

SILIZIUMKARBIDELEKTRONIK - TECHNOLOGISCHE UND
WERKSTOFFWISSENSCHAFTLICHE UNTERSUCHUNGEN
ZUR METALLISIERUNG/KONTAKTIERUNG

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur (Dr.-Ing.)

der Fakultät für Elektrotechnik

und Informationstechnik

der Technischen Universität Ilmenau

vorgelegt von

Diplom-Ingenieur Henry Romanus

geboren am 08. Juli 1969 in Leipzig

Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil., Dr. rer. nat. Christian Knedlik,
Technische Universität Ilmenau
Privatdozent Dr.-Ing. habil. Lothar Spieß,
Technische Universität Ilmenau
Dr. Wolfgang Skorupa,
Forschungszentrum Rossendorf

Tag der Einreichung: 17. September 2003

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 1. Juni 2004

Verf.-Nr.: EI 136

Widmung

meinen Eltern

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Promotionsstudent im Fachgebiet Werkstoffe der Elektrotechnik des Instituts für Werkstofftechnik der Technischen Universität Ilmenau. Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil., Dr. rer. nat. Christian Knedlik, dem Leiter des Fachgebietes, möchte ich für die Übernahme der Betreuung und für seine Unterstützung bei der Durchführung der Arbeit danken. Ebenso gilt mein Dank Herrn Privatdozenten Dr.-Ing. habil. Lothar Spieß für sein Interesse an den behandelten Fragestellungen und für die Zusammenarbeit.

Danken möchte ich dem Leiter der Abteilung „Neue Materialien“ des Forschungszentrum Rosendorf Herrn Dr. Wolfgang Skorupa und seinen Mitarbeitern Herrn Dr. Hannes Weishart und Herrn Dr. Dieter Panknin für die Implantation und Ausheilung der Siliziumkarbidsubstrate.

Herrn Privatdozenten Dr. habil. Jörg K. N. Lindner vom Lehrstuhl für Experimentalphysik an der Universität Augsburg danke ich für die TEM-Messungen und die Diskussion der Ergebnisse.

Mein aufrichtiger Dank gilt auch allen Mitarbeitern des Instituts für Werkstofftechnik für ihre Hilfsbereitschaft und Unterstützung. Besonders hervorheben möchte ich hier Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Gabriele Nutsch und Herrn Dr. rer. nat. Gerd Teichert für die sorgfältige Durchsicht meines Manuskripts.

Ganz besonders danken möchte ich Herrn Dr. rer. nat. Jörg Pezoldt und Herrn Dr.-Ing. Volker Cimalla für die kritischen Fragestellungen und Diskussionen.

Herrn Dr.-Ing. Jakob Kriz und Herrn Knut Gottfried und den Mitarbeitern des Zentrum für Mikrotechnologien in Chemnitz danke ich herzlich für die Strukturierung meiner Proben.

Der *Scanning Kelvin Probe Microscopy Group*, in Aberdeen (Scotland) möchte ich meinen Dank aussprechen, speziell Herrn Bert Lägel und Herrn Uwe Petermann für die Kelvin-Sonden-Messungen.

Der Hanns-Seidel-Stiftung danke ich für die finanzielle und ideelle Förderung.

Der Europäischen Union und der *Foundation for Research and Technology Hellas*, speziell Herrn Konstantinos Zekentes möchte ich für die Unterstützung und Förderung des Projektes „*Laser ablation of high temperature stable tungsten carbide layers on silicon carbide*“ danken.

Zum Schluß danke ich meinen Eltern, meiner Freundin Jana, meiner Schweizer Familie (speziell Mino) und all meinen Freunden, für ihre emotionale und moralische Unterstützung während meiner Arbeit und meiner Zeit in Ilmenau.

Ilmenau, im September 2003

Henry Romanus

Kurzfassung

Siliziumkarbid (SiC) hat als Halbleitermaterial vielfältige Einsatzmöglichkeiten in der Optoelektronik, der Hochfrequenztechnik, der Leistungselektronik und vor allem in der Hochtemperaturrelektronik. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich speziell mit der Herstellung Ohmscher Kontakte auf p-dotiertem 4H-SiC und 6H-SiC für künftige elektronische Anwendungen.

Anhand von theoretischen Betrachtungen und vergleichenden Berechnungen der Ladungsträgerkonzentration wird gezeigt, daß sich die Berechnung der elektrisch aktiven Akzeptoren stark vereinfachen läßt. Detailliert werden die Eigenschaften des SiC und ihr Einfluß auf die Kontaktbildung beschrieben.

Die Herstellung Ohmscher p-SiC-Kontakte erfordert eine hohe Löcherkonzentration an der Grenzfläche zwischen p-SiC und Metallisierung, welche sich durch Ionenimplantation mit Aluminium erreichen läßt. Mittels Implantation durch eine dünne Al-Schicht wird das Maximum der Akzeptorkonzentration zur Substratoberfläche hin verschoben und somit eine hohe Akzeptorkonzentration im oberflächennahen Bereich erreicht. Amorphe Bereiche lassen sich nach der Implantation und Ausheilung in den hochdotierten p-SiC-Schichten nicht nachweisen. Aus den temperaturabhängigen Flächenwiderstandswerten wird sowohl der spezifische Widerstand berechnet als auch die Ladungsträgerkonzentration und -beweglichkeit abgeschätzt. Die sehr hohe Löcherbeweglichkeit läßt auf einen nahezu vollständigen Einbau der Akzeptoren durch die Implantations- und Ausheilprozedur schließen.

Für die Metallisierung / Kontaktierung der SiC-Proben werden Wolframsilizide und -karbide verwendet, um unerwünschte Grenzflächenreaktionen zwischen Halbleiter und Metallisierung zu vermeiden. Dazu wird die Präparation von Wolframsilizid- und Wolframkarbidsschichten unter Variation der Substrate und Substrattemperatur beim Sputtern bzw. co-Sputtern und der Temperbedingungen eingehend untersucht. Als Wolframsilizid wird das hexagonale WSi_2 verwendet, welches sich auf *in-vacuo* geheizten Substraten ausbildet. WC und W_2C werden als Wolframkarbidmetallisierungen genutzt. Das phasenreine WC bildet sich bei einer hohen Propankonzentration von 2% in einer Propan-Wasserstoff-Atmosphäre und bei Temperaturen oberhalb von 825°C. Die W_2C -Phase indes läßt sich phasenrein bei einer geringen Propankonzentration von $\leq 0,02\%$ und bei Temperaturen im Bereich von 750°C bis 1050°C präparieren. Eine Al/Ti-Metallisierung dient als Referenzmaterial.

Es wird gezeigt, daß sich auf den p-4H- und p-6H-SiC-Proben hexagonales WSi_2 und phasenreines W_2C bildet, in den WC-Schichten jedoch ein geringer W_2C -Anteil nachzuweisen ist. Für die drei wolframbasierten Metallisierungen ist keine Reaktion mit den SiC-Substraten nachweisbar.

Die erzielten spezifischen Kontaktwiderstände von hexagonalem WSi_2 auf p-4H- bzw. p-6H-SiC stellen mit $\rho_K = 6 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ bzw. $1,2 \cdot 10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$ eine Verbesserung bisheriger Ergebnisse um mehr als zwei Größenordnungen dar. Die minimalen spezifischen Kontaktwiderstände von WC bzw. W_2C auf p-4H-SiC liegen bei $8,9 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ bzw. $1,7 \cdot 10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$ und auf p-6H-SiC bei $1,8 \cdot 10^{-2} \Omega \text{ cm}^2$ bzw. $2,5 \cdot 10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$. Der geringste spezifische Kontaktwiderstand aller Proben wurde mit dem Referenzmaterial Al/Ti auf einer 4H-SiC-Probe mit $1,9 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ erreicht. Die spezifischen Kontaktwiderstände der wolframbasierten Metallisierungen und des Referenzmaterials liegen in der gleichen Größenordnung.

Abstract

The wide band gap semiconductor silicon carbide (SiC) has been recognized as a promising material for future applications in optoelectronics, high frequency technologies, power electronics and especially in high temperature electronics. The presented thesis deals with the production of Ohmic contacts on p-doped 4H-SiC and 6H-SiC for future electronic applications.

Based on theoretical considerations and comparative calculations of the carrier concentrations it will be shown that the calculation of the electrically active acceptors can be strongly simplified. The SiC properties and their influence on the formation of contacts will be described in detail.

The production of Ohmic p-SiC contacts requires a high hole concentration at the interface between p-SiC and the metallization which might be achieved by an aluminum ion implantation. By means of an implantation through a thin Al layer the maximum acceptor concentration shifts towards the substrate surface and thus, a high acceptor concentration near the surface is obtained. No amorphous regions could be detected after the implantation and the subsequent annealing of the highly doped p-SiC. The specific resistance, the carrier concentration and the carrier mobility are estimated from the temperature dependent sheet resistance. The very high hole mobility indicates an almost 100% incorporation of the acceptors.

Tungsten silicide and tungsten carbide are used to realize a metallization and to establish a contact with the SiC samples, in order to avoid undesirable interface reactions between the semiconductor and the metallization. For this reason the influence of the substrate and deposition temperature on the formation of tungsten silicide and tungsten carbide by a sputtering (or co-sputtering) process was investigated in detail. The hexagonal WSi₂ phase, which is formed on *in-vacuo* heated substrates, is used as tungsten silicide metallization. WC and W₂C are used as tungsten carbide metallization. Pure WC is formed under a high 2% propane concentration in a propane-hydrogen environment at temperatures above 825°C. W₂C is formed under a ≤0.02% propane concentration and temperatures between 750°C - 1050°C. A standard Al/Ti metallization serves as a reference material.

It is shown that a hexagonal WSi₂ and a pure W₂C form on the p-4H-SiC and p-6H-SiC samples, while in the WC layers a small amount of the W₂C phase is detectable. No reaction with the SiC substrates is observed for the tungsten-based metallizations.

The specific contact resistances of the hexagonal WSi₂ on the p-4H-SiC and the p-6H-SiC of $\rho_K = 6 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ and $1.2 \cdot 10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$, respectively, represent an improvement by two orders of magnitude to the previous results. The minimum specific contact resistances of WC and W₂C on the p-4H-SiC are $8.9 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ and $1.7 \cdot 10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$, respectively, and on the p-6H-SiC $1.8 \cdot 10^{-2} \Omega \text{ cm}^2$ and $2.5 \cdot 10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$. The smallest contact resistance at all is reached with the reference material Al/Ti on the 4H-SiC sample with the value of $1.9 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$. The specific contact resistances of the tungsten based metallizations and the reference materials lie in the same order of magnitude.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Eigenschaften und Anwendungen von SiC	5
2.1	Eigenschaften	5
	Kristallstruktur und Polytypismus	5
	Gitterkonstanten	5
	Thermischer Ausdehnungskoeffizient und Wärmeleitfähigkeit	6
	Mechanische und chemische Eigenschaften	6
	Bandstruktur und Bandlücke	7
2.2	Elektrische Eigenschaften	7
	Sättigungsdriftgeschwindigkeit	8
	Dielektrizitätskonstante des SiC	8
	Ladungsträgerlebenszeit und -beweglichkeit	8
2.2.1	Eigenleitungskonzentration (Intrinsische Ladungsträgerkonzentration)	9
2.2.2	Ladungsträgerkonzentration im SiC - vereinfachtes Modell	11
	Bändermodell	12
	Ionisationsenergie	13
	Berechnung der Ladungsträgerkonzentration	13
	Vergleich mit anderen Halbleitern	16
2.2.3	Vergleich mit dem Modell von Wellenhofer	17
	Effektive Massen - Eigenleitungskonzentration	17
	Ladungsträgerkonzentration im SiC	18
2.3	Einfluß der Eigenschaften auf die Kontaktbildung	18
2.3.1	Metall-Halbleiterübergänge	18
2.3.2	Abschätzung der Schottky-Barrierenhöhe zum SiC	21
2.3.3	Kelvin-Sonden-Messungen	22
2.3.4	Dotierungseinfluß und Stromtransportmechanismen über die Schottky- Barriere	24
2.3.5	Spezifischer Kontaktwiderstand	26
2.4	SiC-Technologie und Elektronische Anwendungen	28
2.4.1	SiC-Technologie	28
	Kristallwachstum und Epitaxie	28
	Erzeugung dotierter Halbleitergebiete	30
	Ohmsche und Schottky-Kontakte zum SiC	31
	Thermische Oxide und isolierende Schichten	31
	Strukturierung des Halbleiters	32
	Gehäusetechnologie	32

2.4.2	Elektronische Anwendungen	33
	Hochtemperaturelektronik und -sensorik auf SiC-Basis	34
	Leistungselektronische Bauelemente auf SiC-Basis	35
	Hochfrequenzelektronik auf SiC-Basis	36
	Optoelektronik auf SiC-Basis	36
	SiC als Substratmaterial für andere Halbleiter	37
	Produzenten von SiC-Bauelementen	37
3	Meßtechnische Voraussetzungen für die werkstoffwissenschaftlichen Untersuchungen	38
3.1	Strukturen zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes	39
3.1.1	Vier-Spitzen-Methoden	39
	Lineare Vier-Spitzen-Methode	40
	Lineare van der Pauw-Methode	40
3.1.2	Balkenstruktur	41
3.1.3	Greek-Struktur	41
3.2	Strukturen zur Bestimmung des Kontaktwiderstandes	42
3.2.1	Punktkontaktstruktur (Modell nach Kuphal)	44
3.2.2	<i>Linear Transmission Line Model</i> (TLM)	45
3.2.3	<i>Circular Transmission Line Model</i> (CTLM)	47
	Modell von Marlow & Das	47
	Modell von Reeves	49
	Einfluß der endlichen Leitfähigkeit der Kontaktmetalle auf die CTLM	50
3.3	Meßtechnische Voraussetzungen und Verfahren für die Schichtcharakterisierung	51
3.3.1	Elektrische Meßtechnik	51
3.3.2	Röntgendiffraktometrie (XRD)	52
3.3.3	Rasterkraftmikroskopie (AFM)	53
3.3.4	Schichtdickenbestimmung	53
4	Ionenimplantation und Ausheilung	54
4.1	Allgemeines	54
	Dotierung beim Wachstum – <i>in-situ</i>	54
	Dotierung durch Diffusion – <i>ex-situ</i>	55
4.1.1	Ionenimplantation	55
4.1.2	Ausheilung / Rekristallisation	56
4.1.3	Wahl der Parameter für Implantation und Ausheilung	57
	Implantation durch eine dünne Al-Schicht	57
	Simulation mit TRIM	58
4.2	Experimentelles	59
4.2.1	Charakterisierung der genutzten Proben	60
4.2.2	Probenreinigung	61
	Reinigungsprozeduren laut Literatur	61
	Verwendete Reinigungsprozedur	62
4.2.3	Sputtern von Aluminium	63
4.2.4	Ionenimplantation von Aluminium	63
4.2.5	Entfernung der Aluminiumschicht durch Ätzen	63

