vorhandenen Anlagen notwendig. Es wurde eine Probenheizung integriert, die sowohl in der PE- als auch in der ECR-Anlage einsetzbar ist. Realisiert wurde dies durch einen keramischen Probentisch mit einem darauf montierten Pt-Dünnschicht-Heizelement. An den Heizchip wird, wie Abb. 22 a) verdeutlicht, eine Gleichspannung (24-30 V) angelegt. Damit kann eine Substrattemperatur zwischen Raumtemperatur und 600°C eingestellt werden. Die zu ätzende Probe wird dabei direkt auf den Heizchip mittels Vakuumfett fixiert, um eine gute Wärmeleitung zu garantieren (Abb. 22 a)).

a)



b)



Abb. 22: a) In ECR-Anlage montierter Probentisch mit isolierter Zuleitung. b) Auf Heizelement fixierte SiC-Proben.

Mit dieser Anordnung können auf der Probe Temperaturen erzeugt werden, die das Unterätzen der AlGaIn/GaN-Resonatoren auf 4H-SiC-Substraten ermöglichen. Weiterhin

wurde die ECR-Anlage so modifiziert, dass die Prozessgase nicht, wie in Förster [För-05a] beschrieben, an der Gasdusche, sondern direkt an der Einkopplung der Mikrowellenleistung eingelassen werden, da es nicht möglich war, die Gasdusche mit der Probenheizung zu kombinieren. Weiterhin wurde der Abstand des Probenisches zur Plasmaelektrode durch einen zusätzlichen Aufbau von 27 cm auf 13,5 cm verkürzt (Abb. 22 a)). Diese Veränderungen ermöglichten in beiden Anlagen das isotrope Ätzen von SiC wie es in Kapitel 3.4.3 beschrieben wird.

3.2.4 Das trockenchemische Ätzverhalten beeinflussende Prozessparameter

In den jeweiligen Anlagen können verschiedene Prozessparameter wie Substrattemperatur, Prozessdruck, Gasfluss, Plasmaleistung, Biasspannung, selbst induzierte Spannung und Plasmadichte variiert werden, die maßgeblich die in Abschnitt 3.2.2 erläuterten Kenngrößen des Ätzverhaltens (Ätzrate, Ätzprofil, Selektivität und Rauheit) beeinflussen. Dabei wirkt sich eine Veränderung der Prozessparameter meist direkt oder indirekt auf mehrere Kenngrößen aus. Im folgenden Abschnitt soll kurz beschrieben werden, welchen Einfluss die wichtigsten Prozessparameter auf die oben aufgeführten Ätzparameter haben und wie sich dies auf das Ätzverhalten auswirkt:

Substrattemperatur

Die Substrattemperatur ist ein Parameter zu dem es wenig systematische Untersuchungen im Zusammenhang mit dem Trockenätzen von Gruppe III-Nitriden bzw. SiC gibt. Durch das Heizen der Probe während des Ätzprozesses wird ein zusätzlicher Energieeintrag in das Gittersystem eingebracht, welcher die chemische Reaktion beschleunigt und damit die chemischen Mechanismen im Plasma unterstützt. Für das Kühlen der Probe tritt ein umgekehrter Effekt ein und die chemischen Mechanismen können in einem bestimmten Bereich unterdrückt werden. Entscheidend für das Ätzverhalten, aber kaum kontrollierbar, ist die Temperatur an der Oberfläche der Probe. Bei den in dieser Arbeit durchgeführten Ätzversuchen mit variierender Temperatur wird als Wert ausschließlich die Temperatur des Heizelements angegeben. Bei der Auswertung muss daher eine zusätzliche Beeinflussung der Ätzrate und des Ätzprofils auf Grund der unterschiedlichen Wärmeleitung der verwendeten Substrate in Betracht gezogen werden.

Die Substrattemperatur spielt vor allem für die während des chemischen Ätzens stattfindenden Reaktionen eine entscheidende Rolle und hat dabei einen erheblichen Einfluss auf die Ätzrate, die Selektivität, die Maskenresistenz (vor allem von Lackmasken) und die Oberflächenmorphologie der geätzten Oberfläche. Die Reaktionsgeschwindigkeit $K(T)$ chemischer Reaktionen kann im Allgemeinen durch die Arrhenius-Gleichung beschrieben werden:

$$K(T) = A(T)e^{\frac{-E_A}{kT}} \quad (12)$$

mit $A(T)$ als präexponentieller Faktor, E_A als Aktivierungsenergie, T als Temperatur und k als Boltzmannkonstante mit $8,617343 \times 10^{-5}$ eV/K. Die Aktivierungsenergie beschreibt hierbei sowohl die Energiebarriere, die überwunden werden muss, um die Adsorption von Radikalen an Oberflächenatome zu ermöglichen, als auch die Energiebarriere, die überwunden werden muss, um die so gebildeten Reaktionsprodukte aus dem Kristallverband auszulösen, was in verschiedenen Zwischenschritten erfolgen kann. Ausschlag gebend für die Ätzrate ist dabei der langsamste dieser Prozesse, was im Allgemeinen der Adsorption der reaktiven Radikale an der Substratoberfläche entspricht. Für Si und SiO₂ wurden bereits Untersuchungen zur Temperaturabhängigkeit der (vertikalen) Ätzrate ER vorgenommen, die folgende Abhängigkeit zu Grunde legen [Man-89]:

$$ER = An_R \sqrt{T} e^{\frac{-E_A}{kT}} \text{ \AA}/\text{min}. \quad (13)$$

Die Ätzrate hängt dabei im Gegensatz zur Reaktionsgleichungskonstante zusätzlich von der Radikaldichte n_R ab. Da eine indirekte Proportionalität des Radikalflusses $n_R v_{th}/4$ (v_{th} entspricht dabei der thermischen Geschwindigkeit) zu \sqrt{T} gegeben ist [McD-64], ergibt sich für den Präexponentialfaktor der Ätzrate $A(T)$ eine schwache Temperaturabhängigkeit von \sqrt{T} .

Die Ätzrate wird dabei üblicherweise in einem Arrhenius-Plot gegen $1/T$ dargestellt und, wenn die Geradenform eine Arrheniusabhängigkeit vermuten lässt, kann die Aktivierungsenergie des Materials in einem bestimmten Prozess aus dem Geradenverlauf ermittelt werden.

Die Temperaturabhängigkeit in Bezug auf die Selektivität verschiedener Materialien in einem Ätzprozess ist über die Ätzrate wiederum von den einzelnen Aktivierungsenergien der Materialien in diesem Prozess abhängig:

$$S = \frac{A_1(T)}{A_2(T)} e^{\left(\frac{E_{A1}-E_{A2}}{kT}\right)}. \quad (14)$$

Je mehr sich die Aktivierungsenergien der beiden Materialien unterscheiden $\Delta E_A = E_{A1} - E_{A2}$, desto deutlicher ist der Einfluss der Temperatur auf die Selektivität der beiden Materialien. Gilt für beide Materialien $\Delta E_A \ll RT$ bleibt die Selektivität über einen großen Temperaturbereich konstant.

Eine Temperaturerhöhung beeinflusst auch stark das Ätzprofil einer Struktur. Sie erhöht die Reaktionskonstante und beschleunigt damit den Ätzvorgang. Dabei hat dieser Effekt mehr Einfluss auf rein chemisches als auf ionengestütztes chemisches Ätzen, da der Energieeintrag durch den Ionenbeschuss meist wesentlich höher ist als die durch die erhöhte Temperatur eingebrachte Energie. Die durch das Ionenbombardement wenig beeinflussten Seitenwände der geätzten Struktur werden dabei am meisten beeinflusst. Für das Ätzprofil bedeutet dies bei höheren Temperaturen eine verstärkt laterale Ätzrate, so dass sich das Ätzprofil von anisotropen zu gerichteten bzw. isotropen Profilen ändert. Umgekehrt kann durch die Kühlung der Probe ein anisotropes Ätzprofil unterstützt werden [Tac-90]. Die Rauheit, in Abhängigkeit von der Temperatur, verhält sich dabei für verschiedene Materialien und Gaszusammensetzungen sehr unterschiedlich [Man-89].

Prozessdruck

Ebenso wie die Temperatur beeinflusst der Prozessdruck erheblich das Ätzverhalten, da er sich direkt auf plasmakontrollierende Phänomene auswirkt. Dazu zählen unter anderem:

- die Energie der Ionen und Elektronen,
- das Ionen zu Radikalen-Verhältnis,
- der Abtransport der Reaktionsprodukte und
- die Oberflächenbedeckung durch Adsorbate.

Die Energie, die Ionen und Elektronen in einem Plasma besitzen, ist direkt an die mittlere freie Weglänge gekoppelt, die wiederum maßgeblich durch den Prozessdruck beeinflusst

wird. Dabei verhält sich die mittlere freie Weglänge indirekt proportional zum Prozessdruck.

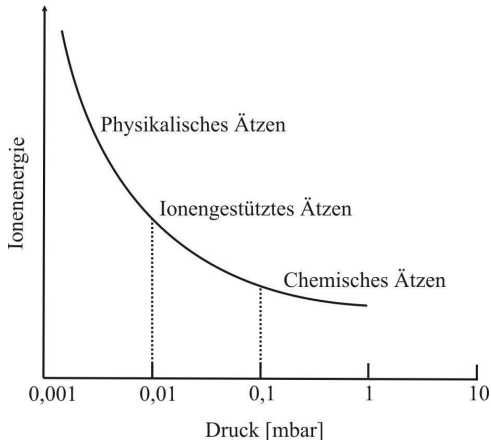


Abb. 23: Schematische Darstellung der Abhängigkeit der Ionenenergie vom Druck und die dadurch gegebenen Bedingungen für das Plasmaätzen [Man-89].

Abb. 23 zeigt qualitativ die Ionenenergie über den Prozessdruck. Sinkt der Druck unter 0,01 mbar, steigt die Ionenenergie von einigen hundert Volt auf über 1000 V an. Da von einer direkten Proportionalität zur Biasspannung ausgegangen wird, steigt auch diese bei einer Verringerung des Druckes [Kot-96].

Während niedrige Drücke durch eine große mittlere freie Weglänge den physikalischen Abtrag unterstützen, ist bei hohen Drücken hauptsächlich die chemische Ätzkomponente dominant, da die Konzentration der Radikale sehr hoch ist. Es wird davon ausgegangen, dass die Ionendichte über die Variation des Druckes hinweg gleich bleibt, während die Dichte der Radikale bei Verringerung des Druckes sinkt, da weniger Gasmoleküle zur Verfügung stehen und somit steigt relativ die Ionenkonzentration für niedrige Drücke [Lan-99]. Durch diese Mechanismen beeinflusst, ist es möglich, allein mit Regelung des Prozessdruckes, Plasmaätzprozesse von Sputterätzen bis zu rein chemischen Ätzen zu variieren, was die in Tab. 8 aufgelisteten Parameter wie Selektivität, Anisotropie und Rauheit entsprechend beeinflusst. Die Rauheit der Proben in hohen Druckbereichen kann dabei allerdings durch das Auftreten von Verunreinigungen durch die

Oberflächenbedeckung mit Adsorbaten oder Rücksputterprodukten der Reaktorwände beziehungsweise des Probenhalters verfälscht werden und für chemische Prozesse unverhältnismäßig groß erscheinen.

Die vertikale Ättrate wird durch zwei gegenläufige Mechanismen, die durch den Druck gesteuert werden, direkt beeinflusst.

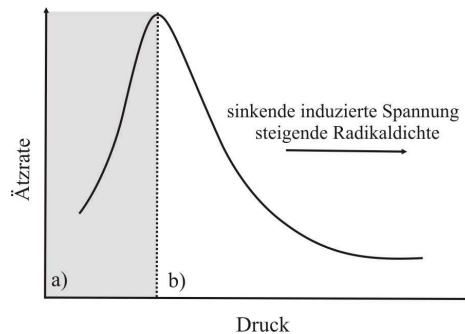


Abb. 24: Schematische Darstellung der Druckabhängigkeit der Ättrate mit a) dem durch die Anzahl der freien Radikale und b) durch die induzierte Spannung begrenzten Druckbereich.

In niedrigen Druckbereichen wird die Ättrate durch die Anzahl der vorhandenen freien Radikale begrenzt, in hohen Druckbereichen durch die induzierte Spannung (Abb. 24). Es existiert demnach ein Bereich, der durch chemische Reaktionen, vor allem Radikalbildung und Radikalfluss, und ein Bereich, der durch physikalische Prozesse, also Ionenbildung und Ionenenergie, bestimmt wird.

Bei Ausführung von ionengestützten Ätzprozessen wurde festgestellt, dass die Ättrate die reine Summe der chemischen und physikalischen Komponenten überstieg [Hea-82, Don-84]. Demnach kann von einer Interaktion und nicht von einem unabhängigen Wirken der chemischen und physikalischen Ätzkomponenten ausgegangen werden.

In [Kim-01] wird am Beispiel eines O_2 -Plasmas solch ein Modell vorgestellt, das diese interaktive Abhängigkeit von Radikaldichte und Ionenbildung/-energie mathematisch und physikalisch beschreibt. Unter der Voraussetzung, dass sich durch das Ätzen keine Polymerschicht gebildet hat, wird auf ein von *Ding* und *Hershkowitz* erweitertes und auf

Langmuir basierendes Modell zurückgegriffen [Din-96]. Danach kann die ER wie folgt aus

$$\frac{1}{ER} = \frac{1}{v_R \alpha_S \Gamma_R} + \frac{1}{v_I \Gamma_I} \quad (15)$$

berechnet werden. Γ_R und Γ_I sind dabei der Radikal- beziehungsweise der Ionenfluss zum Substrat. v_R und v_I beschreiben das jeweilige Volumen, das durch ein Radikal beziehungsweise durch das Bombardement eines Ions aus dem Substrat ausgelöst wird. α_S beschreibt den Haftkoeffizienten, also einen Wert für die Haftungswahrscheinlichkeit eines Radikals an der Substratoberfläche. Der Radikalfluss Γ_R hängt entsprechend der Gaskollisionstheorie über

$$\Gamma_R = \mu n_R \quad (16)$$

direkt mit der Radikaldichte n_R zusammen, während μ eine Proportionalitätskonstante darstellt, die das Design der Plasmakammer und die thermische Geschwindigkeit der chemischen Spezies einbezieht [But-80]. Die Radikaldichte selbst wird durch

$$n_R = 2q \varepsilon_R \tau \quad (17)$$

beschrieben. Der Dissoziationsgrad ε_R des aktiven Gases wird ebenso wie q , welches den Gasfluss pro Reaktorvolumen kennzeichnet, als Konstante [Kim-02a] vorausgesetzt. Die Verweilzeit τ ist dabei ein Gesamtwert der verschiedenen Verweilzeiten, die auf den 3 Hauptverlustmechanismen von Radikalen basieren:

$$\frac{1}{\tau} = \frac{1}{\tau_f} + \frac{1}{\tau_D} + \frac{1}{\tau_R} \quad (18)$$

mit $\tau_f = \frac{p}{kTq}$, $\tau_D = \frac{p}{A_R}$ und $\tau_R = \frac{p}{k_R p^2}$.

Radikale gehen hauptsächlich auf drei Wegen verloren:

1. durch das Auspumpen aus dem Reaktor (τ_f),
2. durch Diffusion zu den Reaktorwänden und der Reaktion mit deren Oberfläche (τ_D)
und
3. durch Rekombination in der Gasphase (τ_R).

Diese Verlustmechanismen werden durch die jeweilige Verweilzeit charakterisiert (τ_f , τ_D , τ_R), welche sich alle durch eine Druckabhängigkeit und indirekt durch eine Temperaturabhängigkeit auszeichnen. T und k sind auf die ideale Gasgleichung zurückgehend die Temperatur und die Boltzmannkonstante. A_R stellt eine Konstante dar, die durch den Diffusionsgrad der Radikale im Plasma und durch das Volumen zu Oberfläche-Verhältnis des Reaktors bestimmt wird, wobei die Konstante k_R direkt mit der Rekombinationsrate der Radikale im Plasma verkoppelt ist. Der Haftkoeffizient wird durch die Gleichung

$$\alpha_s = \frac{2}{1 + p/C_s} \quad (19)$$

beschrieben und weist neben der Druckabhängigkeit eine weitere Konstante C_s auf, die direkt mit der Konstante A_R zusammenhängt. Das Produkt aus Ionenfluss Γ_I und v_f wird nach [Kim-01] unter Einbezug einer Proportionalitätskonstante λ als indirekt proportional zu p^2 angesetzt und kann als

$$v_f \Gamma_I = \frac{\lambda}{p^2} \quad (20)$$

dargestellt werden. Durch Gleichung (15) bis (20) ergibt sich die Ätzrate in Abhängigkeit vom Druck als:

$$\frac{1}{ER} = \frac{1}{\frac{4\mu v_R q \epsilon_R p}{(1 + p/C_s)(kTq + A_R + k_R p^2)}} + \frac{1}{p^2} \quad (21)$$

beziehungsweise
$$ER = \frac{\lambda 4\mu v_R q \epsilon_R p}{\lambda(1 + p/C_s)(kTq + A_R + k_R p^2) + 4\mu v_R q \epsilon_R p^3}. \quad (22)$$

Die Abhängigkeit der lateralen wie auch vertikalen ER vom Druck kann also allgemein als

$$ER = p/(A + Bp + Cp^2 + Dp^3), \quad (23)$$

beschrieben werden, wobei A , B , C und D als Konstanten gelten, die sich theoretisch aus den in Gleichung (22) angegebenen physikalischen Werten berechnen lassen.

Mit Gleichung (23) war es möglich den Verlauf der Ätzrate von Kohlenstoffschichten in einem O_2 -Plasma in Abhängigkeit vom Druck anzufitten [Kim-01]. Um die Eignung dieses Modells für verschiedene Gaszusammensetzungen, Anlagen und das Materialsystem der Halbleiter großer Bandlücke zu prüfen, wurde in Abb. 25 an Beispielen aus der Literatur dieses Modell zum Anpassen des Kurvenverlaufs für die Ätzrate über den Prozessdruck angewendet.

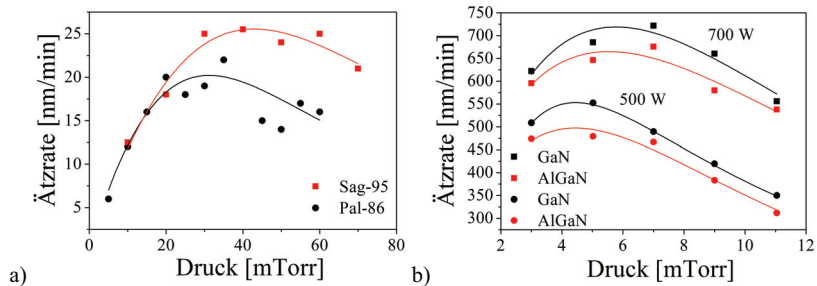


Abb. 25: a) Abhängigkeit der vertikalen SiC-Ätzrate vom Prozessdruck aus [Sag-95] (RIE-Anlage: CF_4/O_2 bei 170 W) und [Pal-86] (RIE-Anlage: CF_4 bei 400 W). b) Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von GaN und AlGaN vom Prozessdruck aus [Kha-99a] (ICP Anlage: -300 V, Cl_2/Ar 25/5 sccm, 5mTorr).

Die guten Ergebnisse der Fits unterstützen die Vermutung, dass auch für Gruppe III-Nitride und SiC bei verschiedenen Gaszusammensetzungen und Anlagen dieses Modell anwendbar ist und folglich die Druckabhängigkeit durch die beiden resultierenden Parameter Ionenfluss/Ionenenergie und Radikalfluss/Radikaldichte bestimmt werden. Für SiC und auch die Gruppe III-Nitride wird davon ausgegangen, dass für das Ätzen der Materialien bei Raumtemperatur mit einer hohen Ätzrate ein bestimmter Energieeintrag durch die Biasspannung benötigt wird [Doh-85, Pan-90, Pal-86, Sag-95, McL-96, Ric-97]. Ist der Ätzabtrag des Materials unabhängig von der angelegten Biasspannung, wird die Ätzrate fast ausschließlich durch das Angebot an Radikalen bestimmt [Pan-90, Sug-85]. Am Beispiel von Si und SiC werden diese Abhängigkeiten in Abb. 26 a) und b) dargestellt. In Abb. 26 a) wird die Abhängigkeit der Ätzrate über den Druck von Si und SiC gegenübergestellt und gleichzeitig das Verhalten der Radikaldichte von Fluor im Plasma und der Biasspannung aufgezeigt (Abb. 26 b)).

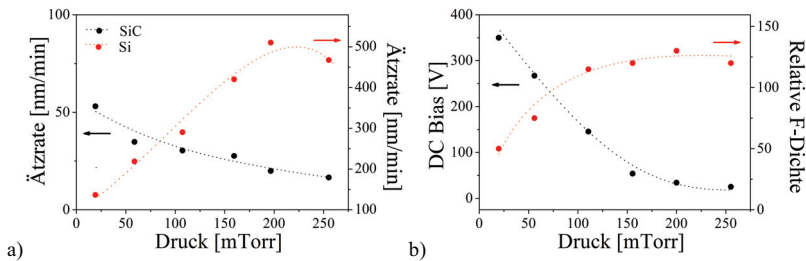


Abb. 26: Abhängigkeit der a) Ätzrate von Si und SiC bzw. b) der Biasspannung und der Fluorradikaldichte vom Prozessdruck aus [Pan-90] (RIE Anlage: in $\text{SF}_6/35\%\text{O}_2$ bei 200 W).

Es ist erkennbar, dass SiC eine gewisse Biasspannung zur effektiven Ätzung benötigt und auch das weitere Ansteigen der Fluor-Radikaldichte keine Vergrößerung oder ein Gleichbleiben der Ätzrate erreichen kann. Im Gegensatz dazu ist für Si, das eine wesentlich geringere Aktivierungsenergie aufweist als SiC, der Verlauf der Biasspannung augenscheinlich unerheblich, während die Ätzrate dem Verlauf der Radikaldichte folgt.

Für Materialien, die eine geringe Bindungsenergie aufweisen, wie Si, ist also bei Erhöhung des Druckes eine Erhöhung der Ätzrate zu erwarten, die dem Verlauf der Radikaldichte im Plasma folgt. Dahingegen sind Materialien mit hoher Bindungsenergie, wie die Gruppe III-Nitride und auch SiC, außerdem von der sich einstellenden Biasspannung abhängig und es kann bei Erhöhung des Druckes mit einem Verlauf gerechnet werden, der bei einem bestimmten Druck ein Maximum aufweist.

Leistung

Ein weiterer variabler Parameter ist die Leistung, die die Ätzrate über die Beeinflussung der selbst induzierten Biasspannung und der Radikalendichte beeinflusst.

Im Allgemeinen bedeutet dies für Anlagen, die keine Entkopplung von Plasmaerzeugung und Biasspannung besitzen, dass die Ionen- wie auch die Elektronenergie durch eine größere angelegte Leistung erhöht wird, was eine Erhöhung der selbst induzierten Biasspannung [Kot-96, Doh-85, McL-96] und der Radikaldichte [Pan-90, Sug-85] nach sich zieht. In Abb. 27 ist diese Abhängigkeit am Beispiel eines SF_6/O_2 -Plasmas beim Ätzen von SiC und Si dargestellt [Pan-90]. Die Radikaldichte (in diesem Fall Fluorradikale) kommt ab einer bestimmten Leistung bei gleichbleibendem Druck und

Gasfluss begrenzend in Sättigung. Die Ätzrate folgt dabei dem Verlauf der selbst induzierten Biasspannung, die sich mit steigender Leistung weiter erhöht. Dieses Verhalten wurde auch für weitere Gasmischungen wie $\text{CBrF}_3/75\%\text{O}_2$ und $\text{CHF}_3/90\%\text{O}_2$ nachgewiesen [Pan-90].

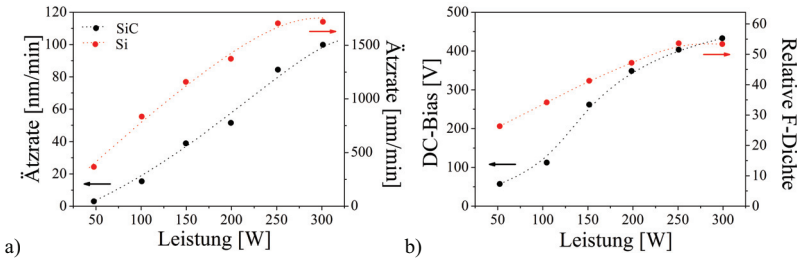


Abb. 27: Abhängigkeit der a) Ätzrate von Si und SiC bzw. b) der selbstinduzierten Biasspannung und der Fluorradikaldichte von der Leistung aus [Pan-90] (RIE-Anlage: in $\text{SF}_6/35\%\text{O}_2$ bei 20 mTorr).

In [You-83] wird ein Modell zur Abhängigkeit der Ätzrate von Si über die Leistung in einer PE- und RIE-Ätzanlage mittels CF_4/O_2 Plasma vorgestellt, welches auch für andere Gaszusammensetzungen und Materialien anwendbar ist. Dabei wurde zunächst die Ätzrate in einer PE-Anlage ermittelt und mit der vereinfachten Gesetzmäßigkeit

$$ER_{vPE} = k_c N_{FPE} \quad (24)$$

beschrieben. Dabei ist k_c ein Proportionalitätsfaktor, der die Abhängigkeit von der Temperatur kennzeichnet [Fla-81] und N_{FPE} die Fluorradikalanzahl für die Anlage, wenn sie im Plasmaätzmodus betrieben wird. Daraufhin wurden Versuche mit denselben Parametern im RIE-Modus ausgeführt und nachgewiesen, dass die Ätzrate bei gleicher Fluorradikaldichte ($N_{FPE} \equiv N_{FRIE}$) durch folgende Gleichung berechnet werden kann:

$$ER_{vRIE} = k_f V_{bi}^{5/2} + k_c N_{FRIE} \quad (25)$$

V_{bi} ist dabei der Verlauf der selbst induzierten Biasspannung, während k_f eine Korrekturkonstante darstellt. Ist also der Verlauf der selbst induzierten Biasspannung über die Leistung bekannt, kann die vertikale Ätzrate durch diese Formel angefitet werden.

In Abb. 28 sind einige Beispiele aus der Literatur für Abhängigkeiten der selbst induzierten Biasspannung und der Ätzrate von der Leistung dargestellt. Es war möglich (Abb. 28 a)), den Verlauf der selbst induzierten Biasspannung zu ermitteln und mit dessen Hilfe über Gleichung (25) den Verlauf der Ätzrate über die Leistung anzufitten (Abb. 28 b)). Wird die Plasmaerzeugung von der Biasspannung entkoppelt, kann dieses Modell nicht mehr ohne weiteres für die Leistungsabhängigkeit der Ätzrate genutzt werden.

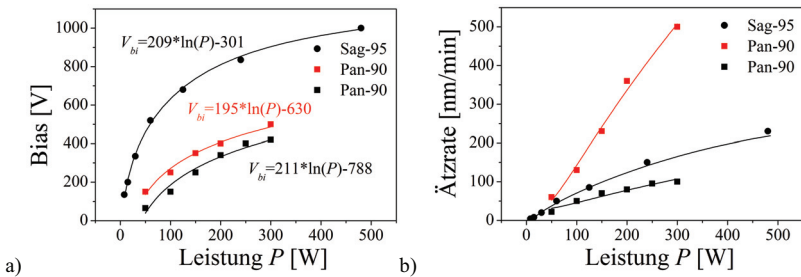


Abb. 28: Abhängigkeit der a) Biasspannung und der b) SiC-Ätzrate von der Leistung in RIE-Anlagen aus der Literatur ([Sag-95]: CF_4/O_2 -Plasma, [Pan-90] rot: CBrF_3/O_2 -Plasma, [Pan-90] schwarz: SF_6/O_2 -Plasma).

Die Erhöhung der Ionenenergie hat eine größere Defektbildung durch auftreffende Ionen, damit eine höhere Wahrscheinlichkeit für Mikromaskierungseffekte durch das Ätzen der Maskenmaterialien und über diese Prozesse eine Erhöhung der Rauheit der Oberfläche zur Folge [Tas-02, Cha-01]. Für Anlagen, die eine entkoppelte Biasspannung besitzen, wie in Abschnitt 3.2.3 erläutert, können Ionenenergie und -dichte unabhängig voneinander eingestellt werden, so dass durch eine Erhöhung der Leistung lediglich die Ionen- und Radikaldichte beeinflusst wird und auch die unabhängige Erhöhung der Biasspannung in einer größeren Ätzrate resultiert [Wan-98, Kim-04b, Jia-04, Kha-99a]. Durch diese entkoppelte Biasspannung ist auch die Variation von Anisotropie und Selektivität der Materialien zueinander in solchen Anlagen einfacher durchführbar, während in RIE-Anlagen die Parameter stark durch die selbst induzierte Biasspannung bestimmt werden.

Gasfluss

Für die hier betrachteten reaktionsbegrenzten Prozesse nimmt der Gasfluss über die Verweilzeit der chemischen Spezies an der Oberfläche Einfluss auf die Ätzrate. Durch die Erhöhung des Gasflusses bei gleichbleibendem Druck verringert sich die Ätzrate, die durch die kürzere Verweilzeit der chemisch aktiven Spezies im Plasma auf Grund der höheren Strömungsgeschwindigkeit abnimmt [Kot-96, Syr-97]. Dabei ist die Verweilzeit τ_v über:

$$\Delta t_v = \frac{pV}{RT\dot{g}} \quad (26)$$

mit p als Gasdruck, V als Volumen der Vakuumkammer, R als ideale Gaskonstante, T als absolute Temperatur und $\dot{g} = dg/dt$ als Gasfluss definiert [Wid-00].

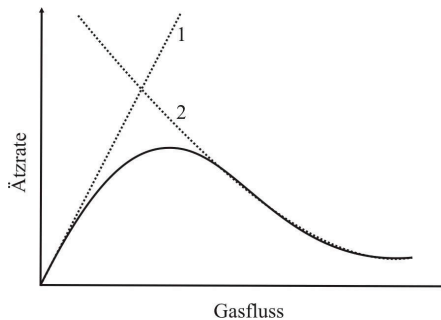


Abb. 29: Theoretischer Verlauf der Ätzrate in Abhängigkeit vom Gasfluss. Dabei entspricht 1 $ER \sim \dot{m}$ und 2 der auf Grund der Verweilzeit der reaktiven Spezies begrenzten ER [Wid-00].

Wie in Abb. 29 qualitativ dargestellt, wird die Ätzrate zunächst durch die Erhöhung der Radikaldichte über den steigenden Gasfluss bestimmt, wobei die Verweilzeit der Spezies in diesem Bereich viel größer ist als ihre Lebensdauer. Der Verlauf der Ätzrate kehrt sich für den Fall um, dass die Verweilzeit zum limitierenden Faktor für die Reaktion der reaktiven Spezies wird. Dieser Effekt wurde bereits früher mehrfach beobachtet [McL-96, Jia-04]. Dabei wird die Verweilzeit für im Plasma erzeugte Atome mit langer Lebensdauer, wie Fluoratome, im Vergleich zu kurzlebigen Chloratomen, schneller zum limitierenden Faktor.

Gaszusätze

Neben den reaktiven Gasen, die grundsätzlich für das ionengestützte und chemische Ätzen notwendig sind, werden dem Plasma oft weitere reaktive, bzw. Inertgase beigemischt. Diese erfüllen folgende Funktionen:

- Inertgase - Stabilisierung des Plasmas und Verbesserung der Wärmeableitung [Wan-98, Hon-99].
- Oxidätzende Gase - Kontrollierte Ätzung des Oberflächenoxids und damit Verminderung von ‚Ätztotzeiten‘ [Lin-94, Han-04, But-03, But-04, Wol-96, Lan-96].
- Oxidierende Gase - Verhinderung der Polymerbildung und Erhöhung der Radikalkonzentration [Pan-90, Sag-95, Wan-98, Doh-85, Kha-99a, Cho-01, Mat-81].
- Inhibitoren - Erhöhung der Anisotropie und Verbesserung der Selektivität [Cho-01, Lee-00].

Die Funktion, die ein beigemischt Gas in einem Ätzprozess einnimmt ist dabei von dem zu ätzenden Material abhängig und soll deshalb in dem betreffenden Abschnitt am jeweiligen Beispiel erläutert werden.

Abstand zur Plasmaelektrode

In [Kim-03] wird eine Versuchsreihe beschrieben, welche die Veränderung der Ätzrate von SiC in Abhängigkeit vom Abstand zur Plasmaelektrode in einer ICP-Anlage für ein C₂F₆-Plasma beschreibt. Es zeigt sich, dass für verschiedene Prozessparameter die Plasmadichte mit Annäherung an die Plasmaelektrode steigt, während die Biasspannung, also die Ionenenergie, sinkt. In diesem Beispiel handelt es sich um einen Bereich, in dem die notwendige Biasenergie, die zum Ätzen von SiC benötigt wird, nicht unterschritten wird und deshalb die Ätzrate durch die höhere Plasmadichte in der Nähe der Plasmaelektrode steigt.

In Abb. 30 c) ist die Ätzrate in Abhängigkeit vom Abstand zur Elektrode und der eingespeisten Biasleistung dargestellt. Es ist zu erkennen, dass im Bereich höherer Plasmadichte, dies bedeutet näher an der Plasmaelektrode, der Einfluss der Erhöhung der Biasleistung größer ist als in weiter entfernten Bereichen. Außerdem weisen die Proben

ein sehr unterschiedliches Ätzprofil auf (Abb. 30 a) und b)), das durch die Verringerung der selbst induzierten Biasspannung verursacht wird.

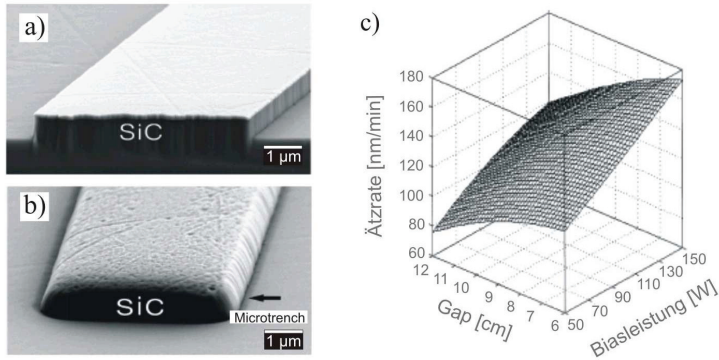


Abb. 30: Ätzprofile bei einem Abstand zur Plasmaelektrode von a) 6 bzw. b) 12 cm aus [Kim-03] (ICP Anlage: C_2F_6/O_2 (80%), 900 W, 50 W, 16 mTorr) und c) Abhängigkeit der Ätzrate vom Abstand zur Elektrode und der angelegten Biasleistung.

Auf Basis der beschriebenen variablen Parameter wird in den nachfolgenden Kapiteln das nasschemische Ätzen der AlN-Opferschicht (Abb. 11 g)), wie auch das trockenchemische Ätzen der AlGaIn/GaN-Heterostruktur (Abb. 11 c)) sowie der 4H-SiC-, 3C-SiC/Si- und Si-Substrate beschrieben (Abb. 11 g)). Dabei beschränken sich die Übersichtskapitel zum Stand der Technik weitgehend auf die im weiteren Verlauf benötigten Zusammenhänge und geben einen groben Überblick über vorhandene Arbeiten zu diesem Thema.

3.3 Strukturierung von Gruppe III-Nitriden

Für die nass- und trockenchemische Strukturierung von Gruppe III-Nitriden wie auch Si bzw. SiC ist vor allem die Bindungsenergie als Kenngröße dieser Materialien von Bedeutung. Sie beschreibt die Energie, die benötigt wird, um die Bindung im jeweiligen Gitter zu lösen. In Tab. 2 sind die Bindungsenergien der in dieser Arbeit auftretenden Verbindungen im Vergleich zu Si als Referenz aufgelistet.

Tab. 11: Zusammenfassung der Bindungsenergien in der Arbeit verwendeter Materialien und ihrer Oxide.

Material	Bindungsenergie [eV/Atom]	Ref.
AlN	11,5	[Var-96b]
GaN	8,9	[Var-96b]
Al _x O _y	21,2	[Zhi-04]
Ga _x O _y	14,7	[Zhi-04]
Si	4,7	[Lid-08]
SiC	19,6	[Lid-08]
SiO ₂	6,5	[Tos-92]

Es ist zu erkennen, dass sich die Gruppe III-Nitride wie auch SiC im Vergleich zu Si durch eine sehr hohe Bindungsenergie auszeichnen, was die chemische Stabilität dieser Materialien begründet. Weiterhin weisen die natürlichen Oxide (Dicke ca. 1nm), die sich immer auf der Oberfläche bilden, eine fast doppelt so hohe Bindungsenergie auf. Dies führt zu Ätzhemmungen und somit „Totzeiten“ zu Beginn des Ätzens und setzt die Reproduzierbarkeit der Strukturierung herab. Um diesen Effekt zu unterdrücken, werden den reaktiven Gasen Zusätze beigemischt, was in Abschnitt 3.3.4 weiter vertieft wird. Daher stellt sich die Strukturierung von Gruppe III-Nitriden wie auch SiC mittels nass-/trockenchemischer Ätzverfahren auf Grund der hohen chemischen Stabilität als eine große Herausforderung dar.

3.3.1 Stand der Technik des nasschemischen Ätzens von Gruppe III-Nitriden

Das Ätzverhalten in chemischen Lösungen unterscheidet sich für die einzelnen Materialien der Gruppe III-Nitride: AlN, GaN, InN und ihren Legierungen deutlich voneinander. Für die Herstellung von AlGaN/GaN-Resonatoren auf AlN/Saphir-Substraten wird die AlN-Opferschicht sowohl vertikal als auch lateral nasschemisch strukturiert. Eine Beschädigung der AlGaN/GaN-Heterostruktur, die der verwendeten Ätzlösung während diesem Prozessschritt ausgesetzt wird, soll dabei ausgeschlossen werden. In diesem Abschnitt werden daher zunächst die in der Literatur beschriebenen Möglichkeiten der nasschemischen Strukturierung von GaN und AlN aufgezeigt und auf diese Kenntnis aufbauend im darauf folgenden Abschnitt das Freistellen der AlGaN/GaN-Resonatoren durch nasschemisches Ätzen der AlN-Opferschicht beschrieben.

Die Löslichkeit von GaN ist von der Polarität abhängig, wie sie in Abschnitt 2.1.1 beschrieben wird. Erst Mitte der 90er Jahre wurde die kristallografische Polarität der Epitaxieschicht für GaN experimentell bestimmt, die zuvor durchgeführten Ätzversuche basierten demnach auf einem undefinierten Material und fielen deshalb sehr unterschiedlich aus [Zhu-05]. So wurde berichtet, dass in verschiedensten Ätzlösungen bei Raumtemperatur bis 100°C keinerlei Wirkung auf GaN wie auch AlGaN [Var-97d] auftraten, während in 5-90°C NaOH eine Ätzrate von 0,06-4 µm/min [Chu-71, Pan-72] und in 100-200°C H₃PO₄ eine Ätzrate von 0,05-500 nm/min für GaN nachgewiesen werden konnten [Mor-74]. Das polaritätsselektive Ätzen konnte erst nach Bestimmung der Polarität von GaN genau untersucht werden. Diese Art von Ätzen in KOH-Lösung wird in [Hoc-03b] durch die unterschiedlichen freien Bindungen an der Oberfläche von *Ga-* und *N-face*-GaN begründet.

N-face-GaN kann wie in Abb. 31 schematisch dargestellt ist, bei Raumtemperatur mit KOH geätzt werden. Die OH⁻-Ionen adsorbieren an der Oberfläche (Abb. 31 b)) und oxidieren auf diese Weise über die Reaktion



die Oberfläche (Abb. 31 c)). Die so entstandene Ga_2O_3 -Verbindung kann wiederum in KOH bei Raumtemperatur gelöst werden (Abb. 31 d)). Im Gegensatz dazu wird die chemische Stabilität von *Ga-face*-GaN durch die Abstoßung zwischen den OH^- -Ionen und den drei abgesättigten Bindungen des Stickstoffs erreicht, was einen Angriff auf die Ga-Atome durch die OH^- -Ionen verhindert.

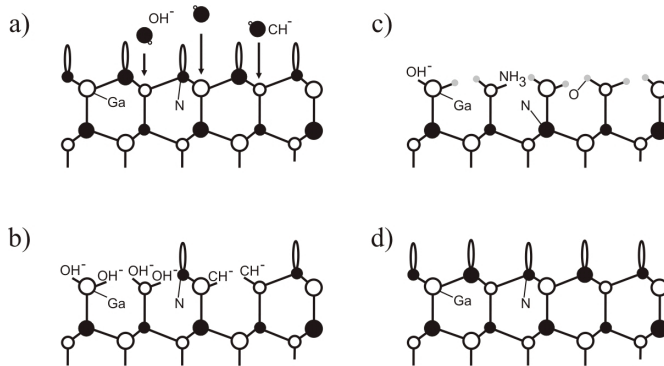


Abb. 31: Schematische Darstellung des Querschnitts einer N-polaren GaN-Schicht [1120] zur Erläuterung des Mechanismus des polaritätsselektiven Ätzens. a) mit N als abschließende Schicht mit negativ geladener freier Bindung, b) Adsorption der OH^- -Ionen, c) Ausbildung eines Oberflächenoxids und d) Lösung des Oberflächenoxids [Zhu-05].

In verschiedenen Arbeiten wird das polaritätsselektive Ätzen beschrieben, wobei in KOH beziehungsweise KOH-haltigen Lösungen *N-face* völlig selektiv über *Ga-face*-GaN geätzt wird [Car-00, Pal-00, Li-01, Hoc-03a]. Durch die Erhöhung der Molarität von KOH und somit der Ionendichte, wie auch der Erhöhung der Temperatur und somit der Ionenenergie, kann dabei die Ätzrate vergrößert werden [Hoc-03b].

Seit den 90er Jahren wurde das Ätzen von *Ga-face*-GaN mit 160-180°C heißer H_3PO_4 -Lösung [Ono-98, Hon-98, Vis-00, Hao-05, Che-06] und mehr als 200°C heißer KOH-Lösung [Koz-96, Yam-98, Vis-00, Hon-00] genutzt, um Defekte der GaN- und AlGaN-Schichten anzuätzen und damit Rückschlüsse auf die Qualität der Schicht zu ermöglichen. Um einen gleichmäßigen nicht selektiven Abtrag von *Ga-face*-GaN und auch laterale Ätzraten zu erzielen, ist ausschließlich das photoelektrochemische Ätzen anwendbar, welches durch die Anwendung bei Raumtemperatur eine bessere Integration

in eine Prozesskette ermöglicht. Da das photochemische Ätzen in dieser Arbeit nicht verwendet wird, soll an dieser Stelle nicht genauer darauf eingegangen werden. Eine detaillierte Darstellung und der bis zu diesem Zeitpunkt veröffentlichten Arbeiten befindet sich im Anhang.

Neben InN, das in NaOH- und KOH-Lösung bei 50°C geätzt werden kann [Guo-92], wurde Anfang der 80er Jahre begonnen, amorphes AlN mit HF/HNO₃ [Ait-82] bzw. NaOH [Kli-83] und poly-kristallines AlN in 80-100°C heißer H₃PO₄ [Pau-82, She-88] mit einer signifikanten Rate zu ätzen. C. B. Vartuli *et al.* fasst die bis dahin bekannten nasschemischen Ätzverfahren für Gruppe III-Nitride zusammen und zeigt auf, dass vor allem KOH und KOH-haltige Lösungen wie der Entwickler AZ400K zu einem relevanten Schichtabtrag von AlN führen. Mit der Entwicklung des trockenchemischen Ätzens von AlN und der damit verbundenen Möglichkeit, anisotrope Ätzprofile für AlN zu erreichen, wurden nasschemische Ätzverfahren überwiegend genutzt, um das Unterätzen von GaN-basierten Laserdiskstrukturen zu ermöglichen, die auf AlN-Opferschichten aufgewachsen wurden (Abb. 32).

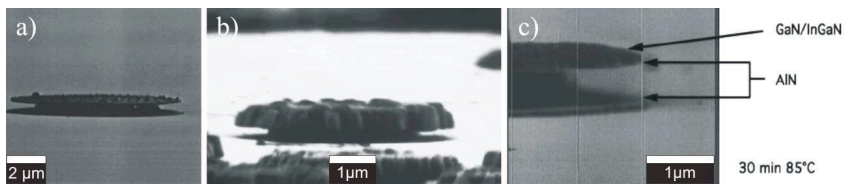


Abb. 32: REM-Aufnahmen von über nasschemisches laterales Ätzen von AlN-Opferschichten realisierte GaN-basierte Laserdiskstrukturen [a) Mil-95a, b) Lee-96, c) Mil-95b].

Mit AZ400K wurden bei Temperaturen zwischen 60 und 80°C je nach kristalliner Qualität laterale Ätzraten zwischen 50 und 60 nm/min erreicht [Mil-95a, Mil-95b, Abe-95, Lee-96]. Das selektive Ätzen von GaN und AlN in H₃PO₄ wurde von Ide *et al.* genutzt, um die Barriere eines MISFETs zu ätzen. Bei 170°C konnten Ätzraten von 7-10 nm/min erzielt werden, während die GaN-Schicht unbeschädigt blieb [Ide-01]. Die vertikalen wie auch, wenn vorhanden, lateralen Ätzraten für die erwähnten Arbeiten sind in Tab. 12 zusammengefasst.

Tab. 12: Zusammenfassung der nasschemischen Ätzverfahren zum vertikalen und lateralen Ätzen von AlN.

Ätzlösung	Temperatur [°C]	Ätzrate vertikal [$\mu\text{m}/\text{min}$]	Ref.
HF/HNO ₃	20	-	[Ait-82]
NaOH	20	-	[Kli-83, Var-97d]
H ₃ PO ₄	< 85	0,05	[Pau-82]
H ₃ PO ₄	100	0,05	[She-88]
AZ400K	20-80	0,08-0,8	[Var-96d]
K ₂ B ₄ O ₇	75	Oxidentfernung	[Var-96d]
H ₃ PO ₄	75	Oxidentfernung	[Var-96d]
H ₂ C ₂ O ₄	75	Abheben der Schicht	[Var-97d]
KOH	20	2,3	[Var-97d]
AZ400K	75	0,006-1	[Var-97d]
AZ400K	20-85	0,005-1	[Mil-95a, Mil-95b]
AZ400K	80	1	[Abe-95]
KOH (15%)	20	0,04	[Cim-06b]
Ätzlösung	Temperatur [°C]	Ätzrate lateral [$\mu\text{m}/\text{min}$]	Ref.
AZ400K	85	0,03	[Mil-95a, Mil-95b]
AZ400K	60	0,05	[Lee-96]

Für reaktiv gesputtertes AlN, welches, wie in Abschnitt 3.1.3 beschrieben, als Opferschicht dient, sind zusätzlich Untersuchungen durchgeführt worden, die eine Abhängigkeit der Ätzrate von einer anschließenden Temperaturbehandlung aufzeigen [Zol-96, Var-96d]. Es wurde außerdem nachgewiesen, dass das Tempern der AlN-Schichten in N₂-Atmosphäre bei Temperaturen von 500-1100°C zu einer Rekristallisation führt und die kristalline Qualität der Schichten erheblich verbessert. Im Vergleich zu den ursprünglich gesputterten Schichten weisen die so ‚ausgeheilten‘ AlN-Schichten um eine Größenordnung geringere Ätzraten auf.

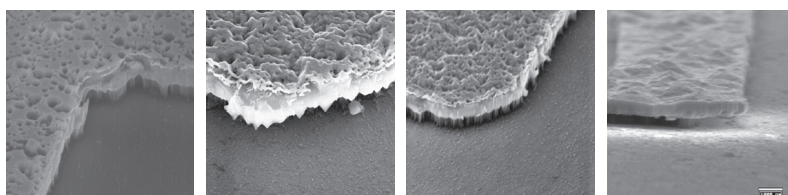
Das laterale nasschemische Ätzen der AlN-Opferschichten ist folglich auf Basis KOH-basierter Lösungsmittel unter oben genannten Umgebungsbedingungen möglich und wird im nächsten Abschnitt in Bezug auf das Freistellen der AlGaIn/GaN-Resonatoren auf

AlN/Saphir-Substraten weiter untersucht. Nach der Entwicklung von trockenchemischen Ätzverfahren für Gruppe III-Nitride wurde das nasschemische Ätzen nur noch für Versuche zum lateralen Ätzen eingesetzt. Mit diesen Ätzverfahren können vor allem isotrope Ätzprofile erzeugt oder Defektdichten der gewachsenen Schichten bestimmt werden. Ein anisotropes Ätzprofil, wie es für die Strukturierung der AlGaN/GaN-Heterostrukturen notwendig ist, erfordert dagegen trockenchemische Ätzverfahren, die in Abschnitt 3.3.3 dargestellt werden sollen.

3.3.2 Nasschemisches Ätzen der AlN-Opferschicht

Wie in Abschnitt 3.1 (Abb. 11 d)) beschrieben, geht dem nasschemischen isotropen Ätzen der AlN-Opferschicht ein trockenchemischer Ätzschritt zur anisotropen Strukturierung der AlGaN/GaN-Heterostruktur voraus. Für diesen trockenchemischen Ätzschritt wurde eine, mit Hilfe eines *lift off*-Prozesses strukturierte, 150 nm dicke Ni-Maske verwendet. Die 1 μm dicke AlGaN/GaN/AlN-Schicht wurde zunächst in einer ICP-Anlage mit einem zu diesem Zeitpunkt verwendeten Trockenätzprozess (ICP-Leistung 500 W, RIE-Leistung 25 W, Druck 8 mTorr, Ar/Cl₂ 5/20 sccm) vertikal bis in die AlN-Opferschicht geätzt. Nach dem Entfernen der Ni-Maske mit 40°C warmer FeCl₃ + Ammoniumsulfat-Lösung, wurde die AlN-Opferschicht zunächst vertikal in 25% KOH-Lösung bei Raumtemperatur bis auf das Saphirsubstrat geätzt. Wie aus Tab. 12 ersichtlich, ist das vertikale Ätzen von AlN in KOH bei Raumtemperatur mit Raten bis zu 2 $\mu\text{m}/\text{min}$ möglich, was aber sehr von der Qualität des Materials abhängig ist. Für die hier verwendeten Parameter konnte eine vertikale Ätzrate von 0,1 $\mu\text{m}/\text{min}$ für die gesputterte AlN-Opferschicht ermittelt werden.

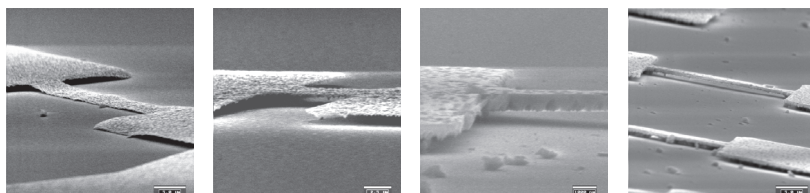
Die so vorbereiteten Proben wurden unterschiedlichen Ätzlösungen (H₃PO₄, AZ400K, KOH und NaOH) ausgesetzt, die nach Tab. 12 in der Lage sind, AlN lateral oder zumindest vertikal zu strukturieren. Dabei sollte die Selektivität zur AlGaN/GaN-Heterostruktur durch ihre bereits oben beschriebene hohe chemische Stabilität gegenüber den verwendeten Ätzlösungen für alle Versuche gegeben sein. Die Proben wurden allen Ätzlösungen bei Temperaturen von 20 bis 60°C, für den Entwickler AZ400K und KOH bis 80°C, ausgesetzt. In Abb. 33 sind die Ätzkanten verschiedener Proben für beispielhafte Temperaturen gezeigt, wobei die AlGaN/GaN-Heterostruktur als helle obere Schicht und die AlN-Opferschicht als untere dunkle Schicht zu sehen ist.



a) 60°C H₃PO₄ (5:1) 2 min b) 70°C AZ400K 5 min c) 55°C KOH (25%) 5 min d) 50°C NaOH (25%) 10 min

Abb. 33: REM-Aufnahmen von Ätzkanten bereits anisotrop strukturierter AlGaIn/GaN/AlN-Schichten, die verschiedener Ätzlösungen: a) H₃PO₄, b) AZ400K, c) KOH und d) NaOH ausgesetzt waren (obere helle Schicht: AlGaIn/GaN-Heterostruktur, untere dunkle Schicht: AlN-Opferschicht).

Die H₃PO₄-Lösung zeigte über den gesamten Temperaturbereich keine signifikante laterale Ätzrate. Für Temperaturen bis 60°C ist auch für die KOH-Lösung keine laterale Ätzrate nachweisbar, während für höhere Temperaturen ein starkes laterales Ätzen der AlN-Opferschicht auftritt, das jedoch gleichzeitig mit einem starken Anätzen der Unterseite der AlGaIn/GaN-Heterostruktur verbunden ist. Ein ähnliches Verhalten ist auch für den KOH-haltigen Entwickler AZ400K ab einer Temperatur von 70°C zu beobachten.



a) 65°C KOH (25%) 10 min b) 70°C AZ400K 7 min c) 50°C NaOH (25%) 10 min d) 50°C NaOH (25%) 5 min

Abb. 34: REM-Aufnahmen von Ätzschädigungen an der Balkenunterseite durch a) KOH und b) AZ400K. c) Leichte Schädigung der Balkenunterseite durch zu langes Aussetzen mit NaOH. d) Durch nasschemisches Ätzen mit NaOH freigestellte Balkenstruktur.

Die extrem unterschiedliche chemische Stabilität der AlGaIn/GaN-Heterostruktur kann zunächst durch die unterschiedliche kristallografische Polarität erklärt werden. Während

die Balkenoberfläche als *Ga-face*-Seite, wie bereits beschrieben, eine extrem hohe chemische Stabilität aufweist, ist die Balkenunterseite als *N-face*-Seite leicht chemisch angreifbar. Zusätzlich liegt eine höhere Defektdichte auf der *N-face*-Seite vor, da auf dieser Polaritätsseite mit dem Wachstum begonnen wird. Die Beeinflussung der Balkenunterseite, die für KOH-haltige Lösungen auftritt, kann dabei zu extremen Ätzschäden bis zum Verlust der Stabilität der Balken führen (Abb. 34 a) und b)).

Durch NaOH (25%) bei 50°C konnte eine laterale Ätzrate der AlN-Opferschicht von etwa 150 nm/min erreicht werden, während nur ein geringes Anätzen der *N-face*-Seite beobachtet wurde (Abb. 34 c)). In Abb. 34 d) ist ein AlGaIn/GaN-Resonator auf AlN/Saphir-Substraten mit einer Breite von 1 µm dargestellt, der mit Hilfe des lateralen Ätzens der AlN-Opferschicht durch NaOH (25%) bei 50°C freigestellt wurde. Der Nachweis, dass während der nasschemischen Strukturierung der AlGaIn/GaN-Resonatoren das 2DEG im Balken erhalten bleibt und die Ohmschen Kontakte nicht wesentlich beeinflusst werden wird in Abschnitt 3.5.1 beschrieben. Das nasschemische Ätzverfahren erwies sich aber als nur unzureichend reproduzierbar, weshalb trockenchemische Ätzprozesse bevorzugt und dieses Verfahren für die Aufgabenstellung nicht weiter optimiert wurde.

Aus Abb. 11 d) ist ersichtlich, dass jede Prozesskette zur Herstellung von AlGaIn/GaN-Resonatoren einen trockenchemischen Ätzschritt zur anisotropen Strukturierung der AlGaIn/GaN-Schicht beinhaltet. Im folgenden Abschnitt soll die Entwicklung der trockenchemischen Ätzprozesse für GaN und AlGaIn in verschiedenen Anlagen anhand von Literaturstellen dargestellt werden. Darauf aufbauend wird die Entwicklung des in dieser Arbeit verwendeten anisotropen Ätzprozesses in Abschnitt 3.3.4 dargestellt.

3.3.3 Stand der Technik des trockenchemischen Ätzens von Gruppe III-Nitriden

Wie bereits erläutert wurde, ist die Materialgruppe der Gruppe III-Nitride auf Grund ihrer chemischen Stabilität nur sehr begrenzt nasschemisch strukturierbar und dies meist unter Prozessbedingungen, die schlecht in einen planaren Bauteilprozessablauf integrierbar sind.

Deswegen wurde Anfang der 90er Jahre Anstrengungen unternommen, trockenchemische Ätzprozesse zu entwickeln, wobei durch verschiedene Anforderungen an den Ätzprozess

parallel an den unterschiedlichen Plasmaanlagentypen (RIE-/ICP-/ECR-Anlagen) gearbeitet wurde. Zunächst fokussierte sich das trockenchemische Ätzen auf die Entwicklung anisotroper Ätzprozesse mit hohen Ätzraten, um Mesa-Strukturen zu schaffen, die für Laser- und Leuchtdioden benötigt werden. In Tab. 13 sind die ersten Veröffentlichungen zum trockenchemischen Ätzen in RIE-Anlagen aufgelistet. Zunächst wurden Gasmischungen untersucht, die bereits für das ebenfalls chemisch sehr stabile SiC und GaAs Anwendung gefunden hatten, wobei in einem chlorbasierten Gasgemisch GaN-Ätzraten bis zu 100 nm/min erreicht wurden.

Tab. 13: Ätzraten und Prozessparameter des trockenchemischen GaN-Ätzens in RIE-Anlagen.

Gas	Prozessparameter	Ätzrate [nm/min]	Maske	Ref.
SiCl ₃ /SiF ₄ /Ar	100-400 V, SiCl ₂ /SiF ₄ bzw. SiCl ₂ /Ar 5:5 sccm, 20-80 mTorr	2-50	Ni/Cr	[Ade-93]
SiCl ₃ /BCl ₃	100-200 W, SiCl ₃ BCl ₃ 10-20 sccm, 10-100 mTorr	6-100	-	[Lin-94]
HBr/Ar/H ₂	100-400 V, HBr HBr/Ar bzw. HBr/H ₂ 10 sccm, 20-50 mTorr	10-65	Ni/SiO ₂	[Pin-94]
CHF ₃ /C ₂ F ₅ /Ar	100-500 W, CHF ₃ /Ar C ₂ F ₅ /Ar 50 sccm, 60-300 mTorr	6-47	Lack	[Lee-95]
CH ₄ /H ₂ /Ar	500-450 W, 20-270 V, CH ₄ /H ₂ /Ar 5/15/10 sccm, 1,5 mTorr	5-50	C	[Var-96b]
SF ₆	120-250 W, 200-400 V, SF ₆ 40 sccm, 44 mTorr	5-15	-	[Bas-97]
SiCl ₃ /Ar	105 W, 209 V, SiCl ₃ /Ar 10/10 sccm, 20 mTorr	100	SiN _x	[Kar-99]

Gleichzeitig arbeiteten Mitte der 90er Jahre vor allem die Gruppen um *Shul*, *Vartuli*, *Abernathy* und *Pearton* an Ätzversuchen zum vertikalen Ätzen von GaN mit variablen Prozessparametern und verschiedensten Gasmischungen in ECR- und ICP-Anlagen (Tab. 14 und 15). Unter diesen Voraussetzungen konnte im hochdichten ECR-Plasma die vertikale Ätzrate für GaN auf bis zu 1,3 µm/min gesteigert werden. Durch die Entkopplung von Plasmaerzeugung und Biasspannung war dabei die Verwendung von Lackmasken und die Erzeugung glatter geätzter Oberflächen trotz der hohen Ätzraten möglich, da durch die aktive Regelung der Biasspannung und folglich des Ionenbeschusses nur eine geringe Schädigung eingestellt werden konnte (Tab. 15).

Mit der Erweiterung des Anwendungsbereiches der Gruppe III-Nitride auf Hochtemperatur-/Hoch-leistungs- und Hochfrequenzbauelemente stiegen auch die Anforderungen an die trockenchemischen Ätzprozesse.

Tab. 14: Ätzraten und Prozessparameter des trockenchemischen GaN-Ätzens in ECR-Anlagen.

Gas	Prozessparameter	Ätzrate [nm/min]	Maske	Ref.
BCl ₃ /Ar	200 W, 50-200V, BCl ₃ /Ar 10/5 sccm, 1-30 mTorr	3-30	Lack	[Pea-93a]
CH ₄ /H ₂ /Ar	200 W, 150-300 V, CH ₄ /H ₂ /Ar 7/17/8 sccm, 1-30 mTorr	1-10		
Cl ₂ /H ₂	200 W, 50-300 V, Cl ₂ /H ₂ 10/0-15 sccm, 1 mTorr	10-20		
CCl ₂ F ₂ /Ar	200 W, 0-200 V, CCl ₂ F ₂ /Ar 10/5 sccm, 1-30 mTorr	1-31	Lack	[Pea-93b]
Cl ₂ /H ₂	100-1000 W, 150 V, Cl ₂ /H ₂ 10/15 sccm, 1 mTorr	20-70	Lack	[Pea-94]
CH ₄ /H ₂ /Ar	200-1000 W, 250 V, CH ₄ /H ₂ /Ar 7/17/8 sccm, 1 mTorr	5-30		
BCl ₃	200 W, 75 V, BCl ₃ 0,5-2,5 sccm, 2-9 mTorr	200-250	Lack	[McL-95]
Cl ₂ /CH ₄ /H ₂ /Ar	125-800 W, 0-275 V, Cl ₂ /CH ₄ /H ₂ /Ar 10/3/15/10 sccm, 1-10 mTorr, 170°C	100-320	Si ₃ N ₄	[Shu-95a, Shu-95b]
Cl ₂ /CH ₄ /Ar	400 W, 95 V, Cl ₂ /CH ₄ /Ar 10/2/10 sccm, 1 mTorr	>100	Ni/SiO ₂	[Hum-96]
ICl/Ar	1000 W, 40-275 V, ICl/Ar (0-100%) 4 sccm, 1,5 mTorr	100-1300	Lack	[Var-96a]
HI/H ₂	200-1000 W, 100 W, HI/H ₂ 10/10 sccm, 1 mTorr	20-110	SiN _x	[Var-96a]
CH ₄ /H ₂ /Ar	500-450 W, 20-270 V, CH ₄ /H ₂ /Ar 5/15/10 sccm, 1,5 mTorr	5-180	Lack	[Var-96c]
SiCl ₄ /Ar	300 W, 125-275 V, SiCl ₄ /Ar 8/15 sccm, 10 mTorr	10-90	Lack	[Zha-96]
Cl ₂ /Ar	300-1000 W, 50-250 V, 10/5 sccm, 1,5 mTorr	70-350	Lack	[Var-97a]
BCl ₃ /Ar	300-1000 W, 50-250 V, 10/5 sccm, 1,5 mTorr	40-220		
IBr/Ar	1000 W, 50-250 W, IBr/Ar (5-100%), 1,5 mTorr	120-300	Lack	[Var-97c]
Cl ₂ /Ar	500 W, 250 V, Cl ₂ /Ar (20-80%) 25 sccm, 2 mTorr	100-300	Lack	[Shu-98c]

Es wurde nicht nur auf eine hohe Ätzrate geachtet, sondern auch auf das Hinterlassen von rückstandsfreien und glatten Oberflächen.

Tab. 15 Ätzraten und Prozessparameter des trockenchemischen GaN-Ätzens in ICP-Anlagen.

Gase	Prozessparameter	Ätzrate [nm/min]	Maske	Ref.
BCl ₃ /Ar	750 W, 250 W, BCl ₃ /Ar (0-100%), 5 mTorr	2 -275	Apiezon-Wachs	[Cho-98b]
H ₂ /Cl ₂	600 W, 120 V, H ₂ /Cl ₂ (0-100%), 10 mTorr, 25-100°C	10-350	-	[Kim-97]
Cl ₂ /Ar	100-1100 W, 20-450 V, Cl ₂ /Ar (0-50%) 10-30 sccm, 1-9 mTorr	100-1000	Lack	[Smi-97]
CH ₄ /H ₂ /Ar	500-1000 W, 50-250 V, CH ₄ /H ₂ /Ar, 2 mTorr	30-120	C	[Var-97b]
Cl ₂ /Ar	100-1600 W, 25-250 W, Cl ₂ /Ar 10/5 sccm, 2 mTorr	20-120	SiN _x	[Cho-98a]
Cl ₂ /Ar	500 W, 250 V, Cl ₂ /Ar (10-80%) 25 sccm, 2 mTorr	250-350	Lack	[Shu-98a]
Cl ₂ /Ar	600 W, 120 V, Cl ₂ /Ar (0-100%), 10-30 mTorr, 70°C	80-850	SiO ₂	[Lee-98]
BCl ₃ /Ar		50-550		
Cl ₂ /He,Xe,Ar	750 W, 250 W, Cl ₂ /He,Xe,Ar (10-100%), 5 mTorr	100-300	Apiezon-Wachs	[Cho-99b]
Cl ₂ /Ar	400-800 W, 100-350 W, Cl ₂ /Ar (0-75%), 2-11 mTorr	275-800	Ni	[She-99]
Cl ₂ N ₂		325-800		
Cl ₂ /Ar	500-700 W, 0-250V, Cl ₂ /Ar 25/5 sccm, 2-5 mTorr	0-700	Si _x N _y	[Kha-99b]
Cl ₂ /O ₂ /Ar	300-800 W, 150 V, Cl ₂ /O ₂ /Ar 18/2/5 sccm, 5-20 mTorr	50-600	Ni	[Smi-00a]
Cl ₂ /BCl ₃	200-800W, 50-250V, Cl ₂ /BCl ₃ (30%), 5-40mTorr, 10-90°C	200-700	SiO ₂	[Kim-00]
BCl ₃ /Cl ₂	300-500 W, 100-400 W, BCl ₃ /Cl ₂ 8/16 sccm, 5 mTorr	100-260	Lack	[Tri-01]
Cl ₂ /Ar	0-300 W, 0-200 W, Cl ₂ /Ar 20/5 sccm, 8-38 mTorr	0-800	Ni	[Zhu-02]
BCl ₃ /Cl ₂ /Ar	1000-2000 W, 80-260 V, Cl ₂ /Ar/BCl ₃ (4:1+20%), 10-30 mTorr	100-550	SiO ₂	[Han-04]
Cl ₂ /SiCl ₄	450 W, 150 W, Cl ₂ /SiCl ₄ (0-100%)15 sccm, 4 mTorr	160-220	SiO ₂	[Zhi-04]
Cl ₂ /Ar	450 W, 150 W, Cl ₂ /Ar (27%), 4-20 mTorr	100-260	SiO ₂	[Zhi-05]

Mit Einführung der HEMTs kam neben dem kontrollierten Ätzen von GaN auch die Strukturierung von AlGaN- bzw. AlGaN/GaN-Heterostrukturen hinzu (Tab. 16). Durch die Zugabe von O₂ wurde dabei die Selektivität von GaN zu AlGaN gesteuert [Ban-97, Lee-00], während BCl₃-Gasgemischungen für langsame und präzise Ätzprozesse genutzt wurden, um damit zum Beispiel *gate recess*-Prozesse für *normally off*-HEMTs zu realisieren [But-03, But-04].

Tab. 16: Ätzraten und Prozessparameter des trockenchemischen AlGaN-Ätzens in ICP-Anlagen.

Gase	Prozessparameter	Ätzrate [nm/min]	Maske	Ref.
Cl ₂ /Ar	100-1100 W, 20-450 V, Cl ₂ /Ar (0-50%) 10-30 sccm, 1-9 mTorr	100-700	Lack	[Smi-97]
Cl ₂ /Ar	500-700 W, 0-250 V, Cl ₂ /Ar 25/5 sccm, 2-5 mTorr	0-650	Si _x N _y	[Kha-99a]
Cl ₂ /BCl ₃	200-800 W, 50-250 V, Cl ₂ /BCl ₃ (30%), 5-40 mTorr, 10-90°C	200-650	SiO ₂	[Kim-00]
Cl ₂ /SiCl ₄	450 W, 150 W, Cl ₂ /SiCl ₄ (0-100%)15 sccm, 4 mTorr	30-180	SiO ₂	[Zhi-04]
BCl ₃ /Cl ₂ /Ar	1000-2000 W, 80-260 V, Cl ₂ /Ar/BCl ₃ (4:1+20%), 10-30 mTorr	100-550	SiO ₂	[Han-04]
Cl ₂ /Ar	450 W, 150 W, Cl ₂ /Ar (27%), 4-20 mTorr	100-260	SiO ₂	[Zhi-05]

Wie die Tabellen 13-16 zeigen, gibt es eine große Anzahl von Veröffentlichungen, die sich mit dem Thema des anisotropen Ätzens von GaN und AlGaN beschäftigen.

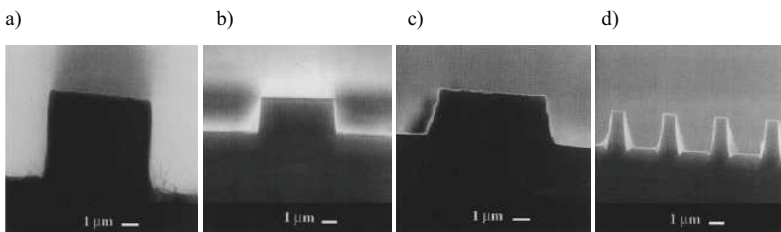


Abb. 35: Auf Cl₂/Ar-Basis geätztes a) GaN in ECR-Anlage, b) AlN in ICP-Anlage, c) AlN in RIE-Anlage und d) GaN in RIBE-Anlage (*Reactive Ion Beam Etching*) [Shu-98b].

Es stellte sich heraus, dass vor allem chlorbasierte hochdichte Plasmen zur Strukturierung von Gruppe III-Nitriden geeignet sind und bei optimierten Prozessparametern zuverlässig ein anisotropes Ätzprofil hinterlassen (Abb. 35). In Abb. 35 sind die Ätzprofile für einen Ätzprozess auf Basis derselben Gasgemische in verschiedenen Anlagentypen dargestellt und es ist zu erkennen, dass vor allem ECR- und ICP-Anlagen zur Herstellung von anisotropen Ätzprofilen besonders geeignet scheinen.

Im folgenden Abschnitt soll durch die systematische Untersuchung der Einflüsse der Prozessparameter ein Prozess für die vorhandene ICP-Anlage auf der Grundlage von Literaturwerten optimiert werden, der zur anisotropen Strukturierung der AlGaN/GaN-Heterostruktur auf verschiedenen Substraten verwendet werden kann.

3.3.4 Trockenchemisches Ätzen von AlGaN/GaN-Heterostrukturen

Das trockenchemische Ätzen der AlGaN/GaN-Heterostrukturen soll ein stark anisotropes Ätzprofil erzeugen, damit weder das 2DEG, das als Rückelektrode dient, im Inneren der Balken zerstört, die Funktionsfähigkeit der Ohmschen Kontakte stark beeinflusst, noch die Geometrie der Balken verfälscht wird. Für dieses anisotrope Ätzen der 450 nm bis 1,2 μm dicken AlGaN/GaN-Schichten sind vertikale Ätzraten zwischen 100 und 150 nm/min sinnvoll, um einen schnellen aber noch kontrollierbaren Ätzprozess zu ermöglichen, welcher eine ausreichende Selektivität zum Maskenmaterial aufweist. Wie in Abschnitt 3.1.3 erläutert, ist die Schichtdicke der Maskenmaterialien auf 350 nm für AlN und 150 nm für Ni begrenzt, um z. B. Rissbildungen zu verhindern. Daraus lassen sich für die Selektivitäten zu den Maskenmaterialien Mindestwerte von 5 für AlN und 10 für Ni ableiten.

Die Proben zur Bestimmung der vertikalen Ätzrate von GaN bzw. $\text{Al}_{0,31}\text{GaN}_{0,69}/\text{GaN}$ -Heterostrukturen mit unterschiedlicher AlGaN-Dicke (27 und 75 nm) wurden in einer STS-Multiplex-ICP-Anlage geätzt, an der die reaktiven Gase Cl_2 , BCl_3 und C_2H_4 , sowie H_2 , Ar und O_2 als Gaszusätze zu den reaktiven Gasen vorgesehen sind. Durch die Herückseitenkühlung der Anlage kann die Temperatur der Probenrückseite von 10 bis 100°C gesteuert werden. Falls nicht anders angegeben, erfolgte die Ätzung ohne Temperaturkontrolle. Für den zu entwickelnden Ätzprozess wurden dabei Cl_2/Ar - und BCl_3/Ar -Gasgemische untersucht, welche sich in der Vergangenheit als bevorzugt für Gruppe III-Nitride herausgestellt hatten (Tab. 15 und 16).

Die Zugabe von Ar, selten auch N₂, unterstützt sowohl die Bereitstellung von Cl^{+*} als auch Cl⁻-Ionen und erhöht damit die Ätzrate in den Chlorplasmen durch eine Erhöhung der selbst induzierten Biasspannung [Sch-88, Bre-92]. Gleichzeitig wird durch die Veränderung des Verhältnisses auch die Cl-Radikal Menge verringert, was ab einem Prozentsatz von über 10% wieder zu einem Absinken der Ätzrate führt [She-99, Lee-98]. Eine Beimischung von bis zu 10% Ar bzw. N₂ scheint daher nicht nur für die Stabilität des Plasmaprozesses hilfreich zu sein, sondern steigert auch die Ätzrate der Gruppe III-Nitride in Chlorplasmen.

BCl₃ wird in der Literatur hauptsächlich als Beimischung verwendet. Durch die Bildung von B_xCl_yO_z [McN-90] werden Verunreinigungen, zum Beispiel auf Grund von O₂-Ablagerungen an den Kammerwänden, gebunden und das natürliche Oxid an der Oberfläche der Gruppe III-Nitride kontrolliert entfernt. Diese Eigenschaften führen bei Zugabe von BCl₃ zu einer erheblich verringerten Rauheit der geätzten Oberfläche (rms = 0,851 nm) im Vergleich zu Cl₂/H₂- (rms = 26,9 nm) oder Cl₂/Ar-Plasmen (rms = 22,7 nm) [Han-04, Tri-01]. Weiterhin kann durch das kontrollierte Entfernen des Oberflächenoxids, das den Ätzvorgang durch die höheren Bindungsenergien der O₂-Verbindungen von Gruppe III-Nitride wie Al_xO_y oder Ga_xO_y (Tab.11) deutlich hemmt, eine nicht vorhersehbare Totzeit zu Beginn des Ätzprozesses verhindert werden, indem kein Schichtabtrag stattfindet [But-03, But-04]. Eine Zugabe von BCl₃ bringt dabei immer eine Verringerung der Ätzrate mit sich [Lee-98, Kim-00, Tri-01]. Die Ursache dafür ist die höhere Energie, die für die Abspaltung eines Cl-Radikals von BCl₃ (5,5 eV [Dib-69]) im Vergleich zur Spaltung von Cl₂ (2,5 eV [Lid-08]) in zwei Cl-Radikale benötigt wird. Dadurch werden bei Zugabe von BCl₃ sowohl weniger Cl-Radikale als auch weniger Cl^{+*}- und Cl⁻-Ionen erzeugt [Fle-97], was je nach Anteil der Beimischung zu einer Verringerung der Ätzrate führt.

Mit Hilfe der aus der Literatur bekannten Werte für die Prozessparameter, ICP-/RIE-Leistung und Druck, und den Erkenntnissen zu den Gasmischungen wurden für die Ätzratenmessreihen folgende Ausgangsparameter festgelegt: ICP-Leistung: 800 W, RIE-Leistung: 25 W, Cl₂/Ar oder BCl₃/Ar 45/5 sccm, 4 mTorr und 40°C.

Die 150 nm dicken Ni- und 150 nm dicken AlN-Masken wurden, wie in Abschnitt 3.1.3 beschrieben, zusammen mit der Topelektrode via *lift off*-Verfahren strukturiert

(Abb. 11 b)). Dieses Verfahren schließt sonst verwendete Materialien wie Lacke oder PECVD (*plasma enhanced chemical vapor deposition*) abgeschiedenes SiO₂ als Maskierung aus. Die vertikale Ätztiefe wurde mittels eines Ambios Tastschnittmessgeräts vor und nach Entfernen der Ni- bzw. AlN-Maske aufgenommen, um die Ätzraten wie auch die Selektivität zum Maskenmaterial zu ermitteln. Der folgende Abschnitt stellt die Abhängigkeit der Ätzrate und der Selektivität von den Prozessparametern im Vergleich zu Werten aus der Literatur dar.

Temperaturabhängigkeit

Beim trockenchemischen Ätzen von Gruppe III-Nitriden ist ein zusätzlicher Energieeintrag durch Wärmezuführung oder Ionenenergie notwendig, welcher sich aus den hohen Bindungsenergien (Abschnitt 2.1.1) und den ebenfalls sehr hohen Siedepunkten der möglichen Reaktionsprodukte (Tab. 17) ergibt.

Tab. 17: Zusammenfassung der Siedepunkte für die in der Arbeit möglichen Reaktionsprodukte [Pea-99].

Reaktionsprodukte	Siedepunkt [°C]
AlCl ₃	183
AlBr ₃	263
GaCl ₃	201
GaBr ₃	279
NCl ₃	<71
NH ₃	-33

Wie in Abschnitt 3.2.4 erläutert, wird durch Variation der Ätztemperatur nicht nur die Ätzrate, sondern auch das Ätzprofil beeinflusst [Tac-90]. Da ein anisotropes Ätzprofil der AlGaN/GaN-Heterostruktur erzielt werden sollte, wurde zunächst ein möglicher Einfluss der Temperatur auf Herausbildung eines isotropen Profils hin untersucht. Für die zwei verwendeten Gasgemische Cl₂/Ar und BCl₃/Ar wurden daher für die bei der verwendeten ICP-Anlage mögliche Temperaturspanne von 10 bis 100°C Messreihen aufgenommen und die in Abschnitt 3.2.4 definierten Aktivierungsenergien für beide Gasmischungen ermittelt.

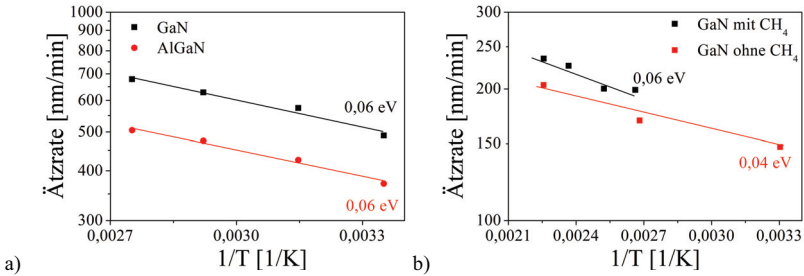


Abb. 36: a) Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von der Temperatur für GaN und AlGaIn (ICP 600 W, RIE 120 V, Cl₂/30%BCl₃ 10 mTorr) [Kim-00]. b) Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von der Temperatur für GaN mit und ohne Zugabe von CH₄ (ECR 850 W, 180 V, Cl₂/H₂/CH₄/Ar 10/15/0 oder 3/19 sccm, 1 mTorr) [Shu-95b].

Da die Aktivierungsenergie durch den in RIE-/ECR- und ICP-Anlagen fast immer vorhandenen Ionenbeschuss zusätzlich beeinflusst wird, können nicht direkt Werte aus der Literatur als Vergleich entnommen werden. Um trotzdem einen Vergleichswert zu erhalten, wurden Temperaturabhängigkeiten, die in einer ECR- bzw. ICP-Anlage unter ähnlichen Bedingungen aufgenommen wurden, in einem Arrhenius-Plot aufgetragen und die Aktivierungsenergien mittels Gleichung (13) bestimmt. Dabei ergaben sich für die Aktivierungsenergien Werte zwischen 0,04 bis 0,06 eV für Prozesse in einer ICP- (Abb. 36 a)) und einer ECR-Anlage (Abb. 36 b)).

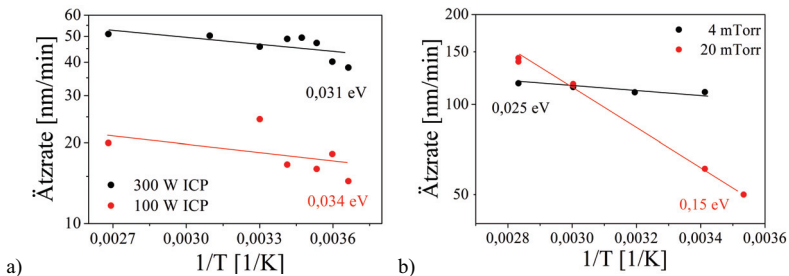


Abb. 37: a) Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von der Temperatur für GaN (RIE 15 W, Cl₂/Ar 20/5 sccm, 8 mTorr) bei unterschiedlicher ICP-Leistung von 100 und 300 W. b) Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von der Temperatur für GaN (ICP 800 W, RIE 25 W, Cl₂/Ar 45/5 sccm, 20 und 4 mTorr).

Es wird davon ausgegangen, dass höhere Aktivierungsenergien, bedingt durch eine höhere chemische Stabilität eine stärkere Temperaturabhängigkeit zur Folge haben. Ein hoher Energieeintrag durch Ionenbeschuss verringert jedoch die Aktivierungsenergie. In Abb. 37 ist die Temperaturabhängigkeit der vertikalen Ätzraten von GaN bei unterschiedlichen ICP-Leistungen und unterschiedlichen Drücken für ein Cl_2/Ar -Plasma dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die ermittelten Aktivierungsenergien in der Größenordnung mit den aus der Literatur ermittelten Werten übereinstimmen, wobei Schwankungen durch die gewählten Prozessparameter entstehen. Dabei beeinflusst diese Prozessparametervariation in unterschiedlichem Maße die Aktivierungsenergien.

Die Veränderung der ICP-Leistung senkt die Aktivierungsenergie nur in geringem Maß, hier: von 0,034 auf 0,031 eV (100 W bis 300 W) (Abb. 37 a)), wobei die Erhöhung des Prozessdrucks die Aktivierungsenergie dagegen deutlich von 0,025 auf 0,15 eV (4 mTorr bis 20 mTorr) vergrößert. Vermutlich wird also die Aktivierungsenergie in diesem Parameterbereich über die Erhöhung der Ionenenergie mehr beeinflusst als durch eine Variation der Plasmadichte.

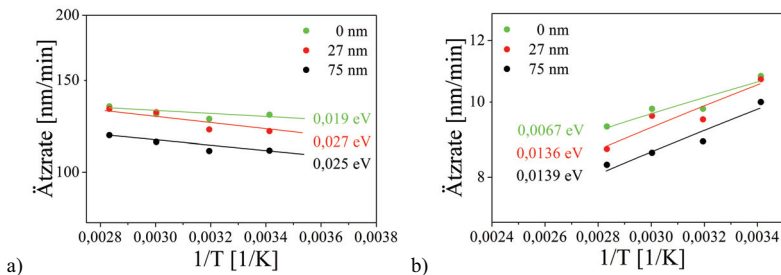


Abb. 38: Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von GaN und AlGaIn/GaN-Heterostrukturen mit unterschiedlicher AlGaIn-Dicke (27 und 75 nm) von der Temperatur a) (ICP 800 W, RIE 25 W, Cl_2/Ar 45/5 sccm, 4 mTorr) und b) (ICP 800 W, RIE 25 W, BCl_3/Ar 45/5 sccm, 4 mTorr).

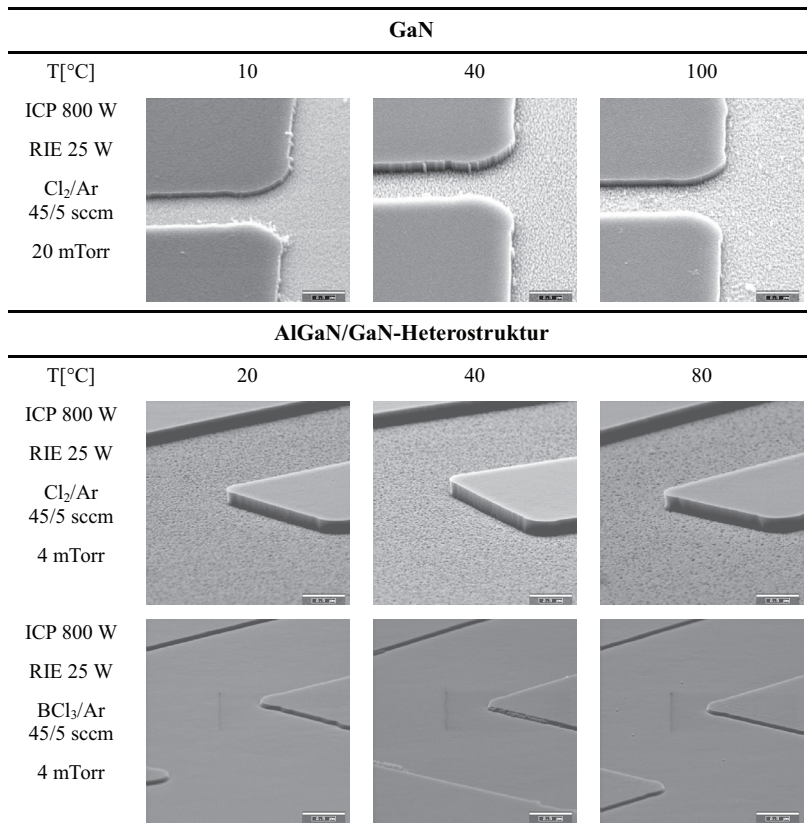
In einer weiteren Messreihe wurde die Temperaturabhängigkeit der vertikalen Ätzrate von auf Saphir gewachsenen GaN-Schichten und AlGaIn/GaN-Heterostrukturen mit unterschiedlicher AlGaIn-Dicke (27 und 75 nm) untersucht (Abb. 38). Für das Cl_2/Ar - bzw. BCl_3/Ar -Gasgemisch wurden Aktivierungsenergien von 0,019 bis 0,025 eV bzw. von 0,007 bis 0,014 eV ermittelt, welche durch die höhere ICP-Leistung und den geringeren Druck etwas unter den Vergleichswerten aus der Literatur (Abb. 36) liegen.

Insgesamt weichen die Aktivierungsenergien für die verschiedenen Materialien nur wenig voneinander ab und sind relativ gering, die Ätzrate kann also nur gering durch eine Veränderung der Temperatur beeinflusst werden. Dabei ist die Ätzrate der reinen GaN-Schicht immer am höchsten und deren Aktivierungsenergie folgerichtig auch die geringste, was auf die höhere mittlere Bindungsenergie von AlGaN im Vergleich zu GaN zurückzuführen ist. Für die AlGaN/GaN-Heterostruktur (27 nm), die zur Herstellung der AlGaN/GaN-Resonatoren verwendet wird, liegen die Ätzraten für das Cl₂/Ar-Gasgemisch zwischen 119 und 132 nm/min und für das BCl₃/Ar-Gasgemisch wie erwartet mit 8,7 bis 10,7 nm/min deutlich niedriger. Innerhalb dieses Parameterfeldes erweisen sich die Ätzraten des BCl₃/Ar-Prozesses demnach für die Strukturierung der AlGaN/GaN-Heterostrukturen als eine Größenordnung zu klein. Dabei führte eine Erhöhung der Temperatur unerwartet zu einer weiteren Ätzratenverringern. Aus diesem Grund wird für den zur Herstellung der AlGaN/GaN-Resonatoren zu optimierenden Prozess zunächst der Cl₂/Ar-Prozess bevorzugt, wenn die Ätzrate des BCl₃/Ar-Prozesses nicht deutlich durch eine andere Prozessparameterwahl vergrößert werden kann.

Die Ätzprofile wurden mittels REM-Aufnahmen der Ätzkanten untersucht (Tab. 18). Dabei war zu beobachten, dass nur eine sehr geringe Temperaturabhängigkeit des Ätzprofils für diese Prozessparameter im Bereich von 10 bis 100°C existiert. Bis zu einer Temperatur von 40°C entstanden für den Cl₂/Ar-Prozess ausschließlich anisotrope Ätzprofile, die bei einer weiteren Temperaturerhöhung leicht zu einem negativen Profil (negativer Böschungswinkel) abwichen, während für den BCl₃/Ar-Prozess immer leicht gerichtete Profile entstanden. Daher ist der Cl₂/Ar-Prozess dem BCl₃/Ar-Prozess auch für diese Kenngröße vorzuziehen, wobei für den Cl₂/Ar-Prozess bis 40°C ein anisotropes Ätzprofil gewährleistet wird.

Offenbar hat die Temperatur in diesem Bereich innerhalb der Messreihen auch keinen Einfluss auf die Rauheit. Durch das kontrollierte Entfernen des Oberflächenoxids zu Beginn des Ätzprozesses, hinterlässt der BCl₃/Ar-Prozess (rms = 1,21 nm) im Vergleich zum Cl₂/Ar-Prozess (rms = 17,1 nm), wie erwartet, eine weitaus glattere Oberfläche. Da die geätzte Oberfläche anschließend durch einen weiteren Trockenätzschritt behandelt und vollständig entfernt wird (Abb. 11 g)), ist die Rauheit allerdings kein entscheidendes Kriterium für das anisotrope Ätzen der AlGaN/GaN-Heterostrukturen.

Tab. 18: REM-Aufnahmen zur Temperaturabhängigkeit des Ätzprofils einer reinen GaN-Schicht und einer AlGaIn/GaN-Heterostruktur (27 nm), die in einer ICP-Anlage geätzt wurden (Maßstab: 2,5 µm).



Neben Ätzrate, Ätzprofil und Oberflächenrauheit wurde zusätzlich die Selektivität der AlGaIn/GaN-Heterostruktur (27 nm) zu den verwendeten Maskenmaterialien Ni und AlN untersucht (Abb. 39 a)). Die Selektivität zu Ni liegt für den Cl₂/Ar-Prozess im gewählten Temperaturbereich über 20 mit einem Maximum bei 40°C und nimmt, wie in Abschnitt 3.2.4 beschrieben, zu höheren Temperaturen hin ab. Die Selektivität zu AlN schwankt um den Wert 5 und erfüllt damit die für die Selektivität zu den Maskenmaterialien vorgegebenen Werte. Für den BCl₃/Ar-Prozess liegt die Selektivität zu Ni mit 30-50

erheblich höher, allerdings unterschreitet sie mit einem Wert von weniger als 2 zu AlN die minimal notwendige Selektivität zu diesem Maskenmaterial. Dieser Aspekt lässt erneut den Cl₂/Ar-Prozess bei einer Prozesstemperatur von ca. 40°C als den zu bevorzugenden Prozess erscheinen. Eine weitere Temperaturerhöhung würde keinen signifikanten Effekt auf die Ätzrate zeigen, jedoch stabilisiert die Einstellung einer Temperatur den Prozess im Vergleich zu einem Prozess ohne Temperaturregelung und steigert die Reproduzierbarkeit.

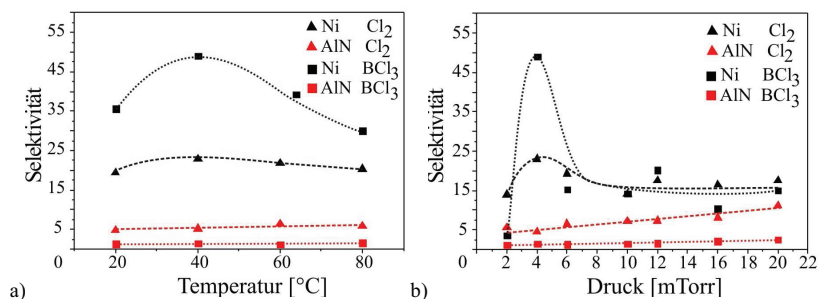


Abb. 39: Selektivität der Maskenmaterialien Ni und AlN gegenüber der AlGaIn/GaN-Heterostruktur für den Ätzprozess zur anisotropen Strukturierung der MEMS in Abhängigkeit von den Prozessparametern: a) Temperatur und b) Druck für den Ausgangsprozess (800 W, 25 W, 4 mTorr, 45/5 sccm Cl₂/Ar bzw. BCl₃/Ar, 40°C), wobei die gestrichelten Linien der Veranschaulichung des Kurvenverlaufs dienen.

Druckabhängigkeit

Für eine Temperatur von 40°C wurde in einem Cl₂/Ar- bzw. BCl₃/Ar-Prozess die Druckabhängigkeit der Ätzrate über einen Bereich von 2-20 mTorr für eine GaN-Schicht und AlGaIn/GaN-Heterostrukturen untersucht (Abb. 42). Als Vergleichswerte für die Ätzraten dienten die bei ähnlichen Parametern ermittelten Druckabhängigkeitskurven für GaN und AlGaIn aus [Han-04] und [Kha-99a] (Abb. 40).

Han *et al.* erzielte durch eine sehr hohe ICP-Leistung von 1750 W und Khan *et al.* auf Grund einer hohen RIE-Spannung von 300 V jeweils deutlich höhere Ätzraten im Vergleich zu den Messreihen, welche mit einer ICP-Leistung von 800 W und einer RIE-Spannung von 60 V durchgeführt wurden. Dabei weisen beide Beispiele aus der Literatur

ein Maximum der Ätzrate für einen bestimmten Druck und eine für AlGaN geringere Ätzrate auf.

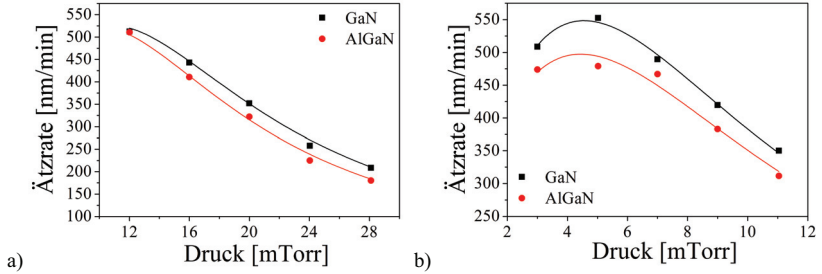


Abb. 40: a) Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von GaN und $\text{Al}_{0,28}\text{Ga}_{0,72}\text{N}$ vom Prozessdruck aus [Han-04] (ICP-Anlage: 1750 W, -150 V, $\text{Cl}_2/\text{Ar}/\text{BCl}_3$ 32/8/10 sccm) b) Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von GaN und $\text{Al}_{0,1}\text{Ga}_{0,9}\text{N}$ vom Prozessdruck aus [Kha-99a] (ICP-Anlage: 500 W, -300 V, Cl_2/Ar 25/5 sccm).