4.2.6	Ausheilung / Rekristallisation	63
4.3	Ergebnisse der Probenpräparation	64
4.3.1	Implantationstiefe und Implantationsschäden	64
4.3.2	Oberflächenmorphologie	65
4.3.3	Elektrische Eigenschaften	68
5	Metallisierung / Kontaktierung	71
5.1	Metallisierung / Kontaktierung für SiC	71
5.1.1	Allgemeine Funktionen und Anforderungen	71
5.1.2	Kontakte auf SiC – Stand der Forschung	73
5.1.3	Ohmsche Kontakte auf Siliziumkarbid	76
	Ohmsche Kontakte auf n-SiC	76
	Ohmsche Kontakte auf p-SiC	77
5.1.4	Auswahl der Metallisierungen	77
	Silizid- und Karbidbildung an der Grenzfläche zwischen Metall und SiC	78
	Schlußfolgerungen der Literatursauswertung zu Grenzflächenreaktionen	81
	Al/Ti als Referenzmaterial	81
5.1.5	Schichtpräparationsverfahren und -anlagen	81
	Sputteranlage - LA440S	82
	Anlage zur Laserablation	82
	Quarzrohröfen	83
	RTA-Anlage	84
5.2	Wolframsilizid	85
5.2.1	Wolframsilizid – Allgemeines	85
5.2.2	Verfahren zur Präparation von Wolframsilizid	86
5.2.3	Präparation von Wolframsilizid durch co-Sputtern und Tempern	87
5.2.4	Präparation von Wolframsilizid durch Sputtern von einem Sintertarget	89
	Einfluß der Substrattemperatur auf die Phasenausbildung	89
	Einfluß der <i>ex-situ</i> Temperung auf die Phasenausbildung	90
	Substrateinfluß auf die Phasenausbildung	92
	Vergleich der Ergebnisse zum hexagonalen WSi ₂ mit der Literatur	93
5.2.5	Verwendete Parameter zur Präparation von Wolframsilizid	94
5.3	Wolframkarbid	95
5.3.1	Wolframkarbid – Allgemeines	95
5.3.2	Verfahren zur Präparation von Wolframkarbid	97
5.3.3	Präparation von Wolframkarbid durch Sputtern und Tempern	98
	Substrateinfluß auf die Phasenausbildung	98
	Einfluß der Propankonzentration und Tempertemperatur auf die WC- Bildung	99
	Einfluß der Propankonzentration und Tempertemperatur auf die W ₂ C- Bildung	101
5.3.4	Präparation von Wolframkarbid mittels Laserablation	103
5.3.5	Verwendete Parameter zur Präparation von WC und W ₂ C	104
5.4	Al/Ti als Referenzmaterial	104
5.4.1	Stand der Forschung	104
5.4.2	Verwendete Parameter zur Präparation der Al/Ti-Schichten	105

6	Kontaktpräparation auf p-SiC	106
6.1	Metallisierung der p-SiC-Proben	106
6.1.1	Metallisierung – Hexagonales WSi_2	106
6.1.2	Metallisierung – Hexagonales WC und W_2C	106
6.1.3	Metallisierung – Referenzmaterial Al/Ti	109
6.2	Strukturierung der Metallisierung	109
6.2.1	Strukturierung – Experimentelles allgemein	110
6.2.2	Ätzen der Metallisierungen	110
6.3	Vergleich und Bewertung der Metallisierung / Kontaktierung	112
	Spezifischer Widerstand	112
	Spezifischer Kontaktwiderstand	112
	Zusammenfassung der Meßergebnisse	112
6.3.1	Kontaktverhalten von hexagonalem WSi_2 auf p-4H- und p-6H-SiC	114
6.3.2	Kontaktverhalten von WC und W_2C auf p-4H- und p-6H-SiC	114
6.3.3	Kontaktverhalten des Referenzmaterials Al/Ti auf p-4H- und p-6H-SiC	114
6.3.4	Zusammenfassung des Kontaktverhaltens der Metallisierungen	115
7	Zusammenfassung der Ergebnisse und Ausblick	116
	Literaturverzeichnis	121
	Abbildungsverzeichnis	155
	Tabellenverzeichnis	157
	Symbolverzeichnis	158
A	Berechnung der Ladungsträgerkonzentration	163
A.1	Ladungsträgerkonzentration im p-SiC	163
A.1.1	Allgemeine Lösung der Gleichung für die Löcherkonzentration	163
A.1.2	Vereinfachung durch die spezielle Betrachtung der SiC-Problematik	164
A.2	Ladungsträgerkonzentration im n-SiC	164
A.3	Ladungsträgerkonzentration im kompensierten-SiC	165
A.4	Ergebnisdarstellung	166
B	Probenplan	167
C	Übersicht zu Ohmschen und Schottky-Kontakten auf SiC	168
	Lebenslauf	180
	Wissenschaftliche Publikationen	181

1 Einleitung

Siliziumkarbid (SiC) ist in der Werkstoffwissenschaft seit etwa einem Jahrhundert bekannt. Im Jahr 1892 reichte E. G. Acheson zwei Patente ein, um sein Verfahren zur Synthese von SiC zu schützen. 1907 veröffentlichte H. J. Round seine Beobachtungen von Leuchterscheinungen an SiC-Kristallen beim Anlegen einer geeigneten elektrischen Spannung [1]. J. A. Lely entwickelte zwischen 1948 und 1953 ein Verfahren zur gezielten Züchtung chemisch reiner Siliziumkarbidkristalle mit hoher kristallographischer Perfektion [2,3]. In der Literatur wird über ca. 200 unterscheidbare Strukturen (als Modifikationen bzw. Polytypen bezeichnet) des Siliziumkarbides kubischer, hexagonaler oder rhomboedrischer Symmetrie berichtet [4]. Die meisten Arbeiten beschäftigen sich mit den am häufigsten vorkommenden Polytypen 3C-, 4H-, 6H- und 15R-SiC.¹

Siliziumkarbid weist eine Vielzahl technisch interessanter Eigenschaften auf. Bedingt durch die hohe Bindungsenergie zwischen den Silizium- und Kohlenstoffatomen erreicht Siliziumkarbid extreme Härte und chemische Beständigkeit. Es besitzt eine hohe Festigkeit und einen hohen Elastizitätsmodul auch bei hohen Temperaturen, eine hohe Steifigkeit, eine relativ geringe Dichte, eine hohe Erosionsfestigkeit und ist kostengünstig herstellbar [5]. Ein alltägliches Produkt aus SiC ist beispielsweise Schleifpapier zur Oberflächenbearbeitung. Außerdem wird SiC zur Oberflächenveredlung von Stählen und anderen Materialien verwendet. SiC kommt auch in vielen Keramiken zum Einsatz. So kann es zum Beispiel als offenporöse Keramik zur Isolation und Kühlung in Werkzeugmaschinen [6] und als Keramik in Dichtungsringen, Zündeinrichtungen und Heizstäben [5] verwendet werden. Je nach den Anforderungen der jeweiligen Anwendung werden Silizium, Aluminium oder Siliziumnitrid als Bindephase bzw. Matrixmaterial genutzt. Dabei ist zu erwähnen, daß das Siliziumkarbid sowohl in Form von Pulvern als auch von Fasern zum Einsatz kommt. Weitere Anwendungen sind wegen der optischen Eigenschaften des SiC in Spiegeln für Laser- und Röntgenstrahlen zu finden.

Nachdem das Siliziumkarbid über viele Jahre nur in den vorgenannten Bereichen verwendet wurde, wuchs das Interesse am SiC als Halbleitermaterial Ende der siebziger Jahre durch die Weiterentwicklung des Lely-Prozesses erneut [7–11]. In den beiden zurückliegenden Jahrzehnten sind viele neue wissenschaftliche Erkenntnisse gewonnen worden. Zusammenfassende Darstellungen der jeweils neusten Ergebnisse sind in den Konferenzberichten von Washington '87 [12], Santa Clara '88 [13], Boston '89 [14], Washington '90 [15], Strasbourg '90 [16], Santa Clara '91 [17], Washington '93 [18], Kyoto '95 [19], Kreta '96 [20], Stockholm '97 [21,22], Montpellier '98 [23], North Carolina '99 [24], Kloster Banz 2000 [25], Strasbourg 2001 [26]

¹Die Zahlen geben jeweils die Anzahl der Si-C-Doppellagen senkrecht zur c-Achse in der Einheitszelle und die Buchstaben das Kristallsystem an. Das C steht für kubisch, das H für hexagonal und das R für rhomboedrisch. Außerdem wird das kubische SiC oft auch als β -SiC und die hexagonalen und rhomboedrischen SiC Polytypen werden zusammenfassend als α -SiC bezeichnet.

und Tsukuba 2001 [27] zu finden. In diesen Publikationen wird der Stand der Technik auf den Gebieten der Kristallzucht, der Epitaxie, der Dotierung und Ionenimplantation, der Prozeßführung und der Bauelementeherstellung aufgezeigt. Die Methoden und Verfahren zur Bestimmung der physikalischen Eigenschaften des Siliziumkarbides werden dort ebenfalls ausführlich beschrieben.

Siliziumkarbid hat als Halbleitermaterial durch seine vielfältigen Einsatzmöglichkeiten in der Optoelektronik (blaue und violette Leuchtdioden und Laser, UV-Detektordioden), der Hochfrequenztechnik (hohe Frequenzen bei gleichzeitig hohen Leistungen), der Leistungselektronik und vor allem in der Hochtemperaturelektronik hervorragende Entwicklungschancen. Die wichtigsten für elektronische Bauelemente relevanten Eigenschaften sind die große Bandlücke, die hohe Durchbruchfeldstärke, die hohe Wärmeleitfähigkeit und die hohe Sättigungsdriftgeschwindigkeit der Ladungsträger im SiC. Ebenso erscheint der Einsatz von SiC-Bauelementen im Weltraum oder in der Nähe von Kernreaktoren aufgrund der hohen Strahlenresistenz vorteilhaft [28].

Trotz der großen technischen Fortschritte in den letzten Jahren konnten verschiedene Aufgabenstellungen bisher noch nicht zufriedenstellend gelöst werden. Hierzu zählen die Temperaturstabilität und Zuverlässigkeit der Kontaktierung und Gehäusetechnologie oberhalb 300°C [29,30]. Forschungsbedarf besteht weiterhin bei der Verbesserung der Substratqualität (Preis-Leistungs-Verhältnis, nutzbare Substratfläche), der Perfektion der Schichtabscheidung (sowohl des SiC als auch der Metallisierungen und Kontaktmaterialien), der tiefgründigeren Untersuchungen der physikalischen Eigenschaften (Ursachen für das Wachstum eines speziellen Polytyps) und der Optimierung der Bauelementestrukturen.

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit der Präparation von Ohmschen Kontakten auf p-dotiertem Siliziumkarbid, der dafür notwendigen Implantation und der Herstellung der Metallisierungsschichten. Aufbauend auf den Erfahrungen und Ergebnissen des 1996 zu Ende geführten BMBF-Projektes zum Thema „SiC-Elektronik, Untersuchungen zur Metallisierung“, welches sich auf die Untersuchungen von Aluminium/Titan [31–33] und tetragonalem Wolframdisilizid [34,35] als Kontaktmaterial für p-dotiertes 6H-SiC konzentrierte (die Ergebnisse sind im Abschlußbericht [36] zusammengefaßt), wurde der in Abb. 1.1 dargestellte Probenzyklus erarbeitet. Die fortlaufende Probenbezeichnung und die Prozeßschritte werden anhand des Wafers H24 beispielhaft gezeigt.

Für die Untersuchungen standen jeweils fünf 4H-SiC- und 6H-SiC-Wafer zur Verfügung. Um einen direkten Vergleich zwischen den beiden Polytypen vornehmen zu können, wurde je ein Wafer der beiden Polytypen unter den gleichen Bedingungen präpariert. Nach jedem Prozeßschritt wurden die Proben analysiert und jeweils eine Referenzprobe für evtl. zusätzlich notwendige Untersuchungen entnommen (vgl. auch Abb. 1.1). Die Beschreibung dieser Prozeßschritte, die zugehörigen theoretischen Betrachtungen und komplexen festkörperphysikalischen Untersuchungen sind Inhalt dieser Arbeit.

Im Kapitel 2 wird auf den Kenntnisstand zu den Eigenschaften, auf die Kontaktbildung, auf die Technologie und auf elektronische Anwendungen von Siliziumkarbid eingegangen. Theoretische und vergleichende Berechnungen der Ladungsträgerkonzentration sowie der Einfluß der Eigenschaften des SiC und der Kontaktmaterialien auf die Kontaktbildung sind wesentliche Bestandteile des Kapitels.

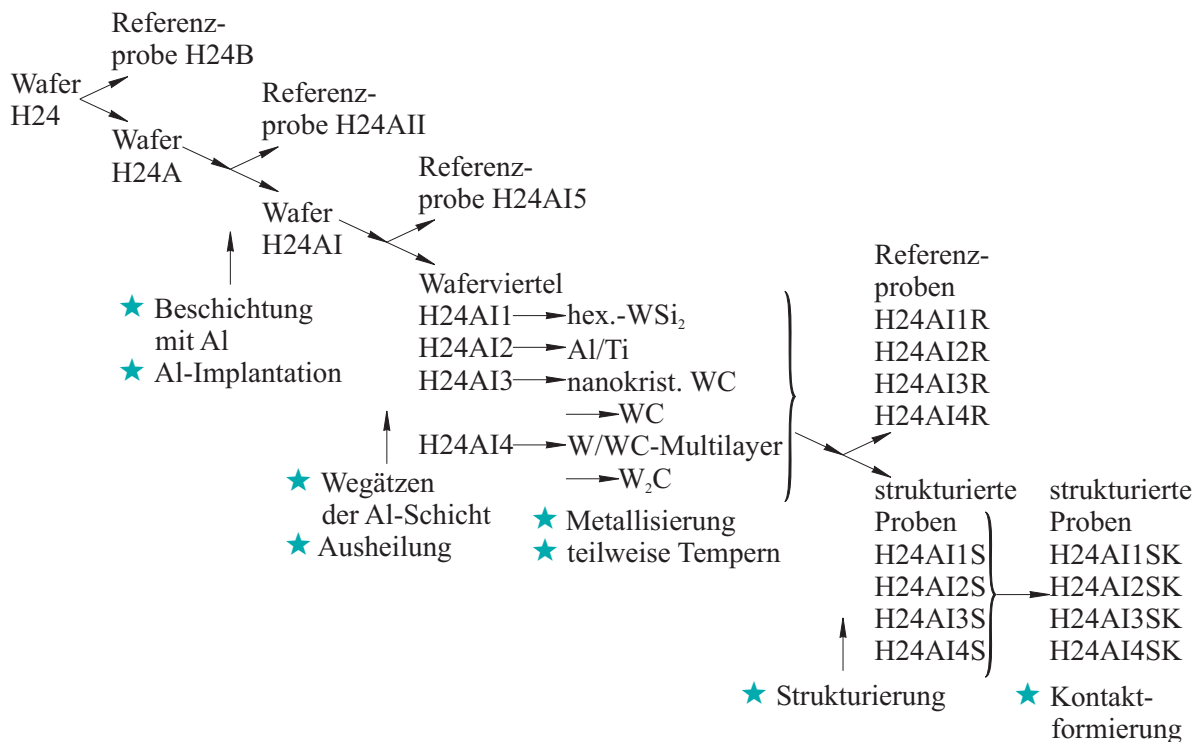


Abbildung 1.1: Probenzyklus, Beispiel anhand des Wafers H24

Sowohl die Strukturen und Modelle zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes und des spezifischen Kontaktwiderstandes als auch die verwendete Meß- und Analysetechnik sind Inhalt des 3. Kapitels. Damit werden die Voraussetzungen für die Bestimmung des spezifischen Widerstandes der Implantationsschichten (Kap. 4), der Metallisierungen (Kap. 5 und 6) und des spezifischen Kontaktwiderstandes zum p-leitendem SiC (Kap. 6) geschaffen. Anschließend wird auf die Meß- und Analysetechnik zur Messung der elektrischen, strukturellen und oberflächenmorphologischen Eigenschaften der SiC-Substrate und der Metallisierungen eingegangen.

Voraussetzung für die Herstellung von Bauelementen ist es, die Erzeugung von positiv und negativ dotierten Halbleitergebieten, von isolierenden Schichten sowie inneren und äußeren Kontakten technologisch zu beherrschen. Unterschiedlich dotierte Gebiete² lassen sich im SiC während des Wachstumsprozesses oder durch Ionenimplantation erzeugen. Im Kapitel 4 wird die Ionenimplantation, die Verminderung von Implantationsschäden durch Heißimplantation und die anschließende Ausheilung näher behandelt. Simulationsrechnungen zeigen, daß mittels Implantation durch eine vorher aufgebrauchte Schicht die Möglichkeit der Verschiebung des Implantationsmaximums in Richtung der Oberfläche gegeben ist. Zur experimentellen Umsetzung wurden Aluminiumionen für die Implantation durch eine Aluminiumschicht genutzt, da der Schwerpunkt auf p-SiC lag. Nach Implantation und Ausheilung wurden die Wafer vor der Metallisierung geviertelt, so daß jeweils ein Waferviertel mit je einem Material beschichtet werden konnte.

²Als Donator ist Stickstoff geeignet (n-leitend → n-SiC) und für die p-Dotierung (p-leitend → p-SiC) wird vorwiegend Aluminium als Akzeptor verwendet.

Die an die Metallisierung / Kontaktierung gestellten Anforderungen und die geforderten Funktionen werden einschließlich der verwendeten Anlagen und Geräte für Schichtpräparation im Kapitel 5 ausführlich behandelt. Die bisher untersuchten Materialien für SiC-Kontakte werden vorgestellt und die Wahl der in der vorliegenden Arbeit zu untersuchenden Metallisierungen begründet. Um ungewollte Grenzflächenreaktionen zu minimieren, kamen vorrangig Silizide und Karbide als Metallisierungsschichten in Frage, wodurch gleichzeitig eine bessere Langzeitstabilität auch bei höheren Temperaturen zu erreichen ist. Aufgrund ihrer ausgezeichneten elektrischen und physikalischen Eigenschaften wurden Wolframsilizid- und Wolframkarbid-Metallisierungsschichten für die Untersuchungen gewählt. Im Gegensatz zum tetragonalen wird hexagonales Wolframsilizid oder Wolframkarbid bisher in der Halbleitertechnologie nicht eingesetzt. Daher mußten umfangreiche Voruntersuchungen zu diesen Materialien durchgeführt werden.

Der Abschnitt 5.2 beschäftigt sich mit der Präparation von Wolframsilizid mittels Sputtern. Dabei wird sowohl auf das tetragonale als auch auf das weniger bekannte hexagonale Wolframsilizid (WSi_2) eingegangen. Der Einfluß des Substratmaterials und der Substrattemperatur bei der Abscheidung und der anschließenden Temperung in einem Quarzrohrföfen auf die Phasenausbildung wird beschrieben. Die Ergebnisse und die Wahl der Prozeßparameter für die WSi_2 -Metallisierung des p-SiC werden am Ende des Kapitels kurz zusammengefaßt.

Die bei der Wolframsilizidpräparation gewonnen Erfahrungen wurden versucht, auf das Wolframkarbid zu übertragen. Auf Analogien und Unterschiede wird im Abschnitt 5.3 eingegangen. Das Ziel der definierten Präparation von Wolframkarbid (WC) bzw. Diwolframkarbid (W_2C) wurde durch die Variation der Prozeßparameter bei der Abscheidung und anschließenden Temperung erreicht. Diese Parameter werden genauer erläutert und die Untersuchungen an den resultierenden Schichten werden dargestellt. Abschließend werden die optimalen Parameter zur Präparation von WC und W_2C beschrieben.

Als Referenzmaterial zu anderen Arbeiten und zur Erfolgskontrolle der Implantation und Ausheilung wurde je ein Waferviertel mit einer Metallisierung aus Aluminium/Titan (Al/Ti) hergestellt, da solche Aluminiumlegierungen häufig für die Erzeugung Ohmscher Kontakte auf p-SiC verwendet werden und deshalb für einen Vergleich gut geeignet sind (siehe Abschn. 5.4).

Im Kapitel 6 kommen die im Kap. 3 beschriebenen Strukturen zur Anwendung. Hierfür wurden je ein Viertel der implantierten 4H- und 6H-SiC Wafer (Kap. 4) mit hexagonalen WSi_2 (Abschn. 5.2), mit WC und W_2C (Abschn. 5.3) und mit Al/Ti (Abschn. 5.4) beschichtet und anschließend strukturiert. Die 4 Metallisierungen wurden auf ihre strukturellen und elektrischen Eigenschaften hin untersucht und miteinander verglichen. Der Schwerpunkt liegt hierbei in der Betrachtung des Einflusses der Implantation und der Kontaktmaterialien auf die Größe der spezifischen Kontaktwiderstände und deren Temperaturabhängigkeit und -stabilität.

Zur Lösung der Aufgabenstellung, der „Technologischen und werkstoffwissenschaftlichen Untersuchungen zur Metallisierung / Kontaktierung von SiC“, wurden Präparationstechniken von Siliziden und Karbiden auf Wolframbasis entwickelt und untersucht. Dabei wurde speziell das elektrische Verhalten der Kontakte auf dem durch Ionenimplantation erzeugten p-SiC betrachtet und verglichen. Kapitel 7 faßt die Ergebnisse zusammen und gibt einen Ausblick auf die zukünftige Entwicklung.

2 Eigenschaften und Anwendungen von SiC

Siliziumkarbid weist eine Vielzahl technisch interessanter Eigenschaften auf. Das folgende Kapitel geht auf diese zum einen berechneten und zum anderen experimentell bestimmten Eigenschaften ein und verdeutlicht die daraus resultierenden Anwendungsmöglichkeiten. Näher betrachtet werden die strukturellen und elektrischen Eigenschaften, ihr Einfluß auf die Kontaktbildung, technologische Aufgabenstellungen und Erfordernisse an elektronische Anwendungen.

2.1 Eigenschaften

Kristallstruktur und Polytypismus

Die Fähigkeit von Elementen und Verbindungen, in mehr als einer Kristallstruktur auftreten zu können, wird als Polymorphismus bezeichnet. SiC ist die einzige bekannte, natürlich vorkommende und stabile Verbindung der IV. Hauptgruppe, die einen solchen Polymorphismus aufweist. Polytypismus ist die 1-dimensionale Variante dieses Phänomens [37]. Nachgewiesen wurden bisher über 200 verschiedene SiC-Kristallstrukturen (im allgemeinen als SiC-Polytypen bezeichnet), die sich alle in der Stapelsequenz unterscheiden [38]. 3C-SiC mit rein kubischer Stapelung der Si-C-Doppelschichten in [111]-Richtung und 2H-SiC mit rein hexagonaler Stapelung in [0001]-Richtung sind die grundlegenden Polytypen. Alle anderen Polytypen stellen nur hexagonale und rhomboedrische Kombinationen dieser Stapelsequenzen dar. Bedeutende Beispiele sind 4H- und 6H-SiC mit vier bzw. sechs Si-C-Doppelschichten, bevor sich die jeweilige Stapelfolge wiederholt.

Gitterkonstanten

Aus den unterschiedlichen Stapelsequenzen in einer Richtung resultiert, daß sich verschiedene Polytypen hauptsächlich in der Gitterkonstanten c unterscheiden. Gut zu erkennen ist dieser Fakt in Tabelle 2.1 (die Daten sind der JCPDS-Datei [39] entnommen), wonach z.B. die Gitterkonstante c von 4H- bzw. 6H-SiC ca. dem doppelten bzw. dreifachen Wert des 2H-SiC entspricht, die Gitterkonstante a jedoch fast identisch ist. Gleiches gilt für das 3C-SiC, wenn man das kubische ins hexagonale Gitter umrechnet. Von Bedeutung sind diese Betrachtungen für das Verständnis der Wachstumsprozesse, von Epitaxiebeziehungen und für Untersuchungen der Struktur und Qualität von Substraten und Schichten, z.B. mit RHEED (*Reflection High Energy Electron Diffraction*) [40–46], mit der Laue-Methode [47–49] und anderen Methoden der Röntgendiffraktometrie (*X-Ray Diffraction* - XRD). Im Rahmen dieser Arbeit sind röntgendiffraktometrische Messungen mittels Vierkreisdiffraktometer zur Polytyp-,

Fehlorientierungs- und Gitterkonstantenbestimmung an SiC-Epitaxieschichten durchgeführt worden [50, 51]. Welche Bedeutung XRD bei der Struktur- und Polytypbestimmung des SiC besitzt, zeigt eine Vielzahl von Veröffentlichungen¹. In guter Übereinstimmung zu experimentellen Untersuchungen werden unter Nutzung der Lokalen-Dichte-Näherung (LDA) und der Dichtefunktionaltheorie (DFT) Strukturen und Eigenschaften modelliert. Die LDA und DFT sind zur Kalkulation von Gitterparametern (Gitterkonstanten, Atompositionen, Bindungsenergie, Bindungslängen und -winkeln) sowie mechanischen und thermischen Eigenschaften geeignet [56, 59–61].

Thermischer Ausdehnungskoeffizient und Wärmeleitfähigkeit

Karch et al. [56] berechneten die Temperaturabhängigkeit des thermischen Ausdehnungskoeffizienten α von 3C-SiC bis 1200 K. Der Ausdehnungskoeffizient nähert sich hier analog den experimentellen Ergebnissen einem konstanten Wert (starker Anstieg zwischen 0...400 K auf $4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, bis 1200 K Annäherung auf $4,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$). Die Abschätzung sich ergebender mechanischer Spannungen, die aus der Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten zwischen Schichten und Substraten resultieren (z.B. beim Wachstum von SiC auf Si oder bei der thermischen Beanspruchung der Metallisierung auf SiC), ist für alle in einem großen Temperaturbereich arbeitende Anwendungen von Bedeutung. Für Bauelementeanwendungen (z.B. Hochtemperaturelektronik [62, 63] und Mikrosensorik [64, 65]) ist die hohe Wärmeleitfähigkeit λ des Siliziumkarbides wichtig. Die Wärmeleitfähigkeit ist abhängig von der Temperatur T ($T \uparrow \rightarrow \lambda \downarrow$ [66]), der Dotierung [67], dem Polytyp und der Kristallperfektion². Für SiC-Keramiken wird eine Wärmeleitfähigkeit angegeben [5], die eine Größenordnung kleiner als die der Einkristalle ist (vgl. Tab. 2.1).

Mechanische und chemische Eigenschaften

Aufgrund der ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften und der hohen chemischen Stabilität sind SiC-Keramiken in vielen Bereichen des täglichen Lebens zu finden (vgl. Kap. 1). Neure Entwicklungen der Mikrosystemtechnik und -elektronik nutzen SiC sowohl für Mikroanwendungen in Form von Federn und Schaltern als auch für Sensoren, da viele Anwendungen der Meß- und Regeltechnik Mikroelektromechanische-Systeme (MEMS) benötigen, die unter rauen Umgebungsbedingungen arbeiten (z.B. hohe Temperaturen, heftige Stöße und Vibrationen, erosive Ströme und korrosive Medien). Infolge des großen Korrosions- und Erosionswiderstandes des SiC [71] bietet sich die Oberflächenveredlung mit SiC-Schutzschichten an, um die Lebensdauer von Bauteilen zu erhöhen. Durch Nutzung kompakter 3D-SiC-Mikrostrukturen wird die Effizienz der Anwendungen noch weiter gesteigert [72–75]. Für Sensoren nutzt man

¹Zur Charakterisierung von Pulvern, Einkristallen und Schichten werden hochauflösende XRD-Techniken (z.B. in Bragg-Brentano-Geometrie, Rockingkurven) und die Röntgentopographie genutzt [38, 52–55]. Fisher und Barnes [38] geben neben ihren experimentellen Ergebnissen einen Überblick über Theorien zu Ursachen des Polytypismus, der nach wie vor noch nicht vollständig verstanden ist [56]. Der Einfluß von Stapelfehlern auf XRD-Profile wurde von Pujar et al. [57, 58] simuliert und experimentell bestimmt.

²Jansen et al. [68] bestimmten die Wärmeleitfähigkeit von dünnen β -SiC-Schichten mit einer mikromechanischen Teststruktur im Temperaturbereich von 80 bis 600 K. Die gemessene Temperaturabhängigkeit und Wärmeleitfähigkeit, die geringer als die des Volumenmaterials ist, folgt aus der Kristallinität (Korngrenzen [68], Korngröße [69], Zwillingen [68] und polykristalline Morphologie [70]).

chemisch stabile und transparente SiC-Membranen [64, 76–79], die entsprechend den Anwendungen auch mit stabilen Kontakten zu versehen sind (z.B. temperaturstabile Kontakte für Hochtemperaturanwendungen [80]).

Bandstruktur und Bandlücke

Neben der schon erwähnten Kalkulation von Gitterparametern werden LDA und DFT für Bandstrukturberechnungen genutzt [81–83]. Ein Resultat dieser Berechnungen ist die Größe der Bandlücke E_g (auch als Bandabstand oder Breite der verbotenen Zone bezeichnet), deren Wert eine sehr gute Übereinstimmung zu experimentellen Ergebnissen aufweist [82–86]. Alle SiC-Polytypen haben eine indirekte Bandlücke, welche mit der Hexagonalität (h) der Polytypen³ ansteigt [87, 88]. Zusätzlich existiert im 3C- und 2H-SiC mindestens ein direkter Bandübergang mit minimalem Bandabstand von 5,3 eV bzw. 4,39 eV [89]. Dieser ist jedoch größer als der indirekte Bandabstand und somit für diese Arbeit nicht relevant.

Der bedeutendste, durch die Kristall- und Bandstruktur bedingte Unterschied der SiC-Polytypen ist in den elektrischen Eigenschaften des SiC zu finden. Neben der Bandlücke ist auch die Anzahl und die Lage der Akzeptor- bzw. Donatorniveaus abhängig vom Polytyp. Diese und weitere die elektrischen Eigenschaften beeinflussenden Abhängigkeiten sind Inhalt der nachfolgenden Abschnitte.

2.2 Elektrische Eigenschaften

Die elektrischen Eigenschaften der Halbleiter werden in vielerlei Hinsicht durch ihre Bandstruktur bestimmt. Der Bandabstand, die Lage der Energieniveaus, die Anzahl von Störstellen und die notwendige Ionisationsenergie von Akzeptoren und Donatoren sind wichtige Größen zur Beschreibung der Bandstruktur. Allgemein werden für Berechnungen theoretische Modelle genutzt und immer wieder mit experimentell gewonnenen Ergebnissen abgeglichen. Vielfältige Einflüsse und Abhängigkeiten (z.B. von Temperatur und Ladungsträgerkonzentration) erschweren die Modellbildung und führen zu sehr komplexen Systemen. Zur einfacheren Abschätzung der sich einstellenden Verhältnisse sind Vereinfachungen und Annahmen notwendig und auf ihre Korrektheit hin zu überprüfen.

In diesem Abschnitt wird anhand von 6H-SiC der Nachweis erbracht, daß die Eigenleitungskonzentration nur eine geringe Rolle bei der Berechnung der Ladungsträgerkonzentration spielt. Im weiteren wird ein einfaches Modell zur Kalkulation der Ladungsträgerkonzentration vorgestellt und anschließend mit dem von der Dichtefunktionaltheorie ausgehenden Modell von Wellenhofer [83, 90–92] verglichen. Bevor jedoch die Ladungsträgerdichten genauer betrachtet werden, wird auf weitere signifikante elektrische Eigenschaften, wie Sättigungsdriftgeschwindigkeit, Dielektrizitätskonstante des SiC, Ladungsträgerlebenszeit und -beweglichkeit eingegangen. Der Zusammenhang zwischen Eigenschaften und Bewertungssystemen (Gütezahlen - engl.: *Figures Of Merit* - FOM) wird ebenfalls erläutert.

³Anstieg von $E_g=2,403$ eV für 3C-SiC ($h=0$) über $E_g=3,101$ eV für 6H-SiC ($h = 0, 33$) und $E_g=3,285$ eV für 4H-SiC ($h = 0, 5$) bis $E_g=3,33$ eV für 2H-SiC ($h = 1$).