Alle Kurven konnten über Gleichung (23) angefitet werden. Die Konstanten A , B , C und D , die diesen angefiteten Kurven entnommen werden können, stehen mit Gleichung (22) in Zusammenhang über:

$$A = \frac{kTq + A_R}{4\mu\nu_R q \epsilon_R}, \quad (28)$$

$$B = \frac{1}{C_S} \cdot \frac{kTq + A_R}{4\mu\nu_R q \epsilon_R} = \frac{1}{C_S} \cdot A, \quad (29)$$

$$C = \frac{k_R}{4\mu\nu_R q \epsilon_R}, \quad (30)$$

$$D = \frac{1}{C_S} \cdot \frac{k_R}{4\mu\nu_R q \epsilon_R} + \frac{1}{\lambda} = \frac{C}{C_S} + \frac{1}{\lambda}. \quad (31)$$

Zur Vereinfachung des Modells wurde beim Anfiten der Kurven über $k_R = 0$ die Konstante C auf 0 gesetzt, womit vorausgesetzt wird, dass keine Rekombination der Radikale im Plasma stattfindet. In diesem Fall ergibt sich D zu $1/\lambda$.

In Abb. 41 ist beispielhaft für $A = 0,0102$, $B = 7 \times 10^{-3} - 5 \times 10^{-6}$, $C = 0$, $D = 0,05 - 5 \times 10^{-9}$ für einen Druckbereich von 0,01 bis 100 mTorr die Abhängigkeit des Kurvenverlaufs bei

Veränderung von C_s über die Beeinflussung von B und bei Veränderung von λ durch Manipulation von D dargestellt. Wird etwa der physikalische Ätzanteil, d. h. $v_1 \Gamma_1$, eines Ätzprozesses erhöht, folgt daraus eine direkte Beeinflussung der Konstante λ , die über $D \sim 1/\lambda$ mit der Konstante D des Modells zusammenhängt. In diesem Fall wird das Maximum der Druckabhängigkeit deutlich in höhere Druckbereiche verschoben und es kommt zu einem Anstieg der Ätzrate (Abb. 41 a)).

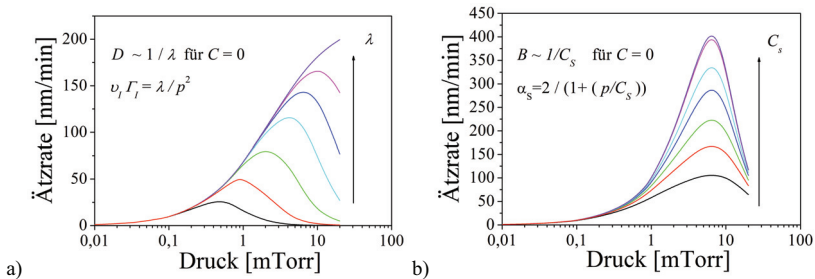


Abb. 41: a) Berechnete Druckabhängigkeit der Ätzrate bei Erhöhung von a) λ und damit des physikalischen Ätzanteils (Ausgangswerte $A = 0,0102$, $B = 0,0045$, $C = 0$, $D = 0,05 \cdot 5 \times 10^{-9}$) und von b) C_s und damit des Haftkoeffizienten (Ausgangswerte $A = 0,0102$, $B = 0,007 \cdot 5 \times 10^{-6}$, $C = 0$, $D = 2 \times 10^{-5}$).

Umgekehrt bedeutet dies für unterschiedliche Materialien in einem Ätzprozess, dass für einen größeren angeftiterten Wert D aus dem Material ein geringeres Volumen v_1 durch Ionenbeschuss ausgelöst werden kann, da es sich um ein Material mit höherer Bindungsenergie handelt. Wird andererseits zum Beispiel der Haftkoeffizient α_s der Radikale auf der Materialoberfläche durch die Wahl eines anderen Gasgemisches bei gleich bleibenden anderen Prozessparametern vergrößert, kann damit gerechnet werden, dass dies zu einer Erhöhung der Ätzrate führt, die durch $\alpha_s = 2/(1+(p/C_s))$ in die Sättigung geht, während sich das Maximum der Druckabhängigkeitskurve auf Grund des geringeren Einflusses über C_s nur minimal in niedrigere Druckbereiche verschiebt (Abb. 41 b)). Umgekehrt lässt eine Änderung des Verhältnisses der Konstanten A zu B auf eine Veränderung des Haftkoeffizienten α_s der erzeugten Radikale in diesem Plasma auf dem zu ätzenden Material schließen. Durch das Anftiten der Druckabhängigkeitskurve in Abb. 40 b) konnten als Vergleichswerte für $C_s = 2,7$ mTorr und $\lambda = 150.000$ mTorr²Å/min bestimmt werden. Für die im Cl₂/Ar-Prozess

aufgenommenen Ätzraten (Abb. 42 a)) ergaben sich aus dem Anfitzen der Druckabhängigkeitskurven Werte von $C_s = 2,0-2,7$ mTorr und $\lambda = 25.000, 50.000$ und 100.000 mTorr²Å/min (AlGaN 75 nm, AlGaN 25 nm und GaN), die gut mit den berechneten Vergleichswerten übereinstimmen. Das Maximum verschiebt sich dabei mit der dicker werdenden AlGaN-Schicht in niedrigere Druckbereiche, während sich gleichzeitig die Ätzrate verringert.

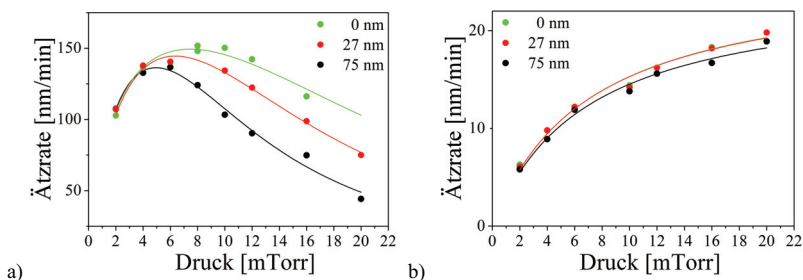
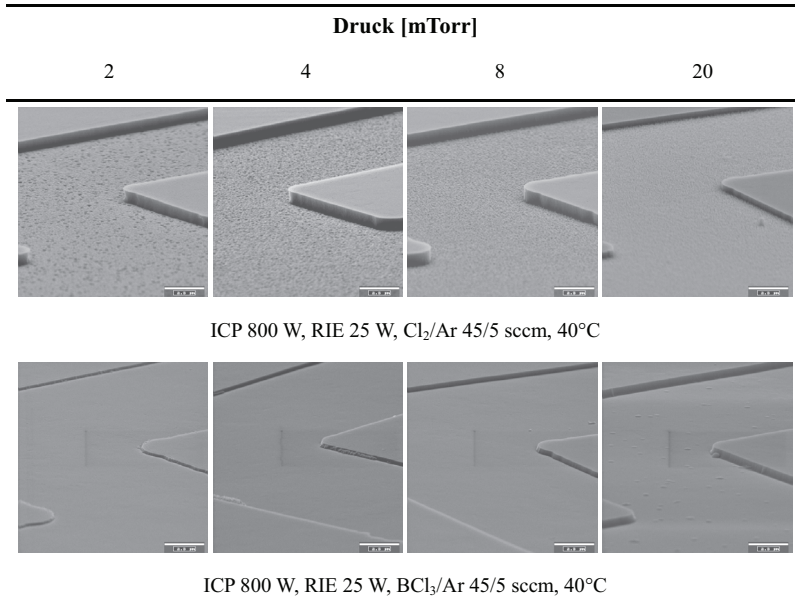


Abb. 42: Druckabhängigkeit der vertikalen Ätzrate von GaN und AlGaN/GaN-Heterostrukturen mit unterschiedlicher AlGaN-Dicke (27 und 75 nm) (ICP 800 W, RIE 25 W, a) Cl₂/Ar bzw. b) BCl₃/Ar 45/5 sccm, 40°C) mit den über Gleichung (23) angefitzten Kurvenverläufen.

Bei Verringerung des λ -Wertes für dickere AlGaN/GaN-Schichten und einheitlichem C_s -Wert kann davon ausgegangen werden, dass durch die höhere Bindungsenergie der AlGaN-Schicht im Vergleich zum GaN eine Verringerung des durch Ionenbombardement zerstäubten Volumens auftritt, während der Haftkoeffizient α_s für GaN und AlGaN im Cl₂/Ar-Plasma annähernd gleich ist. Der Einfluss der AlGaN-Schicht ist für eine größere Schichtdicke dabei länger wirksam und damit das Maximum für die 75 nm AlGaN-Schicht in niedrigeren Druckbereichen als das Maximum der 25 nm AlGaN-Schicht. Demnach scheint für den anisotropen Ätzprozess der AlGaN/GaN-Heterostruktur aus dem Aspekt der Ätzrate der optimale Druckbereich zwischen 4 und 8 mTorr mit Ätzraten um 130 nm/min zu liegen. Auch die Selektivität zu den Ätzmaterialien reicht bei einem Mittelwert von 20 für Ni und 5 für AlN vollkommen aus, wobei die Selektivität durch die abnehmende induzierte Spannung zu höheren Drücken hin für AlN zunimmt.

Tab. 19: REM-Aufnahmen zur Druckabhängigkeit des Ätzprofils einer reinen GaN-Schicht und einer AlGaIn/GaN-Heterostruktur (27 nm), die in einer ICP-Anlage geätzt wurden (Maßstab: 2,5 µm).



Für den BCl₃/Ar-Prozess trat im Gegensatz zum Cl₂/Ar-Prozess innerhalb des untersuchten Druckbereiches kein Maximum der Ätzrate auf. Weiterhin ist auffällig, dass, wie schon für die Temperaturabhängigkeit, fast kein Unterschied der Ätzraten und deren Verlauf für die verschiedenen Materialien erkennbar ist (Abb. 42 b)). Die Verschiebung des Maximums spiegelt sich auch in den ermittelten sehr hohen λ -Werten von $1,1 \times 10^6$ bis 1×10^7 wieder. Trotzdem liegt die Ätzrate deutlich niedriger als für den Cl₂/Ar-Prozess, was mit der geringeren Radikal- und Ionendichte, sowie dem vernachlässigten Rekombinationseffekt im Plasma zusammenzuhängen scheint. Um dies genauer zu untersuchen, müsste die Konstante C in das Modell mit einbezogen und somit die Rekombinationsrate, wie auch die Radikal- bzw. Ionendichte im Plasma ermittelt werden. Für den anisotropen Ätzprozess der AlGaIn/GaN-Heterostruktur weist auch in diesem Parameterfeld der BCl₃/Ar-Prozess zu geringe Ätzraten auf und unterschreitet mit

einem Wert von $a < 2$ für AlN auch die für dieses Maskenmaterial notwendige Selektivität (Abb. 39 b)).

Die Untersuchung des Ätzprofils anhand von REM-Aufnahmen ergab wiederum für den BCl_3/Ar -Prozess über den ganzen Druckbereich hinweg ein leicht gerichtetes Ätzprofil bei einer sehr geringen Rauheit von $\text{rms} = 1,21$ nm. Auf Grund der geringen Ätztiefe (Tab. 19) war es nicht möglich, Werte für die Anisotropie zu bestimmen. Für den Cl_2/Ar -Prozess entstehen in niedrigen Druckbereichen auf Grund der hohen Ionenenergie negative Ätzprofile, die durch Rücksputtereffekte von der geätzten Oberfläche auf die Ätzkante erzeugt werden. Ab einem Druck von 8 mTorr bleiben die Ätzprofile durchgängig anisotrop, während die Rauheit bis 4 mTorr zunimmt ($\text{rms} = 14,25$ - $17,82$ nm) und dann konstant um einen rms-Wert von 17,8 nm stagniert.

Somit ergibt sich aus den Gesichtspunkten der Anisotropie, Selektivität und Ätzrate der Cl_2/Ar -Prozess bei einem Druck bis 4-8 mTorr für den anisotropen Ätzprozess der AlGaIn/GaN-Heterostruktur als vorteilhaft, während der BCl_3/Ar -Prozess mit zu geringen Ätzraten mit diesen Parametern ausscheidet.

Leistungsabhängigkeit

Durch die in ICP-Anlagen realisierte Entkopplung von Plasmaerzeugung und Biasspannung müssen bei der Leistungsabhängigkeit zwei verschiedene Leistungen betrachtet werden: die ICP-Leistung, welche die Radikal- und Ionendichte steuert, und die angelegte RIE-Leistung, die davon unabhängig die Ionenenergie beeinflusst. Die Steigerung der beiden Leistungen führt dabei zu unterschiedlichen Reaktionen der Ätzrate.

Mit Erhöhung der ICP-Leistung verschiebt sich das Radikal- zu Ionenverhältnis zu Gunsten der Radikale und die resultierende induzierte Spannung nimmt ab (Abb. 43 a)). In [She-99] wird dadurch, ähnlich wie bei der Druckabhängigkeit, ein Maximum erzeugt, in dem der Prozess eine kritische induzierte Spannung unterschreitet, die den reaktionsbegrenzten Bereich des Ätzvorgangs abteilt. Ist der Radikalbedarf bereits in Sättigung, kommt es in Folge der verringerten induzierten Spannung zu einem Abfall der Ätzrate (Abb. 43 b)).

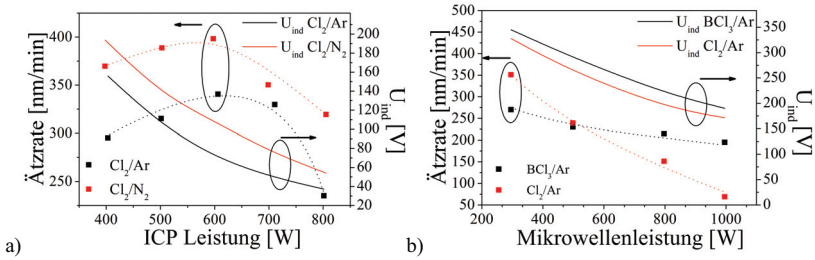


Abb. 43: a) Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von GaN von der ICP-Leistung aus [She-99] (RF-RIE 150 W, Cl₂/Ar oder Cl₂/N₂ 12,5/7,5 sccm, 3 mTorr) b) Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von GaN von der MW-Leistung aus [Var-97a] (RF-RIE 150 W, BCl₃/Ar oder Cl₂/Ar 10/5 sccm, 1,5 mTorr), wobei die gestrichelten Linien der Veranschaulichung des Kurvenverlaufs dienen.

Für die Erhöhung der angelegten RIE-Leistung existiert ein direkter Zusammenhang zwischen Steigerung der Ionenenergie und Erhöhung der Ätzrate (Abb. 44). Dabei geht mit Erhöhung der Ionenenergie häufig auch eine Verschlechterung der Rauheit einher. Wie stark diese dabei zunimmt, hängt unter anderem auch vom verwendeten Maskenmaterial ab, da dieses durch den bei höherer RIE-Leistung größeren Sputtereffekt ausgelöst und auf der geätzten Oberfläche abgelagert wird, was im weiteren Ätzverlauf zu Mikromaskierungseffekten führt.

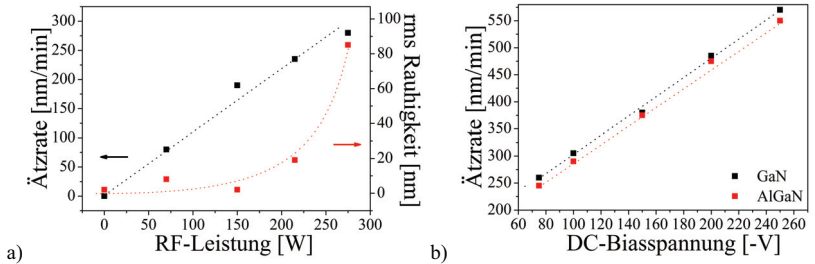


Abb. 44: Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von a) GaN von der angelegten RF-Leistung aus [Shu-95a] (ECR 850 W, Cl₂/H₂/Ar/CH₄ 10/15/10/3 sccm, 170°C, 1 mTorr) und b) GaN und Al_{0,1}Ga_{0,9}N von der angelegten DC-Biasspannung aus [Han-04] (ICP 1750 W, Cl₂/Ar/BCl₃ 32/8/10 sccm, 20 mTorr), wobei die gestrichelten Linien der Veranschaulichung des Kurvenverlaufs dienen.

So verschlechterte sich die Rauheit in [Shu-95a] mit der Erhöhung der rf-RIE-Leistung bei einer SiN-Maske (Abb. 44 a)), während für eine stabilere SiO₂-Maskierung in [Zhi-05], eine Verbesserung der Rauheit mit Erhöhung der RIE-Leistung festgestellt wurde.

Es wurden die Abhängigkeiten der Ätzrate von der ICP-Leistung (100-1000 W) wie auch der RIE-Leistung (0-100 W) für den Cl₂/Ar-Prozess und den BCl₃/Ar-Prozess untersucht. Die Variation der ICP-Leistung ergab einen Kurvenverlauf wie aus [She-99], wobei das Maximum für den Cl₂/Ar-Prozess bei 500 W und für den BCl₃/Ar-Prozess bei 250 W liegt. Wie zuvor ergibt auch die Erhöhung der ICP-Leistung keine ausreichenden Ätzraten für die AlGaIn/GaN-Heterostruktur im BCl₃/Ar-Prozess, für den sich die Werte zwischen 4 und 13 nm/min belaufen (Abb. 46 a)). Für den Cl₂/Ar-Prozess werden ab 500 W Ätzraten bis zu 130 nm/min erreicht, wobei die Ätzraten der AlGaIn/GaN-Heterostrukturen durch den Abfall der induzierten Spannung weitaus mehr beeinflusst werden und für ICP-Leistungen >500 W wieder abfallen, während die Ätzrate für GaN bei etwa 125 nm/min in Sättigung geht (Abb. 45 a)).

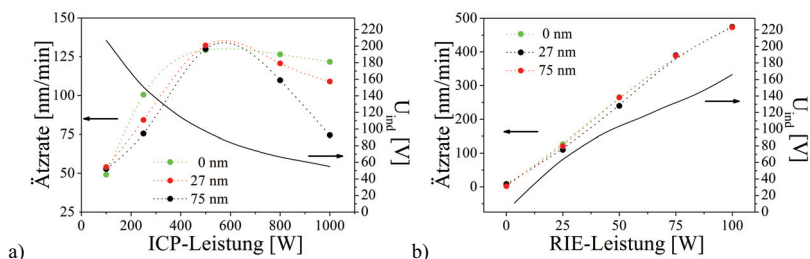


Abb. 45: Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von GaN und AlGaIn/GaN-Heterostrukturen mit unterschiedlicher AlGaIn-Dicke (27 und 75 nm) a) von der angelegten ICP-Leistung (RIE 25 W, Cl₂/Ar 45/5 sccm, 4 mTorr, 40°C) und b) von der angelegten RIE-Leistung (ICP 800 W, Cl₂/Ar 45/5 sccm, 4 mTorr, 40°C), wobei die gestrichelten Linien der Veranschaulichung des Kurvenverlaufs dienen.

Die Abhängigkeit der RIE-Leistung von der Ätzrate zeigte in beiden Prozessen den aus der Literatur erwarteten proportional zur induzierten Spannung steigenden Verlauf, wobei ohne RIE-Leistung nahezu kein Ätzabtrag nachweisbar war. So konnte die Ätzrate für den BCl₃/Ar-Prozess bis auf 60 nm/min gesteigert werden, während für den Cl₂/Ar-

Prozess Ätzraten bis zu 480 nm/min erreicht werden konnten (Abb. 46 a)). Die Ätzrate für den BCl_3/Ar -Prozess kann demnach selbst mit einer deutlichen Erhöhung der RIE-Leistung auf 100 W nicht auf einen für die Strukturierung der AlGaN/GaN -Heterostruktur ausreichenden Wert gehoben werden (Abb. 46 b)). Für den Cl_2/Ar -Prozess sollte dahingegen die RIE-Leistung von 25 W nicht deutlich überschritten werden, da die Ätzrate sonst 200 nm/min übersteigt und somit der Ätzprozess auf Grund einer sehr kurzen Ätzzeit nur unzureichend kontrollierbar wird.

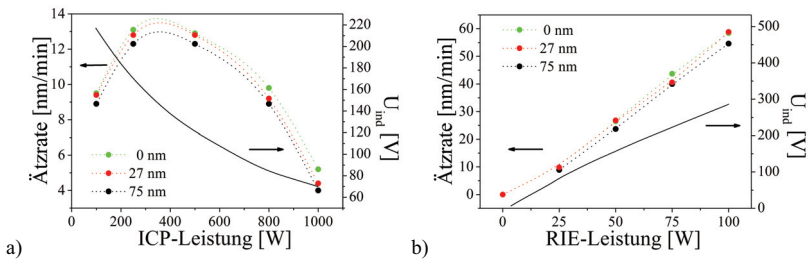
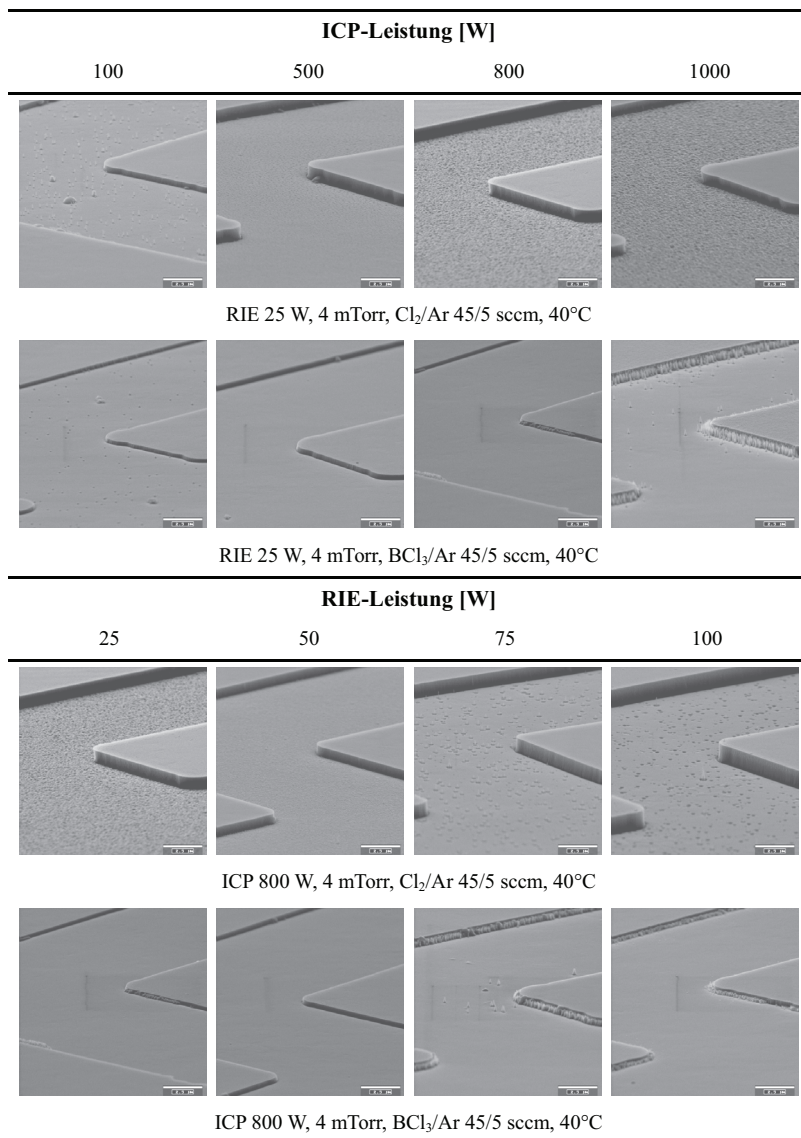


Abb. 46: Abhängigkeit der vertikalen Ätzrate von GaN und AlGaN/GaN-Heterostrukturen mit unterschiedlicher AlGaN-Dicke (27 und 75 nm) a) von der angelegten ICP-Leistung (RIE 25 W, BCl_3/Ar 45/5 sccm, 4 mTorr, 40°C) und b) von der angelegten RIE-Leistung (ICP 800 W, BCl_3/Ar 45/5 sccm, 4 mTorr, 40°C), wobei die gestrichelten Linien der Veranschaulichung des Kurvenverlaufs dienen.

Bei der Untersuchung der Ätzprofile ergab sich für den Cl_2/Ar -Prozess bei ICP-Leistungen bis 500 W ein vollständig anisotropes Profil, während für höhere ICP-Leistungen ein leicht negatives Profil entstand (Tab. 20). Dabei war bei Werten um 500 W auch die Rauheit mit $\text{rms} = 4,043$ nm am geringsten. Der BCl_3/Ar -Prozess erzeugte über einen RIE-Leistungsbereich bis 50 W leicht gerichtete Profile. Ab einer RIE-Leistung von 50 W wurden durch die erhöhte Ionenenergie auch für den BCl_3/Ar -Prozess ausschließlich anisotrope Ätzprofile erzeugt, die bei einer ICP-Leistung von 1000 W durch Mikromaskierungseffekte jedoch bereits starke Rauheiten an den Ätzkanten aufwiesen.

Tab. 20: REM-Aufnahmen zur Abhängigkeit des Ätzprofils einer reinen GaN-Schicht und einer AlGaIn/GaN-Heterostruktur (27 nm) von der ICP-Leistung und RIE-Leistung (Maßstab: 2,5 µm).



Während die Selektivität des BCl_3/Ar -Prozesses für eine Variation der RIE- bzw. ICP-Leistung bei AlN immer unter dem benötigten Wert liegt, kann mit dem Cl_2/Ar -Prozess für alle Parametervariationen eine ausreichende Selektivität erreicht werden, die für Ni zu höheren RIE-Leistungen bis auf $a = 15$ absinkt (Abb. 47).

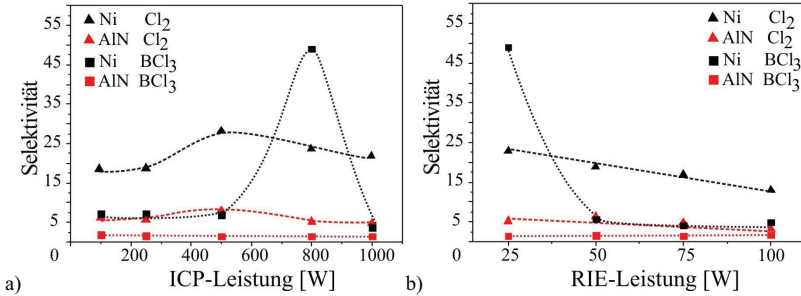


Abb. 47: Selektivität der Maskenmaterialien Ni und AlN zur AlGaIn/GaN -Heterostruktur für den Ätzprozess zur anisotropen Strukturierung der MEMS in Abhängigkeit von den Prozessparametern: a) ICP-Leistung und b) RIE-Leistung für den Ausgangsprozess (ICP 800 W, RIE 25 W, 4 mTorr, 45/5 sccm Cl_2/Ar bzw. BCl_3/Ar , 40°C), wobei die gestrichelten Linien der Veranschaulichung des Kurvenverlaufs dienen.

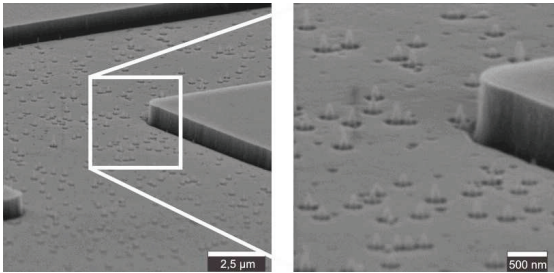


Abb. 48: Auftretende Mikromaskierungseffekte für eine mit hoher RIE-Leistung in einem Cl_2/Ar -Plasma geätzte Oberfläche einer AlGaIn/GaN -Heterostruktur (ICP 800 W, RIE 100 W, 4 mTorr, Cl_2/Ar 45/5 sccm, 40°C).

Wie aus der Literatur bekannt, traten für beide Prozesse hohe Rauheiten für RIE-Leistungen über 50 W auf. Dies scheint auf durch rückgesputtertes Maskenmaterial verursachte Mikromaskierungseffekte zurückzuführen zu sein. In Abb. 48 sind die für

Mikromaskierung bekannten Ätznadeln dargestellt, die im Cl_2/Ar -Prozess bei 100 W RIE-Leistung entstehen.

Für die anisotrope Strukturierung der AlGaIn/GaN-Heterostruktur ist demzufolge eine ICP-Leistung zwischen 500 bis 800 W und einer RIE-Leistung von 25 bis 35 W für den Cl_2/Ar -Prozess optimal, während der reine BCl_3/Ar -Prozess in keiner Parameterzusammenstellung eine ausreichende Ätzrate bzw. Selektivität für die AlN-Maskierung aufweist.

3.3.5 Zusammenfassung

Zusammenfassend ist der Einfluss der verwendeten Prozessparameter auf die Ätzrate von GaN und AlGaIn in einem Cl_2/Ar -Prozess in Abb. 49 aufgezeigt. Dabei ist für die Steigerung der RIE-Leistung immer mit einer signifikanten Erhöhung der Ätzrate zu rechnen, die aber eine deutliche Verschlechterung der Rauheit mit sich bringt. Eine Erhöhung der Temperatur im variierten Bereich von 10 bis 100°C hat dahingegen nur eine sehr geringe Auswirkung auf die Ätzrate.

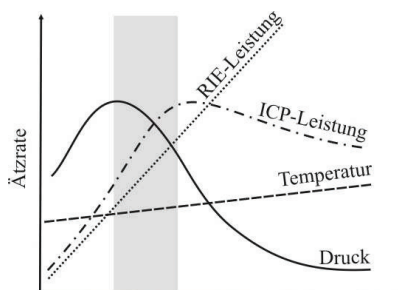


Abb. 49: Qualitativer Kurvenverlauf für den Einfluss der variierten Prozessparameter auf die Ätzrate in einem Cl_2/Ar -Plasma (Prozessfenster grau hervorgehoben).

Druck und ICP-Leistung weisen beide auf Grund ihres Einflusses auf Radikal-/Ionendichte und Ionenenergie einen Kurvenverlauf der Ätzrate mit Maxima auf, die auch die optimalen Prozessparameter für eine hohe Anisotropie und eine geringe Rauheit zu markieren scheinen. In Tab. 21 sind die durch die Veränderung der Prozessparameter erzielten Ätzraten und Selektivitäten zusammengestellt.

Tab. 21: Übersicht zu in der ICP erzielten vertikalen Ätzraten und Selektivitätswerte für AlGaIn/GaN-Heterostrukturen. (Ausgangsprozess: ICP 800 W, RIE 25 W, 4 mTorr, 45/5 sccm Cl₂/Ar und BCl₃/Ar, 40°C).

Prozessparameter	Bereich	Ätzrate [nm/min]		Selektivität			
		Cl ₂	BCl ₃	Cl ₂		BCl ₃	
				AlN	Ni	AlN	Ni
Druck [mTorr]	2-20	50-150	6-19	5-10	14-23	2	32-50
Leistung ICP [W]	100-1000	50-130	4-13	5-8	20-28	2	4-7
Leistung RIE [W]	0-100	0-480	0-60	6-8	18-27	1,5	5-50
Temperatur [°C]	20-80	110-120	8-11	3-5	5-23	2-3	5-50

Unter Berücksichtigung der in Abb. 49 aufgezeigten Verläufe und den Zielgrößen: Ätzrate zwischen 100 und 150 nm/min, starke Anisotropie und eine Selektivität zur AlN- bzw. Ni-Maskierung von 5 bzw. 10, wurde für die anisotrope Strukturierung der AlGaIn/GaN-Resonatoren ein Ätzprozess mit den Prozessparametern: ICP 500 W, RIE 35 W, 4 mTorr, Cl₂/Ar 45/5 sccm und 40°C festgelegt (Abb. 50 a)).

Optional wurde für eine geringe Rauheit ein Prozess mit einem BCl₃-Zusatz entwickelt. Die Prozessparameter für diesen Prozess sind: ICP 500 W, RIE 35 W, 4 mTorr, Cl₂/Ar/BCl₃ 45/5/3 sccm, 40 °C (Abb.50 b)). Weiterhin besteht für das Erreichen einer geringen Rauheit die Möglichkeit der Kombination eines reinen BCl₃- und eines Cl₂-Prozesses, wobei der BCl₃-Prozess durch einen kontrollierten Ätzstart eine glatte geätzte Oberfläche hinterlässt und der darauffolgende Cl₂-Prozess eine hohe Ätzrate und Anisotropie ermöglicht.

Der Prozessablauf zur Herstellung der AlGaIn/GaN-Resonatoren auf verschiedenen Substraten (4H-SiC, 3C-SiC/Si, Si) erfordert außerdem einen isotropen Ätzschritt um die Strukturen freizustellen (Abb. 11 g)). In den folgenden Abschnitten wird die Optimierung der trockenchemischen Ätzprozesse zur lateralen Strukturierung der 4H-SiC-, 3C-SiC/Si- und Si-Substrate beschrieben.

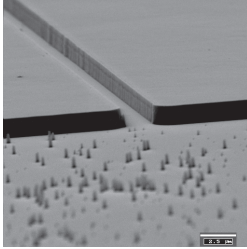
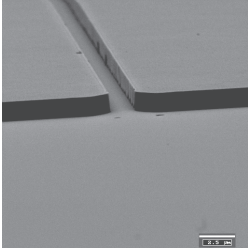
Prozessgase	a) Cl ₂ /Ar	b) Cl ₂ /Ar/BCl ₃
		
Ätzrate [nm/min]:	167	165
Selektivität zu Ni/AlN:	23/6	25/5
rms-Rauheit [nm]:	1,53	1,21

Abb. 50: REM-Aufnahmen der optimierten Prozesse zur anisotropen Strukturierung mit den Prozessparametern: a) ICP 500 W, RIE 35 W, 4 mTorr, Cl₂/Ar 45/5 sccm, 40 °C und b) ICP 500 W, RIE 35 W, 4 mTorr, Cl₂/Ar/BCl₃ 45/5/3 sccm, 40 °C (Maßstab: 2,5 µm).

3.4 Strukturierung von 4H-SiC-Substraten

Das Freistellen der AlGaN/GaN-Resonatoren auf 4H-SiC-Substraten stellt wegen der hohen chemischen Stabilität des SiC und der notwendigen Selektivität zu den AlGaN/GaN-Heterostrukturen und Maskenmaterialien den schwierigsten Schritt im Prozessablauf dar. Da aus der Literatur nur einzelne Beispiele für das Auftreten von lateralem Ätzen von SiC in trockenchemischen Ätzprozessen bekannt sind, muss ein geeigneter Prozess neu entwickelt werden. Im folgenden Abschnitt soll zunächst dargestellt werden, welche Möglichkeiten zum Strukturieren von SiC aus der Literatur entnommen werden können.

3.4.1 Stand der Technik des nasschemischen Ätzens von SiC

Die ersten Versuche zum Ätzen von SiC fanden in den 60er Jahren statt. Nasschemische Ätzverfahren wurden zunächst dazu genutzt, um die Defektdichte von SiC-Schichten nach dem Aufwachsen zu bestimmen. Dabei werden die Ätzmittel und -parameter so gewählt, dass sich die lokale Ätzrate an Defekten zu defektfreien Oberflächen unterscheidet und somit Defekte sichtbar gemacht werden können. Weiterhin wurden nasschemische Ätzverfahren zur Identifikation der verschiedenen Polytype von SiC

angewendet und dabei ausgenutzt, dass die Polytype unterschiedliche Ätzraten aufweisen [Bra-64, Har-69b]. Das Anätzen von Defekten und die Identifikation von SiC-Polytype durch nasschemische Verfahren bietet dabei eine relativ einfache und kostengünstige Alternative zu aufwendigen Analysen mit Hilfe von REM, TEM oder Röntgendiffraktometrie. Seltener wird das nasschemische Ätzen von SiC direkt zur Herstellung von Bauteilen verwendet, da dabei Verfahren angewendet werden, welche häufig mit Materialien der Halbleitertechnologie, wie etwa den Metallen zur Kontaktierung, nicht kompatibel sind.

Tab. 22: Zusammenfassung chemischer Ätzverfahren für SiC-Polytype auf Basis von Schmelzen.

Ätzlösung	Material	Temperatur [°C]	Ätzrate [$\mu\text{m}/\text{min}$]	Ref.
$\text{NaNO}_2/\text{Na}_2\text{O}_2$	β -SiC	500	Anätzen von Defekten	[Lie-64]
Na_2O_2	α -SiC	>400	Anätzen zur Bestimmung der Polaritäten	[Tal-66]
Borax/ $\text{Na}_2\text{CO}_3/\text{NaOH}$	α -SiC	800-1000	Anätzen zur Bestimmung der Polytype	[Bra-64]
NaOH/KOH	β -SiC	350	Anätzen von Defekten	[Nor-89]
$\text{Na}_2\text{O}_2/\text{NaNO}_2$	β -SiC	>500	Anätzen der Oberfläche	[Pir-87]
$\text{NaF}/\text{K}_2\text{CO}_3$	α -SiC	400-600	Anätzen der Oberfläche	[Bac-84]
KOH	α -SiC	440-560	0,8-3,5	[Kat-99]
KOH/KNO_3	α/β -SiC	480	Anätzen von Defekten	[Jep-81]
KOH	α -SiC	450-550	Anätzen von Defekten	[Sak-06]
$\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$	α -SiC	110	Anätzen zur Bestimmung der Polytype	[Har-69b]

In Tab. 22 werden beispielhaft die chemischen Ätzverfahren auf Basis von Schmelzen und ihre Anwendungen, sowie erzielten Ätzraten dargestellt. Der Überblick zeigt, dass diese vorzugsweise zur Analyse von aufgewachsenen SiC-Schichten und in der Waferprozessierung von SiC-Substraten verwendet werden. Es können Defekte, Polytype und die Schichtqualität allgemein identifiziert, sowie die Oberflächen für weitere Prozessschritte vorbehandelt werden. Auf Grund der hohen Bindungsenergie erweist sich einkristallines SiC in allen bekannten wässrigen Lösungen als inert [Jen-69], wodurch ein rein chemisches Ätzen nur über eine Erhöhung der Temperatur möglich ist. Durch diese

Erhöhung werden die chemischen Reaktionen, die einer Arrheniusabhängigkeit unterworfen sind, stimuliert.

Neben der thermischen Anregung kann der Ätzprozess auch elektrisch oder optisch unterstützt werden, was die Löslichkeit der ionisierten Halbleiteroberfläche in bestimmten Elektrolyten ausnutzt. Weiterhin kann durch eine Kombination aus Ionenimplantation und nasschemischem Ätzen SiC kontrolliert abgetragen werden, wobei mit Hilfe der Ionenimplantation ein Porosizieren der oberen SiC-Schicht erreicht wird, die das nasschemische Ätzen ermöglicht. Eine genauere Beschreibung der Mechanismen und entsprechende Literaturverweise zu diesen Themenbereichen, sowie zum Verfahren des Ätzens in Gasen bei Höchsttemperaturen sind in Anhang B enthalten.

Die in der Literatur vorgestellten nasschemischen Ätzmethoden lassen sich nur bedingt in den Prozessablauf integrieren, ohne die Struktur, etwa durch zu hohe Temperaturen oder aggressive Medien, zu schädigen. Um eine Unterätzung der Resonatoren zu gewährleisten, musste folglich auf besser kontrollierbare und in den Fertigungsprozess integrierbare trockenchemische Ätzprozesse zurückgegriffen werden.

3.4.2 Stand der Technik des trockenchemischen Ätzens von SiC

Der Fortschritt im Bereich des trockenchemischen Ätzens von SiC ist eng verbunden mit der Entwicklung der in Kapitel 3.2 beschriebenen trockenchemischen Plasmaätzenanlagen. Mitte der 80er Jahre wurde, 10 Jahre nach Einführung der PE- und RIE-Anlagen, zum ersten Mal der Versuch SiC trockenchemisch in CF_4/O_2 - bzw. SF_6/O_2 -Plasmen zu strukturieren in der Literatur veröffentlicht (siehe Tab. 24 und 25). Auf Grund der im Vergleich zu Chlorplasmen geringeren Siedepunkte für die entstehenden Reaktionsprodukte, werden Fluorplasmen für das Ätzen von SiC bevorzugt (Tab. 23). Sehr hohe Prozessdrücke limitierten allerdings die vertikale Ätzrate auf weniger als 55 nm/min.

Anfang der 90er Jahre wurden zum ersten Mal systematische Studien zum Ätzverhalten von SiC in fluorbasierten Plasmen mit weiteren Prozessgasen wie NF_3 und CHF_3 veröffentlicht. Es wurde der Einfluss von Gaszusätzen wie $\text{Ar}/\text{N}_2/\text{H}_2$ und O_2 systematisch untersucht. Dabei konnte eine Steigerung der Ätzrate und erhebliche Verbesserungen

bezüglich der Oberflächenrauheit der geätzten Oberflächen erreicht werden: die vertikale Ätzrate war jedoch weiter auf Werte um 200 nm/min begrenzt.

Tab. 23: Zusammenfassung der Siedepunkte für die in der Arbeit möglichen Reaktionsprodukte [Pea-93b].

Reaktionsprodukte	Siedepunkt [°C]
SiCl ₄	57,6
SiF ₄	-86
CCl ₄	76,8
CF ₄	-128
CO ₂	-78,5
CO	-191

Erst mit dem Einsatz von Plasmaquellen mit einer Leistung bis zu 1200 W konnte für RIE-Anlagen die vertikale Ätzrate in den µm/min-Bereich gehoben werden (Tab. 25).

Parallel zu den Untersuchungen in PE- und RIE-Anlagen wurde ab Mitte der 90er Jahre mit den neu entwickelten ECR- und ICP-Anlagen gearbeitet, die, wie in Kapitel 3.2 beschrieben, in der Lage sind hochdichte Plasmen zu erzeugen. Dabei fanden vor allem die fluorradikalreichen Prozessgase SF₆ und NF₃ Anwendung, die diesen Vorteil optimal ausnutzen. Auf Grund der hohen Plasmadichte, wie auch dem niedrigen Hintergrund- bzw. Prozessdruck konnten innerhalb dieser Anlagen vertikale Ätzraten von bis zu 970 nm/min bei gleichzeitig glatten geätzten Oberflächen erzielt werden.

Tab. 24: Ätzraten und Prozessparameter des trockenchemischen SiC-Ätzens in PE-Anlagen.

Polytyp	Gase	Prozessparameter	Ätzrate [nm/min]	Maske	Ref.
3C	CF ₄ /O ₂	25 W, CF ₄ /O ₂ (0-100%), 600 mTorr	0-15	Cr	[Doh-85]
3C	CF ₄ /O ₂	200-800 W, CF ₄ /O ₂ (0-50%), 2000 mTorr	15-55	Al	[Pal-86]
3C	NF ₃	100 W, NF ₃ , 22,5 mTorr	87	Al	[Tas-02]
3C	SF ₆ /O ₂ CF ₄ /O ₂	50 W, SF ₆ /O ₂ (0-100%) 50 W, CF ₄ /O ₂ (0-100%)	30-60 15-30	-	[Cha-03]

Tab. 25: Ätzraten und Prozessparameter des trockenchemischen SiC-Ätzens in RIE-Anlagen.

P.typ	Gas	Prozessparameter	Ätzrate [nm/min]	Maske	Ref.
3C	SF ₆ /He	200 W, SF ₆ /He (50%), 25-200 mTorr	25-50	Lack	[Sug-85]
3C	CF ₄ O ₂ /CF ₄	400 W, CF ₄ , 10-40 mTorr 400 W, O ₂ /CF ₄ (0-50%), 20 mTorr	5-23 15-20	Al	[Pal-86]
3C	CHF ₃ /O ₂ 300 W, CHF ₃ /O ₂ (90%), 74 mTorr 20 mTorr	200 W, CHF ₃ /O ₂ (90%), 74 mTorr 300 W, CHF ₃ /O ₂ (90%), 20 mTorr	53,3 75	Al	[Pan-90]
	CBrF ₃ /O ₂ 200 W, CBrF ₃ /O ₂ (75%), 72 mTorr 300 W, CBrF ₃ /O ₂ (75%), 20 mTorr	200 W, CBrF ₃ /O ₂ (75%), 72 mTorr 300 W, CBrF ₃ /O ₂ (75%), 20 mTorr	39 50		
	SF ₆ /O ₂ 200 W, SF ₆ /O ₂ (35,90%), 20 mTorr	200 W, SF ₆ /O ₂ (35,90%), 20 mTorr	53,3;40		
3C 6H	CF ₄ /O ₂	300 W, 360-385 V, CF ₄ /O ₂ (90-0%), 10 mTorr	10-70 20-120		[Pad-91]
3C	CHF ₃ /O ₂ (H ₂) 200 W, CHF ₃ /O ₂ (90-0%), 20 mTorr CHF ₃ /O ₂ (H ₂) 200 W, CF ₄ /O ₂ (90-0%), 20 mTorr SF ₆ /O ₂ (H ₂) 200 W, SF ₆ /O ₂ (90-0%), 20 mTorr NF ₃ /O ₂ (H ₂) 200 W, NF ₃ /O ₂ (90-0%), 20 mTorr	200 W, CHF ₃ /O ₂ (90-0%), 20 mTorr 200 W, CF ₄ /O ₂ (90-0%), 20 mTorr 200 W, SF ₆ /O ₂ (90-0%), 20 mTorr 200 W, NF ₃ /O ₂ (90-0%), 20 mTorr	6,2-39 (4,7-33,8) 7,7-34,2 (3,8-17,8) 26,9-44,7 (6,6-23,9) 39,8-83,3 (4,4-26,8)	Al/Au	[Yih-93]
3C	O ₂ /Ar/CF ₄	50 W, 370V, Ar/O ₂ +CF ₄ 1:1:4, 80 mTorr 70 W, 480V, Ar/O ₂ +CF ₄ 1:1:4, 60 mTorr	38	Al	[Wu-94]
3C	SF ₆	150 W, 70-300 V, SF ₆ , 70-150 mTorr 50-170 W, 50-270 V, SF ₆ , 80 mTorr	70-180 21-110	Al	[Wu-95]
6H	CHF ₃ /O ₂ (H ₂) 200 W, CHF ₃ /O ₂ (0-90%), 20 mTorr CF ₄ /O ₂ (H ₂) 200 W, CF ₄ /O ₂ (0-90%), 20 mTorr SF ₆ /O ₂ (H ₂) 200 W, SF ₆ /O ₂ (0-90%), 20 mTorr NF ₃ /O ₂ (H ₂) 200 W, NF ₃ /O ₂ (0-90%), 20 mTorr	200 W, CHF ₃ /O ₂ (0-90%), 20 mTorr 200 W, CF ₄ /O ₂ (0-90%), 20 mTorr 200 W, SF ₆ /O ₂ (0-90%), 20 mTorr 200 W, NF ₃ /O ₂ (0-90%), 20 mTorr	3,2-26,3(4,1-8,7) 20,8-31,1(9,4-13,9) 30,8-45,1(13-31,5) 30,3-56,8(11,5-36)	Al	[Yhi-95a]
3C/6H	CHF ₃ /CF ₄ 200 W, CHF ₃ /CF ₄ , (95-0%), 20 mTorr CHF ₃ /SF ₆ 200 W, CHF ₃ /SF ₆ , (95-0%), 20 mTorr CHF ₃ /NF ₃ 200 W, CHF ₃ /NF ₃ , (95-0%), 20 mTorr	200 W, CHF ₃ /CF ₄ , (95-0%), 20 mTorr 200 W, CHF ₃ /SF ₆ , (95-0%), 20 mTorr 200 W, CHF ₃ /NF ₃ , (95-0%), 20 mTorr	25-8/25-7 52-12/35-12 59-15/40-19	Al	[Yih-95b]

P.typ	Gase	Prozessparameter	Ätzrate [nm/min]	Maske	Ref.
6H	CF ₄ /O ₂ /N ₂ SF ₆ /O ₂ /N ₂	300 W, CF ₄ /O ₂ /N ₂ 8:3:2, 190 mTorr 300 W, SF ₆ /O ₂ /N ₂ , 8:3:2, 190 mTorr	220 200	Al	[Wol-96]
6H/4H	NF ₃	275 W, NF ₃ , 226-247 mTorr	150	Al	[Cas-96]
6H	SF ₆ /O ₂	100-200 W, SF ₆ /O ₂ (50%), 50 mTorr	15-30	Al	[Kot-96]
3C	NF ₃ /O ₂	100 W, NF ₃ /O ₂ (10%), 187-2026 mTorr	10-35	Al	[Ric-97]
6H:H 3C:H	NF ₃ /O ₂	100 W, NF ₃ /O ₂ 1:4, 150-750 mTorr	20-90 10-30	Cr	[Sch-01]
4H	SF ₆	1200 W, 50-500 V, SF ₆ , 6 mTorr	300-1300	SiO ₂ , Al, Ni, ITO, Cr	[Cha-01]
3C	SF ₆	25/50/75W, SF ₆ , 200 mTorr	8,5-15-24	Al	[Kel-87]
4H	SF ₆ /O ₂	250 W, SF ₆ /O ₂ 25/6,7 sccm, 60 mTorr	350	Ni/Al	[Laz-06]

Tab. 26: Ätzraten und Prozessparameter des trockenchemischen SiC-Ätzens in ECR-Anlagen.

P.typ	Gase	Prozessparameter	Ätzrate [nm/min]	Maske	Ref.
6H	CF ₄ /O ₂	500 W, 100 V, CF ₄ /O ₂ (17,5%), 1 mTorr 800 W, 21 V, CF ₄ /O ₂ (17,5%), 1 mTorr 500 W, 200 V, CF ₄ /O ₂ (17,5%), 2 mTorr	81 40 116	ITO	[Fle-94]
3C/6H	SF ₆ /O ₂	1200 W, 100 V, SF ₆ /O ₂ (66%), 1 mTorr 1200 W, 36 V, SF ₆ /O ₂ (0-66%), 1 mTorr	260/240 100-180/ 100-150	SiO ₂ /Al	[Lan-96]
6H	CF ₄ /O ₂	200 W, CF ₄ /O ₂ (40%), 2,5 mTorr	35	Al/Ni	[Syr-97]
4H	SF ₆ /O ₂	800 W, SF ₆ /O ₂ (0-60%), 1 mTorr	320-100	ITO	[McL-96]
6H	SF ₆ /Ar	750 W, SF ₆ /Ar 2:1, 2 mTorr	450	Ni	[Hon-99]
4H	SF ₆	100 W, SF ₆ , 0,075 mTorr	30-40	-	[Tan-01]
4H	SF ₆ /O ₂	550 W, 200 V, SF ₆ /O ₂ (0-80%), 4 mTorr	80-19	Ni	[Xia-06]
4H	SF ₆ /Ar/O ₂ CF ₄ /Ar/O ₂	800 W, SF ₆ /Ar/O ₂ 3:8:1, 1,5 mTorr 800 W, SF ₆ /Ar/O ₂ 3:8:1, 1,5 mTorr	78 40	Au	[För-05a]
3C	SF ₆ /CHF ₃ /O ₂ SF ₆ /CHF ₃ /Ar	720 W, SF ₆ /CHF ₃ /O ₂ 2:1:1, 1,5 mTorr 720 W, SF ₆ /CHF ₃ /Ar 2:1:1, 1,5 mTorr	21 17	Au	[För-05a]

Tab. 27: Ätzraten und Prozessparameter des trockenchemischen SiC-Ätzens in ICP-Anlagen.

P.typ	Gase	Prozessparameter	Ätzrate [nm/min]	Maske	Ref.
6H/3C	NF ₃ /O ₂ NF ₃ /Ar	750 W, NF ₃ /O ₂ (5-100%), 2 mTorr 750 W, NF ₃ /Ar (5-100%), 2 mTorr	20-300 20-250	ITO/Ni	[Wan-98]
6H	SF ₆ /O ₂	500-900 W, 450V, SF ₆ , 5 mTorr, 500 W, 150V, SF ₆ /O ₂ (0-100%), 3 mTorr	500-970 0-400	SiO ₂ /Cr	[Kha-99a]
4H	SF ₆ /O ₂	500-700 W, SF ₆ /O ₂ (25%), 5 mTorr	100-600	Al	[Cho-01]
4H	SF ₆ /O ₂	1000 W, 250-600 V, SF ₆ /O ₂ , 1 mTorr	250-420	SiO ₂	[Jia-03a]
4H	C ₂ F ₆	600 W, 400 V, C ₂ F ₆ , 4 mTorr	230	Lack	[Kim-03]
4H	SF ₆ /O ₂	2000 W, 300 V, SF ₆ /O ₂ (20%), 0,4-1,4 Pa	600-800	Metall	[Pla-03]
4H	NF ₃ /CH ₄	800 W, 390 V, NF ₃ /CH ₄ (80-0%), 12 mTorr	2,4-20,4	Ni	[Kim-04a]
4H	SF ₆ /O ₂ /Ar	1000 W, SF ₆ /O ₂ /Ar 4:1:2, 1-12 mTorr	180-240	SiO ₂	[Jia-04]
6H	SF ₆ /O ₂	600-900 W, 250-450 V, SF ₆ /O ₂ (20%), 1-5 mTorr	300-800	Ti/Ni	[Hos-06]
3C	CHF ₃	500 W, 100 W, CHF ₃ 40-100 sccm	500-750	-	[Jin-06a]

In den PE- und RIE-Anlagen wurde hauptsächlich eine Al-Maskierung verwendet, da dieses Metall einfach zu strukturieren ist und durch Zugabe von O₂ und die damit verbundene Bildung von Al_xO_y zusätzlich die Selektivität zu SiC erhöht werden kann. In Anlagen, die eine entkoppelte Plasmaerzeugung besitzen, wurden dagegen auch andere Metalle wie Ni, Cr und Au, aber auch SiO₂, ITO und Lacke als Maskenmaterial verwendet. Mit diesen Metallen ist es möglich, die Radikaldichte zu erhöhen ohne die Biasspannung zu beeinflussen, deren Vergrößerung immer eine Verringerung der Selektivität zum Maskenmaterial auf Grund einer zusätzlichen Sputterkomponente mit sich bringt.

Im Vergleich zum vertikalen Ätzverhalten ist das laterale Ätzen von SiC in der Literatur nur in drei Veröffentlichungen [Lut-93, Fle-96, Hos-03] als Randerscheinung erwähnt. In [Lut-93] wird durch das Zuführen von thermischer Energie, wie in Abschnitt 3.2.3 beschrieben, die Wahrscheinlichkeit vergrößert die Bindungsenergie zu überwinden, was außerdem durch den Einsatz des radikalreichen NF₃-Gases begünstigt wird und zu einer lateralen Ätzrate von 30-220 nm/min bei einer Anisotropie a bis zu 0,1 führt (Abb. 51 a)).

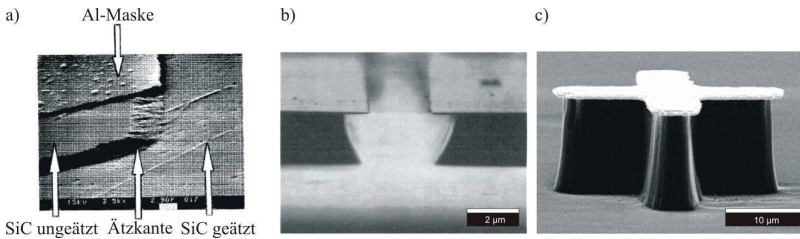


Abb. 51: a) Isotropes Ätzen von 6H-SiC-Substraten durch Temperaturerhöhung [Lut-93] (PE-Anlage: 400 W, NF_3/O_2 (0-90%), 1000 mTorr, 250-450°C); b) Isotropes Ätzen von 6H/4H-SiC-Substraten durch Verringerung des Abstands zur Plasmaelektrode aus [Fle-96] (ECR-Anlage: 600 W, CF_4/O_2 (17%), 1 mTorr, RT); c) Isotropes Ätzen von 6H-SiC-Substraten aus [Hos-03] (ICP-Anlage: SF_6/O_2 (20%), -300 V, RT).

Wie in [Kim-03] erläutert, wird durch Verringerung des Abstandes zur Plasmaelektrode die Plasmadichte in diesem Bereich erhöht und ein isotropes Ätzprofil unterstützt (Abb. 51 b)). Durch Annäherung der Probe bis auf 2 cm an die Plasmaelektrode in einem ohnehin hochdichten Plasma konnten laterale Ätzraten von 10-35 nm/min ($\alpha = 0,5-0,8$) beobachtet werden [Fle-96]. In [Hos-03] tritt wiederum während eines Ätzprozesses für das vertikale Ätzen von SiC in einem hochdichten und fluorradikalreichen SF_6/O_2 -Plasma ein laterales Ätzverhalten auf: bei vertikalen Ätzraten von bis zu 1 $\mu\text{m}/\text{min}$ wird eine Anisotropie von 0,8 beschrieben (Abb. 51 c)).

Diese Ergebnisse wurden offensichtlich nicht weiter verwendet. Es ist keine Veröffentlichung bekannt, die eine Implementierung von lateralem SiC-Ätzen in den Prozessablauf zur Fertigung von Bauelementen nutzt oder eine systematische Untersuchung des lateralen Ätzens von SiC durchführt. Das Freistellen von Strukturen auf bzw. aus SiC-Substraten, das auch zum Prozessieren von MEMS genutzt wird, wurde in der Vergangenheit durch rückseitiges Ätzen des Substrats (Abb. 52 a)) bzw. gerichtetes schräges Ätzen des Substrats realisiert (Abb. 52 b)).

Im folgenden Abschnitt soll eine systematische Analyse der lateralen und vertikalen Ätzrate in Abhängigkeit der wichtigsten Prozessparameter (Substrattemperatur, Prozessdruck, Leistung, Gasfluss, Gaszusammensetzung und Abstand zur Plasmaelektrode) aufgezeigt werden, deren Ergebnisse bereits in Auszügen veröffentlicht wurden [Nie-08, Sta-09]. Diese Ergebnisse sollen weiterführend zur Ermittlung eines

optimierten Prozesses für das laterale Ätzen von SiC genutzt werden, um funktionsfähige AlGaN/GaN-Resonatoren auf 4H-SiC-Substraten herzustellen.

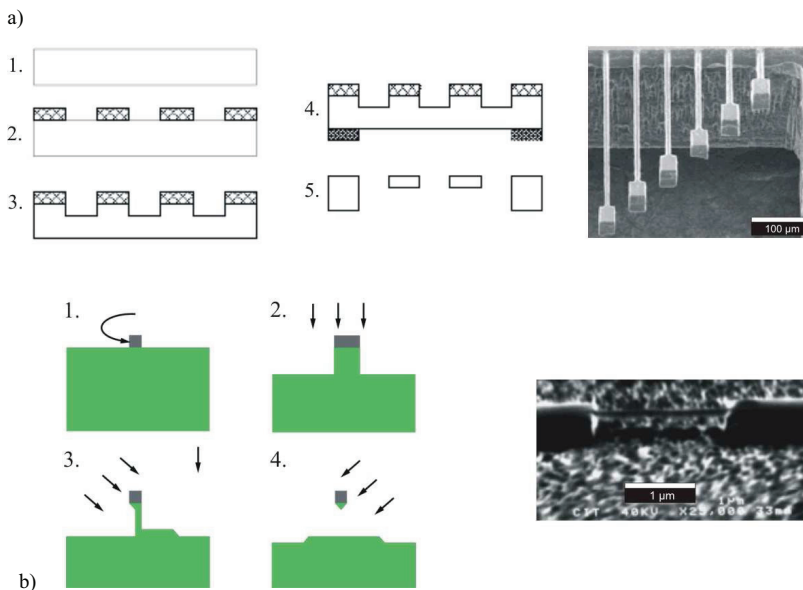


Abb. 52: a) Beispiel für die Strukturierung von MEMS aus SiC-Substrat durch Kombination von vorder- und rückseitigem Ätzen (1. 6H-SiC-Substrat, 2. Aufbringen der Ti/Ni-Maske, 3. Ätzen der Vorderseite, 4. Aufbringen der Ni-Maske, 5. Ätzen der Rückseite) aus [Hos-06] (ICP-Anlage: 950 W, 5 mTorr, SF₆/O₂ (20%), -450 V, RT); b) Beispiel für die Strukturierung von MEMS aus 6H-SiC-Substrat durch gerichtetes Ätzen unter verschiedenen Winkeln (1. Aufbringen der Al/Ti-Maske, 2. senkrecht anisotropes Ätzen, 3. und 4. senkrecht anisotropes Ätzen aus den Winkeln 45° und -45°) aus [Hua-04b] (ECR-Anlage: -100 V, NF₃/Ar, RT).

3.4.3 Trockenchemisches Ätzen von 4H-SiC-Substraten

Durch das trockenchemische Ätzen der 4H-SiC-Substrate soll ein isotropes Ätzprofil erzeugt werden, wodurch das Freistellen der AlGaN/GaN-Resonatoren ermöglicht wird, ohne das 2DEG im Inneren der Balken und die Ohmschen Kontakte zu zerstören oder zu beeinflussen (vgl. Abschnitt 3.5.3). Bei Balkenbreiten zwischen 1 und 10 µm sind laterale Ätzraten von mindestens 40 nm/min notwendig, um den Ätzprozess in einer vertretbaren Zeit durchzuführen.

Dabei muss gleichzeitig die Selektivität zu den verwendeten Maskenmaterialien gegeben sein. Für die Ätzversuche wurden in der PE-Anlage hauptsächlich Ni- und in der ECR-Anlage AlN-Masken (150 nm) verwendet, die wie in Abschnitt 3.1.3 beschrieben, strukturiert wurden. Während sämtlicher Ätzversuche konnte kein signifikanter Abtrag der Maskenmaterialien festgestellt werden und Auger-Elektronen-Spektroskopie(AES)-Messungen ergaben keine detektierbaren Rückstände von rückgesputtertem Maskenmaterial auf der geätzten Oberfläche. Daher wird im Verlauf der Versuche nicht weiter auf die Selektivität zu den Maskenmaterialien eingegangen.

Die lateralen Ätzraten in der Nähe der Phasengrenze zwischen Maske und Substrat zeigen unter ECR-Plasma-Bedingungen eine Abhängigkeit vom verwendeten Maskenmaterial. In Abb. 53 wird anhand zweier REM-Aufnahmen die Unterätzung dargestellt, die in der ECR-Anlage ab einem Prozessdruck von $1,25 \times 10^{-3}$ mbar für eine AlN-Maskierung auftritt. Es existieren verschiedene Modelle für die Erklärung dieses Unterätzungsphänomens: Die Theorie einer an der Grenzfläche zwischen Maske Substrat zusätzlich eingebrachten Schichtspannung und damit bevorzugten lateralen Ätzrate an dieser Phasengrenze, sowie das bevorzugte Ätzen bestimmter kristallografischer Ebenen. Da der Effekt vor allem in einem Druckbereich, für den nachweislich der Ionenstrom am höchsten ist (siehe Abschnitt Druckabhängigkeit: Abb. 60 b)), nachgewiesen werden kann und er ausschließlich für AlN-Masken auftritt, erscheint aber die Erklärung dieses Phänomens über Aufladungseffekte an der Grenzfläche der Maskenmaterialien zum 4H-SiC-Substrat am wahrscheinlichsten.

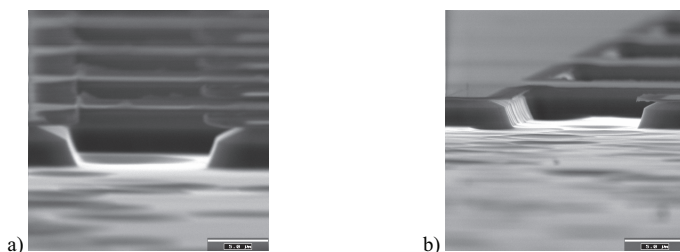


Abb. 53: REM-Aufnahmen der Unterätzung auf Grund von Aufladungseffekten an der Grenzfläche der AlN-Maskierung und der AlGaIn/GaN-Heterostruktur a) in einem SF_6 -Prozess (ECR 640 W, 440°C, -50 V, 25 sccm SF_6 , $1,25 \times 10^{-3}$ mbar) und b) in einem SF_6/Ar -Prozess (ECR 640 W, 530°C, -50 V, 25/40 sccm SF_6/Ar , $1,25 \times 10^{-3}$ mbar) (Maßstab: 5 µm).

Für die AlN-Maskierung wird dabei eine Anreicherung von Elektronen an der Grenzfläche zwischen Maske und Substrat angenommen. Die so erzeugte Elektronenakkumulation führt zu einem negativen Potential, welches einen intensiven Beschuss dieses Gebietes durch Ionen hervorruft. Dies wiederum erhöht die laterale Ätzrate im maskennahen Bereich. Im Fall einer Ni-Maske erfolgt keine Ladungsträgerakkumulation, da die Austrittsarbeit von Ni E_F (Ni) größer ist als die Summe aus Elektronenaffinität ΔE_C (4H) und der Lage des Fermi-niveaus unter Berücksichtigung der Ladungsträgerkonzentration n (4H) des 4H-SiC-Substrats. Dies gilt auch für die AlGaIn/GaN-Heterostruktur, die während des Freistellens der Resonatoren als „Maske“ dient. Die Ladungsträgerakkumulation bleibt auch im Fall einer angelegten negativen Biasspannung erhalten, da die Ni-4H-SiC-Schottkydiode und die AlGaIn/GaN-4H-SiC-Heterodiode in Durchlassrichtung geschaltet sind und die generierten Ladungsträger somit abtransportiert werden. AlN wirkt dagegen auch bei einer negativen Biasspannung als Barriere für den Ladungsträgerabfluss. Damit verbleibt die induzierte Ladung an der Grenzfläche und trägt zur Erhöhung der lateralen Ätzrate bei. Da für die AlGaIn/GaN-Heterostruktur auf Grund der oben genannten Zusammenhänge im späteren Ätzprozess nicht von einer Erhöhung der lateralen Ätzrate durch einen Aufladungseffekt ausgegangen werden kann, wird der Versuch unternommen, den Effekt für die Auswahl des isotropen Ätzprozesses in der ECR-Anlage mit einzubeziehen. In der PE-Anlage können die lateralen Ätzraten direkt übernommen werden, da für diese Versuche fast ausschließlich Ni-Maskierungen verwendet wurden und die Ionenenergie vernachlässigbar klein ist.

Die Morphologie der geätzten Oberfläche spielt dagegen nur eine geringe Rolle für den isotropen Ätzprozess, solange durch eine erhöhte Rauheit weder der laterale Ätzabtrag verlangsamt, noch, etwa durch Ätznadeln oder Verunreinigungen, die Funktionsfähigkeit der AlGaIn/GaN-Resonatoren gestört wird. Für den isotropen Ätzprozess zur Freistellung der AlGaIn/GaN-Resonatoren sollte die Anisotropie zwischen 0 und 0,7 gehalten werden. Die ausschließlich positiven Anisotropiewerte schließen hierbei den aus der Literatur bekannten möglichen negativen Einfluss auf die Resonatorgüte (in Luft) durch einen geringen Abstand zum Substrat (*squeezing*-Effekt) aus [Lob-06, Brü-09a].

Die Messreihen zur Bestimmung der lateralen und vertikalen Ätzrate von 4H-SiC-Substraten wurden in einer Eigenbau-PE-Anlage und einer ECR-Anlage mit einer Roth

und Rau ECR-Plasmaquelle unter Verwendung der in Abschnitt 3.2.4 beschriebenen Probenheizung aufgenommen. Der bei den Ätzversuchen angegebene Abstand bezieht sich dabei auf die Distanz zwischen Probe und Plasmaelektrode und ist, wenn nicht anders beschrieben, für die PE-Anlage mit 40 mm und für die ECR-Anlage mit 135 mm anzusetzen. Die Wahl einer PE-Anlage, die einen fast ausschließlich chemischen Ätzprozess ermöglicht, und einer ECR-Anlage, die durch hochdichte Plasmen charakterisiert ist, soll die Realisierung eines isotropen Ätzprofils unterstützen. Die PE-Anlage kann nur mit SF₆-Gas betrieben werden, während in der ECR-Anlage auch die Möglichkeit besteht mit CF₄- und CHF₃-Plasma zu arbeiten. Es wurde somit zunächst evaluiert, welches der reaktiven Gase sich zum lateralen Ätzen von SiC am besten eignet.

Wie aus der Literatur erwartet, tritt ein laterales Ätzverhalten von SiC nur in fluorradikalreichen SF₆- und NF₃-Plasmen auf. Die Versuche mit CF₄-, CHF₃- und SF₆/Ar-Plasmen bei einer Substrattemperatur von 440°C zeigten, dass eine laterale Ätzrate nur in einem SF₆/Ar-Gasgemisch messbar war (Abb. 54). Dabei arbeiten viele Gruppen neben einem O₂-Anteil im Plasma mit der Zugabe von Ar zu den reaktiven Fluorgasen (vgl. Tab. 25, 26 und 27). In [Hon-99] und [Wan-98] wird der Einfluss von Ar auf ein SF₆-Plasma systematisch untersucht und eine Erhöhung der vertikalen Ätzrate bis zu einem bestimmten Prozentsatz von Ar im Plasma verzeichnet. Dies wird über eine durch das Ar verursachte Vergrößerung der Radikal- und Ionendichte begründet. Eigene Versuchreihen zeigten, dass das Maximum der vertikalen und lateralen Ätzrate bei einer Gasmischung von 25/40 sccm SF₆/Ar auftritt, weshalb in den folgenden Ätzversuchen hauptsächlich mit diesem Gasgemisch gearbeitet und reines SF₆-Gas nur zur Evaluierung von Prozessparametereinflüssen unter Ausschluss einer hohen Ionendichte/ -energie verwendet wird.

Für das CHF₃-Plasma wurde die geringste Rauheit der geätzten Oberfläche festgestellt (Abb. 54 b)). Tatsächlich wird aus Tab. 25 ersichtlich, dass viele Gruppen, die mit Al oder anderen Maskenmetallen arbeiten, häufig H₂ verwenden. Durch die Zugabe von H₂ lassen sich auch bei höheren Ionenenergien, die vermehrt zu einem Maskenabtrag führen, durch die Bildung von z. B. AlH₃ eine rückstandsfreie Oberfläche erzielen [Yih-95b]. Die geringere Radikaldichte und die Anwesenheit von Kohlenstoff und H₂ in den CF₄- und CHF₃-Plasmen begünstigt allerdings auch die Polymerbildung, was den Ätzprozess deutlich hemmt [Yih-95a, Yih-95b, Gry-93, Ago-83, Yih-93].

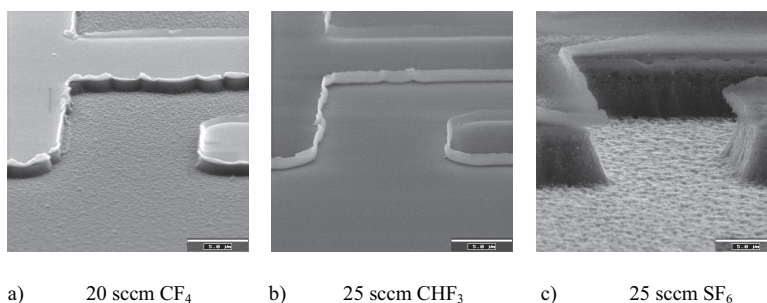


Abb. 54: Ätzprofile von in a) CF₄-, b) CHF₃-, und c) SF₆/Ar-Gasgemischen geätztem 4H-SiC mit AlN-Maskierung (ECR-Anlage: 640 W, $2,5 \times 10^{-3}$ mbar, 40 sccm Ar, 440°C) (Maßstab: 5 µm).

Im folgenden Verlauf wird die Abhängigkeit der lateralen wie auch der vertikalen Ätzraten, die durch die Auswertung von REM-Aufnahmen ermittelt werden, von den Prozessparametern untersucht und Vergleichswerten aus der Literatur gegenübergestellt. Diese Vergleichswerte für die Ätzraten beziehen sich dabei immer auf einen vertikalen Ätzabtrag.

Gasflussabhängigkeit

In der PE-Anlage wurde zunächst der Gasfluss von SF₆ bei einer Leistung von 100 W und unter einem konstanten Prozessdruck von 0,1 mbar bei einer Temperatur von 410°C zwischen 10 und 40 sccm variiert, um seinen Einfluss auf die laterale Ätzrate und die Anisotropie abzuschätzen (Abb. 55 a)). Für die gewählten Prozessparameter tritt bereits bei 10 sccm ein signifikanter lateraler Ätzabtrag auf. Die gemessenen vertikalen Ätzraten in Abhängigkeit vom Gasfluss, entsprechen dabei dem in Abschnitt 3.2.4 aufgezeigten Kurvenverlauf, der von der Radikalbereitstellung und deren Verweilzeit im Plasma gesteuert wird und ein Maximum, in diesem Fall bei 20 sccm, ausbildet.

Die Ausbildung eines Maximums kann auch für aus [Jia-04, Jia-03b] und [McL-96] entnommene Messwerte beobachtet werden (Abb. 55 a)). Dahingegen zeigt der Gasfluss auf die laterale Ätzrate und die Oberflächenmorphologie keinerlei Wirkung (Abb. 55 b)). Daher wurde der Gasfluss während aller Versuche in der PE-Anlage auf 40 sccm gehalten, da dort die geringste Anisotropie auftritt. Für Versuche in der ECR-Anlage wird auf die maximal mögliche Gasflussmenge von 25 sccm zurückgegriffen, die sich in der

Vergangenheit schon für das vertikale Ätzen von 3C-SiC-Schichten als am vorteilhaftesten erwiesen hat [Foe-05].

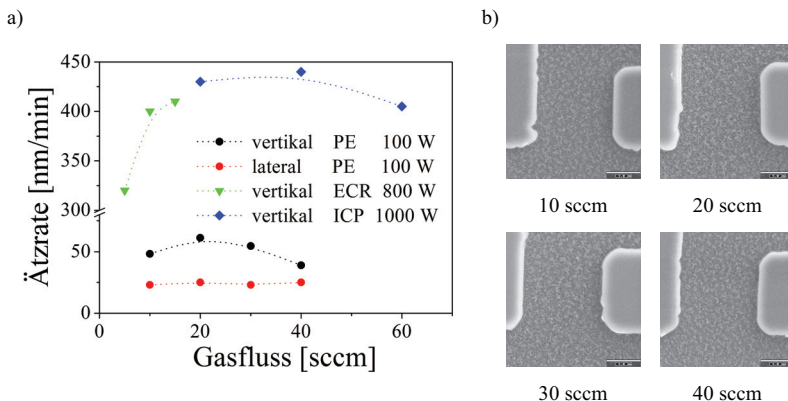


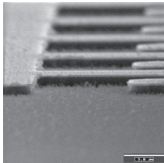
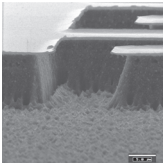
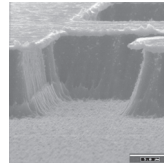
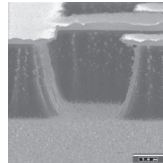
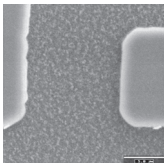
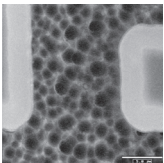
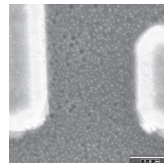
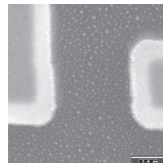
Abb. 55: a) Abhängigkeit der Ätzrate vom Gasfluss für PE-Anlage (100 W, 75 mTorr, 410°C) bei einer Pumpleistung von 1600 l/s und einem Reaktorvolumen von 125 dm³, ECR (800 W, 70 V, 5 mTorr, RT) bei einer Pumpleistung von 500 l/s und einem Reaktorvolumen von 40 dm³ [McL-96] und ICP-Anlage (ICP 1000 W, RIE 120 W, 5 mTorr, RT) bei einer Pumpleistung von 360 l/s und einem Reaktorvolumen von 25 dm³ [Jia-04], wobei die gestrichelten Linien der Veranschaulichung des Kurvenverlaufs dienen. b) REM-Aufnahmen der geätzten 4H-SiC-Oberflächen für verschiedene Gasflüsse (Maßstab: 5 µm).

Abhängigkeit vom Abstand zur Plasmaelektrode

Wie in Abschnitt 3.2.4 beschrieben, hat auch der Abstand zur Plasmaelektrode einen erheblichen Einfluss sowohl auf das laterale wie auch das vertikale Ätzverhalten von SiC. In der PE-Anlage wurde zur Evaluierung dieser Aussage der Abstand zur Elektrode unter zwei verschiedenen Gasmischungen (SF₆ und SF₆/H₂) jeweils um die Hälfte verkürzt (Tab. 28). Da es sich um eine PE-Anlage handelt, ist davon auszugehen, dass bei einer Verringerung des Abstandes zur Plasmaelektrode nicht nur die Plasmadichte, sondern auch die Ionenenergie durch den zunehmenden Potentialabfall erheblich erhöht wird. Für die gegebenen Prozessparameter wird der Druckbereich um 0,05 mbar größtenteils durch die Ionendichte und -energie bestimmt (vgl. Abb. 23). Die Verringerung des Abstandes führt folglich hauptsächlich zu einer Steigerung der vertikalen Ätzrate. Tatsächlich wird die vertikale Ätzrate fast versechsfacht, während die

laterale Ätzrate durch die Erhöhung der Plasmadichte nur verdoppelt wird. Der Druckbereich um 0,4 mbar wird wiederum hauptsächlich durch die Radikaldichte gesteuert und somit wirkt sich eine Halbierung des Abstandes für diesen Druck hauptsächlich auf die laterale Ätzrate aus, die erneut um 60% steigt, während sich die vertikale Ätzrate nur um 30% vergrößert.

Tab. 28: a) REM-Aufnahmen zur Abhängigkeit des Ätzprofils und der Oberflächenbeschaffenheit vom Abstand der Plasmaelektrode in der PE-Anlage für ein SF₆- bzw. SF₆/H₂-Plasma (Maßstab: 5 µm). b) Werte der Anisotropie a , vertikalen und lateralen Ätzrate, ER_v und ER_l , der durchgeführten Prozesse.

PE-Anlage	100 W, 0,05 mbar, 40 sccm SF ₆ , 410 °C	50 W, 0,4 mbar, SF ₆ /H ₂ 40/5sccm, 425°C		
a)	<hr/>			
				
				
Abstand	40 mm	20 mm	20 mm	10 mm
b)	<hr/>			
a	0,54	0,72	0,78	0,76
ER_l	13,4	32,3	31	49
ER_v	20,4	114,1	143	206

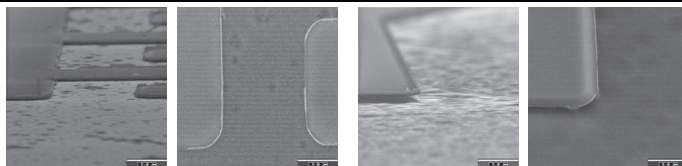
Dementsprechend nimmt die Anisotropie im Druckbereich um 0,05 mbar deutlich zu, während im Druckbereich um 0,4 mbar kaum eine Veränderung der Anisotropie festzustellen ist. Vor allem in hohen Druckbereichen ist daher eine Verringerung des Abstandes in der PE-Anlage auf den minimal möglichen Wert sinnvoll.

Tab. 29: a) REM-Aufnahmen zur Abhängigkeit des Ätzprofils und der Oberflächenrauheit vom Abstand zur Plasmaelektrode in einer ECR-Anlage für ein SF₆/Ar-Plasma (Maßstab: 5 µm). b) Werte der Anisotropie a , vertikalen und lateralen Ätzrate, ER_v und ER_l , der durchgeführten Prozesse.

ECR-
Anlage

640 W, -50 V, 440°C, 25/40 sccm SF₆/Ar, $2,5 \times 10^{-3}$ mbar

a)



Abstand

270 mm

135 mm

b)

a

1

-1,2

ER_l

0

65

ER_v

16,7

30

In der ECR-Anlage war erst durch die Verringerung des Abstandes von 27 auf 13,5 cm überhaupt ein laterales Ätzverhalten der 4H-SiC-Substrate zu erreichen (Tab. 29). Die Erhöhung beider Ätzraten und das Entstehen eines stark isotropen Ätzprofils kann dabei, wie zuvor erläutert, über den erhöhten Ionenstrom und die Aufladungseffekte am Maskenmaterial erklärt werden.

Temperaturabhängigkeit

Aus [Lut-93] ergibt sich, dass wegen der hohen Bindungsenergie von SiC die Temperatur einer der wichtigsten Einflussfaktoren auf das laterale Ätzverhalten dieses Materials ist. Wie in Abb. 56 dargestellt, wurden deshalb sowohl in der PE- als auch in der ECR-Anlage umfangreiche Messreihen für einen Temperaturbereich von 350°C bis 570°C aufgenommen, wobei in der PE-Anlage, wie bereits erläutert, nur ein SF₆-Plasma und in der ECR-Anlage neben dem reinen SF₆-Gas auch ein SF₆/Ar-Gasgemisch verwendet wurde.

Mittels Gleichung (13) konnten, wie bereits in Abschnitt 3.3.4 zuvor für Gruppe III-Nitride, die Aktivierungsenergien für laterales wie auch vertikales Ätzen von SiC für die verschiedenen fluorbasierten Plasmen in unterschiedlichen Anlagen ermittelt werden. Im Gegensatz zu [Lut-93] und [Sch-01] konnte kein Maximum in der lateralen bzw. vertikalen Ätzrate zwischen 300 und 400°C festgestellt werden. Die Messreihen in diesen Veröffentlichungen wurden allerdings in einem NF_3/O_2 -Gasgemisch durchgeführt, welches im Vergleich zu anderen bekannten Fluorgasgemischen oft zu abweichenden Ätzergebnissen führt [Wan-98].

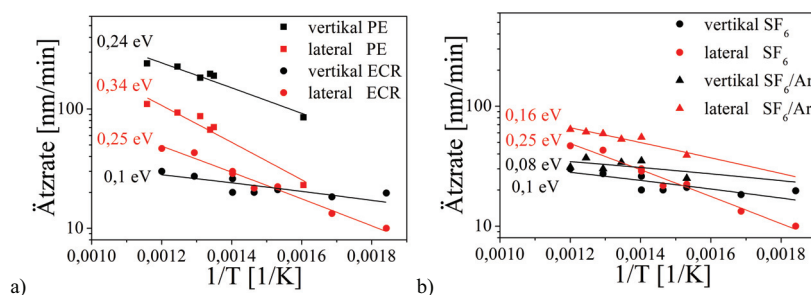


Abb. 56: Temperaturabhängigkeit der lateralen und vertikalen Ätzrate von 4H-SiC a) für PE (100 W, 0,2 mbar, 40 sccm SF_6) und ECR (640 W, $2,5 \times 10^{-3}$ mbar, 25 sccm SF_6) b) für ECR (640 W, -50V, $2,5 \times 10^{-3}$ mbar, 25 sccm SF_6 bzw. 25/40 sccm SF_6/Ar).

In der PE-Anlage wird von einem nahezu ausschließlich chemischen Ätzverhalten ausgegangen, deshalb dienen diese Werte als Richtwerte. In Tab. 30 sind alle ermittelten Werte der Aktivierungsenergien zusammengefasst.

Tab. 30: Zusammenfassung der aus den Messwerten ermittelten Aktivierungsenergien von 4H-SiC für SF_6/Ar - und reines SF_6 -Plasma in einer PE- bzw. ECR-Anlage.

Aktivierungsenergie E_A	PE mit SF_6	ECR mit SF_6	ECR mit SF_6/Ar
E_A vertikal	0,24	0,1	0,08
E_A lateral	0,34	0,25	0,1

Da in der ECR-Anlage im Vergleich zur PE-Anlage der Abstand zur Plasmaelektrode (135 mm zu 40 mm) viel größer ist, sind in der ECR-Anlage trotz des hochdichten Plasmas niedrigere Ätzzraten für das laterale wie auch das vertikale Ätzen zu erwarten, was durch die Messwerte bestätigt wird. Die Zugabe von Ar in der ECR-Anlage führt dabei, wie bereits erläutert, zu einer Erhöhung der lateralen und vertikalen Ätzrate. In diesem Fall wurde die laterale Ätzrate wegen der geringen Ätzzeit und der damit nicht sichtbaren flacheren Kante, mit dem Einfluss der Elektronenakkumulation an der Maske-Substrat-Grenzfläche aufgenommen. Daraus folgt ein direkter Zusammenhang der durch das Ar verursachten erhöhten Ionendichte und der gleichzeitigen Erhöhung der vertikalen und lateralen Ätzrate. Aus Tab. 30 ist außerdem ein deutliches Absinken der Aktivierungsenergien und damit gleichbedeutend des Einflusses der Temperatur von der PE-Anlage zur ECR-Anlage zu entnehmen. Dies wird durch das zusätzliche Ionenbombardement auf Grund der angelegten Biasspannung und der erhöhten Ionendichte verursacht, was mit der Zugabe von Ar zusätzlich stimuliert wird. Insgesamt wird die laterale Ätzrate, wie zu erwarten, durch die Temperatur deutlich stärker beeinflusst, da der Einfluss des Ionenbombardements fehlt.

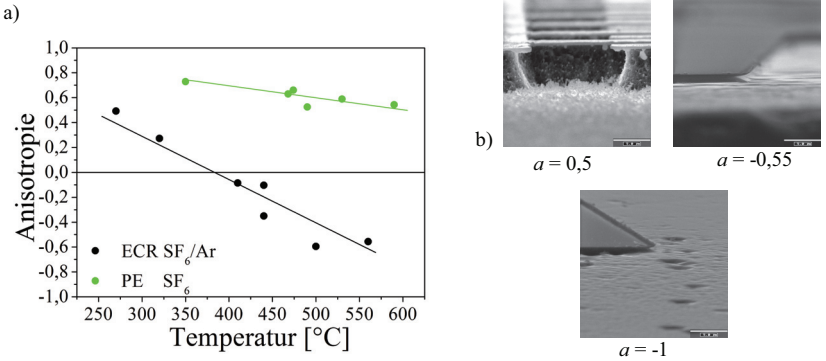


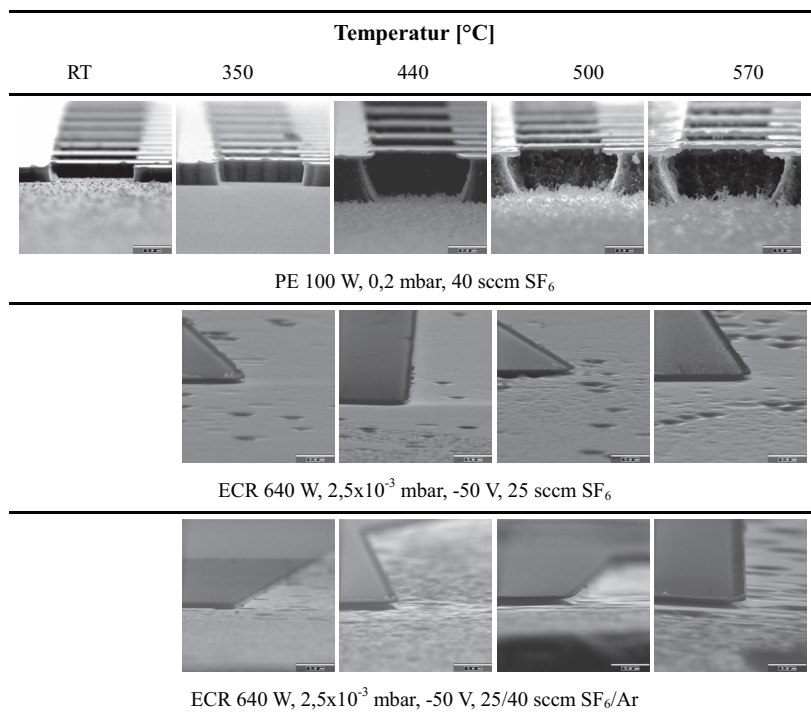
Abb. 57: a) Temperaturabhängigkeit der Anisotropie von 4H-SiC und b) REM-Aufnahmen von 4H-SiC-Ätzprofilen mit unterschiedlicher Anisotropie bei 500°C für PE- (100 W, 0,2 mbar, 40 sccm SF₆) und ECR-Anlagen (640 W, 2,5x10⁻³ mbar, 25/40 sccm SF₆/Ar oder 25 sccm SF₆, -50 V) (Maßstab: 5µm).

Abb. 56 a) zeigt, dass mit dem SF₆-Prozess in der PE-Anlage schon mit Temperaturen von 410°C ausreichende laterale Ätzzraten von 50 nm/min erzielt werden können,

während der reine SF_6 -Prozess in der ECR-Anlage eine Ätzrate von 30 nm/min auch für 570°C nicht übersteigt. Mit der Zugabe von Ar kann in der ECR-Anlage bei einer Temperatur von 570°C die Ätzrate auf 50 nm/min erhöht werden. Der reine SF_6 -Prozess scheint demnach auf Grund der erreichten Ätzrate nicht zum Freistellen der AlGaIn/GaN-Resonatoren geeignet zu sein, da schon ohne Abzug der durch den Aufladungseinfluss erzeugten Ätzratenerhöhung die laterale Ätzrate zu gering ist.

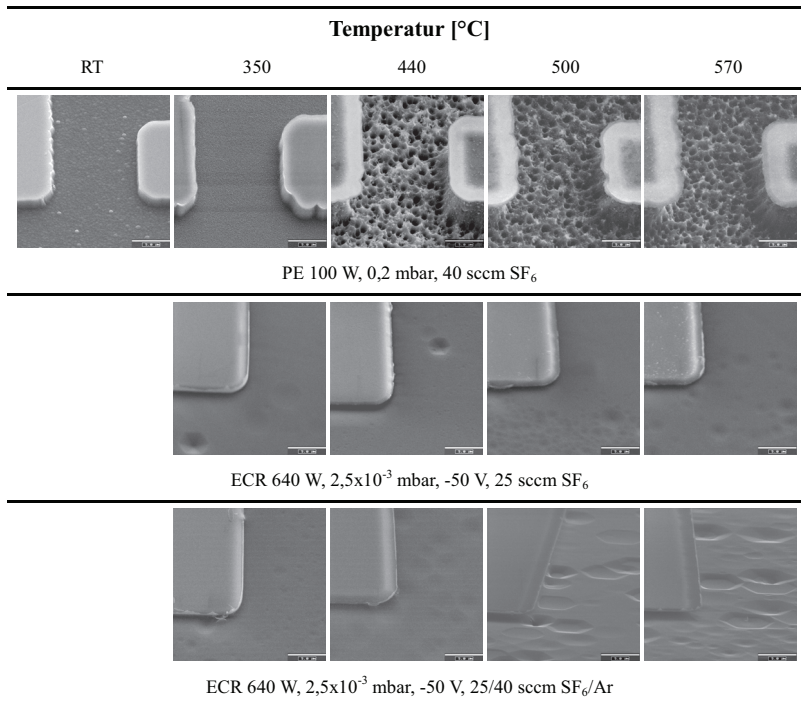
In Tab. 31 wird für ausgewählte Punkte der Temperaturmessreihe die Veränderung des Ätzprofils während einer Temperaturerhöhung mittels REM-Aufnahmen dargestellt. Wie erwartet, kann beobachtet werden, wie sich das Profil in der PE-Anlage von einem anisotropen Profil bei Raumtemperatur zu einem gerichteten Profil ab 350°C entwickelt, welches Anisotropiewerte von 0,7 für 350°C bis 0,6 für 570°C erreicht (Abb. 57 a)).

Tab. 31: REM-Aufnahmen zur Temperaturabhängigkeit des Ätzprofils von 4H-SiC, das in einer PE- bzw. ECR-Anlage für verschiedene SF_6 -Plasmen erreicht wurde (Maßstab: 5 μm).



In der ECR-Anlage treten im betrachteten Temperaturbereich dagegen fast ausschließlich stark isotrope Ätzprofile auf (Abb. 57 a) und b)). Während der SF₆-Prozess in der PE-Anlage durchgehend Anisotropiewerte $a > 0$ aufweist, darf für den SF₆/Ar-Prozess in der ECR-Anlage nach den gemessenen Anisotropien eine Temperatur von 400°C nicht überschritten werden, um die Vorgabe $a \geq 0$ zu erfüllen. Unter der Annahme, dass das Fehlen der Elektronenakkumulation für das Freistellen der AlGaN/GaN-Resonatoren zu einer Verringerung der lateralen Ätzrate und damit zu einer allgemeinen Erhöhung der Anisotropie führt, kann davon ausgegangen werden, dass auch in der ECR-Anlage eine ausreichende Anisotropie über den kompletten Temperaturbereich erreicht wird.

Tab. 32: REM-Aufnahmen zur Temperaturabhängigkeit der Oberflächenmorphologie von 4H-SiC, das in einer PE- bzw. ECR-Anlage in verschiedenen SF₆-Plasmen geätzt wurde (Maßstab: 5 µm).



Es zeigte sich eine starke Abhängigkeit zwischen Oberflächenmorphologie der geätzten Oberfläche und der verwendeten Anlage. In der PE-Anlage wurde eine extreme Verschlechterung der Morphologie festgestellt, die mit Zunahme der Temperatur für bestimmte Druckbereiche bis auf die geätzten Seitenwände übergeht (Tab. 31 und 32). Dies kann dadurch begründet werden, dass zunächst bei der PE-Anlage im Vergleich zur ECR-Anlage durch den niedrigeren Hintergrunddruck und die Nutzung der Anlage für weitere trockenchemische Ätzprozesse anderer Materialien eine größere Verunreinigung zu erwarten ist. Eine AES-Messung auf einer stark verunreinigten Oberfläche ergab, dass unter anderem Kaliumrückstände zu Mikromaskierungseffekten auf der Oberfläche führen (Abb. 58). Die Kaliumatome scheinen für diesen Druckbereich ab einer Temperatur von 410°C aus der Keramik des Heizelements auszudiffundieren. In der ECR-Anlage tritt dieser Effekt vermutlich auf Grund des besseren Hintergrunddrucks und dem erheblich niedrigeren Prozessdruckbereich, in dem auch für die PE-Anlagen keine Verunreinigungen festgestellt wurden, nicht auf. Vergleichsmessungen neben den Mikromaskierungsspitzen ergaben keine weiteren auffälligen Materialien. Allerdings ist auch eine Selbstmaskierung, etwa durch CF_x denkbar, die aber durch eine AES-Analyse nicht nachgewiesen werden konnte.