Sättigungsdriftgeschwindigkeit

Neben den bisher beschriebenen Anwendungen werden SiC-Hochfrequenzbauelementen (HF-Bauelemente) gute Entwicklungschancen bescheinigt [93], begründet durch die hohe kritische Durchbruchfeldstärke E_{krit} [94, 95] und die große Sättigungsdriftgeschwindigkeit v_s [96–98] des SiC (vgl. Tab. 2.1). Für verschiedene FOM von Halbleitern, die jeweils bestimmte Betriebsarten hervorheben, werden E_{krit} und v_s verwendet. Zum Beispiel nutzten Münch et al. [96] schon 1977 die Gütezahlen nach Johnson (JFOM = $(4\pi)^{-1} E_{krit}^2 v_s^2$ bevorzugt für Hochleistungs- und HF-Anwendungen) und Keyes (KFOM = $\lambda(c v_s / 4\pi \varepsilon_S)^{1/2}$ betrachtet die thermische Begrenzung der Schalteigenschaften von integrierten Schaltkreisen) zur Abschätzung des Entwicklungspotentials von SiC gegenüber Si und Galliumarsenid, mit eindeutigen Fazit für das SiC. Dabei ist in KFOM c die Lichtgeschwindigkeit und ε_S die Dielektrizitätskonstante des Halbleiters, auf die im folgenden Absatz noch eingegangen wird. Zwei weitere Gütezahlen definierte Baliga [99], wobei die eine der Minimierung der Leitungsverluste von Leistungs-Feld-Effekt-Transistoren (BFOM = $\varepsilon_S \mu E_g^3$) und die andere den Schaltverlusten von HF-Anwendungen (BHFFOM = $\mu E_{krit}^2 U_G^{0,5} / 2 U_B^{1,5}$) Bedeutung beimißt. Dabei ist μ die Ladungsträgerbeweglichkeit, E_g der Bandabstand, U_G die Gate-Treiberspannung und U_B die Durchbruchspannung. Porter et al. [100] vergleichen anhand dieser vier Gütezahlen verschiedene Halbleiter, wobei nur Diamant nach allen FOM und Galliumnitrid nur nach den beiden von Baliga aufgestellten FOM das Siliziumkarbid übertreffen.

Dielektrizitätskonstante des SiC

Die Dielektrizitätskonstante ε ist eine Materialgröße, die die Verknüpfung von elektrischen und geometrischen Größen darstellt [101] und u.a. für verschiedene Berechnungen benötigt wird. Wellenhofer [91] ermittelte den Dielektrizitätstensor verschiedener SiC-Polytypen, stellt eine Abweichung von einigen Prozent zu experimentellen und eine gute Übereinstimmung zu theoretischen Ergebnissen anderer Gruppen [102] fest. Die Druckabhängigkeit des Dielektrizitätstensors diskutieren Liu et al. [103] und Karch et al. [104, 105]. Einige ε_r -Werte aus der Literatur⁴ sind in Tabelle 2.1 zusammengefaßt.

Ladungsträgerlebenszeit und -beweglichkeit

Die Ladungsträgerlebenszeit τ ist ein Materialparameter insbesondere für Hochleistungsbau-elemente [106–109], wobei eine lange Minoritätsladungsträgerlebenszeit erwünscht ist. Sie wird oft zur Bestimmung der Materialqualität genutzt [109, 110]. Die Ladungsträgerlebenszeit ist abhängig von der Ladungsträgerkonzentration N ($N \uparrow \rightarrow \tau \downarrow$ [106]), vom Polytyp ($\tau_{4H-SiC} > \tau_{6H-SiC}$ [106, 108]), von der Schichtdicke d_S (d_S der epi-Schicht $\uparrow \rightarrow \tau \uparrow$ [108]), von der Temperatur T ($T \uparrow \rightarrow \tau \uparrow$ [108, 111]) und von der Art der Dotanden (z.B. Be oder Bor [112]). Ein weiterer Materialparameter ist die Ladungsträgerbeweglichkeit μ , die sowohl von der Ladungsträgerkonzentration ($N \uparrow \rightarrow \mu \downarrow$ [113–121]), von der Art der Dotierung (die Elektronen-

⁴Auf die Komponenten des Dielektrizitätstensors senkrecht (\perp) und parallel (\parallel) zur k_z -Achse wird in dieser Arbeit nicht eingegangen. Vereinfachend wird die Beziehung $\varepsilon_S = \varepsilon_0 \cdot \varepsilon_r$ verwendet, mit der Dielektrizitätskonstanten des Halbleiters ε_S (S steht für *Semiconductor*), der Dielektrizitätskonstanten ε_0 und der relativen Dielektrizitätskonstanten ε_r .

ist größer als die Löcherbeweglichkeit), vom Polytyp (verglichen werden 3C-, 4H- und 6H-SiC [98, 117, 118]) als auch von der Temperatur ($T = 0 \dots 50K \rightarrow \mu \uparrow$ [116], über 50 K gilt $T \uparrow \rightarrow \mu \downarrow$ [98, 113, 116, 121, 122]) abhängig ist. Die Ladungsträgerbeweglichkeit wird mit Raman-Spektroskopie [115] oder Hall-Effekt-Messungen [116, 122] bestimmt. Letztere haben gegenüber Strom-Spannungs-Messungen (Leitfähigkeitsmessungen) den Vorteil, daß sich μ und N unabhängig voneinander bestimmen lassen.

Zusammenfassend sind in Tabelle 2.1 einige wichtige Materialdaten und -eigenschaften der gebräuchlichsten SiC-Polytypen aufgeführt [36, 39, 83, 89, 123–125]. Eine vollständige und umfassende Darstellung ist begrenzt dadurch, daß nicht alle beschriebenen Abhängigkeiten und Einflußgrößen einbezogen werden können.

Eigenschaften	3C-SiC	2H-SiC	4H-SiC	6H-SiC	15R-SiC
Gitterkonstante a [Å]	4,3589 (3,083) ¹	3,081	3,073	3,073	3,073
Gitterkonstante c [Å]	(7,551) ¹	5,031	10,053	15,08	37,70
Raumgruppe	$F43m$	$P6_3mc$	$P6_3mc$	$P6_3mc$	$R3m$
PDF-Nr.	29-1129	29-1126	22-1317	29-1131	39-1196
Stapelfolge	ABC	AB	ABAC	ABCACB	ABCACBC- ABACACBC
Bandabstand E_g [eV] (≤ 5 K)	2,403	3,33	3,285	3,101	2,946
Elektronenaffinität χ_S [eV]	4,0	3,1	3,22	3,42...3,7	3,35
Elektronenbeweglichk. (theor.) μ_n [$\text{cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$] (in Schichten)	1000 180...800	800	400 50...463	600 70...500	600 250...500
Löcherbeweglichkeit (theor.) μ_p [$\text{cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$] (in Schichten)	60 20...30	60	60 60...115	60 43...100	60
Sättigungsdriftgeschw. v_s [10^7 cm s^{-1}]	2,2...3	8	2,2...8	2...8	8
kritische Durchbruchfeld- stärke E_{krit} [MV cm^{-1}]	2...30	2...80	2...80	2...80	2...80
rel. Dielektrizitätskonstante ϵ_r	7,2...9,75	6,88...7,27	6,95...7,17	6,52...10,3	
Wärmeleitfähigkeit λ [$\text{W cm}^{-1}\text{K}^{-1}$]	3,2	4,9	3,7	2,31...4,9	4,9
Thermischer Ausdehnungs- koeffizient α [10^{-6}K^{-1}]	2,77...4,7		2,391...4,68	2,478	2,322
Dichte ρ [$\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$]	3,166...3,21	3,214	3,211	3,211...3,249	
Schallgeschwindigkeit v_l [m/s]	12600		13730	13100...13300	
Ionisationsenergie für Al im p-SiC [eV]	0,16...0,261		0,168...0,191 0,641...0,647	0,178...0,49 0,3...0,723	0,206...0,236 0,666...0,7
Brechungsindex n bei 632 nm	2,639		2,779	2,6367	2,6387

Tabelle 2.1: Ausgewählte Materialdaten und -eigenschaften einiger SiC-Polytypen
(¹... kubisches in hexagonales Gitter umgerechnet)

2.2.1 Eigenleitungskonzentration (Intrinsische Ladungsträgerkonzentration)

In ideal reinen und ungestörten Halbleitern entstammen im thermodynamischen Gleichgewicht sämtliche Ladungsträger thermisch aufgebrochenen Kristallbindungen. Die Gesamtheit dieser Ladungsträger bezeichnet man als Eigenleitungskonzentration n_i (intrinsische Ladungsträgerkonzentration). Sie ist abhängig von der thermischen Energie des Kristallgitters, mit deren Hilfe Valenzen aufgebrochen werden können. Somit ist n_i sowohl eine Funktion der Temperatur als auch eine Funktion der Aktivierungsenergie, die man benötigt, um die Valenzen aufzubrechen [101]. Dieser Zusammenhang spiegelt sich in Gl. 2.1 wider, die für die Berechnungen verwendet wurde. Dabei ist k die Boltzmannkonstante, h das Plancksche Wirkungsquantum,

$E_g(T)$ der temperaturabhängige Bandabstand der Halbleiter, m_C^* die effektive Masse der Elektronen und m_V^* die effektive Masse der Löcher. Für die effektiven Massen werden infolge der Anisotropie des Massentensors, der unterschiedlichen Bestimmungsmethoden⁵ und Meßbedingungen abweichende Werte angegeben [83–85, 87, 88, 126–129]. Die dargestellten Werte liegen alle in der Größenordnung der Elektronenruhemasse m_0 , wodurch nach Ruff [28] vereinfachend $m_C^* = m_V^* = 1 \cdot m_0$ verwendet werden darf. Auf die Exaktheit dieser Vereinfachung wird im Abschnitt 2.2.3 näher eingegangen.

$$n_i(T) = 2 \left(\frac{2 \pi k T}{h^2} \right)^{3/2} (m_V^* m_C^*)^{3/4} e^{(-E_g(T) / 2 k T)} \quad (2.1)$$

Nach Gl. 2.1 läßt sich auch die maximale Einsatztemperatur $T_{max.}$ elektronischer Bauelemente abschätzen. Morkoç et al. [130] geben $T_{max.}$ als die Temperatur an, bei der die Eigenleitungskonzentration $n_i = 5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ beträgt. Bei dieser Abschätzung werden jedoch nur die Leitungsmechanismen der Halbleiter berücksichtigt. Ein viel wichtigerer, die maximale Betriebstemperatur begrenzender Faktor ist die physikalische Stabilität der Halbleiter an sich und im Bezug auf festkörperchemische Reaktionen. So führen z.B. Reaktionen zwischen Halbleiter und Metallisierung zur Senkung der Einsatztemperatur.

	$E_g(T)$ [eV]	$m_C^* [m_0]$	$m_V^* [m_0]$	$n_i(300 \text{ K})$	$T_{max.} [^\circ\text{C}]$ ⁽¹⁾
Silizium	$1,17 - \frac{7,02 \cdot 10^{-4} T^2}{T(K) + 1108}$	1	1	$9,2 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-3}$	341
3C-SiC	$2,3-5,8 \cdot 10^{-4} (\text{T}-300 \text{ K})$	1	1	$1,3 \cdot 10^0 \text{ cm}^{-3}$	770
4H-SiC	$3,19-3,3 \cdot 10^{-4} (\text{T}-300 \text{ K})$	1	1	$4,4 \cdot 10^{-8} \text{ cm}^{-3}$	1213
6H-SiC	$3-3,3 \cdot 10^{-4} (\text{T}-300 \text{ K})$	1	1	$1,7 \cdot 10^{-6} \text{ cm}^{-3}$	1136
Diamant	$5,3-3,3 \cdot 10^{-4} (\text{T}-300 \text{ K})$	1	1	$8,8 \cdot 10^{-26} \text{ cm}^{-3}$	2045

Tabelle 2.2: Berechnung der Eigenleitungskonzentration ausgewählter Halbleiter, ⁽¹⁾ Berechnung der maximalen Einsatztemperatur mit der Annahme $n_i = 5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ nach [130]

Die in Tabelle 2.2 dargestellten Beziehungen und Werte nach Ruff [28] und Lee et al. [131] wurden zur Berechnung der Eigenleitungskonzentration bei 300 K, der maximalen Einsatztemperatur elektronischer Bauelemente und der graphischen Darstellung des funktionalen Zusammenhangs $n_i = f(T, 1/T)$ in Abb. 2.1 a) genutzt. Die lineare Temperaturabhängigkeit der Breite der verbotenen Zone gilt dabei hauptsächlich für Temperaturen oberhalb der Raumtemperatur, wie aus der digitalisierten Darstellung des Exciton Energie Gaps⁶ von Choyke [135]

⁵Für die Bestimmung der effektiven Massen verwenden theoretische Arbeiten die LDA, DFT, EMA bzw. EMT (*Effective Mass Approximation, Effective Mass Theory*), werden Infrarot- (IR und FIR), Zyklotron-Resonanz- (CR und ODCR) und weitere Meßverfahren genutzt.

⁶Ein Exciton ist ein Elektronen-Loch-Paar, welches sich im Kristall frei bewegen kann [101]. Die Summe des Exciton Energie Gaps E_{gx} und der Exciton Bindungsenergie E_x ergibt die Breite der verbotenen Zone mit $E_g = E_{gx} + E_x$. Clemen et al. [132] geben die Exciton Bindungsenergie E_x für Al-Akzeptoren im 3C- und 4H-SiC mit 27 meV an. Detaillierter beschäftigen sich Henry et al. [133] mit E_x , die für die meisten Halbleiter als einfache lineare Funktion der Ionisationsenergie der Verunreinigungen beschrieben werden kann. Die Anwendbarkeit dieser Haynes Regel wurden von Ikeda et al. [134] anhand des Stickstoffdonators für verschiedene SiC-Polytypen gezeigt. Der funktionale Zusammenhang der Exciton Bindungsenergie der Al- und Ga-Akzeptoren $E_{x(A)}$ bzw. der N-Donatoren $E_{x(D)}$ mit der Ionisationsenergie für 3C-, 4H- und 6H-SiC wird von Henry et al. [133] folgendermaßen angegeben: $E_{x(A)} = -14,9 \text{ meV} + 0,16 \cdot E_{B(A)}$ [meV] bzw. $E_{x(D)} = -3,58 \text{ meV} + 0,25 \cdot E_{B(D)}$ [meV].

in Abb. 2.1 b) ersichtlich ist. In der Darstellung repräsentieren die durchgezogenen Linien Messungen und die gestrichelten Linien die Abschätzung des Temperaturverhaltens. Diese Betrachtungen sind für das Verständnis der Zusammenhänge zwischen Breite der verbotenen Zone, Exciton Energie Gap, Exciton Bindungsenergie und Ionisationsenergie wesentlich.

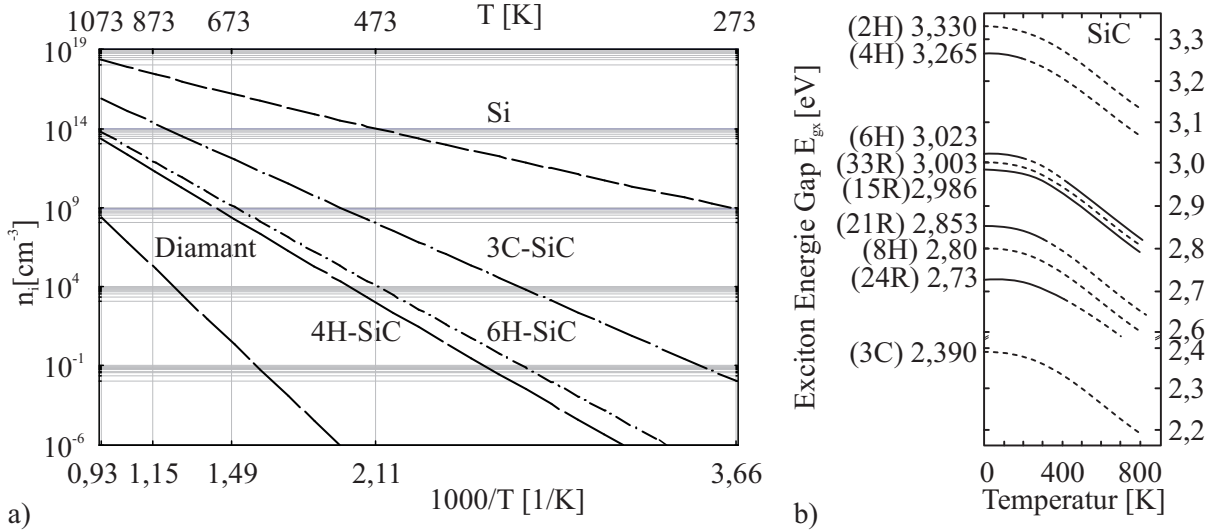


Abbildung 2.1: Temperaturabhängigkeit a) der Eigenleitungskonzentration von Si, 3C-SiC, 4H-SiC, 6H-SiC und Diamant, berechnet mit den Werten aus Tab. 2.2, b) des Exciton Energie Gaps verschiedener SiC-Polytypen (aus [135])

Bei Raumtemperatur hat die Eigenleitungskonzentration der Halbleiter noch keinen merklichen Einfluß auf die Gesamtladungsträgerkonzentration. Mit steigender Temperatur erhöht sich die Eigenleitungskonzentration (Abb. 2.1 a), $n_{i(\text{Si})} > n_{i(3\text{C-SiC})} > n_{i(6\text{H-SiC})} > n_{i(\text{Diamant})}$) und wird zur dominierenden Größe. Nach der Annahme von Morkoç et al. [130] liegt die maximale Betriebstemperatur des 3C-SiC bei 770°C , des 6H-SiC bei 1136°C und ist somit viel höher als die des Silizium. Der Einsatz von Diamant als Halbleitermaterial verspricht noch höhere Einsatztemperaturen, doch aufgrund technologischer Probleme (geeignete Dotanden mit entsprechend niedriger Aktivierungsenergie, große Einkristallsubstrate, ein natürliches Oxid und passende Prozesstechnologien fehlen bisher) ist eine kommerzielle Anwendung heute noch nicht absehbar.