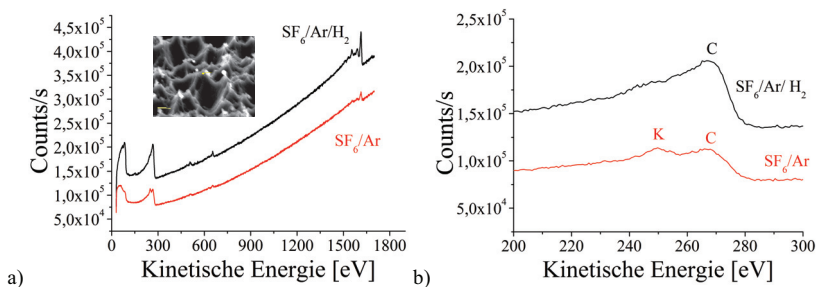


Abb. 58: Auger-Elektronen-Spektrum einer Verunreinigung, die bei hohen Temperaturen (ab 425°C) in der PE-Anlage (Ätzparameter: 50 W, 0,4 mbar, SF_6 40 sccm bzw. SF_6/H_2 40/5 sccm, 425°C, 20 mm) zu Mikromaskierungseffekten führt. b) Vergrößerung des für die Detektion von K-Atomen relevanten Ausschnitts aus dem Auger-Elektronen-Spektrum bei 250 eV.

Zunächst wurde allerdings davon ausgegangen, dass die Ursache der Verunreinigungen und der damit verbundenen Mikromaskierungseffekte in rückgesputtertem Ni- bzw. AlN-Maskenmaterial liegt. Daher wurden Versuche unternommen, mit Hilfe einer H_2 -Zugabe,

wie in der Literatur beschrieben, eine glattere Oberfläche zu erzeugen. Wie in Tab. 33 zu erkennen, konnte die Oberflächenmorphologie tatsächlich durch die Zugabe von H_2 in der PE-Anlage erheblich verbessert werden, während durch die zusätzliche Polymerbildung, wie zu erwarten, sowohl die vertikale als auch die laterale Ätzrate sanken. Dabei war der Einfluss auf die laterale Ätzrate durch diese Effekte größer, wodurch sich die Anisotropie leicht von 0,72 auf 0,78 erhöhte.

Durch einen bis jetzt noch nicht vollständig geklärten Mechanismus scheint die Zugabe von H_2 eine Verunreinigung durch Kalium zu unterdrücken. Es wird allerdings vermutet, dass sich durch die Bildung von KHF_2 an der Oberfläche des Heizelements eine Passivierung ausbildet, die ein weiteres Ausdiffundieren des Kaliums verhindert [Pit-47]. In der ECR-Anlage, in der ohnehin eine relativ glatte Oberfläche entsteht, konnte durch Zugabe von 5 sccm H_2 keine erhebliche Verbesserung der Oberflächenmorphologie erzielt werden (Tab 33). Auch die lateralen und vertikalen Ätzraten, sowie die Anisotropie wurden nur unerheblich beeinflusst.

Tab. 33: REM-Aufnahmen zur Abhängigkeit der Oberflächenrauheit von der Zugabe von H_2 zu einem SF_6 - bzw. SF_6/Ar -Plasma (Maßstab: 5 μm). b) Werte der Anisotropie a , vertikalen und lateralen Ätzrate, ER_v und ER_l , der durchgeführten Prozesse.

a)	PE-Anlage: 50 W, 0,4 mbar, 40 sccm SF_6 , 425°C, 20 mm		ECR-Anlage: 640 W, $2,5 \times 10^{-3}$ mbar, 440°C, -50 V, SF_6/Ar 25/40sccm	
H_2 -Zugabe	ohne H_2	5 sccm H_2	ohne H_2	5 sccm H_2
b)				
a	0,72	0,78	-0,14	-0,21
ER_l	48	31	40	40
ER_v	171	143	35	33

Die Rauheit der in der ECR-Anlage geätzten Oberflächen veränderte sich kaum durch die Temperaturerhöhung bei rms-Werten um 1,4 nm außerhalb der Ätzlöcher (Tab. 33).

Dabei nehmen die Ätzlöcher für den SF_6/Ar -Prozess zu und werden im Durchmesser größer. Dies bestärkt die Vermutung, dass eine Zugabe von Ar, sowohl eine höhere Ionendichte und damit mehr durch Ionenbombardement hervorgerufene Defekte und somit Ätzlöcher, als auch eine höhere Radikaldichte und damit Ätzlöcher mit einem größerem Durchmesser nach sich zieht.

Für das Freistellen der AlGaN/GaN-Resonatoren existiert demnach in beiden Anlagen das vollständige Temperaturfenster von 400-570°C, wobei die optimale Temperatur für eine hohe laterale Ätzrate durch die Implementierung in den Prozessablauf, in welchem keine wesentliche Beeinflussung des 2DEG oder der Ohmschen Kontakte auftreten darf, beschränkt wird (siehe Abschnitt 3.5.2). Zudem scheint, um Verunreinigungen durch Kalium zu vermeiden, eine Zugabe von H_2 trotz der deutlichen Verringerung der lateralen Ätzrate in der PE-Anlage notwendig zu sein.

Druckabhängigkeit

Die Messreihen zur Druckabhängigkeit wurden in den Druckbereichen, in denen ein stabiles Plasma für die Anlage vorausgesetzt werden kann (PE: 0,05-0,8 mbar; ECR 4×10^{-4} - $1,5 \times 10^{-2}$ mbar), bei einer Temperatur von 410°C für die PE-Anlage und 440°C für die ECR-Anlage aufgenommen. Für beide Anlagen ist ein Maximum in einem bestimmten Druckbereich erkennbar (Abb. 59), wie es aus der Theorie (vgl. Abschnitt 3.2.4) erwartet wird.

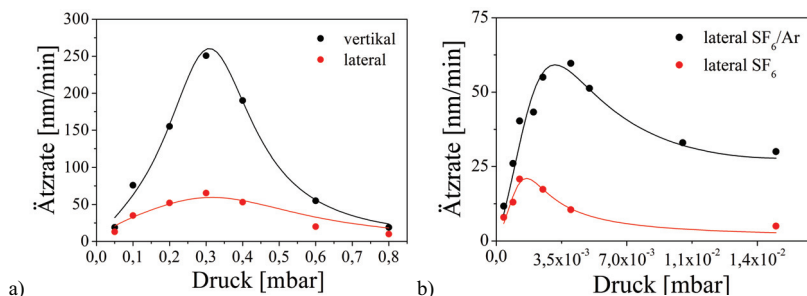


Abb. 59: Druckabhängigkeit vertikaler und lateraler Ätzraten von 4H-SiC a) für PE (100 W, 0,2 mbar, 40 sccm SF_6 , 410°C) und b) für ECR (640 W, 25/40 sccm SF_6/Ar oder 25 sccm SF_6 , 440°C) mit den über Gleichung (23) angefitzten Kurvenverläufen.

Das Maximum der Druckabhängigkeitskurve für die PE-Anlage liegt sowohl für die laterale als auch die vertikale Ätzrate bei ungefähr 0,3 mbar (Abb. 59 a)). Wie in Abschnitt 3.3.4 diskutiert, impliziert die Erhöhung der Ätzrate ohne Verschiebung des Maximums einen erhöhten Haftkoeffizienten α_S . Bei einer angenommenen festen Rekombinationsrate im Plasma, das bedeutet einem konstanten C -Wert für beide Ätzraten, kann beim Anfitzen der Kurven eine Vergrößerung von C_S bei einem gleichbleibenden Wert von λ beobachtet werden. Es ist also davon auszugehen, dass der Haftkoeffizient α_S für die laterale Ätzrate im Vergleich zur vertikalen Ätzrate deutlich niedriger liegt. Dies weist darauf hin, dass die Wahrscheinlichkeit für das Anhaften eines Fluorradikals an der Seitenwand deutlich geringer ist als für eine Anlagerung an der Grabenoberfläche. Um den Haftkoeffizienten α_S quantitativ zu bestimmen, muss, wie bereits in Abschnitt 3.3.4 dargestellt, die Radikal- und Ionendichte im jeweiligen Plasma ermittelt werden. Bei der ECR-Anlage unterscheiden sich die Maxima der lateralen Ätzraten für die verschiedenen Gasmischungen und liegen für ein reines SF₆-Plasma bei $1,25 \times 10^{-3}$ mbar und für ein SF₆/Ar-Gasgemisch bei etwa $3,25 \times 10^{-3}$ mbar (Abb. 59 b)).

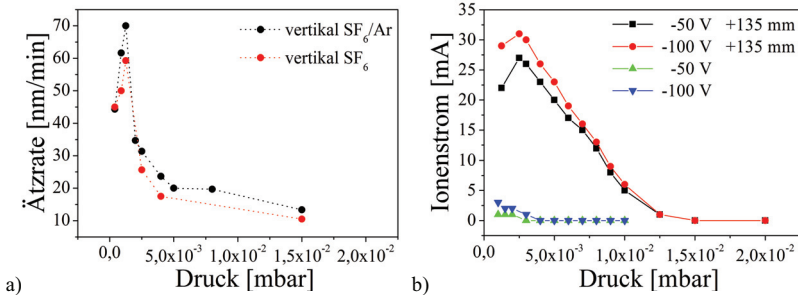


Abb. 60: a) Druckabhängigkeit der vertikalen Ätzrate von 4H-SiC für ECR (640 W, 25/40 sccm SF₆/Ar oder 25 sccm SF₆, 440°C). b) Druckabhängigkeit des an der Probenheizung gemessenen Ionenstroms in der ECR-Anlage für ein reines SF₆-Plasma (640 W, SF₆/Ar 25/40 sccm) mit unterschiedlichen Abständen zu Plasmaelektrode und unterschiedlich hoher Biasspannung, wobei die gestrichelten Linien der Veranschaulichung des Kurvenverlaufs dienen.

Die Verschiebung des Maximums in höhere Druckbereiche impliziert dabei eine Zunahme des auf Grund von Ionenbombardement ausgelösten Ätzvolumens. Die Kurven

lassen sich bei einem als konstant angesetzten Haftkoeffizienten und einer ebenfalls konstant angenommener Rekombinationsrate über die Konstante D , also λ , sehr gut anfitten und bestätigen diese Annahme. Wie bereits für die Temperaturabhängigkeit erläutert, kann dieser Effekt durch den Einfluss von Aufladungseffekten an der AlN-Maske begründet werden.

Die vertikale Ätzrate folgt im ECR-Plasma dagegen dem Verlauf des an der Substratheizung gemessenen Ionenstroms (Abb. 60 b)) und weist für beide Gasmischungen ein Maximum bei $2,5 \times 10^{-3}$ mbar auf (Abb. 60 a)). Dies ist dadurch begründet, dass im Vergleich zur PE-Anlage im niedrigen ECR-Prozessdruckbereich, welcher durch eine große mittlere freie Weglänge charakterisiert ist, die vertikale Ätzrate fast ausschließlich durch das Ionenbombardement beeinflusst wird.

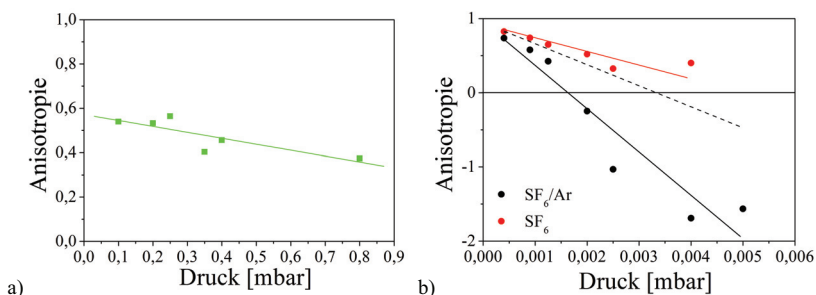


Abb. 61: Abhängigkeit der Anisotropie vom Prozessdruck für a) PE (100 W, 0,2 mbar, 40 sccm SF₆, 410°C) und b) ECR (640 W, 25/40 sccm SF₆/Ar oder 25 sccm SF₆, 440°C) mit Trendlinien zum Verlauf der Anisotropie (durchgezogene Linien) und dem zu erwartenden Anisotropieverlauf für ein SF₆/Ar-Plasma bei Vernachlässigung der Aufladungseffekte durch die AlN-Maskierung (gestrichelte Linie).

Für maximale laterale Ätzraten ist in der PE-Anlage ein Druck um 0,3 mbar einzuhalten, wobei für die angesetzten Prozessparameter hier Werte bis zu 65 nm/min erreicht werden können. Im Parameterfeld der Druckvariation der ECR-Anlage kann, wie schon zuvor, das reine SF₆-Plasma auf Grund der deutlich unter dem Zielwert von 40 nm/min liegenden lateralen Ätzraten ausgeschlossen werden. Langzeitätzversuche, auch bei höheren Temperaturen bis zu 530°C (vgl. Tab. 31), führen zur Herausbildung einer

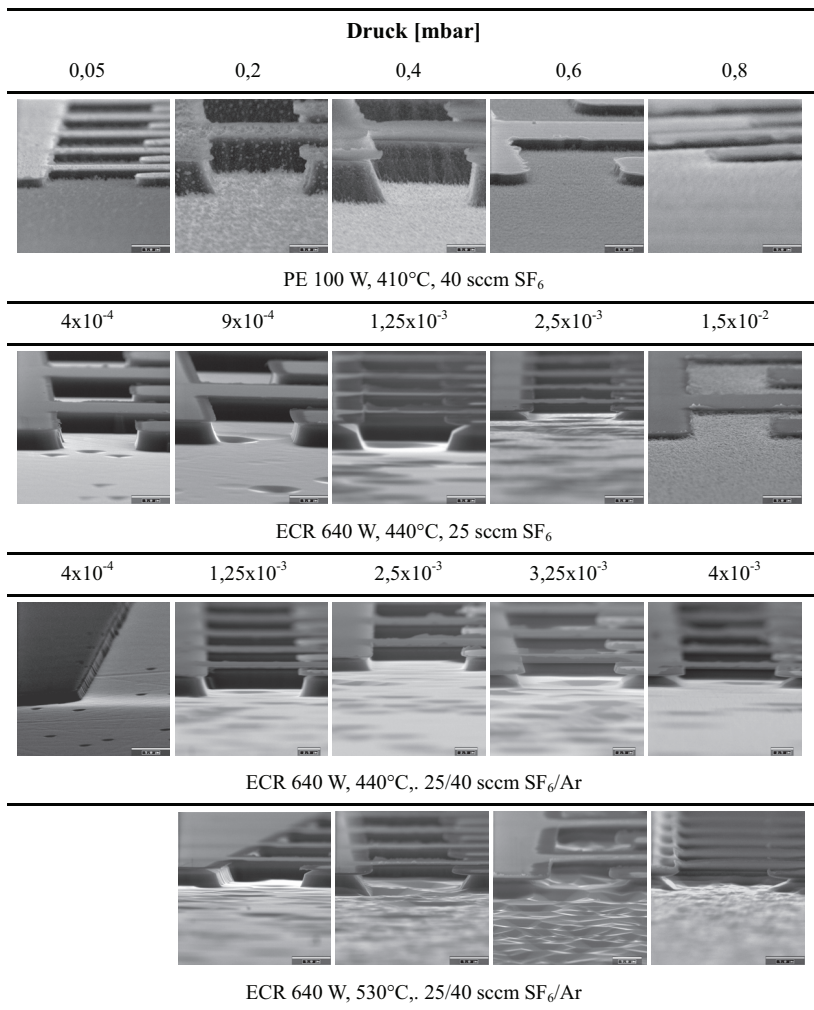
zweiten flacheren Seitenwand, welche sich durch einen elliptischen Verlauf auszeichnet. Es ergab sich die Gesetzmäßigkeit, dass im verwendeten SF₆/Ar-Prozess unter Berücksichtigung der Aufladungseffekte eine Halbierung der lateralen Ätzrate realistisch ist, wobei sich das Maximum tendenziell in kleinere Druckbereiche verschiebt. Damit läge der optimale Druckbereich für eine hohe laterale Ätzrate für den SF₆/Ar-Prozess zwischen $2,5 \times 10^{-3}$ und $3,5 \times 10^{-3}$ mbar bei Werten von etwa 32 nm/min.

In Tab. 34 ist die Abhängigkeit des Ätzprofils vom verwendeten Druck durch REM-Aufnahmen dargestellt. Die Anisotropie sinkt dabei für Versuche in der PE-Anlage mit steigendem Druck unwesentlich von 0,55 auf 0,3 und liegt damit über den gesamten Druckbereich hinweg im angestrebten Wertekorridor für die Anisotropie (Abb. 61 a)). Für die ECR-Plasmen kann in beiden Prozesse bei einem sehr geringen Druck bis 4×10^{-4} mbar ein gerichtetes Ätzprofil mit Anisotropiewerten von circa 0,8 beobachtet werden. Für das reine SF₆-Plasma sinkt die Anisotropie über den gewählten Druckbereich dabei auf 0,4, während für das SF₆/Ar-Gasgemisch negative Anisotropiewerte bis zu -1,6 auftreten. Auf Grundlage der vorher abgeschätzten Werte für die lateralen Ätzraten ohne Aufladungseffekte wurde in Abb. 61 b) der daraus resultierende Anisotropieverlauf dargestellt (gestrichelte Linie). Nach diesem Trendverlauf kann davon ausgegangen werden, dass der Druckbereich zwischen $2,5 \times 10^{-3}$ und $3,5 \times 10^{-3}$ mbar, der die höchste laterale Ätzrate aufweist, für das Freistellen der AlGaIn/GaN-Resonatoren positive Anisotropien verspricht.

Für den PE-Prozess wurde an der Stelle der höchsten lateralen Ätzrate allerdings auch der höchste Grad an Verunreinigungen nicht nur auf der geätzten Oberfläche und den Seitenwänden, sondern auch auf den geätzten Strukturen selbst festgestellt (Tab. 34 und 35). Wie bereits erläutert, wird diese Verunreinigung hauptsächlich auf Kaliumablagerungen zurückgeführt, die auf der zu ätzenden Oberfläche auch einen Mikromaskierungseffekt nach sich ziehen. Es wird vermutet, dass höhere Druckbereiche die Diffusion der K-Atome aus dem Heizelement begünstigen.

Für das laterale Ätzen in der PE-Anlage bedeutet dies, dass Verunreinigungen durch das Ätzen in niedrigen Druckbereichen oder durch die Zugabe von H₂ vermieden werden können, was beides eine Verringerung der lateralen Ätzrate nach sich zieht.

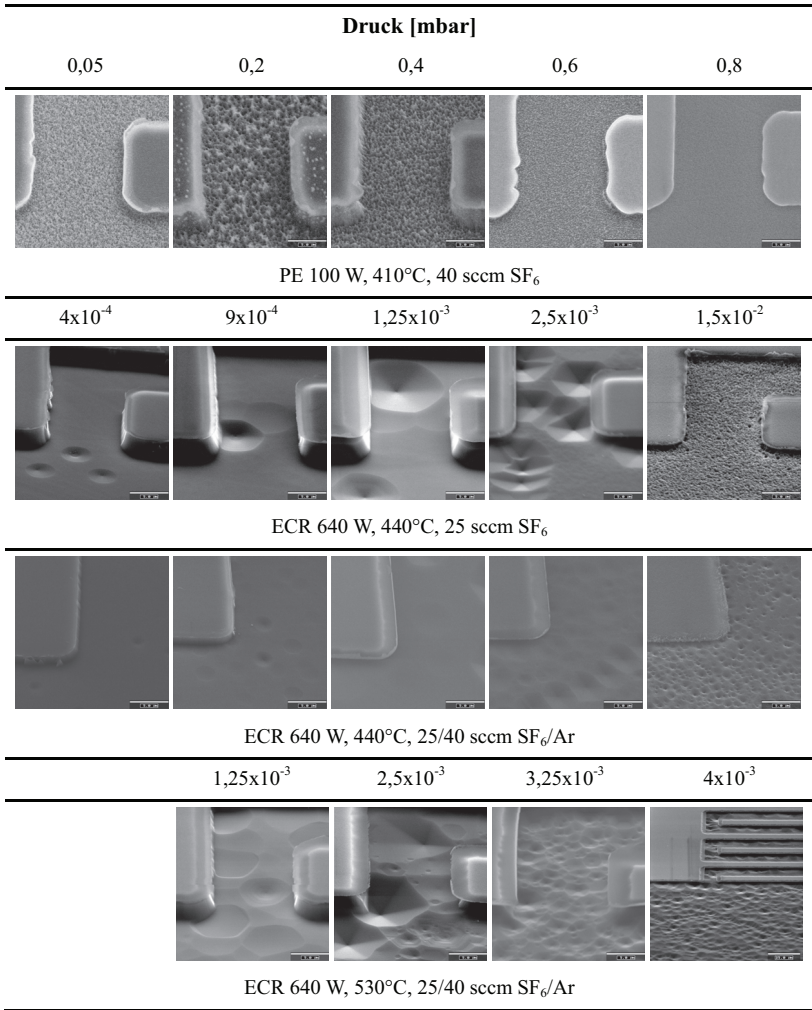
Tab. 34: REM-Aufnahmen zur Druckabhängigkeit des Ätzprofils von 4H-SiC, das in einer PE- bzw. ECR-Anlage in verschiedenen SF₆-Plasmen geätzt wurde (Maßstab: 5 µm).



Die Prozessierung in der ECR-Anlage ist grundsätzlich durch eine glatte geätzte Oberfläche in Bereichen außerhalb der Ätzlöcher gekennzeichnet (rms = 1,22 nm). Dabei kann beobachtet werden, dass der Durchmesser der Ätzlöcher bei höheren Drücken und

Substrattemperaturen zunimmt (von 1 zu 10 μm), was auf das stärkere isotrope Ätzverhalten unter diesen Bedingungen zurückzuführen ist.

Tab. 35: REM-Aufnahmen zur Druckabhängigkeit der Oberflächenbeschaffenheit von 4H-SiC, das in einer PE- bzw. ECR-Anlage in verschiedenen SF₆-Plasmen geätzt wurde (Maßstab: 5 μm).



Für das Freistellen der AlGaN/GaN-Resonatoren in der ECR-Anlage ist demnach bei einer Temperatur von 440°C der Druckbereich bis 4×10^{-3} mbar sinnvoll nutzbar.

Leistungsabhängigkeit

Zur Bestimmung des Einflusses der Plasmaleistung auf die Ätzraten wurde diese in der PE-Anlage bei 425°C von 25 bis 200 W variiert und die lateralen und vertikalen Ätzraten von *on-axis* und *off-axis*-4H-SiC-Substraten aufgenommen. *Off-axis* bedeutet dabei, dass die Sägerichtung des SiC-Kristalls im Vergleich zum *on-axis*-Substrat um einige Grad zur Basisfläche in $[1\bar{1}20]$ -Richtung verkippt ist.

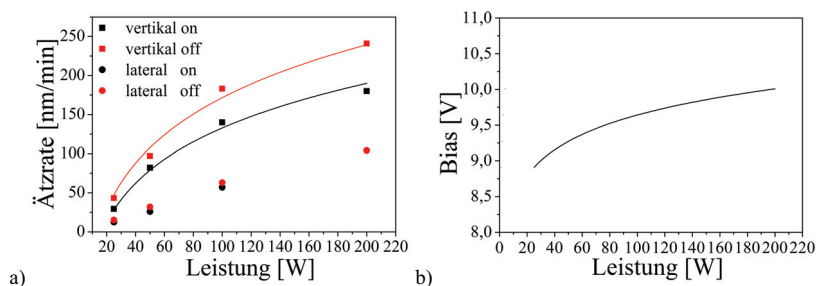


Abb. 62: a) Abhängigkeit der Ätzrate von der Leistung für PE (0,2 mbar, 40 sccm SF₆, 455 °C). b) Berechnete selbstinduzierte Biasspannung für die gegebenen vertikalen Ätzratenverläufe über die Leistung.

In Abb. 62 a) ist ein linearer Verlauf der lateralen Ätzrate für beide Substrattypen erkennbar, was auf die in Abschnitt 3.2.4 erläuterte Erhöhung der Fluorradikaldichte zurückzuführen ist. Im Vergleich dazu zeigen die vertikalen Ätzraten einen logarithmischen Verlauf. Durch Anwendung der in [You-83] beschriebenen Gleichung (25), konnte für den gemessenen vertikalen Ätzratenverlauf auf eine selbstinduzierte Biasspannung in der PE-Anlage von ungefähr 9-10V geschlossen werden (Abb. 62 b)), was unter diesen Prozessbedingungen einen realistischen Wert für ein floatendes Potential darstellt. Um diesen Wert zu verifizieren, müssten weitere Messpunkte aufgenommen und, wenn möglich, das Ergebnis durch eine Messung der selbstinduzierten Biasspannung an der PE-Anlage überprüft werden. Für das Freistellen der AlGaN/GaN-Resonatoren ergibt sich somit ab Plasmaleistungen von etwa 75 W bei

einer sehr geringen selbstinduzierten Biasspannung von 10 V eine ausreichende laterale Ätzrate.

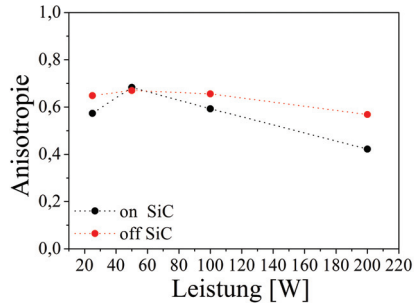
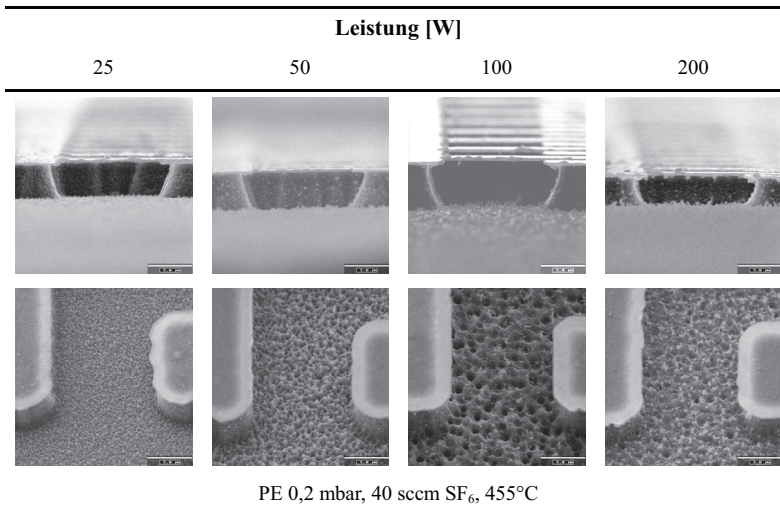


Abb. 63: Abhängigkeit der Anisotropie von der Leistung in einer PE-Anlage (0,2 mbar, 40 sccm SF₆, 455°C) für *on-axis*- und *off-axis*-4H-SiC, wobei die gestrichelten Linien der Veranschaulichung des Kurvenverlaufs dienen.

Tab. 36: REM-Aufnahmen zur Leistungsabhängigkeit des Ätzprofils und der Oberflächenbeschaffenheit von 4H-SiC, das in einer PE-Anlage in SF₆-Plasma geätzt wurde (Maßstab: 5 µm).



Wie in [You-83] vermutet, nimmt die Anisotropie für eine Erhöhung der Plasmaleistung ab (Abb. 63) und gleichzeitig ergibt sich eine Tendenz zur Herausbildung eines isotropen Profils (Tab. 36), was durch eine höhere Radikaldichte bedingt ist. Allerdings nimmt durch die Erhöhung der Ionenenergie auch die Rauheit der geätzten Oberfläche mit der Plasmaleistung stetig zu. Für Leistungen über 100 W entstehen erneut starke Verunreinigungen auch auf den Resonatorstrukturen. Mit Werten zwischen 0,65 und 0,4 werden die Anforderungen an die Anisotropie über den kompletten untersuchten Leistungsbereich hinweg erfüllt.

In der ECR-Anlage wurde die Plasmaleistung bei 640 W gehalten, um ein fluorradikalreiches stabiles Plasma zu sichern. Eine Erhöhung über 640 W erschien nicht weiter sinnvoll, da auch für das Ätzen von 3C-SiC-Substraten keine große Steigerung der vertikalen Ätzrate durch eine Erhöhung der Plasmaleistung erzielt werden konnte [Foe-05]. Für die ECR-Anlage wurde dementsprechend die Abhängigkeit der vertikalen und lateralen Ätzrate von der entkoppelten DC-Biasspannung für den Bereich von +20 bis -200 V ermittelt (Abb. 64 a)).

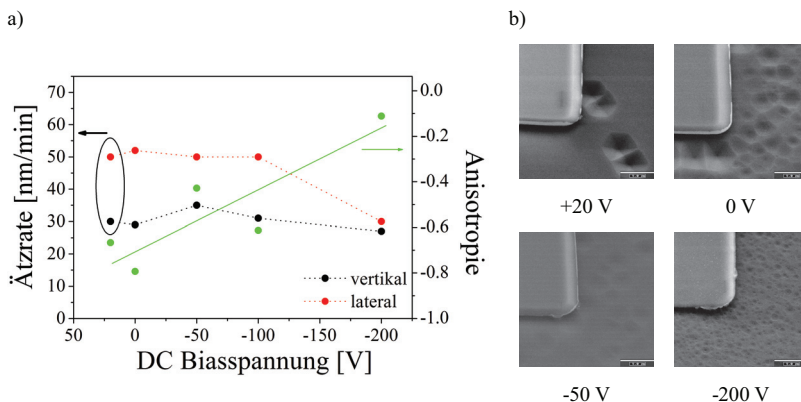


Abb. 64: a) Abhängigkeit der Ätzrate vom angelegten Bias für ECR (640 W, $2,5 \times 10^{-3}$ mbar, 25/40 sccm SF₆/Ar, 440°C), wobei die gestrichelten Linien der Veranschaulichung des Kurvenverlaufs dienen. b) REM-Aufnahmen der geätzten 4H-SiC-Oberfläche für verschiedene Spannungswerte des angelegten Bias (Maßstab: 5 µm).

Die laterale Ätzrate bleibt dabei mit einem Wert von 50 nm/min bis zu einer Biasspannung von -100 V relativ konstant und fällt für größere Spannungen bis -200 V

um die Hälfte ab. Es wird vermutet, dass für solch hohe Spannungswerte ein ‚Durchbruch‘ der AlN-Maskierung stattfindet und der positive Effekt auf die laterale Ätzrate durch die Aufladung an der Grenzfläche entfällt. Die vertikale Ätzrate stagniert gleichzeitig über die Spannungsvariation hinweg auf einem Wert von circa 30 nm/min und kann auch mit der Erhöhung des physikalischen Anteils nicht vergrößert werden. Die Anisotropie zeigt folglich eine steigende Tendenz mit einer Erhöhung der Biasspannung. Weiterhin konnte beobachtet werden, dass durch die höhere Ionenenergie für größere Spannungen die Anzahl der Ätzlöcher stetig steigt und der Durchmesser der Löcher auf Grund der geringeren chemischen Komponente kleiner wird (Abb. 64 b)).

Für das Freistellen der AlGaN/GaN-Resonatoren wurde eine Biasspannung von -50 V gewählt, da hier das Verhältnis zwischen chemischer und physikalischer Komponente am günstigsten erscheint und außerhalb der Ätzlöcher eine glatte Oberfläche mit $rms = 1,05 \text{ nm}$ hinterlässt.

3.4.4 Zusammenfassung

Abb. 65 zeigt zusammenfassend den Einfluss der verwendeten Prozessparameter auf die laterale Ätzrate und die Anisotropie von 4H-SiC in einem fluorbasierten PE- bzw. ECR-Plasma. Dabei wird erst durch Erhöhung der Temperatur ein lateraler Ätzabtrag möglich. Während der Einfluss der ECR-Biasspannung auf die laterale Ätzrate sehr gering ist, kann die Ätzrate über Druck und PE-Leistung in einem weiten Feld gesteuert werden, wobei die Druckabhängigkeitskurve gemäß dem vorgestellten Modell ein Maximum besitzt.

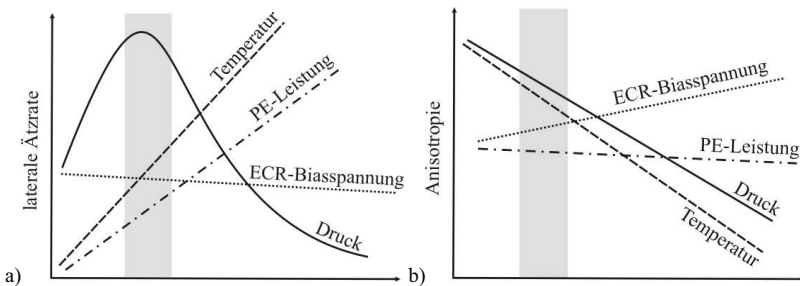


Abb. 65: Qualitativer Kurvenverlauf für den Einfluss der variierten Prozessparameter auf a) die laterale Ätzrate und b) die Anisotropie (Prozessfenster grau hervorgehoben).

In Tab. 37 und 38 sind die durch Veränderung der Prozessparameter erzielten Ätzraten übersichtlich dargestellt.

Tab. 37: Übersicht zu in der PE-Anlage erzielten lateralen Ätzraten und Anisotropiewerten für 4H-SiC mit dem Ausgangsprozess (100 W, 0,2 mbar, 40 sccm SF₆, 410°C).

Prozessparameter	Bereich	laterale Ätzrate	Anisotropie
Druck [mbar]	0,05-0,8	25-65	0,3-0,55
Leistung [W]	25-200	15-105	0,4-0,65
Temperatur [°C]	350-570	30-100	0,6-0,7

Tab. 38: Übersicht zu in der ECR-Anlage erzielten lateralen Ätzraten und Anisotropiewerten für 4H-SiC mit dem Ausgangsprozess (640 W, $2,5 \times 10^{-4}$ mbar, -50 V, 25 sccm SF₆ oder 25/40 sccm SF₆/Ar, 440°C).

Prozessparameter	Bereich	laterale Ätzrate		Anisotropie	
		SF ₆	SF ₆ /Ar	SF ₆	SF ₆ /Ar
Druck [mbar]	4×10^{-4} - 8×10^{-3}	8-20	10-60 [5-30]	0,4-0,8	-1,6-0,8 [-0,35-0,8]
Biasspannung [V]	+20(-200)	-	40-50	-	-0,8(-0,1)
Temperatur [°C]	350-570	10-50	40-65	-1,1(-0,6)	-0,6-0,5

Unter Berücksichtigung der in Abb. 65 aufgezeigten Verläufe für die laterale Ätzrate und die Anisotropie und den zu erfüllenden Werten: laterale Ätzrate >40 nm/min und Anisotropie zwischen 0 und 0,7, wurde für die Freistellung der AlGaN/GaN-Resonatoren auf 4H-SiC-Substrat die in Abb. 66 dargestellten Prozessparameter festgelegt. Der Abstand zur Plasmaelektrode wurde für eine hohe laterale Ätzrate dabei möglichst gering gehalten. Um einen negativen Einfluss auf den Widerstand der 2DEG-Rückelektrode zu vermeiden, was im folgenden Kapitel näher erläutert wird, wurde die Temperatur nicht über 440°C erhöht. Es wurde versucht, die Verunreinigungen in der PE-Anlage mit Hilfe einer relativ gering angesetzten PE-Leistung von 50 W und einem Druck außerhalb des Maximums der Druckabhängigkeitskurve von 0,4 mbar möglichst gering zu halten. Auch durch den Zusatz von H₂ konnten diese allerdings nicht ausreichend kontrolliert werden,

wobei die laterale Ätzrate für diesen Ätzprozess auf einen Wert von 31 nm/min sank (Abb. 66 a)). Da der Vorteil der hohen lateralen Ätzraten in der PE-Anlage auf Grund der schlechten Morphologie nicht genutzt werden kann, wurden bis zu diesem Zeitpunkt alle auf 4H-SiC-Substraten hergestellte AlGaN/GaN-Resonatoren mit dem in Abb. 66 b) beschriebenen ECR-Prozess freigestellt.

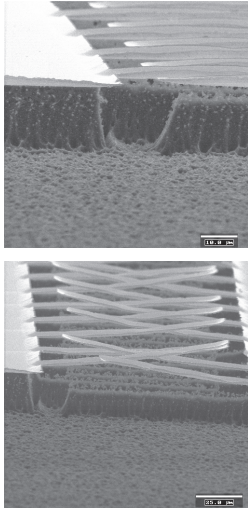
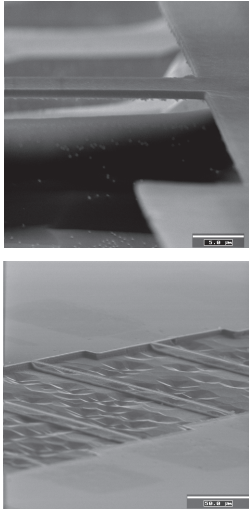
Anlagen	a) PE-Anlage	b) ECR-Anlage
		
<i>ER_l</i> [nm/min]:	31	25
Anisotropie <i>α</i> :	0,78	0

Abb. 66: REM-Aufnahmen der ausgewählten Prozesse zur Freistellung der AlGaN/GaN-Resonatoren auf 4H-SiC-Substrat mit den Prozessparametern: a) PE-Anlage: 50 W, 0,4 mbar, 40/5 sccm SF₆/H₂, 425°C, 20 mm und b) ECR-Anlage: 640 W, 3x10⁻³ mbar, 40/25 sccm Ar/SF₆, 440°C, -50 V, 135 mm.

Während des gesamten Herstellungsprozesses darf der Widerstand der 2DEG-Rückelektrode nur unwesentlich vergrößert werden, da sonst die Funktionsfähigkeit der AlGaN/GaN-Resonatoren eingeschränkt wird. Um diese negative Auswirkung eines zu großes Widerstands durch die in den letzten Abschnitten beschriebenen nass- und trockenchemischen Strukturierungsprozesse auszuschließen, wurden die Prozessschritte einzeln auf ihren Einfluss überprüft, was im folgenden Kapitel dargelegt wird.

3.5 Beeinflussung des Widerstandes der 2DEG-Rückelektrode durch die Prozessierung

Die AlGaIn/GaN-Heterostruktur und die Ohmschen Kontakte sind während der gesamten Prozesskette unterschiedlichen chemischen Lösungen, hohen Temperaturen und verschiedenen Plasmaätzprozessen ausgesetzt, welche das 2DEG und die Struktur der Ohmschen Kontakte negativ beeinflussen können. Im folgenden Kapitel soll der Einfluss der einzelnen Prozessschritte auf den Widerstand der 2DEG-Rückelektrode untersucht werden, um deren Parameterfelder hinsichtlich einer Beeinträchtigung der Funktionalität der AlGaIn/GaN-Resonatoren zu beschränken. Hierzu wurde die Widerstandsänderung ΔR für die verschiedenen Prozessschritte ermittelt, wobei ΔR die Summe der Widerstandsänderungen darstellt, die durch die strukturelle Degradation der Ohmschen Kontakte und die Beeinflussung des 2DEG-Flächenwiderstandes durch Beeinträchtigung der AlGaIn/GaN-Oberfläche verursacht werden.

3.5.1 Einfluss durch chemische Behandlung

Während der Unterätzung der AlGaIn/GaN-Resonatoren auf Saphir durch das nasschemische Ätzen der AlN-Opferschicht (siehe Abschnitt 3.3.2), bei der die Ohmschen Kontakte durch eine Kontaktverstärkung aus Gold geschützt sind, kam es zu keiner messbaren Beeinflussung des Widerstandes durch eventuelle Wechselwirkungen der Ätzflanken mit den unterschiedlichen Lösungsmitteln. Eine Ausnahme bildet der Entwickler AZ400K. Dieser greift die Unterseite der AlGaIn/GaN-Resonatorstrukturen, in diesem Fall die *N-face*-Seite, aggressiv an, was eine Degradation des 2DEG-Flächenwiderstandes zur Folge hat.

Während verschiedener anderer Prozessschritte, etwa der Strukturierung der piezoelektrischen Topkontakte, sind die Ohmschen Kontakte den chemischen Lösungen direkt ausgesetzt. Daher wurde eine Untersuchung durchgeführt, inwiefern sich der Widerstand der 2DEG-Rückelektrode in Abhängigkeit von der verwendeten Lösung verändert. Hierzu wurden auf $1 \times 1 \text{ cm}^2$ Proben, wie in Abschnitt 3.1.2 erläutert, Ohmsche Kontakte auf eine AlGaIn/GaN-Heterostruktur aufgebracht und einlegiert. Sowohl vor als auch nach dem Aussetzen der Proben mit verschiedenen Lösungsmitteln (jeweils 5 min) wurden UI-Kennlinien an fünf Stellen der Proben aufgenommen. Die prozentuale Abweichung des Widerstandes nach der Behandlung mit der jeweiligen Lösung ist in

Abb. 67 a) dargestellt. Da, wie zuvor erläutert, bei geschützten Ohmschen Kontakten keine Beeinflussung des Widerstandes messbar war, kann davon ausgegangen werden, dass in diesem Fall vor allem die Reaktion der Ohmschen Kontakte mit den chemischen Lösungen zu einer Widerstandsänderung ΔR führt.

In Abb. 67 a) ist zu erkennen, dass vor allem durch Aussetzen mit hoch konzentrierter KOH-Lösung bei einer Temperatur von 40°C eine deutliche Verschlechterung des Widerstandes um bis zu 27% auftritt. Wie in Abschnitt 3.1.2 beschrieben, handelt es sich bei den Ohmschen Kontakten nicht um eine homogene Legierung, sondern um Cluster mit unterschiedlichen Radien, wobei an der Oberfläche vor allem Ti und Al vorhanden sind. Durch KOH-Lösungen verschiedener Konzentrationen und weitere Al-ätzende Lösungen, wie $\text{FeCl}_3 + \text{Ammoniumpersulfat}$ und $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH}:\text{H}_2\text{O}$, werden die Kontaktoberflächen bei höheren Temperaturen angegriffen und somit der Widerstand erhöht (Abb. 67 b)).

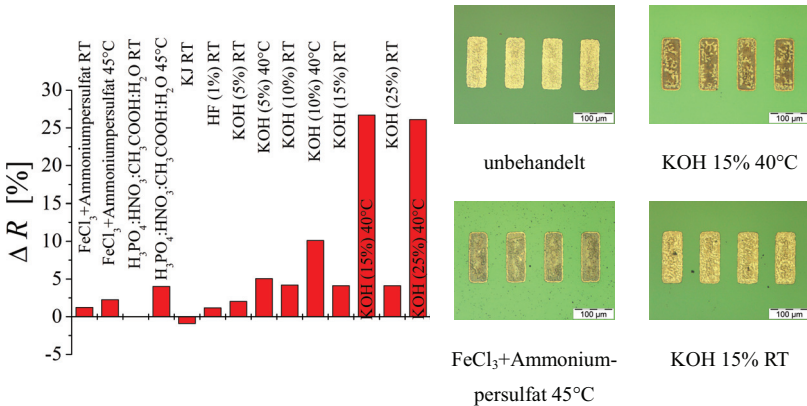


Abb. 67: a) Abhängigkeit der Änderung des 2DEG-Widerstandes (in %) von der verwendeten Lösung. b) Mikroskopaufnahmen mit unterschiedlichen Lösungen nasschemisch behandelter Ohmscher Kontakte auf einer AlGaIn/GaN/SiC-Heterostruktur.

Die hohe Bindungsenergie von Al und die natürliche Passivierung durch Bildung von Al_2O_3 kann nur schwer ohne Wärmezufuhr überwunden werden und es kommt somit für dieselben chemischen Lösungen nur zu einer unwesentlichen Beeinflussung des Widerstandes von ca. 5%. Auch Ti-ätzende Lösungen beeinflussen über diesen

Mechanismus den Widerstand. Bei einer sehr niedrigen Konzentration der HF-Lösung und Raumtemperatur ist die Veränderung des Widerstandes mit 2% allerdings vernachlässigbar klein. Das Aussetzen der Proben mit der Au-Ätzlösung KJ führt sogar zu einer geringen Verbesserung des Widerstandes, was eventuell durch die positiven Ionen in der Kaliumlösung verursacht wird. Anhand der aus diesen Messungen entnommenen Ergebnisse wurden die Prozesspläne so angepasst, dass nur chemische Lösungen für die Prozessierung verwendet werden, die keine deutliche Vergrößerung des Widerstandes zur Folge haben. Dabei rufen die chemischen Lösungen insgesamt nur geringe prozentuale Veränderungen des Widerstandes der 2DEG-Rückelektrode hervor, während die im Folgenden beschriebenen Prozesse einen erheblich größeren Einfluss aufweisen.

3.5.2 Einfluss durch hohe Temperaturen

Die Ohmschen Kontakte werden während des isotropen Ätzens der 4H-SiC-Substrate neben Chemikalien auch Temperaturen von bis zu 600°C ausgesetzt. Auch dieser Prozessschritt wurde hinsichtlich der Beeinflussung des Widerstandes der 2DEG-Rückelektrode, sowie der Struktur der Ohmschen Kontakte untersucht. Dabei wurde die Widerstandsänderung erneut mit Hilfe der Aufnahme von UI-Kennlinien an fünf verschiedenen Punkten der Probe vor und nach dem isotropen Ätzen in der PE- bzw. ECR-Anlage ermittelt (Abb. 68). Wie in Abschnitt 3.1.2 beschrieben, wurden die Ohmschen Kontakte in die AlGaN/GaN-Heterostruktur (auf 4H-SiC-Substrat) einlegiert und mit einer 150 nm dicken Ni-Schicht als Schutzmaske versehen, um den Prozessablauf korrekt zu simulieren. Die Ni-Maske wurde nach dem trockenchemischen Ätzen bei 40°C mit FeCl_3 + Ammoniumpersulfat entfernt und anschließend der Widerstandsunterschied ΔR aufgezeigt.

Die Proben wurden bei den Prozessbedingungen PE (50 W, 0,4 mbar, 40 sccm SF_6) und ECR (640 W, $2,5 \times 10^{-3}$ mbar, 40/25 sccm Ar/ SF_6) 30 min Temperaturen zwischen 390 und 600°C ausgesetzt. Dabei veränderte sich der Widerstand um bis zu 120% (Abb. 68). Um die Funktionsfähigkeit der 2DEG-Rückelektrode zu gewährleisten, besteht die Forderung, dass eine Veränderung des Widerstands von 75% nicht überschritten werden sollte. Da das 2DEG während des gesamten Ätzprozesses geschützt war und die 1%-Veränderung, welche durch das Entfernen der Nickelmaske mit der FeCl_3 +

Ammoniumpersulfat-Lösung verursacht wird, vernachlässigt werden kann, wurde als Ursache für die Erhöhung des Widerstandes eine Degradation der Ohmschen Kontakte durch die weitere Eindiffusion der Metalle in die AlGaIn/GaN-Heterostruktur angenommen.

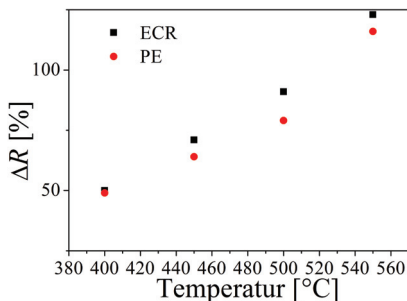


Abb. 68: Abhängigkeit der Widerstandsänderung ΔR von der Temperatur beim Ätzen für die Prozessparameter PE (50 W, 0,4 mbar, 40 sccm SF_6) und ECR (640 W, $2,5 \times 10^{-3}$ mbar, 40/25 sccm Ar/ SF_6).

Für die Prozessierung wurde auf Grund dieser Ergebnisse auf Temperaturen über 450°C für das laterale Ätzen der 4H-SiC-Substrate verzichtet.

3.5.3 Einfluss der trockenchemischen Plasmaprozesse

Neben hohen Temperaturen und den für den Prozessverlauf notwendigen chemischen Lösungen werden die AlGaIn/GaN-Heterostrukturen wie auch die Ohmschen Kontakte verschiedenen trockenchemischen Ätzprozessen ausgesetzt. Aus diesem Grund wurde auch der Zusammenhang zwischen der Widerstandsänderung der 2DEG-Rückelektrode und den verwendeten trockenchemischen Ätzprozessen systematisch untersucht.

Chlorbasierter Ätzprozess zur anisotropen Strukturierung der AlGaIn/GaN-Heterostruktur

Wie Abb. 11 zu entnehmen ist, werden alle AlGaIn/GaN-Heterostrukturen unabhängig von ihrem Substrat in einem chlorbasierten ICP-Plasma anisotrop geätzt und dadurch die Breite der Resonatoren festgelegt. Durch die laterale Einschränkung des 2DEG kommt es in der Nähe der Resonatorante zu einer Bandverbiegung an der Oberfläche, in diesem Fall zu einer Verarmung des 2DEG. Während die aktive Fläche den gesamten Prozess hindurch von einer Ni-Maske geschützt wird, ist die Seitenkante dem Chlorplasma ungeschützt ausgesetzt. Es wird zunächst geklärt, ob durch das Ionenbombardement

während des Chlorätzprozesses auf Grund von auf die freigelegten Seitenwände des Resonators zurückgesputterte Ionen die Verarmungszone an der Grenzfläche vergrößert und somit auch der 2DEG-Widerstand erhöht wird. Dabei soll die minimale Resonatorbreite ermittelt werden, ab der Ätزشäden an den Grenzflächen und die damit verbundene Bandverbiegung zu einer vollständigen Verarmung des 2DEG über die gesamte Balkenbreite führen.

Zunächst wurde eine auf Saphir aufgewachsene AlGaIn/GaN-Heterostruktur mit einer Ladungsträgerkonzentration $n_s = 1,3 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ und einer Beweglichkeit $\mu = 1000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ für das 2DEG mit Ohmschen Kontakten versehen und anschließend mit einer 150 nm dicken Ni-Maske Resonatoren in unterschiedlicher Länge von 20-250 μm vordefiniert. Drei Proben wurden jeweils 5, 10 und 20 min einem Chlorplasmaprozess mit relativ hohem physikalischen Ätzanteil ausgesetzt (ICP Anlage: ICP 500 W, RIE 50 W, Cl_2/Ar 20/5 sccm, 8 mTorr, RT). Anschließend wurden jeweils die UI-Kennlinien für die verschiedenen Resonatorlängen nach Entfernung der Ni-Maske aufgenommen. Während dieser Versuche überschritt die Vergrößerung des Widerstandes auch bei einer Ätzzeit von 20 min nie 3%. Eine solche Änderung kann schon durch die Entfernung der Ni-Maskierung hervorgerufen werden. Die gemessenen Widerstände zeigen dabei eine gute Übereinstimmung zu den für die gegebene Ladungsträgerdichte und Beweglichkeit mit Gleichung:

$$R = \frac{l}{w \cdot \mu \cdot n_s \cdot e} \quad (32)$$

errechneten Werte (durchgezogene Linie Abb. 69) und skalieren bei gleich bleibender Resonatorbreite über die Länge. Um die minimale Resonatorbreite zu definieren, ab der das 2DEG auf Grund der lateralen Strukturierung allmählich vollständig verarmt, wurden mit Hilfe der Elektronenstrahlithographie Resonatoren mit einer einheitlichen Länge von 50 μm und einer variierenden Breite von 150 nm bis 10 μm definiert und durch einen chlorbasierten anisotropen Trockenätzprozess (ICP-Anlage: ICP 500 W, RIE 25 W, Ar/Cl_2 5/20 sccm, 8 mTorr) eine 100 nm tiefe Mesa freigestellt. Nach dem Ätzen wurde die dazu verwendete Ni-Maskierung nasschemisch entfernt, und wie bereits beschrieben, Ohmsche Kontakte zur Kontaktierung des 2DEG einlegiert, um anschließend UI-Kennlinien aufzunehmen.

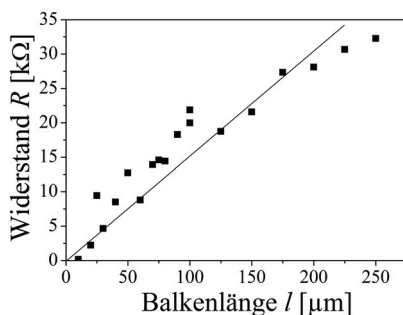


Abb. 69: Widerstand des 2DEG über die Balkenlänge nach 10 min anisotropem Chlorätzprozess und berechnete Widerstandswerte für die gegebene Ladungsträgerkonzentration und Beweglichkeit (durchgezogene Linie) [Nie-08].

Aus diesen Versuchen ergab sich, dass die minimale Breite hauptsächlich durch die Kantenrauheit der Resonatorstrukturen und weniger durch die Raumladungszone begrenzt wird. Somit kann die Resonatorbreite bei glatten *lift off*- bzw. Lackkanten bis in den Nanometerbereich dimensioniert werden. Die Messergebnisse und Vorgehensweise zu diesen Versuchen werden dabei ausführlich in [Hau-06, Cim-07d] diskutiert.

Fluorbasierter Ätzprozess zur isotropen Strukturierung der Si-, 4H-SiC- und 3C-SiC/Si-Substrate

Gegenüber einer direkten Einwirkung auf die Oberfläche der AlGaIn/GaN-Heterostruktur scheint der Widerstand weitaus empfindlicher zu sein. Wie bereits in den vorherigen Abschnitten, wurden AlGaIn/GaN-Heterostrukturen auf verschiedenen Substraten mit Ohmschen Kontakten präpariert. Diese wurden mit einer Ti/Au-Kontaktverstärkung (10/200 nm) versehen, die sie in den Prozessen ausreichend vor einer Degradation schützt. So konnte isoliert der Einfluss der trockenchemischen Ätzprozesse auf den Widerstand des 2DEG bei einer Oberflächenbehandlung aufgezeigt werden (Abb. 70). Um den Einfluss eines reinen Ionenbeschusses auf den 2DEG-Widerstand ohne reaktive Komponente im Plasma einschätzen zu können, wurden zunächst 3 Proben in einem O₂-Plasma (ICP 500 W, RIE 50 W bzw. 0 W, 10 mTorr, 50 sccm O₂, RT) geätzt. Dabei wird deutlich, dass der 2DEG-Widerstand durch den Einsatz einer zusätzlichen RIE-Leistung innerhalb von 10 min um das bis zu 40-fache steigt, während dieselben Prozessparameter, ohne Einsatz einer zusätzlichen RIE-Leistung, einen viel geringeren

Einfluss aufweisen. Das legt die Vermutung nahe, dass vor allem das Ionenbombardement während des Ätzprozesses zur Degradation des 2DEG-Flächenwiderstandes führt. Dies kann auch bei der Prozessierung in reaktiven Fluorplasmen beobachtet werden. Während ein Fluorplasma mit rein chemischen Komponenten keinen oder sogar leicht positiven Einfluss auf den Widerstand des 2DEG hat [Cim-07b], kommt es zu einer stetigen Zunahme des Widerstandes bei Erhöhung des Ionenbombardements während des Plasmaätzprozesses.

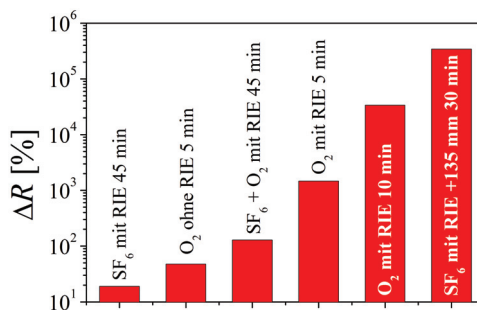


Abb. 70: Änderung des 2DEG-Widerstandes [in %] durch verschiedene trockenchemische Ätzprozesse.

Es wurden jeweils zwei Proben 45 min den im folgenden Abschnitt erläuterten Prozessen zum vertikalen Ätzen von 3C-SiC (SF₆ + O₂ mit RIE) und lateralen Ätzen von Si (SF₆ mit RIE) ausgesetzt. Der laterale Si-Ätzprozess zeigte bei einer angelegten DC-Biasspannung von -50 V nur einen geringen Einfluss auf den 2DEG-Widerstand, während der Prozess für das vertikale Ätzen von 3C-SiC bei -100 V DC-Biaspannung den Widerstand in derselben Zeit bereits um 100% erhöhte. Da der isotrope Si-Prozess auch für längere Ätzzeiten kaum eine Auswirkung auf den Widerstand zeigte, wurden die AlGaIn/GaN-Resonatoren auf den Si-Substraten freigestellt, ohne die AlGaIn/GaN-Heterostruktur durch eine Maskierung zu schützen (Abb. 11 g)). Die dünne 3C-SiC-Schicht der 3C-SiC/Si-Substrate wird bereits durch den anisotropen Ätzprozess für die AlGaIn/GaN-Heterostruktur entfernt. Daher konnten auch diese AlGaIn/GaN-Resonatoren ohne eine Schutzmaskierung mit Hilfe des isotropen Si-Prozesses freigestellt werden. Zuletzt wurde eine Probe bei Raumtemperatur dem lateralen 4H-SiC-Prozess (ECR-Anlage: 640 W, -50 V, 3 × 10⁻³ mbar, SF₆/Ar 25/40 sccm, RT) mit dem auf

13,5 cm verkürzten Abstand zur Plasmaelektrode ausgesetzt, was zu einer drastischen Vergrößerung des 2DEG-Widerstandes um das bis zu 4000-fache führte. Die Abstandsverkürzung hat eine deutliche Zunahme des Ionenbombardements (vgl. Abb. 60 b)) zur Folge, weshalb die Oberfläche der aktiven Schicht während eines lateralen 4H-SiC-Ätzprozesses durch eine Ni-Maskierung geschützt werden muss.

Die so gewonnenen Erkenntnisse über den Zusammenhang einzelner Prozessschritte und der durch sie verursachten Veränderung des Widerstandes der 2DEG-Rüchkelektrode wurden noch während der Erstellung dieser Arbeit in der Prozessentwicklung berücksichtigt.

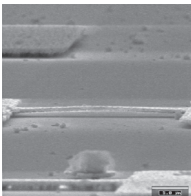
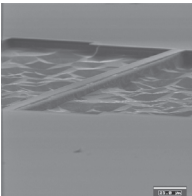
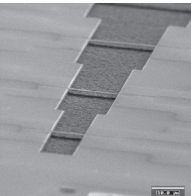
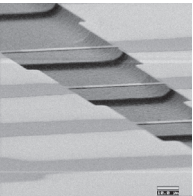
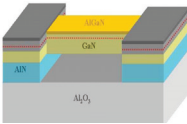
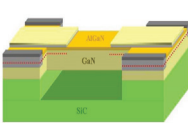
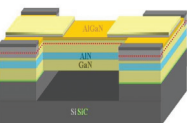
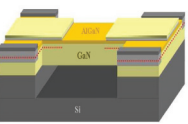
3.6 Zusammenfassung der optimierten Prozesse

Neben dem lateralen Ätzen von 4H-SiC-Substraten wird weiterhin ein Prozess zum lateralen Ätzen von Si notwendig, um die AlGaIn/GaN-Resonatoren auf Si- bzw. 3C-SiC/Si-Substraten freizustellen. Im Rahmen verschiedener Arbeiten [Foe-05, Wil-05] wurden schon weitreichende Erfahrungen zu vertikalem Ätzen von dünnen 3C-SiC-Schichten und lateralem Ätzen von Si in der hier verwendeten ECR-Anlage gesammelt. Diese wurden für die Strukturierung von SiC und die Freistellung von auf Si-Substraten prozessierter MEMS verschiedenster Materialien angewandt [För-05b, Nie-07a, Nie-07b]. Für das vertikale Ätzen von 3C-SiC-Schichten und das laterale Ätzen von Si wurden dabei folgende Prozesse verwendet:

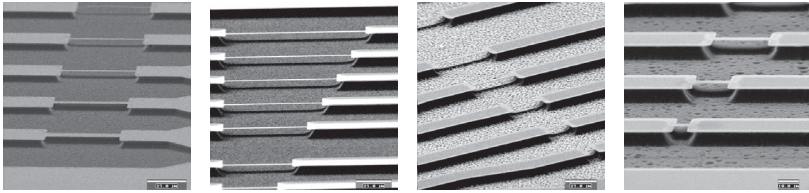
- vertikales SiC-Ätzen: 700 W, -100 V, SF₆/Ar/O₂ 25/40/20 sccm, 2×10^{-3} mbar, 270 mm,
- laterales Si-Ätzen: 640 W, -50 V, SF₆/Ar 25/40 sccm, $2,5 \times 10^{-3}$ mbar, 270 mm.

Der laterale Ätzprozess zeichnet sich dabei durch eine hohe Selektivität gegenüber Materialien wie zum Beispiel SiC, Gruppe III-Nitriden (amorphes AlN und kubisches GaN), InO und TiN aus. Daher war es möglich, mit Hilfe dieser Prozesse aus den verschiedensten aktiven Materialien, die auf Si-Substraten aufgewachsen bzw. durch z. B. Sputtern aufgebracht werden können, Resonatoren herzustellen (Abb. 71). Außerdem konnten durch dieses Strukturierungsverfahren die AlGaIn/GaN-Schichten auf Si- bzw. 3C-SiC/Si-Substraten freigestellt werden ohne die 2DEG-Rüchkelektrode zu schädigen.

Tab. 39: REM-Aufnahmen und schematische Zeichnungen realisierter AlGaIn/GaN-Resonatoren auf AlN/Saphir-, 4H-SiC-, 3C-SiC/Si- und Si-Substraten mit den jeweils für die trockenchemische und nasschemische Strukturierung verwendeten Prozessparametern.

Saphir	4H-SiC	3C-SiC/Si	Si
			
			
Anisotrope Strukturierung der AlGaIn/GaN-Heterostruktur			
ICP 500 W RIE 25 W 8 mTorr Ar/Cl ₂ 5/20 sccm RT		ICP 500 W RIE 25 W 4 mTorr Ar/Cl ₂ 5/45 sccm 40°C	
Freistellen der Balkenstruktur durch isotropes Ätzen des Substrats bzw. der Opferschicht			
KOH 25% RT NaOH 25% 50°C	ECR 640W DC -50 V SF ₆ /Ar 25/40 sccm 3x10 ⁻³ mbar 440°C 135 mm		ECR 640W DC -50 V SF ₆ /Ar 25/40 sccm 2,5x10 ⁻³ mbar

Unter Berücksichtigung aller zuvor gewonnenen Ergebnisse werden in Tab. 39 REM-Aufnahmen realisierter AlGaIn/GaN-Resonatoren auf AlN/Saphir-, 4H-SiC-, 3C-SiC/Si-, und Si-Substraten mit den jeweils für die trockenchemische und nasschemische Strukturierung verwendeten Prozessparameter gegenüber gestellt.



a) InO

b) TiN

c) AlN

d) SiC

Abb. 71: Zusammenfassung im Rahmen der Arbeit prozessierter magnetodynamischer MEMS auf Basis verschiedener aktiver Materialien: a) in MOCVD gewachsenes In_2O_3 b) gesputtertes TiN, c) gesputtertes AlN und d) in MBE aufgewachsenes SiC mit Ge-Zwischenschicht.

Die mit den entwickelten Strukturierungsprozessen auf verschiedenen Substraten realisierten AlGaIn/GaN-Resonatoren werden im folgenden Kapitel hinsichtlich ihres Schwingungsverhaltens und ihrer Funktionsfähigkeit untersucht.

4 Funktionsnachweis und sensorische Anwendungen prozessierter MEMS auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke

4.1 Funktionsnachweis magnetodynamisch und piezoelektrisch angeregter MEMS

Das Balkendesign sieht, wie in Abschnitt 2.2.3 erläutert, ein piezoelektrisches bzw. magnetodynamisches Anregen und Auslesen transversaler Schwingungen vor. Bis zum Zeitpunkt der Erstellung dieser Arbeit konnte für alle AlGaIn/GaN-Resonatoren durch eine externe elektrostatische Anregung und ein optisches Auslesen ein Schwingungsnachweis mit Hilfe eines Laser-Doppler-Vibrometers erbracht werden. Damit war es möglich erste Resonanzfrequenzen aufzunehmen und die innere Verspannung der freistehenden AlGaIn/GaN-Heterostrukturen zu ermitteln. Die Funktionsfähigkeit der piezoelektrischen Anregung mit dem 2DEG als Rückelektrode wurde mittels AlGaIn/GaN-Resonatoren auf Si-Substrat nachgewiesen, wobei auf Grund der sehr kleinen elektrischen Ausgangssignale das Auslesen ebenfalls optisch erfolgte. Darüber hinaus konnten Longitudinalschwingungen von AlGaIn/GaN-Resonatoren auf Si-Substraten piezoelektrisch angeregt und auch elektrisch ausgelesen werden. Diese Ergebnisse werden in den folgenden Abschnitten dargelegt, wobei Messungen und Auswertung in Zusammenarbeit mit Klemens Brückner (FG Hochfrequenz- und Mikrowellentechnik) und Steffen Michael (IMMS gGmbH) am Fachgebiet für Hochfrequenz- und Mikrowellentechnik und am Institut für Mikroelektronische und Mechatronische Systeme durchgeführt wurden.

4.1.1 Nachweis transversaler Schwingungen der AlGaIn/GaN-Resonatoren mittels Vibrometer

Zum Schwingungsnachweis der auf den verschiedenen Substraten hergestellten AlGaIn/GaN-Resonatoren wurde ein Laser-Doppler-Vibrometer (Polytec MSA-400) verwendet. Während die AlGaIn/GaN-Resonatoren auf Saphir-, 4H-SiC- und 3C-SiC/Si-Substraten noch mit Hilfe einer Messspitze elektrostatisch angeregt wurden, konnte für auf Si-Substraten realisierte AlGaIn/GaN-Resonatoren bereits eine piezoelektrische Anregung umgesetzt werden. Die so erzeugte Schwingung wurde optisch mittels eines

konfokalen Lasers ausgelesen, wobei der Gangunterschied und somit die Höhe der Auslenkung aus der Interferenz des eingestrahlt und reflektierten Lichtes ermittelt werden kann.

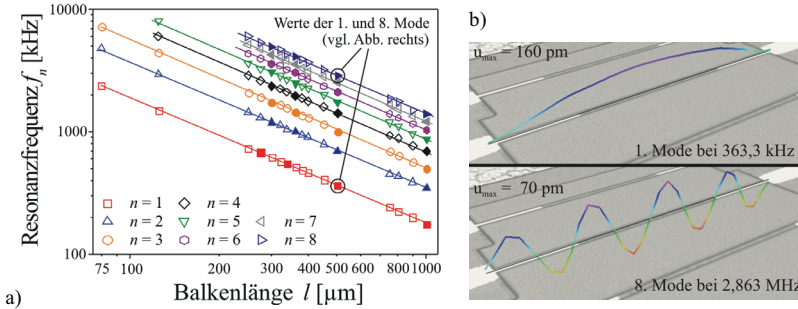


Abb. 72: a) Resonanzfrequenzen der ersten 8 Modi für 5 μm breite Balken (gefüllte Symbole) und 10 μm (ungefüllte Symbole) über der Balkenlänge (80-1000 μm) in doppelt logarithmischer Skalierung mit den Linien als Fitkurven. b) Darstellung der 1. und 8. Schwingungsmode eines piezoelektrisch angeregten AlGaIn/GaN-Resonators (Länge: 500 μm , Breite: 5 μm) in einer überlagerten Darstellung der Mikroskopaufnahme und der Messwerte des Laser-Doppler-Vibrometers [Brü-08].

Die Funktionsfähigkeit der hier verwendeten piezoelektrischen Anregung wurde von Klemens Brückner in Unterstützung durch Steffen Michael nachgewiesen und die gewonnenen Ergebnisse in Brückner et al. [Brü-08] veröffentlicht. Auf Grund der geringen Schwingungsamplitude und der damit verbundenen niedrigen Ausgangsspannung der Transversalschwingung, wurde das Auslesen der ersten piezoelektrisch angeregten Resonatoren zunächst wie oben erläutert ebenfalls optisch durchgeführt. Um die piezoelektrische Anregung zu realisieren wurde ein sinusförmiges Wechselsignal (Amplitude von 0,5 bis 1,5 V) verwendet, wobei das gesamte Modenspektrum über einen Frequenzbereich von 100 kHz bis 10 MHz aufgenommen wurde. Zusätzlich konnte der Resonator bei konstanter Anregung optisch abgetastet werden, um eine grafische Darstellung der Schwingung zu erhalten (Abb. 72 b)).

Abb. 72 a) zeigt die aufgenommenen Resonanzfrequenzen der ersten 8 Modi für AlGaIn/GaN-Resonatoren mit einer Breite von 10 bzw. 5 μm und Längen zwischen 80 und 1000 μm , während Abb. 72 b) zur Veranschaulichung für einen 500 μm langen

Resonator beispielhaft die Überlagerung der Mikroskopaufnahme und der Messwerter aus der Laser-Doppler-Vibrometerabtastung zeigt. Den als Linien dargestellten Fitkurven liegt dabei die allgemeine Formel zur Berechnung der Resonanzfrequenz zu Grunde:

$$f_n = \frac{\kappa_n^2}{2\pi} \sqrt{\frac{EI}{\rho A}} \cdot \sqrt{1 + \gamma_n \left(\frac{l}{d}\right)^2} \epsilon_{xx} \quad (5)$$

mit $\kappa_n = 4,73, 7,85, \dots, (n + 0.5)\pi$ und $\gamma_n = 0,2949, 0,1453, \dots, 12(\kappa_n - 2)/\kappa_n^3$ als modenabhängige Konstanten, wobei n die Modenzahl repräsentiert [Brü-07]. Durch die doppelt logarithmische Darstellung ist es möglich die Abhängigkeit der gemessenen Resonanzfrequenz von $f(l) \sim l^b$ über den Exponenten b darzustellen und damit die axiale Dehnung ϵ_{xx} bzw. die innere Verspannung σ_{xx} der freistehenden AlGaIn/GaN-Resonatoren abzuschätzen. Aus Gleichung (5) ergibt sich ein minimaler Wert von $b = -2$ für ein unverspanntes ($\epsilon_{xx} = 0$) und ein maximaler Wert von $b = 1$ für ein hoch verspanntes System ($\epsilon_{xx} \rightarrow \infty$). Der in diesem Fall gemessene negative Anstieg $b = -1,034$ der Frequenz über die Balkenlänge lässt folglich auf eine starke Zugverspannung im Resonator schließen. Über eine Finite-Elemente-Simulation des Balkenmodells mittels ANSYS® wurde eine axiale Dehnung für diese Resonatoren von $\epsilon_{xx} = 2,8 \times 10^{-3}$ bzw. eine Verspannung $\sigma_{xx} = 950$ MPa ermittelt [Brü-08].

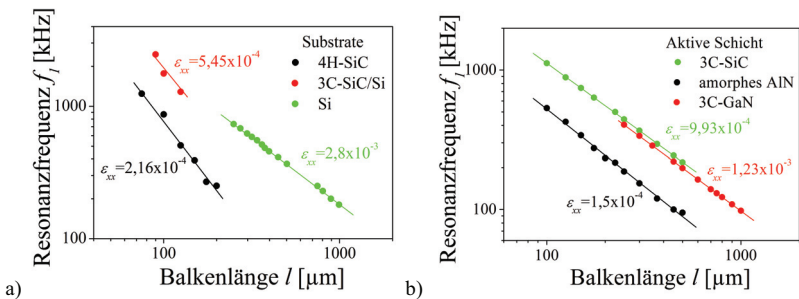


Abb. 73: a) Resonanzfrequenzen des ersten Mode für 5 bzw. 10 μm breite AlGaIn/GaN-Resonatoren auf unterschiedlichen Substraten über die Balkenlänge (70-1000 μm) in doppelt logarithmischer Skalierung mit berechneter axialer Dehnung ϵ_{xxR} . b) Resonanzfrequenzen des ersten Mode für 4 bzw. 5 μm breite magnetodynamisch aktuierte Resonatoren aus 3C-SiC (170 nm), amorphen AlN (Dicke: 325 nm) und 3C-GaN (Dicke: 620 nm) über die Balkenlänge (100-1000 μm) mit axialer berechneter Dehnung ϵ_{xxR} .

In Abb.73 a) sind die Resonanzfrequenzen des ersten Mode für die charakterisierten AlGaIn/GaN-Resonatoren auf unterschiedlichen Substraten über Balkenlängen von 70 bis 1000 μm bei Balkenbreiten von 1 bis 10 μm dargestellt. Als Vergleich wurden in Abb. 73 b) aus Vorarbeiten stammende Resonanzfrequenzen magnetodynamisch angeregter MEMS aus Halbleitern großer Bandlücke gegenübergestellt [Wil-05, Brü-08]. Mit der Annahme eines Elastizitätsmoduls von 340 GPa und einer Dichte von 6,15 g/cm^3 [Ton-08b] für GaN wurden über die Gleichung [Brü-07]:

$$\epsilon_{xxR} = \frac{t^2}{\gamma_n} \cdot \left(\frac{\partial(f_{res}/f_{sim})}{\partial l} \right)^2 \quad (33)$$

die axiale Dehnung ϵ_{xxR} der elektrostatisch angeregten Resonatoren mit $5,45 \times 10^{-4}$ für auf 3C-SiC/Si-Substrate und $2,16 \times 10^{-4}$ für auf 4H-SiC-Substrate aufgewachsene AlGaIn/GaN-Schichten berechnet. f_{sim} bezeichnet hier die Resonanzfrequenz der Balken ohne Berücksichtigung der Verspannung (Gleichung (5) für $\epsilon_{xx} = 0$). Dabei ist zu beachten, dass eine deutliche Abhängigkeit von γ_n zu ϵ_{xx} für hohe axiale Dehnungen entsteht, die, wie in [Brü-07] beschrieben, mit in Betracht gezogen werden muss. Die Abweichungen, welche durch den Einfluss der zusätzlichen Massebelegung auf Grund der dünnen AlGaIn/GaN-Schicht bzw. Topmetallisierung ($\leq 10\%$) und durch die zusätzliche Versteifung auf Grund der Unterätzung an den Ankerstellen ($\leq 5\%$) verursacht werden, wurden dabei vernachlässigt.

Tab. 40: Übersicht der aus der Bestimmung der Gitterkonstanten (HRXRD-Messung) ermittelten axialen Dehnungen ϵ_{xxH} und durch Auswertung der Resonanzfrequenzen gewonnenen axialen Dehnungen ϵ_{xxR} und inneren Verspannungen σ_{xxR} für AlGaIn/GaN-Resonatoren auf unterschiedlichen Substraten.

Substrat	4H-SiC	3C-SiC/Si	Si
ϵ_{xxH} aus HRXRD-Messung	9×10^{-4}	$2,35 \times 10^{-3}$	$2,2 \times 10^{-3}$
ϵ_{xxR} aus Auswertung der f_{res}	$2,16 \times 10^{-4}$	$5,45 \times 10^{-4}$	$2,8 \times 10^{-3}$
σ_{xxR} aus Auswertung der f_{res} [MPa]	73	185	950

Für die magnetodynamisch angeregten AlN- und SiC-Balken (E-Module: 340 bzw. 400 GPa und Dichten: 3,21 und 2,3 g/cm^3) wird mit Gleichung (5) die axiale Dehnung

berechnet. In diesem Fall wird für die Berechnung von ε_{xx} und f_{sim} wegen des deutlich höheren Einflusses der Topmetallisierung die Erweiterungen für ein Mehrlagensystem:

$$d^2 \Leftrightarrow d_{eff}^2 = \left(12 \sum_{j=1}^s E_j I_j \right) / \left(\sum_{j=1}^s E_j \omega d_j \right) \quad (34)$$

$$EI \Leftrightarrow \overline{EI} = \sum_{j=1}^s E_j I_j \quad (35)$$

$$\rho A \Leftrightarrow \overline{\rho A} = \sum_{j=1}^s \rho_j \omega d_j \quad (36)$$

angewendet [Wil-05, Cim-06a, Brü-07]. Die Indizes j und s stellen dabei die Nummern der Schichten dar. Für das kubische GaN wurde eine Berechnung verwendet, die es ermöglicht gleichzeitig Elastizitätsmodul und axiale Dehnung, aus den Modi der Resonanzfrequenzen f_n zu ermitteln. Diese Methode und weitere Messergebnisse werden in [Nie-09] detailliert beschrieben.

Aus Tab. 40 ist eine Abweichung der Werte für die axiale Dehnung aus HRXRD-Messungen (ε_{xxH}) gegenüber den durch Auswertung der Resonanzfrequenzen ermittelten Werten (ε_{xxR}) erkennbar. Dabei fällt diese für AlGaIn/GaN-Resonatoren, welche auf 4H-SiC- und 3C-SiC/Si-Substraten realisiert wurden, deutlich höher als für auf Si-Substraten hergestellte Balken aus. Dies kann verschiedene Ursachen haben. Zunächst kann der Einfluss der unterschiedlichen Anregungsmechanismen – piezoelektrisch für Si-Substrate und elektrostatisch für 4H-SiC- und 3C-SiC/Si-Substrate – auf die Resonanzfrequenz nicht ausgeschlossen werden. Weiterhin stützt sich die Auswertung der Resonanzfrequenzen von Resonatoren, die auf Si-Substraten realisiert wurden, auf Finite-Elemente-Simulationen, während für die Berechnung der axialen Dehnung von Balken, welche auf 4H-SiC- und 3C-SiC/Si-Substraten hergestellt wurden, ein ungenaueres analytisches Näherungsverfahren angewendet wurde. Um zweifelsfrei den Einfluss der Freistellung auf die axiale Dehnung der Schicht durch eine Resonanzfrequenzanalyse zu belegen, müssen weitere Versuchsreihen mit dem selben Anregungsmechanismus, vorzugsweise piezoelektrisch, und einer exakten Bestimmung der axialen Dehnung mit Hilfe einer Finite-Elemente-Simulation ausgewertet werden. Trotz der Abweichung zeigen die analytisch ermittelten ε_{xxR} -Werte ein ähnliches Verhältnis der verschiedenen Dehnungen zueinander wie die ε_{xxH} -Werte, wenn dieselbe Anregungs- und

Auswertungsmethode genutzt wurde. Innerhalb der durch HRXRD-Messungen gewonnenen ε_{xxI} -Werte ergab sich eine um 2,5-fach höhere axiale Dehnung der auf 3C-SiC/Si-Pseudosubstraten aufgewachsenen AlGaIn/GaN-Heterostrukturen im Vergleich zu jenen auf 4H-SiC-Substraten. Diese erhöhten Dehnungswerte spiegelten sich auch in den ε_{xxR} -Werten für freigestellte AlGaIn/GaN-Schichten wider. Um die Materialeigenschaften der aus Halbleitern großer Bandlücke gefertigten Resonatoren vergleichen zu können wurde die Verspannung σ_{xxR} aus den Dehnungswerten ε_{xxR} ermittelt. Während die Verspannung der auf 4H-SiC- und 3C-SiC/Si-Substraten aufgewachsenen AlGaIn/GaN-Schichten mit $\sigma_{xx} = 73$ und 185 MPa relativ gering ausfällt (im Vergleich: amorphes AlN: $\sigma_{xx} = 51$ MPa, 3C-SiC: $\sigma_{xx} = 397$ MPa und kubisches GaN: $\sigma_{xx} = 300$ MPa, berechnet aus Abb. 73 b)), ist die innere Verspannung für auf Si-Substraten aufgewachsene AlGaIn/GaN-Schichten mit $\sigma_{xx} = 950$ MPa sehr hoch.

a) 146 kHz

b) 250 kHz

c) 639 kHz

d) 986 kHz

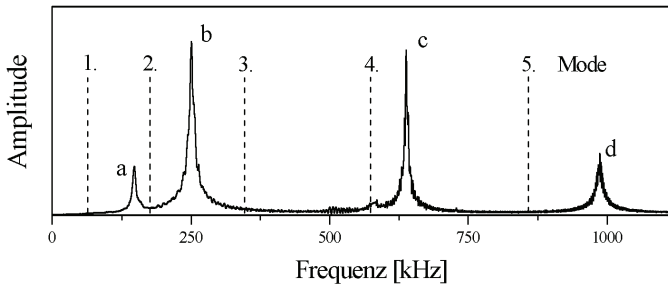
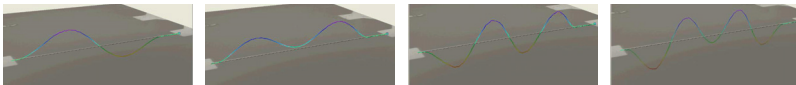


Abb. 74: Oben: Darstellung der verschiedenen identifizierten Schwingungsmodi eines auf einer AlN-Opferschicht realisierten AlGaIn/GaN-Resonators (Balkenlänge: 250 μm , Balkenbreite: 1 μm , Schichtdicke: 520 nm). Überlagerte Darstellung einer Mikroskopaufnahme und der Messwerte des Laser-Doppler-Vibrometers. Unten: Frequenzspektrum der Laser-Doppler-Vibrometer-Messung desselben Balkens mit den, oben dargestellten, gemessenen Resonanzfrequenzen und für einen unverspannten GaN-Balken dieser Dimensionen zu erwartende Frequenzen für die ersten fünf Modi (gestrichelte Linien).

Für auf AlN-Opferschichten realisierte unverspannte AlGaIn/GaN-Resonatoren wurden nur höhere Modi ermittelt, die zusätzlich nicht eindeutig bestimmten Schwingungsmodi zugeordnet werden konnten (Abb. 74). Es ist zu vermuten, dass die sich über die Dicke des Resonators ausbildende inhomogene Verspannung, die durch eine leichte Wölbung desselben sichtbar wird (siehe Tab. 39), zu einer Versteifung in der Mitte des Balkens führt und daher die Schwingungsmodi verfälscht. Da sich das nasschemische Strukturierungsverfahren der AlN-Opferschicht als unzureichend reproduzierbar erwies, wurden keine weiteren Proben hergestellt und das Phänomen konnte nicht weiter untersucht werden.

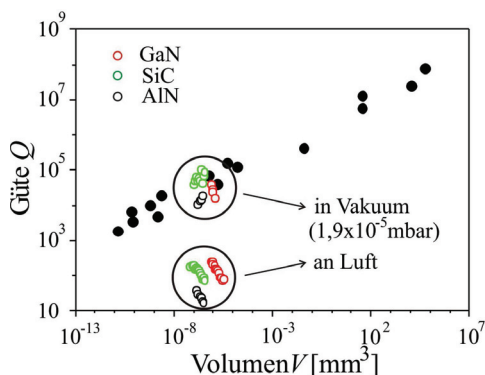


Abb. 75: Proportionale Abhängigkeit der Güte vom Volumen für verschiedene veröffentlichte Resonatoren [Eki-05] in Vakuum. Farblich gekennzeichnet sind eigene Messungen an Resonatoren auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke an Luft und im Vakuum.

Bis zu diesem Zeitpunkt wurde die Güte für die AlGaIn/GaN-Resonatoren noch nicht ausgewertet. Es ist aber davon auszugehen, dass für die transversalen Modi der piezoelektrischen AlGaIn/GaN-Resonatoren im Vakuum ähnliche Gütewerte wie für Balken aus Materialien mit vergleichbaren Eigenschaften erreicht werden, bei denen die transversalen Modi magnetodynamisch angeregt werden. Daher wurden die Gütewerte der Resonatoren auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke (Abb. 73 b)) an Luft und in Vakuum in das aus [Eki-05] bekannte Diagramm zur Abhängigkeit von der Güte zum Volumen des Resonators eingefügt (Abb. 75).

Für diese Resonatoren liegt die Güte an Luft erwartungsgemäß weit unter der Trendlinie, während sich die in Vakuum gemessenen Werte gut in den Trendverlauf der ebenfalls in Vakuum aufgenommenen Vergleichswerte einfügen. Es ist also davon auszugehen, dass auch die AlGaIn/GaN-Resonatoren Gütewerte erreichen, die auf der Trendlinie liegen.

4.1.2 Nachweis longitudinaler Schwingungsmodi mittels elektrischer Messungen

Nach dem erfolgreichen Nachweis der piezoelektrischen Anregung für AlGaIn/GaN-Resonatoren mit einer integrierten 2DEG-Rückelektrode [Ton-08a, Brü-08], ist der nächste Schritt das ebenfalls elektrische Auslesen des Ausgangssignals. Dazu muss durch geschickte kapazitive Entkopplung dieses Ausgangssignals, d. h. die auf Grund des direkten piezoelektrischen Effektes bei Schwingung des Resonators entstehende Ladungstrennung, sichtbar gemacht werden. Bis zu diesem Zeitpunkt war dies durch die geringen Schwingungsamplituden und den damit geringen Ausgangsspannungen nur für im Resonator auftretende Longitudinalwellen möglich [Brü-09b].

Hierzu wurden die auf Si-Substraten hergestellten AlGaIn/GaN-Resonatoren durch eine hochfrequente Wechselspannung piezoelektrisch angeregt. Diese zwischen der metallischen Topoelektrode und dem 2DEG angelegte Spannung erzeugt ein vertikales elektrisches Feld und durch den inversen piezoelektrischen Effekt eine Ausdehnungsänderung im Resonator. Ähnlich einem *bulk acoustic wave*-Baulement wird dabei eine Volumenschwingung entlang der Balkenachse hervorgerufen. Die Resonanzfrequenz dieser Longitudinalwellen ist dabei von den Dimensionen des Resonators, im Speziellen von der Resonatorlänge abhängig, wobei der Resonanzfall auftritt, wenn die Resonatorlänge einem ganzzahligen Vielfachen der halben Wellenlänge entspricht. Die Resonanzfrequenz der Longitudinalmodi erfüllt dabei den Zusammenhang:

$$f_n = c_l / \lambda_w = nc_l / 2l = \frac{n\sqrt{E/\rho}}{2l} \quad (37)$$

mit der Phasengeschwindigkeit c , der Modenzahl n und der Wellenlänge λ_w . Die Phasengeschwindigkeit kann im ersten Mode durch die Wurzel des Verhältnisses von Elastizitätsmodul zur Dichte des Materials angenähert werden. Da die hier verwendeten Balken hauptsächlich aus GaN aufgebaut sind, wird dabei die dünne AlGaIn-Schicht

vernachlässigt und die Materialparameter für GaN herangezogen. Weiterhin kann die Wellenlänge λ_w über das Verhältnis $2l/n$ mit der Balkenlänge in Bezug gebracht werden.

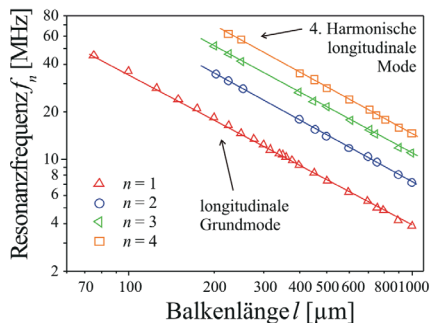


Abb. 76: Gemessene Resonanzfrequenzen der Longitudinalwellen von der Grundmode bis zur 4. harmonischen Mode unter Normalbedingungen für auf Si-Substraten realisierte AlGaIn/GaN-Resonatoren (Längen: 75-1000 μm , Breite: 5 μm) [Brü-09b].

Abb. 76 zeigt die gemessenen Resonanzfrequenzen der Longitudinalwellen von der Grundmode bis zur 4. harmonischen Mode unter Normalbedingungen für AlGaIn/GaN-Resonatoren (Längen: 75-1000 μm , Breite: 5 μm). Dabei wurden Resonanzfrequenzen bis 63 MHz erreicht, wobei die durchgezogenen Linien den verwendeten Fit aus Gleichung (37) darstellen.

Das Auslesen der longitudinalen Wellen erfolgte analog zum Auslesen transversaler Schwingungen über den direkten piezoelektrischen Effekt auf der gegenüberliegenden Resonatorseite. Auf der Grundlage von Simulationen wurde abgeschätzt, dass die elektromechanische Kopplung für Longitudinalwellen um den Faktor 5 höher liegt als für Transversalwellen, was wesentlich zur besseren Detektierbarkeit der Longitudinalmodi beiträgt [Brü-09a].

4.2 Beispiele für sensorische Anwendungen prozessierter MEMS aus Halbleitern großer Bandlücke

Die sensorischen Anwendungsmöglichkeiten für Resonatoren auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke wurden in zahlreichen Vorarbeiten umfangreich dargelegt [Wil-05, Wil-06, Brü-07, Cim-07c, Nie-07a, Nie-07b, Nie-08]. Folgend sollen in dieser Arbeit zwei Beispiele aus der Sensorik näher erläutert werden, um mögliche Einsatzmöglichkeiten der AlGaIn/GaN-Resonatoren aufzuzeigen.

4.2.1 Detektion kleinster Massen

Wie schon in der Motivation herausgestellt, werden Resonatoren im Submikrometerbereich auf Grund ihrer geringen Eigenmasse zur Detektion und Messung kleinster Massen eingesetzt. Zur Untersuchung der Sensitivität von Resonatoren auf Basis von Halbleitern großer Bandlücke wurden magnetodynamisch angeregte SiC-Resonatoren (Dicke der aktiven Schicht: 170 nm) mit einer 3 nm dicken Palladiumschicht besputtert, was einer Massebelegung von einigen Pikogramm entspricht. Die Resonanzfrequenz der Balken verschiebt sich, wie in Abb. 77 c) dargestellt (schwarze Punkte), durch diese zusätzliche Masse um $-1,25\%$, was in sehr guter Übereinstimmung mit dem aus Gleichung (6) erwarteten Wert (schwarze gestrichelte Linie) steht und einer Sensitivität von etwa $0,2 \text{ kHz/pg}$ entspricht.

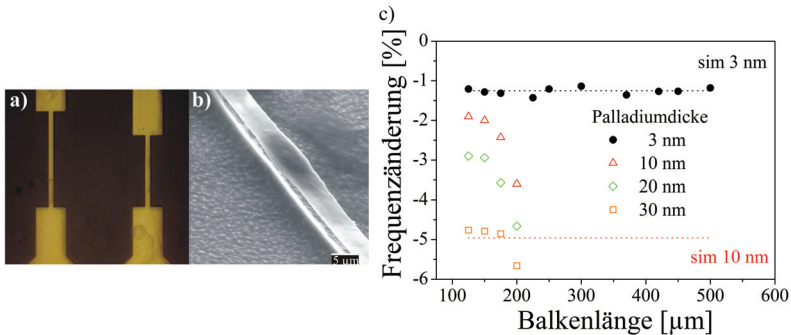


Abb. 77: a) Mikroskopaufnahme und b) REM-Aufnahme einer auf einem AlN-Resonator angelagerten CHO-K1-Zelle. c) Verschiebung der Resonanzfrequenz eines magnetodynamisch angeregten SiC-Resonators (Dicke: 170 nm) auf Grund einer Massebelegung durch Palladium unterschiedlicher Schichtdicke (3, 10, 20, 30 nm) und für eine Massebelegung von 3 bzw. 10 nm aus Gleichung (6) erwartete Verschiebungen der Frequenz (gestrichelte Linien).

Wird die Massebelegung von 25 pg auf bis zu 250 pg erhöht, was einer Schichtdicke von 30 nm Palladium auf dem Balken entspricht, weicht die Verschiebung der Resonanzfrequenzen deutlich von dem aus Gleichung (6) bekannten linearen Zusammenhang ab. Es wird davon ausgegangen, dass ab 10 nm eine homogene Schicht

erzeugt wird, die nicht nur ihre Massebelegung, sondern auch eine zusätzliche Verspannung in das System einbringt.

Zusätzlich wurde eine Massebelegung durch eine an der Topmetallisierung eines magnetodynamisch angeregten AlN-Resonators (Dicke der aktiven Schicht: 150 nm) angelagerte CHO-K1-Zelle realisiert. Um dies zu ermöglichen, wurde bereits vorher nachgewiesen, dass dieser Zellentyp ohne weitere Einwirkung in einer Lösung auf einer Goldoberfläche haftet und AlN eine für diesen Zellentyp ausreichende Biokompatibilität aufweist [Cim-07b].

Abb. 77 a) bzw. b) zeigen Mikroskop- bzw. REM-Aufnahmen einer einzelnen auf einen Resonator angelagerten CHO-K1-Zelle. Für diesen Resonator wurde eine Frequenzverschiebung von 420 kHz vor der Adhäsion auf 61,7 kHz nach der Adhäsion ermittelt, was einer Massebelegung von 1,5 ng entspricht und gut mit der Masse solcher Zellen übereinstimmt. Daraus ergibt sich für diese Resonatoren einer Sensitivität von etwa 0,24 kHz/pg.

4.2.2 Messung der Umgebungsbedingungen Druck und Temperatur

Neben der Detektion kleinster Massen können durch Resonatoren auch Veränderungen der Umgebungsbedingungen, wie etwa die Variation des Drucks, sensorisch erfasst werden. Die hier vorgestellten Messungen wurden in einem evakuierbaren Wafer Prober (SUSS PMV150) durchgeführt, der Drücke zwischen $1,5 \times 10^{-5}$ mbar und Normaldruck ermöglicht. Es konnten zunächst mit magnetodynamisch angeregten AlN-Resonatoren und zuletzt auch mit piezoelektrisch angeregten AlGaIn/GaN-Resonatoren (auf Si-Substrat), die signifikante Abhängigkeit der Güte vom Umgebungsdruck nachgewiesen werden (Abb. 78).

Dabei sind die in Abb. 78 a) dargestellten Kurven mittels der in [Nie-07b] beschriebenen Gleichungen angefüttet worden. Bis zu einem Druck von 0,05 mbar wird die Güte nur durch Größen wie innere Reibung oder Verluste an den Ankerstellen beeinflusst. Für den Druckbereich zwischen 0,05 und 5 mbar kommt es für die aus den Transversalschwingungen ermittelten Gütewerte durch Einsetzen der Interaktion der Resonatoren mit einzelnen Teilchen zu einem deutlichen Abfall der Güte, der dem erwarteten proportionalen Verlauf $Q = p^{-1}$ folgt. Die Gütewerte der AlGaIn/GaN-Resonatoren, denen die Longitudinalschwingungen zu Grunde liegen, zeigen erst im

Bereich der viskosen Dämpfung, also ab 5 mbar, eine Abhängigkeit zum Umgebungsdruck, die mit einer Proportionalität von $Q = p^{-1/2}$ deutlich geringer ausgeprägt ist. Für die Druckmessung können für Transversalschwingungen tensil verspannter Balken eine Sensitivität von 10%/mbar und für Longitudinalschwingungen von 0,001%/mbar erreicht werden. Detaillierte Beschreibungen des angewandten Messverfahrens, der verwendeten Messtechnik und der Interpretation der Messergebnisse können [Brü-09b] entnommen werden.