2.2.2 Ladungsträgerkonzentration im SiC - vereinfachtes Modell

Die Ladungsträgerkonzentration im SiC bestimmt die elektrische Leitfähigkeit und beeinflusst weitere, schon beschriebene elektrische Eigenschaften wie z.B. die Ladungsträgerlebenszeit und -beweglichkeit. Die Sekundärionenmassenspektroskopie (SIMS), Hall-Effekt-, Leitfähigkeits- und Kapazitäts-Spannungs-Messungen (*Capacitance-Voltage* - C-V) werden u.a. zur Bestimmung der Ladungsträgerkonzentration genutzt. Sie wird sowohl als qualitätsbeschreibende Größe (Stickstoffeinbau beim Wachstum) als auch für die Erfolgskontrolle von Dotierung, Implantation und Ausheilung verwendet [118, 121, 122, 136–139].

Bändermodell

Als anschauliches Hilfsmittel zur Beschreibung der elektrischen Eigenschaften von Halbleiterbauelementen dient das Bändermodell, welches die Abhängigkeit der Energie vom Wellenzahlvektor \vec{k} im reziproken Gitter angibt. In der vereinfachten graphischen Darstellung 2.2 ist zu erkennen, daß die Leitungsbandunterkante E_C (Leitungsbandminimum) und die Valenzbandoberkante E_V (Valenzbandmaximum) die verbotene Zone E_g begrenzen. Das Fermi-niveau E_F gibt Auskunft über die Besetzungswahrscheinlichkeit der Energieniveaus mit Elektronen bzw. Löchern. Im thermodynamischen Gleichgewicht ist E_F im gesamten Halbleiter ortsunabhängig und bildet somit im Bändermodell quasi eine „horizontale Konstruktionsachse“ [140]. Weitere im Bändermodell dargestellte Energien sind das Vakuumniveau E_0 , das Donatorniveau E_D und das Akzeptorniveau E_A . Die energetische Lage der Donatoren bzw. Akzeptoren (Störstellen) bezogen auf die Leitungsbandunterkante $E_{B(D)}$ bzw. die Valenzbandoberkante $E_{B(A)}$ ist in der Darstellung gleichbedeutend mit ihrer Ionisationsenergie (Aktivierungsenergie). Des weiteren veranschaulicht das Bändermodell schematisch die Konzentration ionisierter Donatoren N_D^+ und Akzeptoren N_A^- , was für SiC von Bedeutung ist, da bei Raumtemperatur nur ein geringer Teil der Ladungsträger ionisiert ist. Die Donator- N_D bzw. Akzeptorkonzentration N_A spiegelt demzufolge nur die Dotierungskonzentration wider.

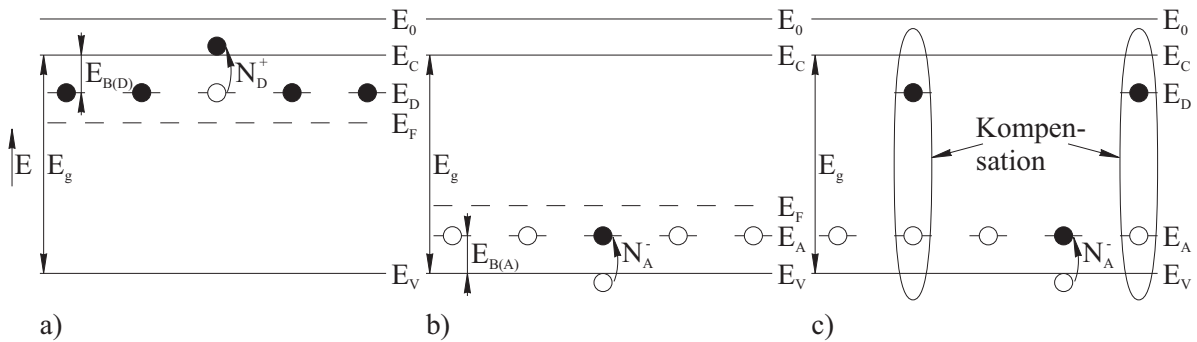


Abbildung 2.2: Bändermodell für einen a) n-, b) p- und c) partiell kompensierten p-Halbleiter

Bei der Herstellung von SiC kommt es durch den natürlich vorhandenen Stickstoff zu Verunreinigungen, welche als Donatoren wirken. Abb. 2.2 a) zeigt das Bändermodell des dann entstehenden n-Halbleiters im angeregten Zustand. Analog dazu ist in Abb. 2.2 b) der angeregte Zustand für einen reinen, keine Donatoren enthaltenden p-Halbleiter dargestellt.

Für den realen Halbleiter muß davon ausgegangen werden, daß sowohl Donatoren als auch Akzeptoren gleichzeitig vorkommen und sich gegenseitig kompensieren. Die Ursachen für das Auftreten beider Atomsorten sind technologischer Art. Das Verhältnis von N_D zu N_A bestimmt den Halbleitertyp. Ist $N_D > N_A$, handelt es sich um einen partiell kompensierten n-Halbleiter. Wird dieser z.B. mit Aluminiumakzeptoren dotiert, führt das beim Verhältnis von $N_D = N_A$ zur vollständigen Kompensation. Bei weiterer Erhöhung der Akzeptorkonzentration $N_D < N_A$ erhält man einen partiell kompensierten p-Halbleiter ($n < p < N_A$). Für die Herstellung eines p-SiC-Halbleitergebiets bedeutet das, daß die ungewollt vorhandenen (Verunreinigungen in Form der Stickstoffgrunddotierung) oder gezielt eingebrachten (n-leitende

Gebiete in Bauelementen) Donatoren durch den Einbau von Akzeptoren erst partiell kompensiert werden müssen, bevor man p-leitende Gebiete erhält. Das Bändermodell in Abb. 2.2 c) zeigt genau diesen Kompensationsfall.

Ionisationsenergie

Eine in die Berechnung der Ladungsträgerkonzentration eingehende Größe ist die Ionisationsenergie der Dotanden. Die Lage der Störstellenniveaus wird anhand des 6H-SiC beispielhaft behandelt und die Auswahl der Berechnungsparameter begründet. Die Ergebnisse verschiedener Veröffentlichungen für andere Polytypen, unterschiedliche Dotanden, tiefe und flache Energieniveaus wurden von Harris et al. [89] zusammengefasst. In den ausgewerteten Arbeiten wurden Photolumineszenz- (PL), Hall-Effekt-, IR-Absorptions-, Elektrolumineszenz- (EL), Thermolumineszenz- (TL) und DLTS-Messungen zur Bestimmung der Störstellenniveaus genutzt.

Für n-Dotierung von SiC kommen Stickstoff⁷, Phosphor ($E_{B(D)}$: 75 meV, 105 meV [139]), Arsen [142] und Antimon [143] in Frage. Betrachtet werden nur Stickstoffdonatoren, da für die vorliegende Arbeit nur die Stickstoffgrunddotierung von Bedeutung ist. Für diese wurde eine mittlere Ionisationsenergie $E_{B(D)}$ von 0,1 eV angesetzt.

Aluminium ($E_{B(A)}$: 200 meV [144], 239...249 meV [134], 240 meV [145]), Bor ($E_{B(A)}$: 320 meV [146]), Beryllium ($E_{B(A)}$: 380 meV [112]), Gallium ($E_{B(A)}$: 317...333 meV [134]) und Skandium ($E_{B(A)}$: 240 meV [147]) werden für die p-Dotierung von SiC genutzt. Beim 6H-SiC hat sich gezeigt, daß Aluminium das niedrigste Akzeptorniveau besitzt. Außerdem wurden für den gesamten Probenzyklus ausschließlich Substrate mit Al-dotierten Epitaxieschichten verwendet und durch zusätzlich Al-Implantation eine Akzeptoranreicherung im oberflächennahen Bereich erreicht. Daher wurde für die Berechnungen die Ionisationsenergie der flachen Aluminiumakzeptoren $E_{B(A)}$ von 0,24 eV [145] gewählt.

Berechnung der Ladungsträgerkonzentration

Der Berechnung der Ladungsträgerkonzentration liegen die Betrachtungen von Enderlein und Schenk [148] zugrunde, die Halbleitermaterialien allgemein und an ausgewählten Beispielen (Si, Ge, GaAs, GaP, CdTe etc.) charakterisieren, sich mit deren elektronischer Struktur und dem Elektronensystem unter verschiedenen Gesichtspunkten auseinandersetzen. Siliziumkarbid oder andere Breitbandhalbleiter sind in ihren Ausführungen nicht enthalten.

Weiterhin wurden Ergebnisse eigener theoretischen Betrachtungen [149] aufgegriffen und für die Herleitung der Gleichungen 2.2, 2.3, 2.4, 2.5 verwendet (vgl. Anhang A). Die Gleichungen 2.3 (für den unkompenzierten p-Halbleiter) und 2.5 (für den kompensierten p-Halbleiter)

⁷Aufgrund des Stickstoffeinbaus auf unterschiedlichen Gitterplätze können die Donatoren unterschiedliche Energieniveaus im verbotenen Band einnehmen, was zu verschiedenen Ionisationsenergien führt. Zum Beispiel liegen 3 Niveaus des Stickstoff im 6H-SiC bei 83 meV, 137 meV und 142 meV unterhalb der Leitungsbandkante [141]. Panknin et al. [121] vergleichen zwei Ausheilprozeduren von mit Stickstoff implantiertem 6H-SiC. Bei der Blitzlampenausheilung wird nur N auf hexagonalen Gitterplätzen elektrisch aktiv ($E_{B(D)}$: 81 meV), wohingegen nach der Ofenausheilung zwei Donatorniveaus ($E_{B(D)}$: 79 meV, 128 meV) vorhanden sind.

leiten sich aus den Gleichungen 2.2 und 2.4 für den Fall ab, daß die Eigenleitungskonzentration vernachlässigbar ist. Dabei ist p die Löcherkonzentration (elektrisch aktive Akzeptoren) und p_1 (Gl. A.7) eine normierte Größe mit der effektiven Zustandsdichte des Valenzbandes N_V (Gl. A.8).

$$p^3 + p^2 p_1 - p(n_i^2 + p_1 N_A) - n_i^2 p_1 = 0 \quad (2.2)$$

$$p = -\frac{p_1}{2} + \frac{1}{2}\sqrt{p_1(p_1 + 4N_A)} \quad (2.3)$$

$$p - \frac{n_i^2}{p} + N_D \left[\frac{n_1 p}{n_i^2 + n_1 p} \right] - N_A \left[\frac{p_1}{p + p_1} \right] = 0 \quad (2.4)$$

$$p = \frac{-N_D - p_1 + \sqrt{4(N_A - N_D)p_1 + (N_D + p_1)^2}}{2} \quad (2.5)$$

Diese Gleichungen wurden anhand des p-6H-SiC auf ihre Exaktheit und ihren Gültigkeitsbereich untersucht. Im Mittelpunkt der Betrachtungen stand die Abhängigkeit der Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren von

- Temperatur (T),
- Eigenleitungskonzentration ($n_i(T)$),
- Konzentration der eingebrachten Akzeptoren (N_A) und
- Konzentration der eingebrachten Donatoren (N_D).

In Abb. 2.3 a) ist ein Anstieg der aktiven Löcherkonzentration p bei ansteigender Temperatur T und höherer Zahl eingebrachter Akzeptoren N_A zu sehen. Im Vergleich wurden die Funktionen mit der genauen (Gl. 2.4) und der vereinfachten Gleichung (Gl. 2.5) für Donatorkonzentrationen im Bereich von $N_A = 10^{14} \dots 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ berechnet und festgestellt, daß die Eigenleitungskonzentration $n_i = f(T)$ nur bei sehr kleinen N_A und Temperaturen über 900 K einen Einfluß besitzt (vgl. Persson und Lindefelt [150]). Für $N_A = 10^2 \cdot n_i(T)$ ist die im Abschnitt A.1.2 angenommene Vereinfachung (n_i ist vernachlässigbar) zutreffend.

Mit steigender Konzentration der eingebrachten Akzeptoren nimmt der Ionisationsgrad ab und mit steigender Temperatur zu. Diese Abhängigkeit ist in Abb. 2.3 b) dargestellt und nach Gl. 2.5 für sehr kleine N_D berechnet worden. Der geringe Ionisationsgrad im Raumtemperaturbereich ist für die gesamte Implantations- (Kap. 4), Kontakt- und Bauelemente-Problematik zu beachten, da z.B. bei 273 K die Erhöhung der Dotierungskonzentration um den Faktor 10 ($N_A = 10^{18} \text{ cm}^{-3} \rightarrow 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) nur zur Verdreifachung der Löcherkonzentration führt. Einen Spezialfall stellt die vollständige Kompensation beider Atomsorten bei $N_A = N_D$ dar, d.h. der Ionisationsgrad sinkt auf Null ab.

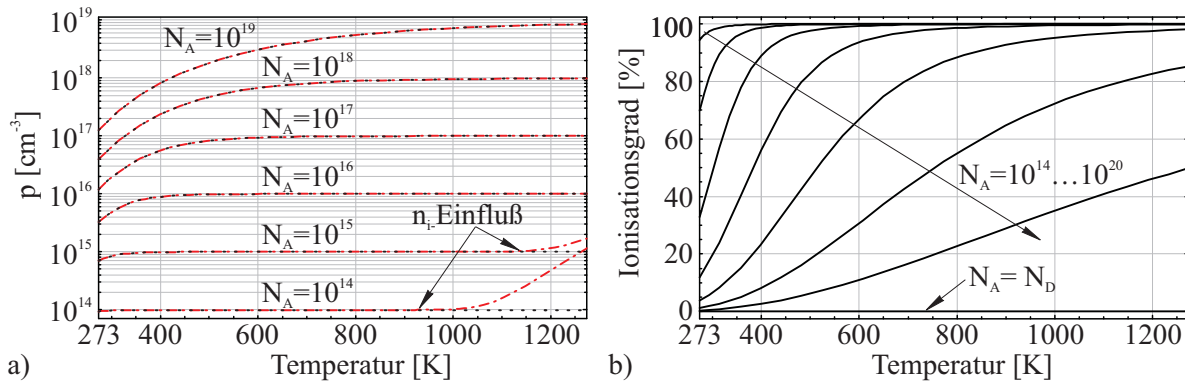
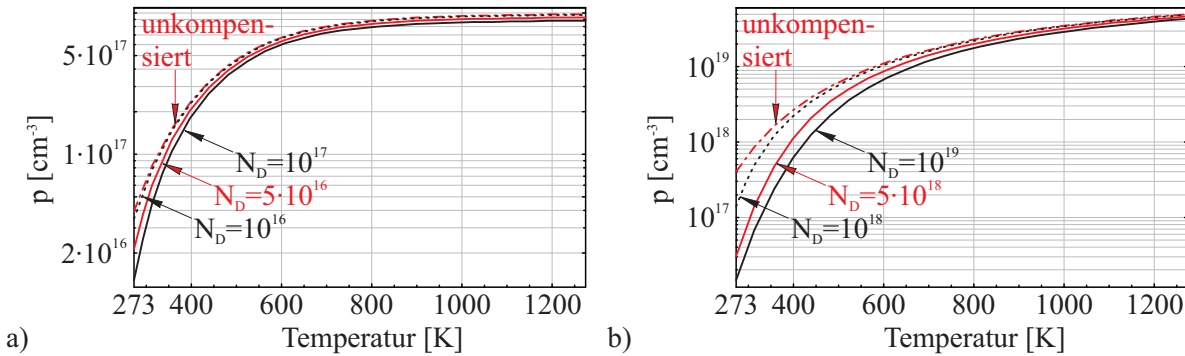


Abbildung 2.3: Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren, Ionisationsgrad

a) $p = f(T, N_A, n_i(T))$ nach Gl. 2.4 und 2.5 mit $N_D = 10^{12} \text{ cm}^{-3}$,b) Ionisationsgrad nach Gl. 2.5 mit $N_D = 0$ (für a) und b) $E_{B(A)} = 0,24 \text{ eV}$ der Aluminiumakzeptoren, $E_{B(D)} = 0,1 \text{ eV}$ der Stickstoffdonatoren im 6H-SiC und $m_C^* = m_V^* = m_0$, N_A in cm^{-3})

Die Kompensation von Akzeptoren und Donatoren ist in Abb. 2.4 für die beiden Fälle a) $N_A = 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ und b) $N_A = 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ dargestellt. Es ist zu erkennen, daß im Falle von a) 2 Größenordnungen ($N_A \geq 10^2 \cdot N_D$) ausreichend sind, um in guter Näherung von der Vernachlässigenbarkeit der Kompensationswirkung auszugehen, wohingegen dies für b) erst bei einem Unterschied von 3 Größenordnungen zutrifft. Mit steigender Temperatur und damit steigendem Ionisationsgrad steigt die Zahl elektrisch aktiver Akzeptoren, wobei der Einfluß der Kompensation bis zu einer fast konstanten Differenz abnimmt.