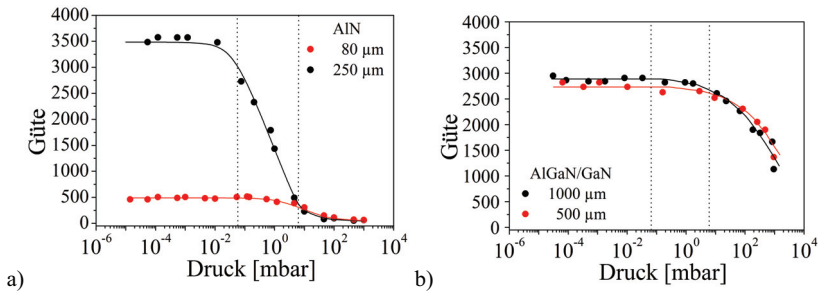


Abb. 78: a) Druckabhängigkeit der Güte eines druckverspannten (rote Punkte) und zugverspannten (schwarze Punkte) magnetodynamisch angeregten AlN-Resonators. b) Abhängigkeit der Güte vom Umgebungsdruck für piezoelektrisch angeregte AlGaIn/GaN-Resonatoren (auf Si-Substrat) unterschiedlicher Länge.

Die magnetodynamisch angeregten Resonatoren zeigten demnach hohe Sensitivitäten gegenüber einer zusätzlichen Massebelegung, wie auch Veränderungen des Umgebungsdruckes, die in ähnlicher Weise auch von den AlGaIn/GaN-Resonatoren zu erwarten sind. In Verbindung mit den schon in Abschnitt 2.1 erläuterten, außergewöhnlichen Materialeigenschaften, empfehlen sich daher AlGaIn/GaN-Resonatoren zum Beispiel für Anwendungen in der Biosensorik.

5 Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit den Strukturierungstechniken zur Herstellung von MEMS aus Halbleitern großer Bandlücke auf unterschiedlichen Substraten, wobei der Fokus auf nasschemischen und trockenchemischen Ätzverfahren liegt.

Hierzu wurden zunächst die Eigenschaften der verwendeten Materialien und das für die magnetodynamische bzw. piezoelektrische Anregung erforderliche Resonatordesign betrachtet. Für die mittels MOCVD auf verschiedenen Substraten (Si- und 4H-SiC-Substrate, wie auch 3C-SiC/Si- und Saphir/AlN-Pseudosubstrate) aufgewachsenen AlGaIn/GaN-Heterostrukturen konnten auf dieser Grundlage Prozessabläufe zur Herstellung von Resonatoren entwickelt und experimentell erprobt werden, die verschiedenste Mikrostrukturierungstechniken integrieren, ohne das durch Ohmsche Kontakte ankontaktierte 2DEG in seiner Funktionsfähigkeit als Rückelektrode negativ zu beeinflussen. Dafür wurden neben der Adaption bekannter Strukturierungstechniken an neue Materialsysteme auch neue Technologien entwickelt und etabliert.

Kontaktsysteme und Maskenmaterialien wurden für die unterschiedlichen Anregungsprinzipien auf ihre Eignung für die verschiedenen nass- und trockenchemischen Prozesse getestet und in den Prozessablauf integriert. Zur anisotropen Strukturierung der AlGaIn/GaN-Heterostruktur wurde ein trockenchemischer Chlorplasmaprozess analysiert und angepasst, um den Ansprüchen an Ätzrate, Anisotropie und Selektivität zum Maskenmaterial zu genügen. Das Freistellen der AlGaIn/GaN-Resonatoren auf Saphir/AlN-Pseudosubstrat konnte über einen neu entwickelten nasschemischen Ätzprozess auf NaOH-Basis realisiert werden, wobei ein deutlich geringerer Ätzabtrag der *N-face*-Resonatorunterseite für die NaOH-Ätzlösungen im Vergleich zu KOH beobachtet wurde. Dieser Prozess wurde auf Grund unzureichender Reproduzierbarkeit und der kompressiven Verspannung für freigestellte Strukturen nicht weiter verwendet.

Ein Schwerpunkt dieser Arbeit liegt in der Entwicklung eines chemisch selektiven, fluorbasierten, temperaturgestützten Trockenätzprozesses zur lateralen Strukturierung von 4H-SiC-Substraten. Dazu wurde die Abhängigkeit der vertikalen und lateralen Ätzrate und der daraus resultierenden Anisotropie von den variablen Prozessparametern

(Temperatur, Druck, Leistung, Biasspannung, Gaszusammensetzung, Gasfluss und Abstand zur Plasmaelektrode) in zwei verschiedenen Plasmasystemen (PE und ECR) detailliert untersucht. Es war möglich die aus Ätztechnologien anderer Materialsysteme bekannten Modelle auf das isotrope Ätzen der SiC-Substrate anzupassen. Auf dieser Basis konnte ein Prozess entwickelt werden, der es ermöglicht, Resonatoren auf 4H-SiC-Substraten selektiv zur AlGaN/GaN-Heterostruktur freizustellen. Die experimentellen Daten und die Auswertung der Modelle stellen in Aussicht, dass eine weitere Annäherung der Proben an die Plasmaelektrode zu einer zusätzlichen Erhöhung der lateralen Ätzrate führt, weshalb dieser Schritt als Nächstes untersucht werden sollte.

Zuletzt wurde der Einfluss aller in den Prozessablauf integrierten Prozessschritte auf die Leitfähigkeit der 2DEG-Rückelektrode untersucht und damit eine Einschränkung der Funktionsfähigkeit der Resonatoren durch die Prozessierung ausgeschlossen. Dabei konnte ein signifikanter Einfluss der Prozesstemperatur auf die strukturelle Integrität der Ohmschen Kontakte und eine deutliche Erhöhung des 2DEG-Flächenwiderstandes durch den Ionenbeschuss der AlGaN/GaN-Oberfläche beobachtet werden. Auf Grundlage der dargestellten Untersuchungen war es möglich die Freistellung magnetodynamisch und piezoelektrisch angeregter AlGaN/GaN-Resonatoren auf allen Substraten zu demonstrieren.

Mit Hilfe eines Laser-Doppler-Vibrometers konnte der Schwingungsfähigkeit für alle AlGaN/GaN-Resonatoren geliefert und daraus die uniaxiale Verspannung der freistehenden AlGaN/GaN-Schichten für die Systeme auf Si-, 4H-SiC-Substrate und 3C-SiC/Si-Pseudosubstraten ermittelt und mit bereits prozessierten Resonatoren aus Halbleitern großer Bandlücke verglichen werden. Weiterhin erlaubte das optische Auslesen dieses Systems piezoelektrisch angeregte Transversalmodi der AlGaN/GaN-Resonatoren auf Si-Substraten nachzuweisen.

Der Beweis zur Realisierbarkeit einer rein elektrischen Ankopplung der mechanischen Resonatoren wurde über das elektrische Auslesen der longitudinalen Grundmode und der ersten vier Obermodi erbracht. Allerdings ist das elektrische Auslesen durch die geringe Ausgangssignalhöhe der Transversalmodi noch nicht möglich. Zwei Beispiele für sensorische Anwendungen geben einen Ausblick auf die möglichen Einsatzgebiete der optimierten AlGaN/GaN-Resonatoren. Dabei wird die Realisierung des elektrischen

Auslesens über weitere Verbesserungen am Balkendesign, der Prozessierungstechniken, des Messverfahrens und der Qualität der verwendeten AlGaIn/GaN-Heterostrukturen das Ziel weiterführender Studien sein, um den Einsatz eines rein elektrisch angeregten/ausgelesenen Resonators und damit unabhängigen Systems im sensorischen Bereich zu ermöglichen.

Anhang

A Photoelektrochemisches Ätzen von GaN

Da *Ga-face*-GaN, wie in Abschnitt 3.3.1 beschrieben, keine signifikante Ätzrate für normale Umgebungstemperaturen für verschiedene Lösungen aufwies, wurde zum vertikalen wie auch lateralen Ätzen der *Ga-face*-Polarität fast ausschließlich photoelektrochemisches (PEC) Ätzen verwendet. In [Min-96] wurde das PEC-Ätzen von n-GaN das erste Mal beschrieben. Durch die Beleuchtung des GaN entstehen Elektronen-Lochpaare, die die Oxidation von Ga unterstützen, welches als Ga_2O_3 in KOH gelöst werden kann. Diese Vermutung wird in [You-97] bestätigt und folgende Reaktionsgleichung für die Oxidation angenommen:



Während bei [Min-96] mit einem He-Cd Laser gearbeitet wurde, verwendeten spätere Arbeiten hauptsächlich UV-Quellen in Form von Xe und Hg Lampen.

Tab. A1: Zusammenfassung photoelektrochemischer Ätzverfahren zum vertikalen GaN-Ätzen.

Ätzlösung	Material	Temperatur[°C] + Beleuchtung	Ätzrate vertikal [µm/min]	Ref.
KOH/H ₂ O	n-GaN	RT + He-Cd Laser	0,4	[Min-96]
HCl	n-GaN	RT + He-Cd Laser	0,04	
KOH	n-GaN	RT + Hg Lampe	0,3	[You-97]
KOH	n-GaN	RT + Hg Lampe	0,05	[You-98a]
KOH	n-GaN	RT + Hg Lampe	0,03	[You-98b]
KOH und H ₃ PO ₄	n-GaN	Hg Lampe	0,02-0,12	[Pen-98]
KOH	GaN	RT He-Cd Laser + Bias	0,13	[Rot-98]
KOH	GaN	25°C + Hg Lampe	0,01-0,1	[Cho-99a]
CO ₂ COOH			0,005-0,02	[Seo-01]
H ₃ PO ₄	n-GaN	Hg Lampe + Bias	0,005-0,02	
HNO ₃			0,02-0,03	
KOH			0,02-0,06	
KOH	n-GaN	RT + Xe Lampe + Bias	0,005-0,03	[Yan-04]

Mit unterschiedlichen KOH-Konzentrationen und Beleuchtungsstärken wurden sowohl hohe vertikale Ätzraten mit einer relativ rauen Oberfläche [Min-96, You-97, Pen-98], wie auch glatte Oberflächen mit daraus resultierenden relativ geringen vertikale Ätzraten erzielt [You-98a, Yan-04]. Durch den Einsatz eines zusätzlichen Bias bei gleichzeitiger Beleuchtung konnte auch in Ätzlösungen wie CO_3COOH und HNO_3 Ätzraten erzielt werden, die ansonsten keinen Abtrag aufwiesen [Seo-01].

Tab. A2: Zusammenfassung photoelektrochemischer Ätzverfahren zum lateralen GaN-Ätzen.

Ätzlösung	Material	Temperatur[°C] + Beleuchtung	Ätzrate vertikal [$\mu\text{m}/\text{min}$]	Ref.
KOH	n-GaN	RT - Hg Lampe	0.16	[You-98b]
KOH	n-GaN	RT + Xe/Hg Lampe	5-10	[Sto-00] [Sto-01]
KOH	n-GaN	RT + Xe Lampe + Bias	0,01	[Yan-06a]

In [You-98b] wurde das Photoelektrochemische Ätzen benutzt um gezielt laterale Ätzraten zu erzielen und durch das selektive Ätzen von n-GaN eine freistehende p-GaN Struktur zu schaffen (Abb. A1 a)).

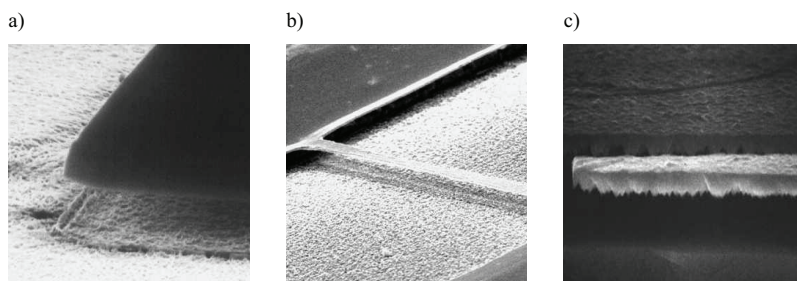


Abb. A1: REM-Aufnahmen von über photoelektrochemisches Ätzen von GaN realisierte GaN-basierte Resonatorstrukturen [a) You-98b, b) Yan-06a, c) Sto-00].

Nachdem anfänglich die defektorientierte Ätzung [Sto-00, Sto-01] zu konischen Strukturen führten, die keinen kontrollierten lateralen Abtrag ermöglichten, konnte durch den Einsatz einer zusätzlichen Spannung die Uniformität der lateralen Ätzung erheblich verbessert werden [Yan-06a].

B Elektro- und Photoelektrochemisches Ätzen von SiC

Das elektrochemische Ätzen nutzt die Löslichkeit einer ionisierten Halbleiter-Oberfläche in bestimmten Elektrolyten. Die Ionisation wird dabei durch das Anlegen einer Spannung zwischen Probe und Elektrolyt erreicht, wobei die Probe als Anode fungiert und somit eine Ionisation des Halbleiters auftritt, während das Oxidationsmittel des Elektrolyts bzw. der äußere Stromkreislauf die überschüssigen Elektronen abführt. Die so ionisierten Halbleitermaterialien können oxidieren und ihre Oxidform vom Elektrolyt gelöst werden (Abb. B1 b)). Als Beispiel ist hier die Reaktionsgleichung für das Ätzen mittels HF-Lösung dargestellt [Rys-99]:

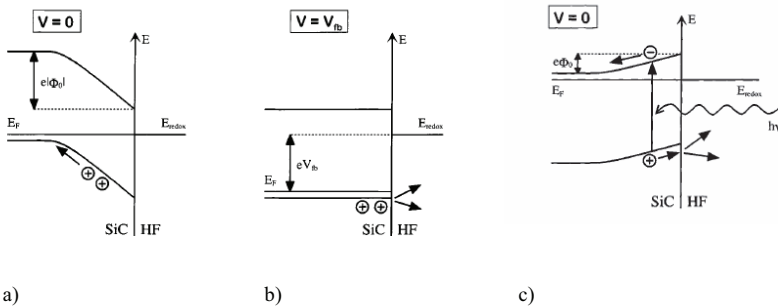
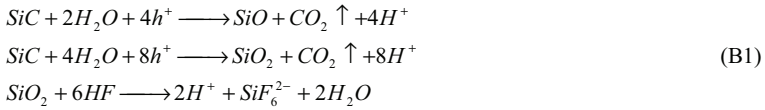


Abb. B1: Energiebändermodell für a) das chemische Ätzen von p-dotiertem SiC (Verarmung der Löcher, kein Ätzen möglich); b) das elektrochemische Ätzen von p-dotiertem SiC (Anlegen einer Spannung führt zum Flachbandfall, Ätzen möglich), c) photochemisches Ätzen von n-dotiertem SiC (Bildung von Elektronen Lochpaaren, Ätzung möglich) [Rys-99], mit E_f als Fermienergie, E_{redox} als Redoxenergie, V_{fb} als Flachbandfall-Spannung und Φ_0 als Potentialunterschied.

Das elektrochemische Ätzen kann durch die Einstrahlung von Licht zusätzlich unterstützt werden, was beim photochemischen oder photoelektrochemischen Ätzen angewendet wird. Das eingestrahelte Licht wird durch den Halbleiter absorbiert und somit Elektronen-Lochpaare geschaffen, die die Freisetzung von Kationen des Halbleitermaterials und den Abtransport von Elektronen aus dem Halbleiter unterstützen (Abb. B1 c)).

Tab. B1: Zusammenfassung elektro-/photoelektrochemischer und durch Ionenimplantation unterstützter Ätzverfahren zum vertikalen SiC-Ätzen.

Ätzlösung	Material	Temperatur + Beleuchtung	Ätzrate vertikal [$\mu\text{m}/\text{min}$]	Ref.
Elektrochemisches Ätzen				
HF (25%)	α -SiC	RT	Anätzen zur Bestimmung der Polytypen	[Wan-08]
HF/HCl/H ₂ O	β -SiC	RT	1,4-2,5	[Har-92]
Photoelektrochemisches Ätzen				
HF/H ₂ O ₂ /C ₂ H ₂ OH	α -SiC	RT + UV-Licht	Porosizierung	[Tak-94]
KOH	α -SiC	50 -55 + UV-Licht	0,02-0,05	[Kat-03]
HF	α -SiC	RT + UV-Licht	Anätzen der Oberfläche von Mesas	[Rys-99]
H ₂ O/HF/H ₂ O ₂	β -SiC	RT + UV-Licht	15-30	[Sho-92]
HF (2.5%)	α -SiC	RT + UV-Licht	0,4 - 2,2	[Sho-94]
Ionenimplantation und chemisches Ätzen				
HF	α -SiC	RT + UV-Licht	0,05–0,06	[Rys-99]
HF/HNO ₃	α -SiC	65	0,3	[Alo-95]
HF/HNO ₃	α -SiC	80	Großflächiges Ätzen der Oberfläche	[Hen-99]

Tab. B2: Zusammenfassung der Ätzverfahren mit Gasen unter Höchsttemperaturen für α -SiC.

Gas	Material	Temperatur [°C]	Ätzrate [$\mu\text{m}/\text{min}$]	Ref.
H ₂	α -SiC	1550-1750	0,1-7,5	[Mod-74]
Ar/H ₂	α -SiC	1600-1900	0,08-8	[Har-69a]
H ₂	α -SiC	1450-1650	Glätten der Polierkratzer, Anätzen von Defekten	[Gro-08]
H ₂	α -SiC	1400-1500	1,6-16	[Xie-00]
H ₂	α -SiC	1600-1750	0,3-4	[Chu-65]

Einen weiteren Ansatz zum Ätzen von SiC bietet die Kombination von Ionenimplantation und anschließendem nasschemischen Ätzen. Mittels Ionenimplantation wird dabei ein Porosizieren der oberen SiC-Schicht (einige nm)

erreicht, welche daraufhin durch chemische Ätzlösungen, meist HF, abgetragen wird. Vorteilhaft dabei ist, dass mit Hilfe der gezielten Ionenimplantation eine Art Maskierung erreicht werden kann, die in gewissen Grenzen ein strukturiertes Ätzen von SiC zulässt. Tab. B1 gibt eine Zusammenfassung elektro-/photoelektrochemischer und durch Ionenimplantation unterstützter Ätzverfahren zum vertikalen SiC-Ätzen.

Weiterhin besteht die Möglichkeit SiC unter Gasatmosphäre verbunden mit Höchsttemperaturen zu ätzen. Dabei wird das SiC auf einem Susceptor bis zu 1900 °C erhitzt und einer Ar/H₂-Atmosphäre ausgesetzt, wobei das SiC flächig abgetragen wird. Die obenstehende Tabelle zeigt einige Beispiele aus der Literatur bei denen dieses Verfahren angewendet wurde.

Literaturverzeichnis

- [Abe-95] C. R. Abernathy, S. J. Pearton, J. D. MacKenzie und J. R. Milham, *Solid-State Electron.* **39** (1995), S. 311.
- [Abl-04] A. Able, Dissertation: *Untersuchungen zur metallorganischen Gasphasenepitaxie von Gruppe III-Nitriden auf Silizium (111)*, Universität Regensburg (2004).
- [Ade-93] I. Adesida, A. Mahajan, E. E. Andideh, M. A. Khan, D. T. Olsen und J. N. Kuznia, *Appl. Phys. Lett.* **63** (1993), S. 2777.
- [Adr-06] T. Adrega, V. Chu und J. P. Conde, *Appl. Phys. Lett.* **89** (2006), S. 143109.
- [Ago-83] R. d'Agostino, E. Cramarossa, V. Colaprico und R. d'Ettole, *J. Appl. Phys.* **54** (1983), S. 1284.
- [Ait-82] C. R. Aita und C. J. Gawlak, *J. Vac. Sci. Technol. A* **1** (1982), S. 403.
- [Alo-95] D. Alok und B. J. Baliga, *J. Electron. Mater.* **24** (1995), S. 311.
- [Ama-86] H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki und Y. Toyoda, *Appl. Phys. Lett.* **48** (1986), S. 353.
- [Ama-98] H. Amano, M. Iwaya, T. Kashima, M. Kasturagawa, I. Akasaki, J. Han, S. Hearne, J. A. Floro, E. Chason und J. Figiel, *Jpn. J. Appl. Phys.* **37** (1998), L1540.
- [Amb-98] O. Ambacher, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **31** (1998), S. 2653.
- [Amb-99] O. Ambacher, J. Smart, J. R. Shealy, N. G. Weimann, K. Chu, M. Murphy, R. Dimitrov, L. Wittmer, M. Stutzmann, W. Rieger und J. Hilsenbeck, *J. Appl. Phys.* **85** (1999), S. 3222.
- [Amb-02] O. Ambacher, J. Majewski, C. Minskys, A. Link, M. Hermann, M. Eickhoff, M. Stutzmann, F. Bernardini, V. Fiorentini, V. Tilak, B. Schaff und L. F. Eastmann, *J. Phys. Condens. Mat.* **14** (2002), S. 3399.
- [And-08] A. Andrei, K. Krupa, M. Jozwik, P. Delobelle, L. Hirsinger, C. Gorecki, L. Nieradko und C. Meunier, *Sens. Actuators A* **141** (2008), S. 565.
- [Anw-06] A. F. M. Anwar, R. T. Webster und K. V. Smith, *Appl. Phys. Lett.* **88** (2006), S. 203510.
- [Atw-03] A. R. Atwell, R. S. Okojie, K. T. Korngay, S. L. Roberson und A. Beliveau, *Sens. Actuators A* **104** (2003), S. 8.
- [Bac-84] D. H. Buckley, *J. Vac. Sci. Technol. A* **3** (1984), S. 762.
- [Ban-97] T. Banjo, M. Tsuchihashi, M. Hanazaki, M. Tuda und K. Ono, *Jpn. J. Appl. Phys.* **36** (1997), S. 4824.
- [Bas-97] D. Basak, M. Verdú, M. T. Montojo, M. A. Sánchez-García, F. J. Sánchez, E. Muñoz und E. Calleja, *Semicond. Sci. Technol.* **12** (1997), S. 1654.

- [Biy-03] N. Biyikli, I. Kimukin, T. Kartaloglu, O. Aytur und E. Ozbay, Appl. Phys. Lett. **82** (2003), S. 2344.
- [Bla-05] T. V. Blank, Y. A. Goldberg, E. V. Kalinina, O. V. Konstantinov, A. O. Konstantinov und A. Hallen, Semicond. Sci. Technol. **20** (2005), S. 710.
- [Boo-98] J. H. Boo, S. A. Ustin und W. Ho, J. Cryst. Growth **189/190** (1998), S. 183.
- [Böt-01] T. Böttcher, S. Einfeldt, S. Figge, R. Chierchia, H. Heinke und D. Hommel, Appl. Phys. Lett. **78** (2001), S. 1976.
- [Bou-03] M. Bourke, D. Thomas und K. Powell, III-Vs Review **16** (2003), S. 44.
- [Bra-64] R. W. Brander, J. Electrochem. Soc. **111** (1964), S. 881.
- [Bre-92] F. W. Breitbarth, Plasma Chem. Plasma Process. **12** (1992), S. 261.
- [Bri-01] A. N. Bright, P. J. Thomas, M. Weyland, D. M. Tricker, C. J. Humphreys und R. Davies, J. Appl. Phys. **89** (2001), S. 3143.
- [Brü-07] K. Brückner, V. Cimalla, F. Niebelschütz, R. Stephan, K. Tonisch, O. Ambacher und M. A. Hein, J. Micromech. Microeng. **17** (2007), S. 2016.
- [Brü-08] K. Brückner, F. Niebelschütz, K. Tonisch, S. Michael, A. Dadgar, A. Krost, V. Cimalla, O. Ambacher, R. Stephan und M. A. Hein, Appl. Phys. Lett. **93** (2008), S. 173504.
- [Brü-09a] K. Brückner, Dissertation: *Mikro- und nanoelektromechanische Resonatoren für sensorische und hochfrequenzschaltungstechnische Anwendungen*, TU Ilmenau (2009).
- [Brü-09b] K. Brückner, F. Niebelschütz, K. Tonisch, R. Stephan, V. Cimalla, O. Ambacher und M. A. Hein, Proceedings of the IEEE MEMS Conference, Sorrento Italien (2009).
- [But-80] J. B. Butt, *Reaction Kinetics and Reactor Design*, Prentice-Hall Inc. (1980).
- [But-03] D. Buttari, A. Chini, T. Palacios, R. Coffie, L. Shen, H. Xing, S. Heikman, L. McCarthy, A. Chakraborty, S. Keller und U. K. Mishra, Appl. Phys. Lett. **83** (2003), S. 4779.
- [But-04] D. Buttari, A. Chini, A. Chakraborty, L. McCarthy, H. Xing, T. Palacios, L. Shen, S. Keller und U. K. Mishra, Int. J. High Speed Electron. Syst **14** (2004), S. 756.
- [Cam-99] J. Camassel, S. Contreras und J. L. Robert, C. A. Acad. Sci. Paris **IV** (2000), S. 5.
- [Cao-04] X. A. Cao und S. D. Arthur, Appl. Phys. Lett. **85** (2004), S. 3971.
- [Car-00] C. A. Carosella, B. Molnar, S. Schiestel und J. A. Sprague, MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. **5** (2000), W11.70.
- [Cas-96] J. B. Casady, E. D. Luckowski, M. Bozack, D. Sheridan, R. W. Johnson und J. R. Williams, J. Electrochem. Soc. **143** (1996), S. 1750.
- [Cha-01] P. Chabert, J. Vac. Sci. Technol. B **19** (2001), S. 1339.

-
- [Cha-03] C. Chai, Y. Yang, Y. Li und H. Jia, *Opt. Mater.* **23** (2003), S. 103.
- [Cha-06] N. Chaturvedi, U. Zeimer, J. Würfl und G. Tränkle, *Semicond. Sci. Technol.* **21** (2006), S. 175.
- [Cha-09] D. Chalabi, A. Saidane, M. Idrissi-Benzohra und M. Benzohra, *Microelectron. J.* **40** (2009), S. 891.
- [Che-06] J. Chen, J. F. Wang, H. Wang, J. J. Zhu, S. M. Zhang, D. G. Zhao, D. S. Jiang, H. Yang, U. Jahn und K. H. Ploog, *Semicond. Sci. Technol.* **21** (2006), S. 1229.
- [Cho-98a] H. Cho, C. B. Vartuli, S. M. Donovan, C. R. Abernathy, S. J. Pearton, S. J. Shul und C. Constantine, *J. Vac. Sci. Technol. A* **16** (1998), S. 1631.
- [Cho-98b] H. Cho, S. M. Donovan, J. D. MacKenzie, C. R. Abernathy, S. J. Pearton, J. Han, R. J. Shul und J. W. Lee, *Solid-State Electron.* **42** (1998), S. 1719.
- [Cho-99a] H. Cho, K. H. Auh, J. Han, R. J. Shul, S. M. Donovan, C. R. Abernathy, E. S. Lambers, F. Ren und S. J. Pearton, *J. Electron. Mater.* **28** (1999), S. 290.
- [Cho-99b] H. Cho, Y. B. Hahn, D. C. Hays, K. B. Jung, S. M. Donovan, C. R. Abernathy, S. J. Pearton und R. J. Shul, *MRS Internet J. Nitride Semicond. Res.* **4** (1999), G6.56.
- [Cho-99c] T. P. Chow, V. Khemka, J. Fedison, N. Ramungul, K. Matocha, Y. Tang und R. J. Gutmann, *Solid-State Electron.* **44** (1999), S. 277.
- [Cho-01] H. Cho, K. P. Lee, P. Leerungnawarat, S. N. G. Chu, F. Ren, S. J. Pearton und C. M. Zetterling, *J. Vac. Sci. Technol. A* **19** (2001), S. 1878.
- [Cho-08] F. Chollet und H. B. Liu, *A (not so) short introduction to MEMS version 2.5*, <http://memscyclopedia.org/introMEMS.html> (2008).
- [Chu-65] T. L. Chu und R. B. Campbell, *J. Electrochem. Soc.* **112** (1965), S. 955.
- [Chu-71] T. L. Chu, *J. Electrochem. Soc.* **118** (1971), S. 1200.
- [Chu-05] S. N. G. Chua, F. Ren, S. J. Pearton, B. S. Kang, S. Kim, B. P. Gila, C. R. Abernathy, J. I. Chyi, W. J. Johnson und J. Lin, *Mater. Sci. Eng. A* **409** (2005), S. 340.
- [Cim-06a] V. Cimalla, Ch. Förster, F. Will, K. Tonisch, K. Brückner, R. Stephan, M. A. Hein und O. Ambacher, *Appl. Phys. Lett.* **88** (2006), S. 253501.
- [Cim-06b] I. Cimalla, Ch. Förster, V. Cimalla, V. Lebedev, D. Cengher, und O. Ambacher, *phys. stat. sol. (c)* **3** (2006), S. 1767.
- [Cim-07a] V. Cimalla, J. Pezoldt und O. Ambacher, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **40** (2007), S. 6386.
- [Cim-07b] I. Cimalla, F. Will, K. Tonisch, M. Niebelschütz, V. Cimalla, V. Lebedev, G. Kittler, M. Himmerlich, S. Krischok, J. A. Schäfer, M. Gebinoga, A. Schober, T. Friedrich und O. Ambacher, *Sens. Actuat. B* **123** (2007), S. 740.
- [Cim-07c] V. Cimalla, F. Will, K. Tonisch, C. Förster, K. Brückner, I. Cimalla, T. Friedrich, J. Pezoldt, R. Stephan, M. Hein und O. Ambacher, *Sens. Actuators B* **126** (2007), S. 24.

-
- [Cim-07d] V. Cimalla, Habilitationsschrift: *Mikro- und nanostrukturierte keramische Halbleiter für die Sensorik von MEMS zu NEMS*, TU-Ilmenau (2007).
- [Cim-09] I. Cimalla, B. Lübbers, V. Cimalla, M. Gebinoga, A. Schober und O. Ambacher, *Advanced Semiconductor Materials and Devices Research: III-Nitrides and SiC*, India Transworld Research Network, im Druck.
- [Cle-01] A. N. Cleland, M. Pophoristic und I. Ferguson, *Appl. Phys. Lett.* **79** (2001), S. 2070.
- [Cob-79] J. W. Coburn und H. F. Winters, *J. Vac. Sci. Technol.* **16** (1979), S. 391.
- [Col-07] C. Coletti, M. J. Jaroszeski, A. Pallaoro, A. M. Hoff, S. Iannotta und S. E. Sadow, *Proceedings of the 29th Annual International Conference of the IEEE EMBS, Lyon Frankreich* (2007), S. 5849.
- [Dad-03] A. Dadgar, A. Strittmatter, J. Bläsing, M. Poschenrieder, O. Contreras, P. Veit, T. Riemann, F. Bertram, A. Reiher, A. Krtschil, A. Diez, T. Hempel, T. Finger, A. Kasic, M. Schubert, D. Bimberg, F. A. Ponce, J. Christen und A. Krost, *phys. stat. sol. (c)* **0** (2003), S. 1583.
- [Dad-07] A. Dadgar, F. Schulze, M. Wienecke, A. Gadanez, J. Bläsing, P. Veit, T. Hempel, A. Diez, J. Christen und A. Krost, *New J. Phys.* **9** (2007), S. 389.
- [Dav-04] S. Davies, T. S. Huang, M. H. Gass, A. J. Papworth, T. B. Joyce und P. R. Chalker, *Appl. Phys. Lett.* **84** (2004), S. 2566.
- [Dav-05] Z. J. Davis und A. Boisen, *Appl. Phys. Lett.* **87** (2005), S. 013102.
- [DeV-01] D. L. DeVoe, *Sens. Actuators A* **88** (2001), S.263.
- [Dib-69] V. H. Dibeler und J. A. Walker, *Inorg. Chem.* **8** (1969), S. 50.
- [Din-96] J. Ding und N. Hershkowitz, *Appl. Phys. Lett.* **68** (1996), S. 1619.
- [Dog-03] S. Dogan, A. Teke, D. Huang, H. Morkoc, C. B. Roberts, J. Parish, B. Ganguly, M. Smith, R. E. Myers und S. E. Sadow, *Appl. Phys. Lett.* **82** (2003), S. 3107.
- [Doh-85] S. Dohmae, K. Shibahara, S. Nishino und H. Matsunami, *Jpn. J. Appl. Phys.* **24** (1985), S. 873.
- [Don-84] V. M. Donnelly, D. L. Flamm, W. C. Dautremont-Smith und D. J. Weber, *J. Appl. Phys.* **55** (1984), S. 242.
- [Dum-04] D. C. Dumka, C. Lee, H. Q. Tserng und P. Saunier, *Electron. Lett.* **40** (2004), S. 1554.
- [Eas-97] L. Eastman, K. Chu, W. Schaff, M. Murphy, N. G. Weimann und T. Eustis, *MRS Internet J. Nitride Semicon. Res.* **2** (1997), S. 17.
- [Eas-01] L. F. Eastman, V. Tilak, J. Smart, B. M. Green, E. M. Chumbes, R. Dimitrov, H. Kim, O. Ambacher, N. Weimann, T. Prunty, M. Murphy, W. J. Schaff und J. R. Shealy, *IEEE Trans. Electron Devices* **48** (2001), S. 479.

-
- [Edm-86] J. A. Edmond, J. W. Palmour und R. F. Davis, *J. Electrochem. Soc.* **133** (1986), S. 650.
- [Eki-04] K. L. Ekinici, X. M. H. Huang und M. L. Roukes, *Appl. Phys. Lett.* **84** (2004), S. 4469.
- [Eki-05] K. L. Ekinici und M. L. Roukes, *Rev. Sci. Instrum.* **76** (2005), S. 061101.
- [Elo-08] J. C. Eloy, *Yole Ranks Top 30 MEMS Suppliers*, Yole Développement Semiconductor International 31.01.2008.
- [Elo-09] J. C. Eloy, *New 2008 Top 30 MEMS manufacturer ranking from YoleYole Développement*, I-Micronews 24.03.2009.
- [Etz-01] E. V. Etzkorn und D. R. Clarke, *J. Appl. Phys.* **89** (2001), S. 1025.
- [Fay-02] M. W. Fay et al., *J. Appl. Phys.* **89** (2002), S. 1025.
- [Fel-01] E. Feltin, B. Beaumont, M. Laugt, P. de Mierry, P. Vennegues, H. Lahreche, M. Leroux und P. Gipart, *Appl. Phys. Lett.* **79** (2001), S. 3230.
- [Fel-03] E. Feltin, B. Beaumont, P. Vennegues, M. Vaille, P. Gipart, T. Riemann, J. Christen, L. Dobos und B. Pecz, *J. Appl. Phys.* **93** (2003), S. 182.
- [Fla-81] D. L. Flamm, V. M. Donnelly und J. A. Mucha, *J. Appl. Phys.* **52** (1981), S. 3633.
- [Fle-94] J. R. Flemish, K. Xie und J. H. Zhao, *Appl. Phys. Lett.* **64** (1994), S. 2315.
- [Fle-96] J. R. Flemish und K. Xie, *J. Electrochem. Soc.* **143** (1996), S. 2620.
- [Fle-97] C. B. Fleddermann und G. A. Hebnner, *Electron. Soc. Proceedings* **9** (1997), S. 145.
- [För-05a] Ch. Förster, Dissertation: *Mikro- und Nanoelektromechanische Strukturen für die Sensorik*, TU Ilmenau (2005).
- [För-05b] Ch. Förster, K. Brückner, V. Lebedev, R. Stephan, M. Hein und O. Ambacher, *phys. stat. sol. (a)* **202** (2005), S. 671.
- [För-06] Ch. Förster, V. Cimalla, V. Lebedev, J. Pezoldt, K. Brueckner, R. Stephan, M. Hein, E. Aperathitis und O. Ambacher, *phys. stat. sol. (a)* **203** (2006), S. 1829.
- [Gao-03] D. Gao, M. B. J. Wijesundara, C. Carraro, C. W. Low, R. T. Howe und R. Maboudian, *Proceedings of the 12th Int. Conf. Transducers Solid-State Sensor Actuators and Microsystems*, Boston USA, (2003), S. 1160.
- [Gfe-05] K. Y. Gfeller, N. Nugaeva und M. Hegner, *Biosens. Bioelectron.* **21** (2005), S. 528.
- [Gio-09] C. Giordano, I. Ingrosso, M. T. Todaro, G. Maruccio, S. De Guido, R. Cingolani, A. Passaseo und M. De Vittorio, *Microelectron. Eng.* (2009), im Druck.
- [Gor-05] A. Górecka-Drzazga, J. Dziuban, S. Bargiel und E. Prociów, *Meas. Sci. Technol.* **17** (2005), S. 45.
- [Gro-08] M. Grodzicki, P. Mazur, S. Zuber, G. Urbanik und A. Ciszewski, *Thin Solid Films* **516** (2008), S. 7530.

-
- [Gry-93] G. W. Grynkewich und J. N. Helbertin, *Handbook of Multilevel Metallization for Integrated Circuits*, Noyes Publications (1993).
- [Guo-92] Q. X. Guo, O. Kato und A. Yoshida, *J. Electrochem. Soc.* **139** (1992) S. 2008.
- [Gup-06] A. K. Gupta, P. R. Nair, D. Akin, M. R. Ladisch, S. Broyles, M. A. Alam und R. Bashir, *PNAS* **103** (2006), S. 13362.
- [Han-04] Y. Han, S. Xue, T. Wu, Z. Wu, W. Guo, Y. Luo, Z. Hao und C. Sun, *J. Vac. Sci. Technol. A* **22** (2004), S. 407.
- [Hao-05] M. Hao, T. Egawa und H. Ishikawa, *J. Cryst. Growth* **285** (2005), S. 466.
- [Har-69a] J. M. Harris, H. C. Gatos und A. F. Witt, *J. Electrochem. Soc.* **116** (1969), S. 380.
- [Har-69b] J. M. Harris, H. C. Gatos und A. F. Witt, *J. Electrochem. Soc.* **116** (1969), S. 672.
- [Har-92] G. L. Harris, K. Fekade und K. Wongchotigul, *J. Mater. Sci. - Mater. Electron.* **3** (1992), S. 162.
- [Hau-06] Ch. Haupt, Diplomarbeit: *Prozessierung von Nanostrukturen mit Hilfe der Elektronenstrahlithographie*, TU Ilmenau (2006).
- [Hea-82] B. A. Heath, *J. Electrochem. Soc.* **129** (1982). S. 396.
- [Hea-99] T. Hashimoto, M. Yuri, M. Ishida, Y. Terakoshi, O. Imafuji, T. Sugino und K. Itoh, *Jpn. J. Appl. Phys.* **38** (1999), S. 6605.
- [Hen-99] T. Henkel, G. Ferro, S. Nishizawa, H. Pressler, Y. Tanaka, H. Tanoue und N. Kobayashi, *Mater. Forum* **338-342** (2000), S. 481.
- [Hig-08] M. Higashiwaki, T. Mimura und T. Matsui, *Appl. Phys. Exp.* **1** (2008), S. 021103.
- [Hoc-03a] M. Hock, N. G. Weimann und A. Chowdhury, *J. Appl. Phys.* **94** (2003), S. 650.
- [Hoc-03b] M. Hock, W. Parz, N. G. Weimann und A. Chowdhury, *Jpn. J. Appl. Phys.* **42** (2003), L1405.
- [Hon-98] S. K. Hong, B. J. Kim, H. S. Park, Y. Park, S. Y. Yoon und T. I. Kim, *J. Cryst. Growth* **191** (1998), S. 275.
- [Hon-99] J. Hong, R. J. Shul, L. Zhang, L. F. Lester, H. Cho, Y. B. Hahn, D. C. Hays, K. B. Jung, S. J. Pearton, C. M. Zetterling und M. Östling, *J. Electron. Mater.* **28** (1999), S. 196.
- [Hon-00] S. K. Hong, T. Yao, B. J. Kim, S. Y. Yoon und T. I. Kim, *Appl. Phys. Lett.* **77** (2000), S. 82.
- [Hon-02a] Y. Honda, Y. Kuroiwa, M. Yamaguchi und N. Sawaki, *J. Cryst. Growth* **242** (2002), S. 77.
- [Hon-02b] Y. Honda, Y. Kuroiwa, M. Yamaguchi und N. Sawaki, *Appl. Phys. Lett.* **80** (2002), S. 222.
- [Hos-95] H. Hosaka, K. Itao und S. Kuroda, *Sens. Actuators A* **49** (1995), S. 87.

-
- [Hos-03] T. Hossain, F. Khan, I. Adesida, P. Bohn und T. Rittenhouse, NASA/CR 2003-212198 *NAG3-2661* (2003).
- [Hos-06] T. K. Hossain, S. MacLaren, J. M. Engel, C. Liu, I. Adesina und R. S. Okojie, *J. Micromech. Microeng.* **16** (2006), S. 751.
- [Hua-03] X. M. H. Huang, Dissertation: *Ultrahigh and microwave frequency nanomechanical systems*, California Insitute of Technology (2003).
- [Hua-04a] X. M. H. Huang, C. A. Zorman, M. Mehregany und M. L. Roukes, *Nature* **421** (2004), S. 496.
- [Han-04b] X. M. H. Huang, X. L. Feng, M. K. Prakash, S. Kumar, C. A. Zorman und M. Mehregany, *Mater. Sci. Forum* **457-460** (2004), S. 1531.
- [Hum-96] B. Humphreys und M. Govett, *MRS Internet J. Nitride Semicond. Res.* **1** (1996), S. 28.
- [Ide-01] T. Ide, M. Shimizu, A. Suzuki, X. Q. Shen, H. Okumura und T. Nemoto, *Jpn. J. Appl. Phys.* **40** (2001), S. 4785.
- [Iid-04] K. Iida, T. Kawashima, A. Miyazaki, H. Kasugai, S. Mishima, A. Honshio, Y. Miyake, M. Iwaya, S. Kamiyama, H. Amano and I. Akasaki, *Jpn. J. Appl. Phys. Part 2* **43** (2004), S. 499.
- [Ike-00] T. Ikehara, R. A. F. Zwijze und K. Ikeda, *J. Michromech. Microeng.* **11** (2000), S. 55.
- [Ike-08] N. Ikeda, S. Kaya, J. Li, Y. Sato, S. Kat und S. Yoshida, *Proceedings of the 20th International Symposium on Power Semiconductor Devices & IC's*, (2008).
- [Ili-04a] B. Ilic, Y. Yang und H. G. Craighead, *Appl. Phys. Lett.* **85** (2004), S. 2604.
- [Ili-04b] B. Ilic, H. G. Craighead, S. Krylov, W. Senaratne, C. Ober und P. Neuzil, *J. Appl. Phys.* **95** (2004), S. 3694.
- [Ili-05] B. Ilic, Y. Yang, K. Aubin, R. Reichenbach, S. Krylov und H. G. Craighead, *Nano Lett.* **5** (2005), S. 925.
- [Iwa-97] N. Iwase und J. Ewanich, *Surface Mount International Conference*, (1997), S. 19975.
- [Iwa-98] M. Iwaya, T. Takeuchi, S. Yamaguchi, C. Wetzel, H. Amano und I. Akasaki, *Jpn. J. Appl. Phys.* **37** (1998), L316.
- [Jai-00] S. C. Jain, M. Willander, J. Narayan und R. Van Overstraeten, *J. Appl. Phys.* **87** (2000), S. 965.
- [Jen-69] V. J. Jennings, *Mat. Res. Bull.* **4** (1969), S. 199.
- [Jep-81] N. W. Jepps und T. F. Page, *J. Microscop.* **124** (1981), S. 227.
- [Jia-03a] L. Jiang, N. O. V. Plank, R. Cheung, R. Brown und A. Mount, *Microelectron. Eng.* **67-68** (2003), S. 369.
- [Jia-03b] L. Jiang, R. Cheung, R. Brown und A. Mount, *J. Appl. Phys.* **93** (2003), S. 1376.

- [Jia-04] L. Jiang und R. Cheung, *Microelectron. Eng.* **73-74** (2004), S. 306.
- [Jia-06] L. Jiang, S. Anderson, E. Thong, R. Cheung, C. A. Zorman und M. Mehregany, *Microelectron. Eng.* **83** (2006), S. 1396.
- [Jin-06a] N. Jin, G. Quancheng, S. Guosheng und L. Zhongli, *Journal of Physics: Conference Series* **34** (2006), S. 511.
- [Jin-06b] L. Jing, R. Cheung, J. Hedley, M. Hassan, A. J. Harris, J. S. Burdess, M. Mehregany und C. A. Zorman, *Sens. Actuators A* **128** (2006), S. 376.
- [Jon-96] D. J. Jonas, S. E. Prasad und J. B. Wallace, *Key. Eng. Mater.* **71** (1996), S. 122.
- [Kal-02] E. Kalinina, G. Onushkin, A. Strelchuk, D. Davidov, V. Kossov, R. Yafaev, A. Hallen, A. Kuznetsov und A. Konstantinov, *Phys. Scr. T* **101** (2002), S. 207.
- [Kan-04] B. S. Kang, S. Kim, F. Ren, J. W. Johnson, R. J. Therrien, P. Rajagopal, J. C. Roberts, E. L. Piner, K. J. Linthicum, S. N. G. Chu, K. Baik, B. P. Gila, C. R. Abernathy und S. J. Pearton, *Appl. Phys. Lett.* **85** (2004), S. 2962.
- [Kan-08] K. Kanto, A. Satomi, Y. Asahi, Y. Kashiwabara, K. Matsushita und K. Takagi, *IEEE Radio and Wireless Symposium* (2008), S. 77.
- [Kar-99] F. Karouta, B. Jacobs, P. Vreugdewater, N. G. H. van Melick, O. Schoen, H. Protzmann, und M. Heuken, *Electrochem. Solid-State Lett.* **2** (1999), S. 240.
- [Kat-99] M. Katsuno, N. Ohtani, J. Takahashi, H. Yashiro und M. Kanaya, *Jpn. J. Appl. Phys.* **38** (1999), S. 4661.
- [Kat-03] M. Kato, M. Ichimura, E. Arai und P. Ramasamy, *Jpn. J. Appl. Phys. Part 1* **74** (2003), S. 4233.
- [Kel-87] G. Kelner, S. C. Binari und P. H. Klein, *J. Electrochem. Soc.* **134** (1987), S. 253.
- [Kha-94] M. A. Khan, J. N. Kuznia, D. T. Olson, W. J. Schaff, J. W. Burm und M. S. Shur, *Appl. Phys. Lett.* **65** (1994), S. 1121.
- [Kha-96] M. A. Khan, Q. Chen, C. J. Sun, J. W. Yang, M. Blasingame, M. S. Shur und H. Park, *Appl. Phys. Lett.* **68** (1995), S. 514.
- [Kha-97] M. A. Khan, M. S. Shur, B. T. Dermott, J. A. Higgins, J. Burm, W. J. Schaff und I. F. Eastman, *Solid-State Electron.* **41** (1997), S. 1555.
- [Kha-99a] F. A. Khan und I. Adesida, *Appl. Phys. Lett.* **75** (1999), S. 2268.
- [Kha-99b] F. A. Khan, L. Zhou, A. T. Ping und I. Adesida, *J. Vac. Sci. Technol. B* **17** (1999), S. 2750.
- [Kim-97] H. S. Kim, Y. H. Lee, G. Y. Yeom, J. W. Lee und T. I. Kim, *Mater. Sci. Eng. B* **50** (1997), S. 82.
- [Kim-00] H. S. Kim, D. H. Lee, J. W. Lee, T. I. Kim und G. Y. Yeom, *Vacuum* **56** (2000), S. 45.
- [Kim-01] M. T. Kim, *Thin Solid Films* **401** (2001), S. 39.