Abbildung 2.4: Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren $p = f(T, N_A, N_D)$ a) $N_A = 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, b) $N_A = 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ nach Gl. A.14 und A.24(für a) und b) $E_{B(A)} = 0,24 \text{ eV}$ der Aluminiumakzeptoren, $E_{B(D)} = 0,1 \text{ eV}$ der Stickstoffdonatoren im 6H-SiC und $m_C^* = m_V^* = m_0$, N_D in cm^{-3})

In Abb. 2.5 wird anhand zweier 3D-Darstellungen die Abhängigkeit von Temperatur und Dotierungskonzentration der elektrisch aktiven Akzeptoren veranschaulicht. Die Eigenleitkonzentration wurde dabei vernachlässigt. Für die beiden betrachteten Donorkonzentrationen a) $N_D = 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ und b) $N_D = 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ist deutlich eine starke Temperaturabhängigkeit zu erkennen. Der Kompensationseinfluß wird in Abb. 2.5 b) besonders augenscheinlich, wenn $N_D \approx N_A$ ist.

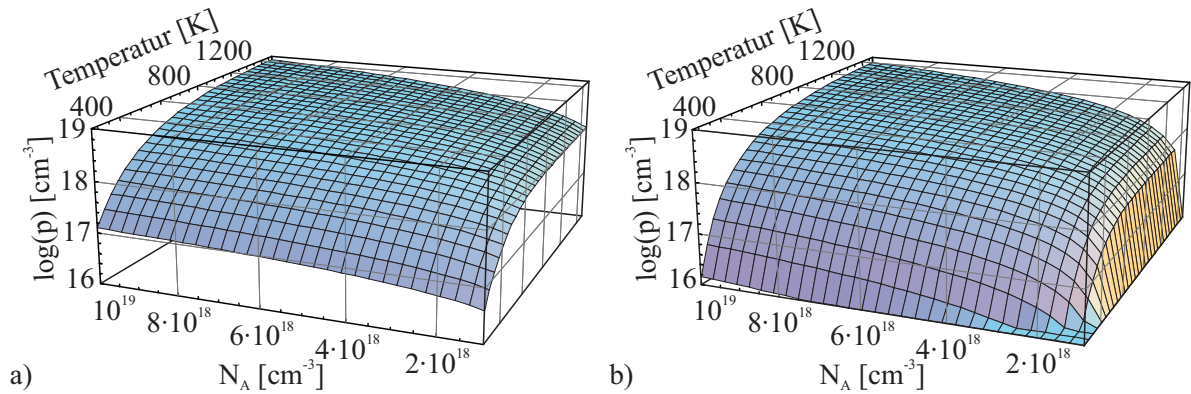


Abbildung 2.5: Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren $p = f(T, N_A, N_D)$

a) $N_D = 10^{14} \text{ cm}^{-3}$, b) $N_D = 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ nach Gl. 2.5

(für a) und b) $E_{B(A)} = 0,24 \text{ eV}$ der Aluminiumakzeptoren, $E_{B(D)} = 0,1 \text{ eV}$ der Stickstoffdonatoren im 6H-SiC und $m_C^* = m_V^* = m_0$)

Zusammenfassend ist für Berechnungen der Ladungsträgerkonzentration von Siliziumkarbid festzustellen, daß im Temperaturbereich bis 1000°C und üblichen Akzeptorkonzentrationen ($N_A > 10^{16} \text{ cm}^{-3}$) die Eigenleitungskonzentration vernachlässigt werden kann, jedoch die Kompensationswirkung beachtet werden muß. Von den vorgestellten Gleichungen ist 2.5 somit für die Berechnung und Abschätzung sich einstellender Verhältnisse am besten geeignet.

Vergleich mit anderen Halbleitern

Wie bereits beschrieben, ist die Akzeptorkonzentration N_A beim Siliziumkarbid nicht gleich der Zahl elektrisch aktiver Akzeptoren. Tabelle 2.3 verdeutlicht am Beispiel der Dotierungskonzentration N_A von 10^{18} cm^{-3} die Unterschiede zum Silizium und Diamant (mit $E_g(T)$ nach Tab. 2.2).

	Silizium	3C-SiC	6H-SiC	Diamant
$E_{B(D)}$ [eV]	0,045 (P)	0,08 (N)	0,10 (N)	1,70 (N)
$E_{B(A)}$ [eV]	0,045 (B)	0,20 (Al)	0,24 (Al)	0,37 (B)
N_A zu n_i	$N_A < n_i^2$	$N_A > n_i^2$	$N_A > n_i^2$	$N_A > n_i^2$
$p = f(N_A)$	$p \approx N_A$	nach Gl. 2.3	nach Gl. 2.3	nach Gl. 2.3
Beispiel p für $N_A = 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ und $T = 300 \text{ K}$	$1 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$	$1,4 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$	$6,6 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$	$5,5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$

Tabelle 2.3: Berechnung elektrisch aktiver Akzeptoren ausgewählter Halbleiter

Die Aktivierungsenergien von Phosphor und Bor im Silizium wurden dem Lehrbuch von Bergmann-Schaefer et al. [101] entnommen. Bei Raumtemperatur sind im Gegensatz zum SiC (3C-SiC: 14%, 6H-SiC: 6,6%) im Si alle Akzeptoren elektrisch aktiv. Das elektrische Verhalten des Diamant entspricht dem des SiC. Unter Verwendung der Ionisationsenergie des Bor im natürlichen Diamant von 0,37 eV [151] ergibt sich, daß gerade einmal 0,5% der Akzeptoren

bei Raumtemperatur elektrisch aktiv sind⁸. Das ist noch einmal eine Größenordnung geringer als beim 6H-SiC. Mit der Verringerung der Zahl aktiver Ladungsträger steigt der elektrische Widerstand, was sich meist negativ auf das Verhalten elektrischer Anwendungen auswirkt.

2.2.3 Vergleich mit dem Modell von Wellenhofer

Wellenhofer [83, 90–92] nutzt die Dichtefunktionaltheorie zur Berechnung der strukturellen und elektronischen Eigenschaften. Er bestimmt die elektronischen Zustandsdichten (effektiven Massen der Elektronen und Löcher) von 4H- und 6H-SiC, die in die Berechnung der Ladungsträgerkonzentrationen mit eingehen. Die Ergebnisse dieser Arbeit werden im folgenden mit denen von Wellenhofer verglichen.

Effektive Massen - Eigenleitungskonzentration

Im Falle des parabolischen Valenzbandes der Masse $m_{hh}^* = (m_{hh}^1 m_{hh}^2 m_{hh}^3)^{1/3}$ und der Anzahl n_ν parabolischer Leitungsbander der Masse $m_e^* = (m_e^{11} m_e^{12} m_e^{13})^{1/3}$ in der Brillouin-Zone läßt sich die temperaturabhängige intrinsische Ladungsträgerkonzentration laut Wellenhofer nach Gl. 2.6 berechnen.

$$n_i(T) = 2 \left(\frac{2\pi k T}{h^2} \right)^{3/2} (m_{hh}^* m_e^* n_\nu^{2/3})^{3/4} e^{(-E_g(T)/2kT)} \quad (2.6)$$

Diese Gleichung unterscheidet sich von Gl. 2.1 nur durch den Austausch der Beziehung $m_V^* m_C^*$ durch $m_{hh}^* m_e^* n_\nu^{2/3}$. Dabei ist m_{hh}^* die effektive Masse der Löcher, da die Zustandsdichte vom energetisch höchstgelegenen *heavy-hole*-Band (*hh*) dominiert wird (weitere, hier nicht näher betrachtete Bänder, sind das *light-hole*- und das *split-off*-Band). Der Massentensor für 6H-SiC der *heavy-holes* in den Richtungen ΓM , ΓK und ΓA (aus der globalen Bandstruktur) ist in [90] mit $(m_{hh}^1; m_{hh}^2; m_{hh}^3) = (4,1 m_0; 4,1 m_0; 1,61 m_0)$ und für die effektive Masse der Elektronen ist der Massentensor für 6H-SiC in den Richtungen $\parallel M\Gamma$, $\parallel MK$ und $\parallel ML$ mit $(m_e^{11}; m_e^{12}; m_e^{13}) = (0,78 m_0; 0,23 m_0; 0,44 m_0)$ angegeben. Daraus folgt für $m_{hh}^* = 3 m_0$ und für $m_e^* = 0,43 m_0$.

Inwiefern die Betrachtung der effektiven Massen von Bedeutung ist und inwieweit sich die Ergebnisse der Betrachtungen von Wellenhofer von denen dieser Arbeit unterscheiden, zeigt sich deutlich in Abb. 2.6. Hierfür wurden die Graphiken der Eigenleitungskonzentration und Akzeptorkonzentration aus [83] digitalisiert. Die durchgezogene untere Linie in Abb. 2.6 a) repräsentiert das Ergebnis nach Gl. 2.1 unter Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit der Bandlücke und der Annahme $m_C^* = m_V^* = m_0$ für 6H-SiC. Sie ist nahezu identisch mit den Berechnungen von Wellenhofer ohne Berücksichtigung von $E_g(T)$. Verantwortlich für die höhere Eigenleitungskonzentration sind die von ihm verwendeten größeren effektiven Massen. Die Abweichungen sind allerdings so gering, daß die bisherigen Aussagen zur intrinsischen Ladungsträgerkonzentration gültig bleiben.

⁸Für die Ionisationsenergie des Bor im Diamant werden in der Literatur je nach Material und Herstellungsbedingungen Werte im Bereich von 0,015...0,37 eV [151] bzw. 0,013...0,48 eV [152] angegeben. Unter der Annahme der geringen Ionisationsenergien würde sich die Zahl elektrisch aktiver Akzeptoren in einem akzeptablen Bereich bewegen, jedoch nicht bei Verwendung der Ionisationsenergie des Bor im natürlichen Diamant.

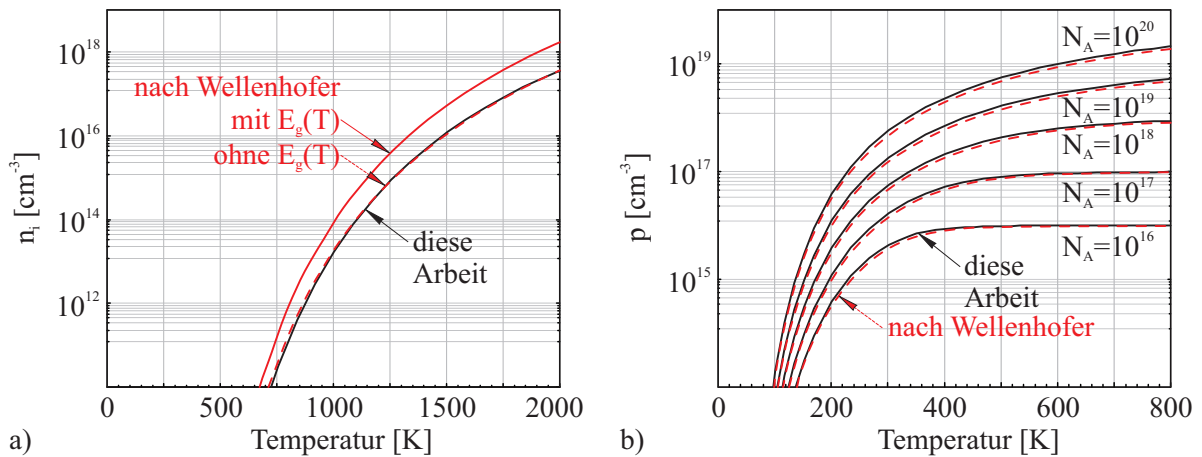


Abbildung 2.6: Vergleich des Modelles zur Berechnung der Ladungsträgerdichte mit den Berechnungen von Wellenhofer [83] für 6H-SiC (N_A in cm^{-3})

Ladungsträgerkonzentration im SiC

Analog den vorangegangenen Betrachtungen wurden in Abb. 2.6 b) die Ergebnisse dieser Arbeit mit denen von Wellenhofer verglichen. Die gestrichelten Linien stehen für die von Wellenhofer berechneten Akzeptorkonzentrationen und liegen geringfügig unter den berechneten Werten nach Gl. 2.3 (durchgezogene Linien). Für die Berechnungen wurde für 6H-SiC die Temperaturabhängigkeit der Bandlücke beachtet, die effektiven Massen $m_C^* = m_V^* = m_0$ gesetzt und analog Wellenhofer die Ionisationsenergie von 0,25 eV gewählt. Es zeigt sich, daß die genutzten Vereinfachungen für eine ingenieurtechnische Abschätzung sich einstellender Verhältnisse bestens geeignet sind. Für die exaktere Berechnung der Werte ist der Ansatz der Dichtefunktionaltheorie zweckmäßig.

2.3 Einfluß der Eigenschaften auf die Kontaktbildung

Nach der Betrachtung der Eigenschaften des SiC als Halbleiter an sich und ihren vielfältigen Abhängigkeiten wird im folgenden auf deren Einfluß auf die Kontaktbildung eingegangen. Aus dem vereinfachten Bändermodell (Abb. 2.2) lassen sich die generell für Halbleiter gültigen Energieniveauschemata ableiten, welche für das Verständnis sich einstellender Verhältnisse an der Grenzfläche zwischen Metall und Halbleiter genutzt werden. Die anschließenden Abschnitte setzen sich mit der Abschätzung der Schottky-Barrierrhöhe zum SiC, dem Einfluß der Dotierung auf die Schottky-Barriere, den Stromtransportmechanismen über die Schottky-Barriere und dem spezifischen Kontaktwiderstand auseinander.

2.3.1 Metall-Halbleiterübergänge

Zunächst wird der ideale Metall-Halbleiterübergang vorausgesetzt, d.h. Oberflächenladungen und -zustände werden vorerst vernachlässigt. Bei der Berührung von Metallen und Halbleitern

im festen Zustand entsteht ein Grenzschichtproblem, das von den physikalischen Eigenschaften der Kontaktpartner bestimmt wird [153]. Die Abbildungen 2.7 a) bis d) zeigen die Ausgangssituation von Metallen mit unterschiedlichen Austrittsarbeiten und n- (Abb. a und b) bzw. p-Halbleiter (Abb. c und d) im Ungleichgewichtszustand, d.h. vor der Kontaktierung. Werden Metall und Halbleiter elektrisch verbunden, so findet ein Ladungsausgleich zwischen beiden statt (Abb. e bis h). Die Fermienergien des Metalls E_{FM} und des Halbleiters E_{FS} gleichen sich an. Durch Diffusion von Elektronen bzw. Löchern vom Metall in den Halbleiter bzw. umgekehrt entsteht an der Grenzfläche eine Raumladung, die mit einem räumlich veränderlichen elektrostatischen Potential $\varphi(x)$ über die Ortskoordinate x verbunden ist [148].

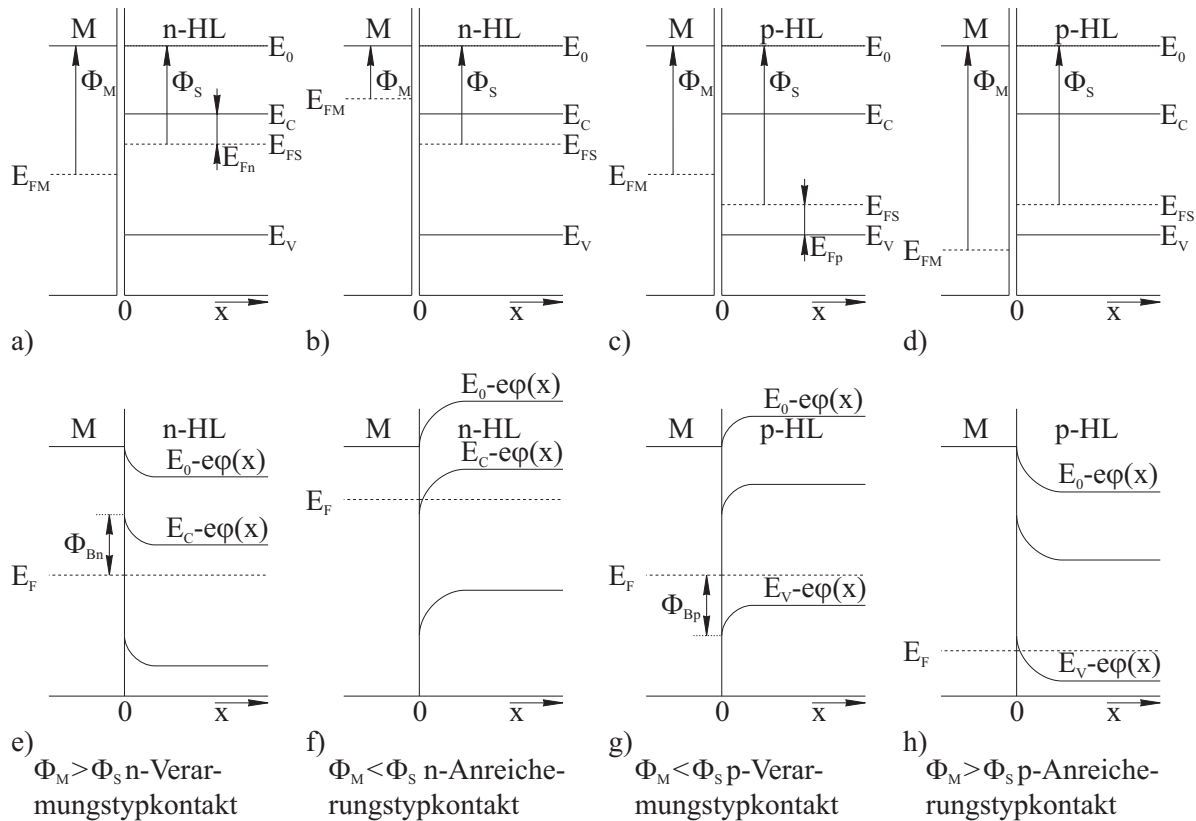


Abbildung 2.7: Energieniveauschemata der Metall-Halbleiter Übergänge
(a-d) vor und (e-h) nach Einstellung des thermodynamischen Gleichgewichts

Ist die Austrittsarbeit der Elektronen des Metalls Φ_M größer als die im Halbleiter Φ_S , so können bei Kontaktbildung die Elektronen mit größerer Wahrscheinlichkeit vom Halbleiter zum Metall übergehen, als umgekehrt [140]. Der Übergang von Elektronen aus der Halbleiter-randschicht zum Metall⁹ führt beim n-Halbleiter zur Verarmung an Majoritätsladungsträgern (Verarmungsrandschicht) und beim p-Halbleiter zur Anreicherung an Majoritätsladungsträgern (Anreicherungsrandschicht).

⁹Die Bewegung von Elektronen in eine Richtung ist gleichzusetzen mit der Bewegung von Löchern in entgegengesetzter Richtung.

Ist dagegen $\Phi_M < \Phi_S$ so tritt eine umgekehrte Aufladung und damit beim n-Halbleiter eine Anreicherungsrandschicht und beim p-Halbleiter eine Verarmungsrandschicht auf. Die Verarmungsrandschicht bewirkt einen von der äußeren Spannung abhängigen, relativ hochohmigen Widerstand, der für die Gleichrichtereigenschaften (Schottky-Kontakt) verantwortlich ist. Indessen bildet die Anreicherungsrandschicht eine niederohmige Zwischenschicht (Ohmscher Kontakt).

Da laut [33] keine Metallisierung mit einer Austrittsarbeit von über 6 eV bekannt ist, ist es nicht möglich, einen der dargestellten Anreicherungstypkontakte auf p-SiC herzustellen. Deshalb wird im folgenden der p-SiC Anreicherungstypkontakt nicht weiter betrachtet.

Sobald das thermodynamische Gleichgewicht des Metall-Halbleiterübergangs etabliert ist, ergeben sich die Barrierenhöhen der Verarmungstypkontakte:

$$\Phi_{Bn} = \Phi_M - \chi_S = \Phi_M - \Phi_S + E_{Fn} \quad (2.7)$$

$$\Phi_{Bp} = E_g - (\Phi_M - \chi_S) = \Phi_S - \Phi_M + E_{Fp} \quad (2.8)$$

wobei Φ_{Bn} bzw. Φ_{Bp} die Barrierenhöhe im n- bzw. p-Halbleiter, Φ_M die Metallaustrittsarbeit, Φ_S die Austrittsarbeit des Halbleiters, χ_S die Elektronenaffinität des Halbleiters und E_{Fn} bzw. E_{Fp} die Position des Fermi-niveaus zur Leitungsbandunterkante bzw. Valenzbandoberkante darstellt [154]. Diese Aussagen basieren auf dem Schottky-Modell [155], bei dem die Barrierenhöhe ausschließlich über Vakuumaustrittsarbeiten der beiden Stoffe bestimmt wird.

Die eingangs getroffene Annahme eines idealen Metall-Halbleiterübergangs muß für den realen Fall erweitert werden. Die Anlagerung von Fremd- und Verunreinigungsatomen, das Vorhandensein von Oxidschichten und Gitterstörungen an realen Halbleiteroberflächen ist für die Ausbildung von Ober- und Grenzflächenzuständen verantwortlich. Diese Oberflächenzustände des Halbleiters spielen eine wesentliche Rolle bei der Ausbildung der Randschichten, wie anhand experimenteller Ergebnisse nachgewiesen wurde [140, 156]. Dieser Zusammenhang wurde erstmals von Bardeen [157] formuliert und wird heute als Bardeen-Modell bezeichnet. Sind ausreichend viele Oberflächenzustände vorhanden, bildet sich eine Doppelschicht aus, die die Austrittsarbeit unabhängig vom Fermi-niveau im Halbleiterinneren macht¹⁰. Die Oberflächenzustände werden durch eine Raumladungszone im Halbleiter kompensiert. Daraus folgt, daß die Barrierenhöhe und damit auch die gleichrichtende Charakteristik von den Oberflächenzuständen des Halbleiters bestimmt werden.

Die Grenzflächeneffekte sind offensichtlich stärker ausgeprägt, sobald die Halbleiter mehr kovalent (dem Bardeen-Modell folgend) als ionisch (dem Schottky-Modell folgend) gebunden sind [148, 158]. Betrachtet man die Abhängigkeit des Anstiegsparameters der Schottky-Barriere von der Elektronegativitätsdifferenz, dann liegt SiC am Übergang zwischen starkem (Oberflächenzustände) und keinem Fermi-niveau *pinning* (keine Oberflächenzustände) [159]. SiC allgemein (eine Abhängigkeit vom Polytypen ist in der Literatur nicht zu finden) wird eher den kovalenten Halbleitern zugerechnet. Diese reagieren gewöhnlich gern mit Metallen, woraus dann geringere Barrierenhöhen resultieren.

¹⁰Man spricht in diesem Zusammenhang auch vom *pinning* des Fermi-niveaus durch Ober- und Grenzflächenzustände [148].

Bozack [159] führt aus, daß es Beweise für die Existenz von Oberflächenzuständen auf 6H-SiC gibt. Im Falle, daß der Metall-Halbleiterübergang relativ sauber ist, ist die Dichte der Oberflächenzustände für ein Fermi-niveau *pinning* nicht hoch genug. Es sollte möglich sein, die Austrittsarbeit und die Oberflächenzustände so zu verändern (Oberflächenbehandlung), daß die Kontakteigenschaften in die gewünschte Richtung optimiert werden können. Der Einfluß der im Halbleiter eingebrachten Verunreinigungen ist in diesem Zusammenhang bisher noch nicht ausreichend geklärt. Auch zur Austrittsarbeit sauberer Oberflächen verschiedener Polytypen und Kristallorientierungen des SiC sind nur wenige Informationen zu finden, so daß weiterer Forschungsbedarf im Hinblick auf die gezielte Herstellung gewünschter Kontakteigenschaften besteht.

Mit der Theorie der Metall-Halbleiterübergänge, speziell zum SiC als Halbleiter [159–162] und ganz allgemein anhand von Beispielen befaßt sich die Literatur ausführlich [140, 153–158, 163–175]. Bei den rein theoretischen Betrachtungen wird hauptsächlich vom n-Halbleiter ausgegangen. Die Übertragung der gegebenen Beziehungen auf den p-Halbleiter ist jedoch nicht ohne weiteres möglich. Aus diesem Grunde und weil der Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit auf dem p-leitendem SiC liegt, setzen sich die weiteren Abschnitte hauptsächlich mit dem p-Halbleiter auseinander.

2.3.2 Abschätzung der Schottky-Barrierenhöhe zum SiC

Wie zuvor beschrieben, werden die Kontakteigenschaften nicht nur durch die Wahl der Kontaktpartner bestimmt (Austrittsarbeitendifferenz), sondern hängen ebenfalls von Ober- und Grenzflächenzuständen ab. Vorausgesetzt, diese Zustände werden durch eine entsprechende Oberflächenbehandlung bis zur Unwirksamkeit minimiert, läßt sich die Barrierenhöhe zwischen Metall und SiC abschätzen.

Material	Austrittsarbeit Φ_M [eV]	Referenzen	Φ_{Bp} für $\chi_S=3,7$ eV [eV]	Φ_{Bp} für $\Phi_S=4,85$ eV [eV]
Al	4,06... 4,41	[101, 176, 177]	2,29... 2,64	0,59... 0,94
Au	4,82... 5,1	[176, 177]	1,6... 1,88	keine... 0,18
Co	5	[177]	1,7	keine
Cu	4,1... 4,65	[177–180]	2,05... 2,6	0,35... 0,9
Mo	4,2... 4,6	[101, 176, 177, 179]	2,1... 2,5	0,4... 0,8
MoSi ₂	4,6... 6,0	[176, 181]	0,7... 2,1	keine... 0,4
Ni	4,55... 5,15	[101, 176–178]	1,55... 2,15	keine... 0,45
Pt	5,34... 5,65	[101, 176, 177]	1,05... 1,36	keine
Ti	4,1... 4,53	[101, 176, 177]	2,17... 2,6	0,47... 0,9
TiSi ₂	3,95... 4,65	[176, 181]	2,05... 2,75	0,35... 1,05
W	4,3... 6,0	[101, 176, 177, 179, 182]	0,7... 2,4	keine... 0,70
WSi ₂ tetragonal	4,05... 6,0	[176, 181, 183]	0,7... 2,65	keine... 0,95
WSi ₂ hexagonal	unbekannt			
WC	3,6... 6,7	[5, 183]	keine... 3,10	keine... 1,40
W ₂ C	2,6... 4,58	[5, 183]	2,12... 4,10	0,42... 2,40

Tabelle 2.4: Ausgewählte Metallisierungen, deren Austrittsarbeit Φ_M und die berechnete theoretische Barrierenhöhen Φ_{Bp} bei Kontaktbildung mit p-6H-SiC

Tabelle 2.4 gibt die bekannten Austrittsarbeiten und die daraus ableitbaren Barrierenhöhen von verschiedenen Metallen auf p-6H-SiC an. Für die Berechnung der Barrierenhöhen wurden die Werte nach Pelletier et al. [123] für die Elektronenaffinität des 6H-SiC von $\chi_S = 3,7$ eV und die Austrittsarbeit des p-6H-SiC von $\Phi_S = 4,85$ eV angesetzt, wobei bei letzterer die Betrachtung von Oberflächenzuständen vernachlässigt wird¹¹. Die Barrierenhöhen Φ_{Bp} für p-6H-SiC ergeben sich aus Gl. 2.8 für χ_S mit $E_g(300\text{ K}) = 3$ eV bzw. für Φ_S mit $E_{Fp}(300\text{ K}, N_A = 10^{18}\text{ cm}^{-3}) = 0,154$ eV (E_{Fp} berechnet sich aus der Vereinfachung der Gleichungen A.5 und A.14 auf S.164).

Als Ergebnis der in Tab. 2.4 dargestellten Φ_{Bp} -Berechnungen ist zu konstatieren, daß nur wenige Metallisierungen prädestiniert sind, keine Barriere auszubilden. Die Werte sowohl für die Austrittsarbeit der Metalle Φ_M als auch die des SiC variieren stark (u.a. aufgrund der Anisotropie der Austrittsarbeit). So wird z.B. die Variationsbreite der möglichen Ergebnisse noch größer, wenn für $\chi_S \approx 3,8$ eV nach Hara et al. [184] oder für $\Phi_S = 5, 7 \dots 7, 2$ eV nach den Patenten von Glass et al. [180, 185] für p-6H-SiC angesetzt wird. Es wird deutlich, daß unter ausschließlicher Verwendung von Literaturwerten keine realistische Abschätzung der Schottky-Barrierenhöhe möglich ist. Diese Feststellung gilt ebenfalls für das 4H-SiC, für welches bisher keine Daten ausfindig gemacht werden konnten.

Die Aussage von Spieß et al. [33] (vgl. S.20) verliert ihre Gültigkeit, wenn wie im Falle des Wolframkarbides $\Phi_M > \Phi_S$ wird. Der p-SiC-Anreicherungstypkontakt ist demnach prinzipiell denkbar. Ob es indes möglich ist, Metallisierungen mit der gewünschten hohen Austrittsarbeit definiert und reproduzierbar zu präparieren, ist in der Praxis noch experimentell zu bestätigen. Gleiches gilt für bislang wenig bekannte, jedoch vielversprechende Metallisierungen, wie z.B. das hexagonale Wolframdisilid.

Die vorangegangenen Betrachtungen zeigen, daß ein für die Technologie relevantes und möglichst einfaches Meßverfahren zur Bestimmung Austrittsarbeiten von Metallisierung und Halbleiter durchaus von Interesse ist. Die bekanntesten Methoden zur Bestimmung der Austrittsarbeiten sind die Photoemissions-, Schwellenphotoemissions- (Fowler-Nordheim), Dioden- (Richardson-Dushman), Oberflächenionisations-, Gegenfeld- (Shelton) und Schwingungskondensator-Methode (Kelvin-Zinsman) [123]. Letztere Methode, in der Literatur allgemein als Kelvin-Sonden-Messung bezeichnet, erfüllt die Anforderungen an ein praktikables Meßverfahren am besten.