-
- [Kim-02a] M. T. Kim, J. Electrochem. Soc. **149** (2002), G218.
- [Kim-02b] K. H. Kim, C. M. Jeon, S. H. Oh, C. G. Park, J. H. Lee, K. S. Lee und J. L. Lee, phys. stat. sol (c) **0** (2002), S. 223.
- [Kim-03] B. Kim, S. Kim, S. C. Ann und B. T. Lee, Thin Solid Films **434** (2003), S. 276.
- [Kim-04a] B. Kim und B. T. Lee, J. Electron. Mater. **33** (2004), S. 1308.
- [Kim-04b] D. W. Kim, H. Y. Lee, B. J. Park, H. S. Kim, Y. J. Sung, S. H. Chae, Y. W. Ko und G. Y. Yeom, Thin Solid Films **447-448** (2004), S. 100.
- [Kim-06] D. K. Kim und C. B. Park, J. Korean Phys. Soc. **49** (2006), S. 1497.
- [Kli-83] G. R. Kline und K. M. Lakin, Appl. Phys. Lett. **43** (1983), S. 750.
- [Kol-08] L. Kolaklieva, R. Kakanakov, V. Cimalla, S. Maroldt, F. Niebelschütz, K. Tonisch und O. Ambacher, Proceedings of the 26th International Conference on Microelectronics, Nis (2008).
- [Kom-06] J. Komiyama, Y. Abe, S. Suzuki und H. Nakanishi, Appl. Phys. Lett. **88** (2006), S. 091901.
- [Kot-96] M. Kothandaraman, D. Alok und B. J. Baliga, J. Electron. Mater. **25** (1996), S. 875.
- [Koz-96] T. Kozawa, T. Kaxhi, T. Ohwaki, Y. Taga, N. Koide und M. Koike, J. Electrochem. Soc. **143** (1996), S.L17.
- [Kuh-02] B. Kuhn, Dissertation: *AlGaIn/GaN-Heterostrukturen: Epitaxie und elektrische Eigenschaften*, Universität Stuttgart (2002).
- [Lan-96] F. Lanois, P. Lassagne, D. Planson und M. L. Locatelli, Appl. Phys. Lett. **69** (1996), S. 236.
- [Lan-99] F. Lanois, D. Planson, M. L. Locatelli, P. Lassagne, C. Jaussaud und J. P. Chante, J. Electron. Mater. **28** (1999), S. 219.
- [Laz-06] M. Lazar, H. Vang, P. Brosselard, C. Raynaud, P. Cremillieu, J. L. Leclercq, A. Descamps, S. Scharnholz und D. Planson, Superlattices Microstruct. **40** (2006), S. 388.
- [Leb-07] V. Lebedev, K. Tonisch, F. Niebelschütz, V. Cimalla, D. Cengher, I. Cimalla, C. Mauder, S. Hauguth, O. Ambacher, F. M. Morales, J. G. Lozano und D. González, J. Appl. Phys. **101** (2007), S. 054906.
- [Lee-95] H. Lee, D. B. Olbermann und J. S. Harris, Appl. Phys. Lett. **67** (1995), S. 1754.
- [Lee-96] J. W. Lee, C. B. Vartuli, C. R. Abernathy, J. D. MacKenzie, J. R. Milham, R. J. Shul, J. C. Zolper, M. Hagerott-Crawford, J. M. Zavada, R. G. Wilson und R. N. Schwartz, J. Vac. Sci. Technol. B **14** (1996), S. 3637.
- [Lee-98] Y. H. Lee, H. S. Kim, G. Y. Yeom, J. W. Lee, M. C. Yoo und T. I. Kim, J. Vac. Sci. Technol. A **16** (1998), S. 1478.

- [Lee-00] J. M. Lee, K. M. Chang, I. H. Lee und S. J. Park, *J. Vac. Sci. Technol. B* **18** (2000), S. 1409.
- [Lee-05] H. Y. Lee, D. W. Kima, Y. J. Sung und G. Y. Yeom, *Thin Solid Films* **475** (2005), S. 318.
- [Lev-05] M. E. Levinshtein, P. A. Ivanov, T. T. Mnatsakanov, S. N. Yurkov, A. K. Agarwal und J. W. Palmour, *Semicond. Sci. Technol.* **20** (2005), S. 793.
- [Lev-07] M. E. Levinshtein, T. T. Mnatsakanov, P. A. Ivanov, J. W. Palmour, M. K. Das und B. A. Hull, *Semicond. Sci. Technol.* **22** (2007), S. 253.
- [Li-01] D. Li, M. Sumiya, S. Fuke, D. Yang, D. Que, Y. Suzuki und Y. Fukuda, *J. Appl. Phys.* **90** (2001), S. 4219.
- [Lid-08] D. R. Lide, *CRC Handbook of Chemistry and Physics*, CRC Press (2008).
- [Lie-64] W. K. Liebmann, *J. Electrochem. Soc.* **112** (1964), S. 885.
- [Lin-94] M. E. Lin, Z. Ma, F. Y. Huang, Z. F. Fan, L. H. Allen und H. Morkoc, *Appl. Phys. Lett.* **64** (1994), S. 1003.
- [Liu-97] Q. Z. Liu, L. S. Yu, F. Deng, S. S. Lau, Q. Chen, J. W. Yang und M. A. Khan, *Appl. Phys. Lett.* **64** (1997), S. 1658.
- [Lob-06] N. Lobontiu, *Mechanical design of microresonators: modeling and applications*, NYMcGraw-Hill nanoscience and technology series (2006), S. 10.
- [Lut-93] B. P. Luther, J. Ruzyllo und D. L. Miller, *Appl. Phys. Lett.* **63** (1993), S. 171.
- [Lys-05] S. E. Lyshevski, *Nano- and Micro-Electromechanical Systems: Fundamentals of Nano and Microengineering*, CRC Press (2005).
- [Man-89] D. M. Manos und D. L. Flamm, *Plasma Etching, An Introduction*, Academic Press (1989).
- [Mar-02] T. F. Marinis und J. W. Soucy, *Proceedings of the MRS Fall Meeting*, S. 200259238.
- [Mar-06] S. Maroldt, Diplomarbeit: *Charakterisierung und Optimierung von AlGaIn/GaN-Heterostrukturen für elektronische Bauelemente*, TU Ilmenau (2006).
- [Mat-81] S. Matsui, S. Mizuki, T. Yamato, H. Aritome und S. Namba, *Jpn. J. Appl. Phys.* **20** (1981), L38.
- [McD-64] E. W. McDaniel, *Collision Phenomena in Ionized Gases*, J. Wiley and Sons (1964).
- [McL-95] G. F. McLane, L. Casas, S. J. Pearton und C. R. Abernathy, *Appl. Phys. Lett.* **66** (1995), S. 3328.
- [McL-96] G. F. McLane und J. R. Flemish, *Appl. Phys. Lett.* **68** (1996), S. 3755.
- [McN-90] S. C. McNevin, *J. Vac. Sci. Technol. B* **8** (1990), S. 1212.
- [Meh-03] R. Mehandru, S. Kim, J. Kim, F. Ren, J. R. Lothian, S. J. Pearton, S. S. Park und Y. J. Park, *Solid-State Electron.* **47** (2003), S. 1037.

-
- [Mil-95a] J. R. Milham, S. J. Pearton, C. R. Abernathy, J. D. MacKenzie, R. J. Shul, S. P. Kilcoyne, *Appl. Phys. Lett.* **67** (1995), S. 1119.
- [Mil-95b] J. R. Milham, S. J. Pearton, C. R. Abernathy, J. D. MacKenzie, R. J. Shul und S. P. Kilcoyne, *J. Vac. Sci. Technol. A* **14** (1995), S. 836.
- [Min-96] M. S. Minsky, M. White und E. L. Hu, *Appl. Phys. Lett.* **68** (1996), S. 1531.
- [Mit-99] A. M. Mitchell, Diplomarbeit: *Einfluss der Kristallpolarität auf die strukturellen und elektronischen Eigenschaften von AlGaN/GaN-Heterostrukturen und Feldeffekttransistoren*, TU München (1999).
- [Mit-07] E. Mitani, M. Aojima und S. Sano, *Proceedings of the 2nd European Microwave Integrated Circuits Conference (2007)*, S. 176.
- [Mod-74] E. Modrak, I. Swiderski und T. Niemyski, *J. Cryst. Growth* **22** (1974), S. 181.
- [Mon-08] B. Monemar, P. P. Paskov, J. P. Bergman, A. A. Toropov, T. V. Shubina, T. Malinauskas und A. Usui, *phys. stat. sol. (b)* **9** (2008), S. 1723.
- [Mor-74] Y. Morimoto, *J. Electrochem. Soc.* **121** (1974), S. 1383.
- [Mor-99] E. Morkoc, *Nitride Semiconductors and Devices*, Springer (1999).
- [Mül-01] G. Müller, G. Krötz und J. Schalk, *phys. stat. sol. (a)* **185** (2001), S. 1.
- [Nak-92] S. Nakamura, M. Senoh und T. Mukai, *Jpn. J. Appl. Phys.* **32** (1992), L8.
- [Nak-97] S. Nakagomi, P. Tobias, A. Baranzahi, I. Lundström, P. Martensson und A. Lloyd Spetz, *Sens. Actuators B* **45** (1997), S. 183.
- [Nat-65] H. C. Nathanson und R. A. Wickstrom, *Appl. Phys. Lett.* **7** (1965), S. 84.
- [Nat-67] H. C. Nathanson, W. E. Newell, R. T. Wickstrom und J. R. Davis, *IEEE Trans. Electron. Devices* **14** (1967), S. 117.
- [Neu-01] R. Neuberger, G. Müller, O. Ambacher und M. Stutzmann, *phys. stat. sol. (a)* **183** (2001), R10.
- [Nie-07a] F. Niebelschütz, K. Tonisch, V. Cimalla, K. Brückner, R. Stephan, M. A. Hein, A. Schober und O. Ambacher, *MRS Symp. Proc.* **951** (2007), E05.
- [Nie-07b] F. Niebelschütz, V. Cimalla, K. Brückner, R. Stephan, K. Tonisch, M. A. Hein und O. Ambacher, *J. Nanoengineering and Nanosystems* **211 (N2)** (2007), S. 59.
- [Nie-08] F. Niebelschütz, V. Cimalla, K. Tonisch, Ch. Haupt, K. Brückner, R. Stephan, M. A. Hein und O. Ambacher, *phys. stat. sol. (c)* **5** (2008), S. 1914.
- [Nie-09] F. Niebelschütz, K. Brückner, W. Jatal, E. Tschumak, D. J. As, M. A. Hein und J. Pezoldt, *phys. stat. sol. (c)* (2009), übermittelt.
- [Nis-83] S. Nishino, J.A. Powell und H. A. Will, *Appl. Phys. Lett.* **42** (1983), S. 460.
- [Nor-89] P. E. R. Nordquist, H. Lessoff, R. J. Gorman und M. L. Gipe, *Proc. Phys.* **43** (1989), S. 119.

-
- [Oko-98] R. S. Okojie, A. A. Ned und A. D. Kurtz, *Sens. Actuators A* **66** (1998), S. 200.
- [Oko-03] R. S. Okojie, G. C. Fralick, G. J. Saad, C. A. Blaha, J. J. Adamczyk und J. M. Feiereisen, *Proceedings of the 12th Int. Conf. On Solid-State Sensors, Actuators and Microsystems: Digest of Techn. Papers* (Boston, MA) **1** (2003), S. 400.
- [Ono-98] Y. Ono, Y. Iyechika, T. Takada, K. Inui und T. Matsye, *J. Cryst. Growth* **189/190** (1998), S. 133.
- [Osi-97] A. Osinsky, S. Gangopadhyay, R. Gaska, B. Williams, M. A. Khan, D. Kuksenkov und H. Temkin, *Appl. Phys. Lett.* **71** (1997), S. 2334.
- [Pad-91] R. Padiyath, R. L. Wright, M. I. Chaudhry und S. V. Babu, *Appl. Phys. Lett.* **58** (1991), S. 1053.
- [Pal-86] J. W. Palmour, R. F. Davis, T. M. Walleit und K. B. Bhasin, *J. Vac. Sci. Technol. A* **4** (1986), S. 590.
- [Pal-95] S. L. Palmquist; R. J. Jensen, W. F. Jacobsen und R. K. Spielberger, *Proceedings of the Multi-Chip Module Conference* (1995), S. 177.
- [Pal-00] T. Palacios, F. Calle, M. Varela, C. Ballesteros, E. Monroy, F. B. Naranjo, M. A. Sánchez-García, E. Calleja und E. Munoz, *Semicond. Sci. Technol.* **15** (2000), S. 996.
- [Pan-72] J. I. Pankove, *J. Electrochem. Soc.* **119** (1972), S. 1118.
- [Pan-90] W. S. Pan und A. J. Steckl, *J. Electrochem. Soc.* **137** (1990), S. 212.
- [Pat-05] S. R. Pattanaik, G. N. Dash und J. K. Mishra, *Semicond. Sci. Technol.* **20** (2005), S. 299.
- [Pau-82] Y. Pauleau, A. Boutevilee, J. J. Hantzpergue, J. C. Remy und A. Cachard, *J. Electrochem. Soc.* **129** (1982), S. 1045.
- [Pea-93a] S. J. Pearton, C. R. Abernathy, F. Ren, J. R. Lothian, R. W. Wisk, A. Katz und C. Constantine, *Semicond. Sci. Technol.* **8** (1993), S. 310.
- [Pea-93b] S. J. Pearton, C. R. Abernathy, F. Ren, J. R. Lothian, P. W. Wisk und A. Katz, *J. Vac. Sci. Technol. A* **11** (1993), S. 1772.
- [Pea-94] S. J. Pearton, C. R. Abernathy und F. Ren, *Appl. Phys. Lett.* **64** (1994), S. 2294.
- [Pea-99] S. J. Pearton, J. C. Zolper, R. J. Shul und F. Ren, *J. Appl. Phys.* **86** (1999), S. 1.
- [Pea-01] S. J. Pearton, F. Ren, A. P. Zhang, G. Dang, X. A. Cao, K. P. Lee, H. Cho, B. P. Gila, J. W. Johnson, C. Monier, C. R. Abernathy, J. Han, A. G. Baca, J. I. Chyi, C. M. Lee, T. E. Nee, C. C. Chuo, S. N. G. Chu, *Mater. Sci. Eng. B* **82** (2001), S. 227.
- [Pen-98] L. H. Peng, C. W. Chuang, J. K. Ho, C. N. Huang und C. Y. Chen, *Appl. Phys. Lett.* **72** (1998), S. 939.

-
- [Per-06] R. Perez, N. Mestres, M. Vellvehi, P. Godignon und J. Millan, *Semicond. Sci. Technol.* **21** (2006), S. 670.
- [Pin-94] A. T. Ping, I. Adesida, M. A. Khan und J. N. Kuznia, *Electron. Lett* **30** (1994), S. 1895.
- [Pir-87] P. Pirouz, C. M. Chorey und J. A. Powell, *Appl. Phys. Lett.* **50** (1987), S. 221.
- [Pit-47] K. S. Pitzer und E. F. Westrum, *J. Chem. Phys.* **15** (1947), S. 526.
- [Pla-03] N. O. V. Plank, M. A. Blauw, E. W. J. M. van der Drift und R. Cheung, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **36** (2003), S. 482.
- [Pla-05] M. Placidi, P. Godignon, N. Mestres, J. Esteve, G. Ferro, A. Leycuras und T. Chassagne, *Proceedings of the Int. Semicond. Conf., Sinaia Romania* **2** (2005), S. 349.
- [Pla-09] M. Placidi, J. C. Moreno, P. Godignon, N. Mestres, E. Frayssinet, F. Semond und C. Serre, *Sens. Actuators A* **150** (2009), S. 64.
- [Plu-00] J. D. Plummer, M. D. Deal und P. B. Griffin, *Silicon VLSI Technology*, Prentice Hall (2000).
- [Pol-98] D. L. Polla und L. F. Francis, *Annu. Rev. Mater. Sci.* **28** (1998), S. 563.
- [Pol-06] T. Polster, Diplomarbeit: *AIN als piezoelektrisches Funktionsmaterial in der Mikrosystemtechnik*, TU Ilmenau (2006).
- [Ric-97] C. Richter, K. Espertshuber, C. Wagner, M. Eickhoff und G. Krötz, *Mater. Sci. Eng. B* **46** (1997), S. 160.
- [Rot-98] T. Rotter, D. Uffmann, J. Ackermann, J. Aderhold, J. Stemmer und J. Graul, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **482** (1998), S. 1003.
- [Ruv-96] S. Ruvimov, Z. Lilienthal-Weber, J. Washburn, K. J. Duxstad, E. E. Haller, Z. F. Fan, S. N. Mohammad, W. Kim, A. E. Botchkarev und H. Morkoc, *Appl. Phys. Lett.* **69** (1996), S. 1556.
- [Rys-99] S. Rysy, H. Sadowski und R. Helbig, *J. Solid State Electrochem.* **3** (1999), S. 437.
- [Sag-95] G. Saggio, E. Verona, P. D. Rosa, S. La Monica, R. Salotti und L. Schirone, *Mater. Sci. Eng. B* **29** (1995), S. 176.
- [Sak-06] S. A. Sakwe, R. Müller und P. J. Wellmann, *J. Cryst. Growth* **289** (2006), S. 520.
- [San-98] S. Santavirta, M. Takagi, L. Nordsletten, A. Anttila, R. Lappalainen und Y. T. Konttinen, *Arch. Orthop. Trauma. Surg.* **118** (1998), S. 89.
- [Sch-88] G. A. Scheller, R. A. Gottscho, T. Intrator und D. B. Graves, *J. Appl. Phys.* **64** (1988), S. 4384
- [Sch-01] U. Schmid, M. Eickhoff, C. Richter, G. Krötz und D. Schmitt-Landsiedel, *Sens. Actuators A* **94** (2001), S. 87.

-
- [Sch-05] Z. D. Schwartz und G. E. Ponchak, IEEE Microwave Compon. Lett. **15** (2005), S. 730.
- [Sed-08] A. Sedhain, N. Nepal, M. L. Nakarmi, T. M. Al Tahtamouni, J. Y. Lin, H. X. Jiang, Z. Gu und J. H. Edgar, Appl. Phys. Lett. **93** (2008), S. 041905.
- [Seo-01] J. W. Seo, C. S. Oh, J. W. Yang, G. M. Yang, K. Y. Lim, C. J. Yoon und H. J. Lee, phys. stat. sol. (a) **188** (2001), S. 403.
- [She-88] T. Y. Sheng, Z. Q. Yu und G. J. Collins, Appl. Phys. Lett. **52** (1988), S. 576.
- [She-99] J. K. Sheu, Y. K. Su, G. C. Chi, M. J. Jou, C. C. Liu, C. M. Chang und W. A. Hung, J. Appl. Phys. **85** (1999), S. 1970.
- [She-06] G. Shekhawat, S. H. Tark und V. P. Dravid, Science **311** (2006), S. 1592.
- [Sho-92] J. S. Shor, X. G. Zhang und R. M. Osgood, J. Electrochem. Soc. **139** (1992), S. 1213.
- [Sho-94] J. S. Shor und A. D. Kurtz, J. Electrochem. Soc. **141** (1994), S. 778.
- [Shu-95a] R. J. Shul, A. J. Howard, S. J. Pearton, C. R. Abernathy, C. B. Vartuli, P. A. Barnes und M. J. Bozack, J. Vac. Sci. Technol. B **13** (1995), S. 2016.
- [Shu-95b] R. J. Shul, S. P. Kilcoyne, M. H. Crawford, J. E. Parmeter, C. B. Vartuli, C. R. Abernathy und S. J. Pearton, Appl. Phys. Lett. **66** (1995), S. 1761.
- [Shu-98a] R. J. Shul, G. A. Vawter, C. G. Willison, M. M. Bridges, J. W. Lee, S. J. Pearton und C. R. Abernathy, Solid-State Electron. **42** (1998), S. 2259.
- [Shu-98b] M. S. Shur, Solid-State Electron. **42** (1998), S. 2131.
- [Shu-98c] R. J. Shul, C. G. Willison, M. M. Bridges, J. Han, J. W. Lee, S. J. Pearton, C. R. Abernathy, J. D. MacKenzie, L. Zhang und L. F. Lester, J. Vac. Sci. Technol. A **16** (1998), S. 1621.
- [Shu-99] M. S. Shur, R. Gaska und A. Bykhovski, Solid-State Electron. **43** (1999), S. 1451.
- [Smi-97] S. A. Smith, C. A. Wolden, M. D. Bremser, A. D. Hanser, R. F. Davis und W. V. Lampert, Appl. Phys. Lett. **71** (1997), S. 3631.
- [Smi-00a] S. A. Smith, W. V. Lampert, P. Rajagopal, A. D. Banks, D. Thomson und R. F. Davis, J. Vac. Sci. Technol. A **18** (2000), S. 879.
- [Smi-00b] N. M. Schmidt, W. V. Lundin, A. V. Sakharov, A. S. Usikov, E. E. Zavarin, A. V. Govorkov, A. Ya. Polyakov und N. B. Smirnov, Proceedings of the SPIE **4340** (2000), S. 92.
- [Spl-06] M. Spletzer, A. Raman, A. Q. Wu, X. Xu und R. Reifenberger, Appl. Phys. Lett. **88** (2006), S. 254102.
- [Sri-03] V. T. Srikar und S. M. Spearing, J. Microelectromech. Syst. **12** (2003), S. 1057.
- [Sta-09] Th. Stauden, F. Niebelschütz, K. Tonisch, V. Cimalla, G. Ecke, Ch. Haupt und J. Pezoldt, Mater. Sci. Forum **600-603** (2009), S. 651.

-
- [Ste-03] G. Steinhoff, O. Purrucker, M. Tanaka, M. Stutzmann und M. Eickhoff, *Adv. Funct. Mater.* **13** (2003), S. 841.
- [Sto-00] A. R. Stonas, P. Kozodoy, H. Marchand, P. Fini, S. P. DenBaars, U. K. Mishra und E. L. Hu, *Appl. Phys. Lett.* **77** (2000), S. 2610.
- [Sto-01] A. R. Stonas, T. Margalith, S. P. DenBaars, L. A. Coldren und E. L. Hu, *Appl. Phys. Lett.* **78** (2001), S. 1945.
- [Stu-01] M. Stutzmann, O. Ambacher, M. Eickhoff, U. Karrer, A. L. Pimenta, R. Neuberger, J. Schalwig, R. Dimitrov, P. J. Schuck und R. D. Grober, *phys. stat. sol. (b)* **228** (2001), S. 505.
- [Sug-85] J. Sugiura, W. J. Lu, C. Cadien und A. J. Steckl, *J. Vac. Sci. Technol. B* **4** (1985), S. 349.
- [Suz-76] A. Suzuki, M. Ikeda, N. Nagao, H. Matsunami und I. Tanaka, *J. Appl. Phys.* **47** (1976), S. 4546.
- [Suz-77] K. Suzuki, S. Okudaira, N. Sakudo und I. Kanomata, *J. Appl. Phys.* **16** (1977), S. 1979.
- [Syr-97] A. L. Syrkin, J. M. Bluet, J. Camassel und R. Bonnot, *Mater. Sci. Eng. B* **46** (1997), S. 374.
- [Tac-90] S. Tachi, K. Tsujimoto, S. Arai und T. Kure, *J. Vac. Sci. Technol. A* **9** (1990), S. 796.
- [Tak-91] T. Takeuchi, H. Amano, K. Hiramatsu, N. Sawaki und I. Akasaki, *J. Cryst. Growth* **115** (1991), S. 635.
- [Tak-94] T. Matsumoto, J. Takahashi, T. Tamaki, T. Futagi, H. Mimura und Y. Kanemitsu, *Appl. Phys. Lett.* **64** (1994), S. 226.
- [Tal-66] R. L. Tallmann, T. L. Chu, G. A. Gruber, J. J. Oberly und E. D. Wolley, *J. Appl. Phys.* **37** (1966), S. 1588.
- [Tan-01] N. Tanuma, S. Yakusawa, S. Yokokura, S. Hashigushi, J. Sikula, T. Matsui und M. Tacano, *Jpn. J. Appl. Phys.* **40** (2001), S. 3979.
- [Tas-02] A. Tasaka, K. Takahashi, K. Tanaka, K. Shimizu, K. Mori, S. Tada, W. Shimizu, T. Abe, M. Inaba, Z. Ogumi und T. Tojo, *J. Vac. Sci. Technol. A* **20** (2002), S. 1254.
- [Tim-72] S. Timoshenko, D. Young und J. W. Weaver, *Vibration Problems in Engineering*, Wiley (1972).
- [Tol-80] D. L. Tolliver, *Solid. State Technol.* **23(11)** (1980), S. 99.
- [Ton-06] K. Tonisch, V. Cimalla, Ch. Förster, H. Romanus, O. Ambacher und D. Dontsov, *Sens. Actuators A* **132** (2006), S. 658.
- [Ton-07a] K. Tonisch, V. Cimalla, F. Niebelschütz, H. Romanus, K. Brückner, M. Hein und O. Ambacher, *phys. stat. sol. (c)* **4** (2007), S. 2248.

-
- [Ton-07b] K. Tonisch, F. Niebelschütz, V. Cimalla, H. Romanus und O. Ambacher, MRS Symp. Proc. **955** (2007), I16.
- [Ton-08a] K. Tonisch, C. Buchheim, F. Niebelschütz, A. Schober, G. Gobsch, V. Cimalla, O. Ambacher und R. Goldhahn, J. Appl. Phys. **104** (2008), S. 084516.
- [Ton-08b] K. Tonisch; Dissertation: *Metallorganische Gasphasenabscheidung von AlGaIn/GaN-Schichtsystemen für piezoelektrisch angeregte Resonatoren* TU Ilmenau (2008).
- [Tor-99] J. T. Torvik, J. I. Pankove und B. J. Zeghbroeck, IEEE Trans. Electron. Dev. **46** (1999), S. 1326.
- [Tos-92] J. A. Tossell und D. J. Vaughan, *Theoretical Geochemistry: Application of Quantum Mechanics in the Earth and Mineral Science*, Oxford University Press (1992).
- [Tre-97] R. J. Trew, M. W. Shin und V. Gatto, Solid-State Electron. **41** (1997), S. 1564.
- [Tri-01] S. Tripathy, A. Ramam, S. J. Chua, S. J. Pan und A. Huan, J. Vac. Sci. Technol. **19** (2001), S. 2522.
- [Ume-01] M. Umeno, T. Egawa und H. Ishikawa, Mater. Sci. Semicond. Process. **4** (2001), S. 459.
- [Van-05] C. Vančura, J. Lichtenberg, A. Hierlemann und F. Josse, Appl. Phys. Lett. **87** (2005), S. 162510.
- [Var-96a] C. B. Vartuli, S. J. Pearton, J. W. Lee, J. Hong, J. D. MacKenzie, C. R. Abernathy und R. J. Shul, Appl. Phys. Lett. **69** (1996), S. 1426.
- [Var-96b] C. B. Vartuli, J. D. MacKenzie, J. W. Lee, C. R. Abernathy, S. J. Pearton und R. J. Shul, J. Appl. Phys. **80** (1996), S. 3705.
- [Var-96c] C. B. Vartuli, S. J. Pearton, C. R. Abernathy, R. J. Shul, A. J. Howard, S. P. Kilcoyne, J. E. Parmeter und M. H. Crawford, J. Vac. Sci. Technol. A **14** (1996), S. 1011.
- [Var-96d] C. B. Vartuli, S. J. Pearton, J. W. Lee, C. R. Abernathy, J. D. Mackenzie, J. C. Zöper, R. J. Shul und F. Ren, J. Electrochem. Soc. **143** (1996), S. 3681.
- [Var-97a] C. B. Vartuli, S. J. Pearton, J. W. Lee, A. Y. Polyakov, M. Shin, D. W. Greve, M. Skronowski und R. J. Shul, J. Electrochem. Soc. **144** (1997), S. 2146.
- [Var-97b] C. B. Vartuli, J. W. Lee, J. D. MacKenzie, S. M. Donovan, C. R. Abernathy und S. J. Pearton, MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. **597** (1997), D3.7.
- [Var-97c] C. B. Vartuli, S. J. Pearton, J. W. Lee, J. D. MacKenzie, C. R. Abernathy und R. J. Shul, J. Vac. Sci. Technol. B **15** (1997), S. 98.
- [Var-97d] C. B. Vartuli, S. J. Pearton, C. R. Abernathy, J. D. MacKenzie, F. Ren, J. C. Zolper und R. J. Shul, Solid-State Electron. **41** (1997), S. 1947.
- [Ver-99] S. S. Verbridge, J. M. Parpie, R. B. Reichenbach, R. B. Bellan und H. G. Craighead, J. Appl. Phys. **99** (1999), S. 124304.

-
- [Vis-00] P. Visconti, K. M. Jones, M. A. Reshchikov, R. Cingolani, H. Morkoc und R. J. Molnar, *Appl. Phys. Lett.* **77** (2000), S. 3532.
- [Wan-98] J. J. Wang, E. S. Lambers, S. J. Pearton, M. Ostling, C. M. Zetterling, J. M. Grow, F. Ren und R. J. Shul, *Solid-State Electron.* **42** (1998), S. 2283.
- [Wan-08] G. Wang, C. Shi, X. Cao, H. Wang, M. Feng, J. Hao und Y. Wang, *Solid State Commun.* **146** (2008), S. 409.
- [Wei-96] C. E. Weitzel, J. W. Palmour, C. H. Carter, K. Moore, K. J. Nordquist, S. Allen, C. Thero und M. Bhatnagar, *IEEE Trans. Electron Devices* **43** (1996), S. 1732.
- [Wer-98] M. Werquin, C. Gaquière, Y. Guhel, N. Vellas, D. Theron, B. Boudart, V. Hoel, M. Germain, J. C. DeJaeger und S. Delage, *Electronic Lett.* **41** (1998), S. 3893.
- [Wid-00] D. Widmann, H. Mader und H. Friedrich, *Technology of Integrated Circuits*, Berlin, Springer Verlag (2000).
- [Wil-05] F. Will, Diplomarbeit: *Mikro- und nanoelektromechanische Resonatoren für die Sensorik*, TU Ilmenau (2005).
- [Wil-06] F. Will, K. Tonisch, V. Cimalla, D. Cengher, Ch. Haupt, K. Brückner, R. Stephan, M. A. Hein und O. Ambacher, *51tes IWK TU-Ilmenau* (2006), S. 241.
- [Win-78] H. F. Winters, *J. Appl. Phys.* **49** (1978), S. 5165.
- [Wis-05] R. F. Wiser, J. Chung, M. Mehregany und C. A. Zorman, *J. Micromech. Syst.* **14** (2005), S. 567.
- [Wol-96] R. Wolf und R. Helbig, *J. Electrochem. Soc.* **143** (1996), S. 1037.
- [Wri-07] N. G. Wright und A. B. Horsfall, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **40** (2007), S. 6345.
- [Wu-94] J. Wu, J. D. Parsons und D. R. Evans, *J. Electrochem. Soc.* **141** (1994), S. 2915.
- [Wu-95] J. Wu, J. D. Parsons und D. R. Evans, *J. Electrochem. Soc.* **142** (1995), S. 669.
- [Wu-96] Y. F. Wu, B. P. Keller, S. Keller, D. Kapolnek, P. Kozodoy, S. P. Denbaars und U. K. Mishra, *Solid-State. Electron.* **41** (1996), S. 1569.
- [Wuu-99] D. S. Wu, R. H. Horng, C. C. Chan und Y. S. Lee, *Appl. Surf. Sci.* **144-145** (1999), S. 708.
- [Xia-06] J. H. Xia, Rusli, S. F. Choy, R. Gopalakrishnan, C. C. Tin und J. Ahn, *Microelectron. Eng.* **83** (2006), S. 9.
- [Xie-00] Z. Y. Xie, C. H. Wei, L. Y. Li, Q. M. Yu und J. H. Edgar, *J. Cryst. Growth* **217** (2000), S. 115.
- [Xua-08] G. Xuan, P. C. Lv, X. Zhang, J. Kolodzey, G. DeSalvo und A. Powell, *J. Electron. Mater.* **37** (2008), S. 726.
- [Yam-98] K. Yamamoto, H. Ishikawa, T. Egawa, T. Jimbo und M. Umeno, *J. Cryst. Growth* **189/190** (1998), S. 575.

- [Yam-08] H. Yamagushi, K. Kato, Y. Nakai, K. Onomitsu, S. Warisawa und S. Ishihara, *Appl. Phys. Lett.* **92** (2008), S. 251913.
- [Yan-01] Y. T. Yang, K. L. Ekinci, X. M. H. Huang, L. M. Schiavone und M. L. Roukes, *Appl. Phys. Lett.* **78** (2001), S. 162.
- [Yan-04] B. Yang und P. Fay, *J. Vac. Sci. Technol. B* **22** (2004), S. 1750.
- [Yan-06a] B. Yang und P. Fay, *J. Vac. Sci. Technol. B* **24** (2006), S. 1337.
- [Yan-06b] Y. T. Yang, C. Callegari, X. L. Feng, K. L. Ekinci und M. L. Roukes, *Nano Lett.* **6** (2006), S. 583.
- [Yan-06c] Z. Yang, R. N. Wang, S. Jia, D. Wang, B. S. Zhang, K. M. Lau und K. J. Chen; *phys. stat. sol. (a)* **203** (2006), S. 1712.
- [Yih-93] P. H. Yih und A. J. Steckl; *J. Electrochem. Soc.* **140** (1993), S. 1813.
- [Yih-95a] P. H. Yih und A. J. Steckl, *J. Electrochem. Soc.* **142** (1995), S. 312.
- [Yih-95b] P. H. Yih und A. J. Steckl, *J. Electrochem. Soc.* **142** (1995), S. 2853.
- [Yih-97] P. H. Yih, V. Sexana und A. J. Steckl, *phys. stat. sol. (b)* **202** (1997), S. 605.
- [Yon-02] I. Yonenaga, *J. Phys.: Condens. Matter* **14** (2002), S. 12947.
- [You-06] T. H. Young und C. R. Chen, *Biomaterials* **27** (2006), S. 3361.
- [You-83] H. Young, C. Lee und M. M. Chen, *J. Appl. Phys.* **54** (1983), S. 5966.
- [You-97] C. Youtsey, I. Adesina und G. Bulmann, *Appl. Phys. Lett.* **71** (1997), S. 2151.
- [You-98a] C. Youtsey, I. Adesina, L. T. Romano und G. Bulmann, *Appl. Phys. Lett.* **72** (1998), S. 560.
- [You-98b] C. Youtsey, G. Bulman und I. Adesida, *J. Electron. Mater.* **27** (1998), S. 282.
- [Yun-05] F. Yun, Y. T. Moon, Y. Fu, K. Zhu, Ü. Özgür, H. Morkoc, C. K. Inok, T. S. Kuan, A. Sagar und R. M. Feenstra, *J. Appl. Phys.* **98** (2005), S. 123502.
- [Zau-07] E. Zaus, M. Hermann, M. Stutzmann und M. Eickhoff, *phys. stat. sol. (RRL)* **1** (2007), R10.
- [Zha-96] L. Zhang, J. Ramer, J. Brown, K. Zheng, L. F. Lester und S. D. Hersee, *Appl. Phys. Lett.* **68** (1996), S. 376.
- [Zha-07a] Y. M. Zhang, Y. H. Zhou und Y. M. Zhang, *Chin. Phys. Soc.* **16** (2007), S. 1276.
- [Zha-07b] H. Zhang, H. Guo, Y. Wang, G. Zhang und Z. Li, *J. Micromech. Microeng.* **17** (2007), S. 426.
- [Zhi-04] E. Zhirmov, S. Stepanov, W. N. Wang, Y. G. Shreter, D. V. Takhin und N. I. Bochkereva, *J. Vac. Sci. Technol. A* **22** (2004), S. 2336.
- [Zhi-05] E. Zhirmov, S. Stepano, A. Gott, W. N. Wang, Y. G. Shreter, D. V. Tarkhin und N. I. Bochkareva, *J. Vac. Sci. Technol. A* **23** (2005), S. 687.

-
- [Zhu-02] K. Zhu, V. Kuryatkov, B. Borisov, G. Kipshidze, S. A. Nikishin, H. Temkin und M. Holtz, *Appl. Phys. Lett.* **81** (2002), S. 4688.
- [Zhu-05] D. Zhuang und J. H. Edgar, *Mater. Sci. Eng.* **R 48** (2005), S. 1.
- [Zim-06] T. Zimmermann, M. Neunburger, P. Benkart, F. J. Hernández-Guillén, C. Pietzka, M. Kunze, I. Daumiller, A. Dadgar, A. Krost und E. Kohn, *Electron Device Letter* **27** (2006), S. 309.
- [Zol-96] J. C. Zolper, D. J. Rieger, A. G. Baca, S. J. Pearton, J. W. Lee und R. A. Stall, *Appl. Phys. Lett.* **69** (1996), S. 538.
- [Zol-99] J. C. Zolper, *Solid-State Electronics* **43** (1999), S. 1479.
- [Zor-08] C. A. Zorman und R. J. Parro, *phys. stat. sol. (b)* **245** (2008), S. 1404.

Verzeichnis der eigenen Veröffentlichungen

2009

Resonant MEMS based on cubic GaN layers

F. Niebelschütz, K. Brückner, W. Jatal, E. Tschumak, D. J. As, M. A. Hein und J. Pezoldt, *phys. stat. sol. (c)*, eingereicht.

Performance Modification of SiC MEMS

F. Niebelschütz, K. Brückner, V. Cimalla, M. A. Hein und J. Pezoldt, *Materials Science Forum* **615-617** (2009), S. 621.

Resonant Piezoelectric AlGaIn/GaN MEMS Sensors in Longitudinal Mode Operation

K. Brückner, F. Niebelschütz, K. Tonisch, R. Stephan, V. Cimalla, O. Ambacher und M. A. Hein, *Proceeding der IEEE MEMS Conference*, Sorrento, Italien, 25.-29.01.2009.

Isotropic etching of SiC

Th. Stauden, F. Niebelschütz, K. Tonisch, V. Cimalla, G. Ecke, Ch. Haupt und J. Pezoldt, *Materials Science Forum* **600-603** (2009), S. 651.

2008

Two-dimensional electron gas based actuation of piezoelectric AlGaIn/GaN microelectromechanical resonators

K. Brückner, F. Niebelschütz, K. Tonisch, S. Michael, A. Dadgar, A. Krost, V. Cimalla, O. Ambacher, R. Stephan und M. A. Hein, *Appl. Phys. Lett.* **93** (2008), S. 173504.

Piezoelectric actuation of (GaIn)AlGaIn/GaN heterostructures

K. Tonisch, C. Buchheim, F. Niebelschütz, A. Schober, G. Gobsch, V. Cimalla, O. Ambacher und R. Goldhahn, *J. Appl. Phys.* **104** (2008), S. 084516.

The Role of Ti/Al Ratio in Nanolayered Ohmic Contacts for GaN/AlGaIn HEMTs

L. Kolaklieva, R. Kakanakov, V. Cimalla, St. Maroldt, F. Niebelschütz, K. Tonisch und O. Ambacher, *Proc. 26th International Conference on Microelectronics (Miel 2008)*, Nis, Serbia 11-14th May 2008.

Characterization of GaN-based lateral polarity heterostructures

P. Lorenz, V. Lebedev, F. Niebelschütz, S. Hauguth, O. Ambacher, J. A. Schaefer und S. Krischok, *phys. stat. sol. (c)* **5**, No. 6 (2008), S. 1965.

Stress and stress monitoring in SiC-Si heterostructures

J. Pezoldt, R. Nader, F. Niebelschütz, V. Cimalla, T. Stauden, Ch. Zgheib und P. Masri, *phys. stat. sol. (a)* **205** (2008), S. 867.

AlGaIn/GaN – based MEMS with two-dimensional electron gas for novel sensor applications

F. Niebelschütz, V. Cimalla, K. Tonisch, Ch. Haupt, K. Brückner, R. Stephan, M. A. Hein und O. Ambacher, *phys. stat. sol. (c)* **5**, No. 6 (2008), S. 1914.

Piezoelectric actuation of all-nitride MEMS

K. Tonisch, C. Buchheim, F. Niebelschütz, M. Donahue, R. Goldhahn, V. Cimalla und O. Ambacher, *phys. stat. sol. (c)* **5**, No. 6, (2008), S. 1910.

Electric field distribution in GaN/AlGaIn/GaN heterostructures with 2DEG and 2DHG

C. Buchheim, R. Goldhahn, G. Gobsch, K. Tonisch, V. Cimalla, F. Niebelschütz und O. Ambacher, *Appl. Phys. Lett.* **92** (2008), S. 013510.

2007

Sensing applications of micro- and nanoelectromechanical resonators

F. Niebelschütz, V. Cimalla, K. Brückner, R. Stephan, K. Tonisch, M. A. Hein und O. Ambacher, *J. Nanoengineering and Nanosystems* **221(N2)** (2007), S. 59.

Nanomechanics with nanowires and nano-electro-mechanical systems

V. Cimalla, K. Brückner, A.W. Hassel, S. Milenkovic, M. A. Hein, F. Niebelschütz, M. Niebelschütz, J. Pezoldt, H. Romanus, C.-C. Röhlig, K. Tonisch, J. Weber und O. Ambacher, *Proc. Intern Workshop Nanostruct. Thin Films (NANO HARD 2007) May 13-16 2007*, Velingrad, Bulgaria (2007), S. 27.

Strain- and pressure-dependent RF response of microelectromechanical resonators for sensing applications

K. Brückner, V. Cimalla, F. Niebelschütz, R. Stephan, K. Tonisch, O. Ambacher und M. A. Hein, *J. Micromech. Microeng.* **17** (2007), S. 2016.

Nanoelectromechanical devices for sensing applications

V. Cimalla, F. Niebelschütz, K. Tonisch, Ch. Foerster, K. Brueckner, I. Cimalla, T. Friedrich, J. Pezoldt, R. Stephan, M. A. Hein und O. Ambacher, *Sens. Actuat. B* **126** (2007), S. 24.

Fully unstrained GaN on sacrificial AlN layers by nano-heteroepitaxy

K. Tonisch, V. Cimalla, F. Niebelschütz, H. Romanus, M. Eickhoff und O. Ambacher, *phys. stat. sol. (c)* **4** (2007), S. 2248.

FTIR Ellipsometry Analysis of the Internal Stress in SiC/Si MEMS

J. Pezoldt, Ch. Förster, V. Cimalla, F. Will, R. Stephan, K. Brückner, M. A. Hein und O. Ambacher, *Mater. Sci. For.* **556-557** (2007), S. 283.

Resonant Sensors for Microfluidic Applications

F. Niebelschütz, K. Tonisch, V. Cimalla, K. Brückner, R. Stephan, M. A. Hein, A. Schober und O. Ambacher, *MRS Symp. Proc.* **951** (2007) E05-07.

Fully Unstrained GaN on Thick AlN Layers for MEMS Application

K. Tonisch, F. Niebelschütz, V. Cimalla, H. Romanus und O. Ambacher, *MRS Symp. Proc.* **955** (2007) I16-03.

Coalescence aspects of III-nitride epitaxy

V. Lebedev, K. Tonisch, F. Niebelschütz, V. Cimalla, D. Cengher, I. Cimalla, Ch. Mauder, S. Hauguth und O. Ambacher, F. M. Morales, J. G. Lozano und D. González, *J. Appl. Phys.* **101** (2007), S. 054906.

AlGaIn/GaN biosensor-effect of device processing steps on the surface properties and biocompatibility

I. Cimalla, F. Will, K. Tonisch, M. Niebelschütz, V. Cimalla, V. Lebedev, G. Kittler, M. Himmerlich, S. Krischok, J.A. Schaefer, M. Gebinoga, A. Schober, T. Friedrich und O. Ambacher, *Sens. Actuat. B* **123** (2007), S. 740.

Growth of silicon nanowires on UV-structurable glass using self-organized nucleation centres

K. Tonisch, F. Weise, M. Stubenrauch, V. Cimalla, G. Ecke, F. Will, H. Romanus, S. Mrozek, H. Hofmeister, M. Hoffmann, D. Hülsenberg und O. Ambacher, *Physica E* **38** (2007), S. 40.

Nanowire-based electromechanical biomimetic sensor

K. Tonisch, V. Cimalla, F. Will, F. Weise, M. Stubenrauch, A. Albrecht, M. Hoffmann und O. Ambacher, *Physica E* **37** (2007), S. 208.

2006**New approach for nanowires fabrication for integration in sensor applications**

R. Adelung, D. Cengher, V. Cimalla, F. Will, Ch. Förster, M. Elbahri, S. Jebri, S. K. Raudra und O. Ambacher, *51st Internationales Wissenschaftliches Kolloquium*, Technische Universität Ilmenau, September 11 – 15, (2006) 235.

Micro- and nanomechanical resonators for sensing applications

F. Will, K. Tonisch, V. Cimalla, D. Cengher, C. Haupt, K. Brückner, R. Stephan, M. A. Hein und O. Ambacher, *51st Internationales Wissenschaftliches Kolloquium*, Technische Universität Ilmenau, September 11 – 15, (2006), S. 241.

First steps towards a nanowire-based electromechanical biomimetic sensor

K. Tonisch, V. Cimalla, F. Will, C. Haupt, D. Cengher, F. Weise, M. Stubenrauch, A. Albrecht, M. Hoffmann und O. Ambacher *51st Internationales Wissenschaftliches Kolloquium*, Technische Universität Ilmenau, September 11 – 15, (2006), S. 243.

A new type of highly sensitive portable ozone sensor operating at room temperature

Ch. Y. Wang, V. Cimalla, C.-C. Röhlig, Th. Stauden, F. Niebelschuetz, O. Ambacher, O. Kieseewetter, und S. Kittelmann, *5th IEEE Conference on Sensors, EXCO, Daegu, Korea*, October 22.-26, (2006), S. 81-84.

Pulsed mode operation of strained microelectromechanical resonators in air

V. Cimalla, Ch. Förster, F. Will, K. Tonisch, K. Brueckner, R. Stephan, M. A. Hein, O. Ambacher und E. Aperathitis, *Appl. Phys. Lett.* **88** (2006), S. 253501.

Pulsed mode operation of strained microelectromechanical resonators in air

V. Cimalla, Ch. Förster, F. Will, K. Tonisch, K. Brückner, R. Stephan, M. A. Hein, O. Ambacher und E. Aperathitis, *Virtual Journal of Nanoscale Science & Technology* **14** (2006) Issue 1.