2.3.3 Kelvin-Sonden-Messungen

Bei der Kelvin-Sonden-Messung bilden die Oberflächen von Sonde und Probe einen Kondensator, dessen Ladespannung durch den Unterschied der Austrittsarbeiten gegeben ist [101]. Um diese Spannung mit hoher Genauigkeit messen zu können, läßt man die Sonde senkrecht zur Oberfläche schwingen, so daß an einem Widerstand ein Wechselsignal entsteht, dessen Amplitude proportional zur Kapazitätsänderung ist. Die Methode ist geeignet zur Messung relativer Änderungen der Austrittsarbeit mit einer Genauigkeit von wenigen meV. Durch Kali-

¹¹In der Arbeit von Pelletier et al. [123] wird festgestellt, daß die Austrittsarbeit für jede untersuchte Dotierungskonzentration im Rahmen der Meßgenauigkeit konstant bleibt und der Unterschied zwischen n- und p-SiC (4,75 und 4,85 eV) sehr gering ist. Durch Oberflächenzustände wird das Fermi-niveau stabilisiert und die Austrittsarbeit temperaturunabhängig.

brierung der Sonde an einer Probe mit bekannter Austrittsarbeit, läßt sich die Austrittsarbeit der Spitze und damit letzten Endes auch der zu untersuchenden Proben bestimmen.

Im Jahre 1998 stellten Baikie et al. [186] einen kostengünstigen, rechnerbasierten Raster Kelvin-Sonden-Meßplatz vor, mit dem orts aufgelöst Austrittsarbeit und Oberflächenpotential von Probenoberflächen bestimmt werden können. Die mit der Kelvin-Sonde bestimmte durchschnittliche Austrittsarbeit ist ein extrem empfindlicher Indikator für Oberflächenzustände und -veränderungen. Sie wird u.a. durch Adsorbate, Oberflächen- und Festkörperverunreinigungen [187, 188], aufgedampfte Schichten [187, 189], Oxidschichten [187, 190, 191] und durch die Oberflächenrauheit beeinflusst. Mit diesem kontaktlosen und die Oberfläche nicht verändernden Verfahren ist es möglich, im Vakuum, unter Normalatmosphäre oder auch in Flüssigkeiten zu messen. Sowohl die Messung unter Normalatmosphäre (Transport zwischen den einzelnen Prozessschritten) als auch das Abrastern der Oberfläche (Darstellung der Metall-Halbleiterübergänge) harmonisieren mit den experimentellen Gegebenheiten der vorliegenden Arbeit. Bei temperaturabhängigen Untersuchungen sind die Einflüsse der Heizung auf die Kelvin-Sonde (evtl. Oxidation) zu beachten [192].

Versuchsmessungen an tetragonalem WSi_2 auf mit Aluminium implantierten und ausgeheilten p-6H-SiC wurden von Lägél (Mitarbeiter der „*Scanning Kelvin Probe Microscopy Group*“ von Prof. Iain D. Baikie in Aberdeen, Scotland) vorgenommen. Die während des BMBF-Projektes [36] präparierte Probe wurde in verschiedenen Bereichen untersucht, wovon beispielhaft ein Meßergebnis in Abbildung 2.8 dargestellt ist.

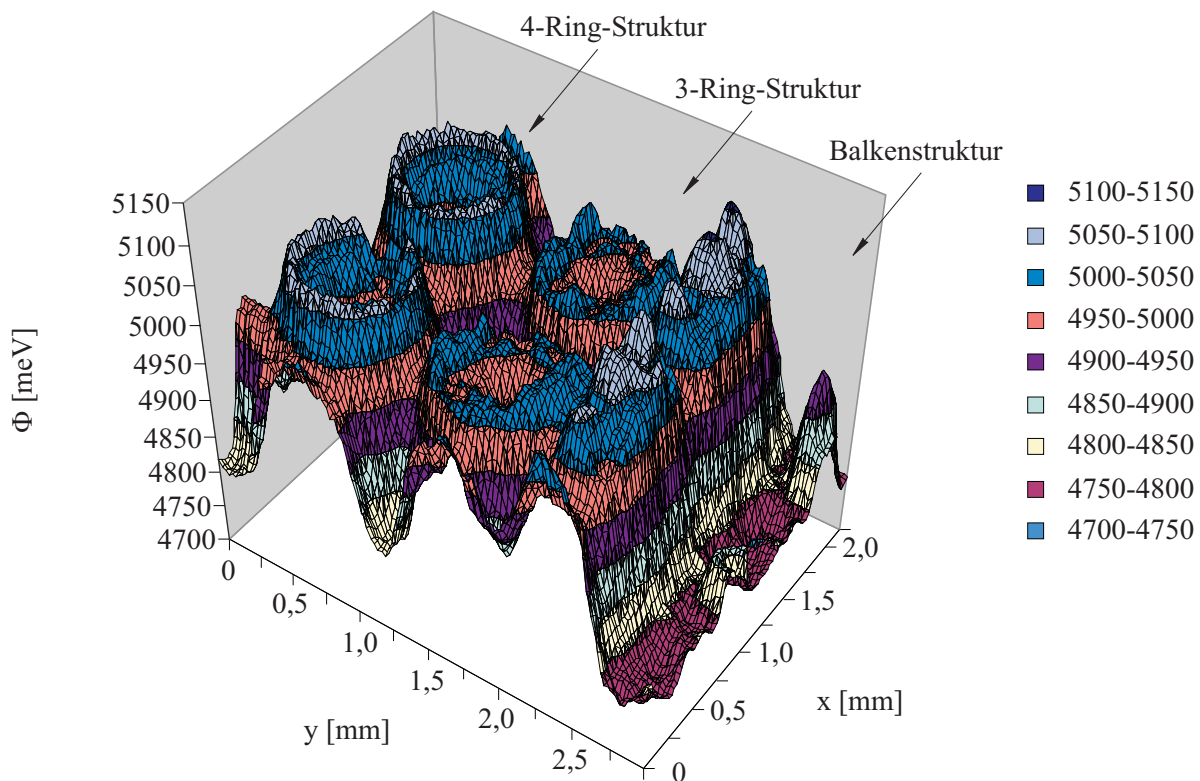


Abbildung 2.8: Austrittsarbeit der Teststrukturen von tetragonalen WSi_2 auf mit Aluminium implantierten und ausgeheilten p-6H-SiC

Mit einer Wolframspitze von 0,05 mm Durchmesser wurde eine $2,2 \times 3 \text{ mm}^2$ große Fläche mit einer Schrittweite von 0,025 mm gescannt. Die Kalibrierung der Spitze wurde an einem Au-Al-Übergang in Luft vorgenommen. Die Austrittsarbeit der Au-Oberfläche beträgt 5,1 eV und der Meßfehler bei der Kalibrierung lag bei $\pm 50 \text{ meV}$ bezogen auf den Absolutwert. Die Meßabweichung für die Messung der Kontaktpotentialdifferenz lag bei $\pm 15 \text{ meV}$.

Die Anordnung der 4-Ring-, 3-Ring- und Balkenstruktur auf der Probe ist der im nächsten Kapitel vorgestellten Strukturmaske ähnlich. Die hohen bzw. niedrigen Werte in Abb. 2.8 sind dem SiC bzw. dem WSi_2 zuzurechnen. Eindeutig ist zu erkennen, daß die Auflösung für die Darstellung der einzelnen Ringe noch nicht ausreichend ist. Vielmehr ergibt sich durch die Überlagerung der Austrittsarbeit von Metall und SiC von der Spitze aus gesehen eine sehr komplexe Verschmierfunktion, mit der sich hier jedoch nicht auseinandergesetzt wird. Am Rand der Probe (Fläche der Metallisierung bzw. des Substrates \gg Durchmesser der Spitze) wurde nachgewiesen, daß der Minimalwert der Austrittsarbeit eindeutig dem WSi_2 (4,7 eV) und der Maximalwert dem SiC (5,15 eV) zuzuordnen ist und sich auch nicht weiter verändert.

Fazit der beispielhaften Messungen ist, daß sich die Kontaktstrukturen mit der Kelvin-Sonden-Methode untersuchen lassen, doch je nach Spitzengeometrie ausreichend große Probenbereiche vorhanden sein müssen, um die Austrittsarbeit eindeutig bestimmen zu können. Durch stetige Kontrolle der Austrittsarbeit nach jedem Prozessschritt (z.B. Reinigung, Implantation, Ausheilung und Präparation der Metallisierungen) und entsprechende Optimierung der Prozesse sollte eine gezielte Beeinflussung der Kontakteigenschaften möglich sein. Aufgrund der technischen Gegebenheiten konnten leider die Untersuchungen mit der Kelvin-Sonden-Methode in dieser Arbeit nicht weiter verfolgt werden.

Die Ergebnisse der Kelvin-Sonden-Messungen korrelieren mit denen der Kontaktmessungen von Erler et al. [35] an der untersuchten Probe. Bei Raumtemperatur zeigte diese Probe Schottky-Verhalten, wobei die Schottky-Barrierenhöhenbestimmung aufgrund des fehlenden Ohmschen Gegenkontakts nicht möglich war [193]. Erst mit Erhöhung der Meßtemperatur, der daraus folgenden Zunahme der Zahl elektrisch aktiver Akzeptoren und der damit verbundenen Verringerung der Breite der Verarmungszone d_{dp} im SiC-Substrat, ließ sich Ohmsches Verhalten nachweisen. Der folgende Abschnitt erläutert die eben genannten Zusammenhänge näher.

2.3.4 Dotierungseinfluß und Stromtransportmechanismen über die Schottky-Barriere

Wie bereits dargestellt, ist die Austrittsarbeit Φ_S definiert als Energiedifferenz zwischen Fermienergie E_F eines Festkörpers und dem Vakuumniveau E_0 . Am Beispiel von Si, Ge und GaAs wurde von Ruge et al. [154] gezeigt, daß die Austrittsarbeiten von der Dotierungskonzentration abhängen. Beim n-Halbleiter sinkt die Austrittsarbeit mit steigender Dotierungskonzentration, wohingegen sie beim p-Halbleiter steigt, wie auch in Abb. 2.9 gut zu erkennen ist. Die gleichen Relationen gelten für das SiC.

Mit zunehmender Dotierung des Halbleiters verschiebt sich das Fermienergieniveau E_F in Richtung Valenzbandoberkante E_V (Abb. 2.9 a) \rightarrow b) \rightarrow c) bei $N_A \uparrow$, $\Phi_S \uparrow$ und $E_{Fp} \downarrow$. Im Falle einer sehr hohen Konzentration an elektrisch aktiven Akzeptoren kann dies zur Entartung des Halbleiters führen, da dann das Fermienergieniveau im Valenzband liegt, wie in Abb. 2.9 c) zu

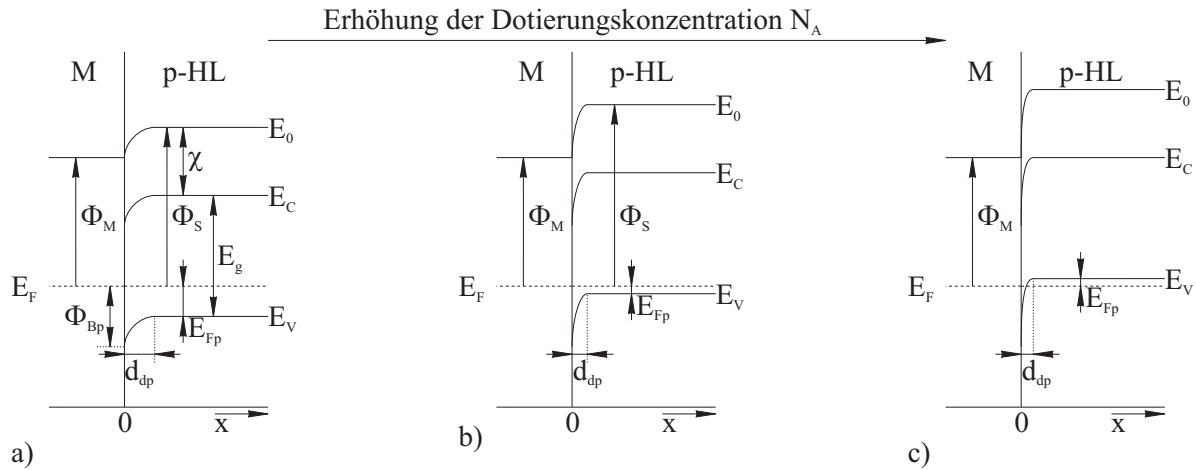


Abbildung 2.9: Energieniveauschemata der Metall-Halbleiter Übergänge bei Erhöhung der Dotierungskonzentration N_A

sehen ist.¹² Gleichzeitig nimmt die zu $1/\sqrt{N_A^-}$ proportionale Breite der Verarmungszone d_{dp} (Raumladungszone) mit zunehmender Akzeptorkonzentration ab.

Für den Stromtransport über den Metall-Halbleiter Übergang sind die Majoritätsladungsträger verantwortlich, die je nach Breite der Raumladungszone die Barriere infolge verschiedener Mechanismen überwinden [161, 165]. Die drei für diese Arbeit wichtigen Stromtransportmechanismen¹³ lassen sich wie folgt zusammenfassen [154]:

1. Thermische Emission / *Thermionic Emission* (TE):
Aufgrund der geringen Dotierung ist eine breite Raumladungszone vorhanden, die aber schmal gegenüber der mittleren freien Weglänge der beweglichen Ladungsträger ist. Ladungsträger, deren thermische Energie größer als die der Potentialbarriere ist, können diese ohne Stöße überwinden.
2. Thermische Feldemission / *Thermionic Field Emission* (TFE):
Bei höherer Dotierung ist eine schmalere Raumladungszone vorhanden. Die Potentialbarriere kann jedoch nur von thermisch angeregten Ladungsträgern auf höherem Niveau durchtunnelt werden.
3. Feldemission / *Field Emission* (FE):
Die Raumladungszone ist aufgrund der sehr hohen Halbleiterdotierung so schmal, daß die Ladungsträger die Potentialbarriere auf niedrigem Niveau durchtunneln können.

¹²Hier nicht näher erläuterte Berechnungen am Beispiel des p-6H-SiC haben gezeigt, daß durch die hohe Ionisationsenergie der Akzeptoren bei einer Akzeptorkonzentration von $N_A = 10^{21} \text{cm}^{-3}$ bis 1000°C keine Entartung des Halbleiters vorliegt. Erst bei höherer Dotierungskonzentration und Temperatur muß das p-6H-SiC als entarteter Halbleiter betrachtet werden.

¹³Außerdem existiert die Diffusionstheorie, die für sehr geringe Dotierungen gilt. In diesem Fall ist die Raumladungszone groß gegenüber der mittleren freien Weglänge der beweglichen Ladungsträger. Die Wechselwirkungen der Ladungsträger mit Phononen oder Störstellen innerhalb der Raumladungszone können nicht vernachlässigt werden.

2.3.5 Spezifischer Kontaktwiderstand

Die Stromtransportmechanismen bestimmen das elektrische Verhalten der Kontakte. So werden Verarmungstypkontakte erst dann eine Ohmsche Charakteristik aufweisen, wenn sich zwischen Metall und Halbleiter entweder eine sehr kleine (geeignete Wahl der Metallisierung) oder eine sehr schmale Barriere (hohe Dotierung im Kontaktgebiet) ausbildet. Wie schon erwähnt, ist für die erste Forderung für p-Kontakte auf SiC bisher noch keine praktische Lösung abzusehen, so daß vorerst für die Präparation Ohmscher Kontakte nur die Erhöhung der Dotierungskonzentration in Frage kommt.

Unter Voraussetzung der Linearität der U-I-Kennlinie um den Nullpunkt läßt sich der Kontaktwiderstand R_K zwischen Metall und Halbleiter als differentieller Widerstand bei der Spannung $U \rightarrow 0$ bestimmen. Unter Verwendung der Stromdichte J anstatt der Stromstärke I erhält man den geometrieunabhängigen spezifischen Kontaktwiderstand ϱ_K , der in der Praxis sinnvollerweise verwendet wird.

$$R_K = \lim_{U \rightarrow 0} \left(\frac{dU}{dI} \right) \quad \text{bzw.} \quad \varrho_K = \lim_{U \rightarrow 0} \left(\frac{dU}{dJ} \right) \quad (2.9)$$

Damit läßt sich der Zusammenhang zwischen der Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren, der Barrierenhöhe und dem spezifischen Kontaktwiderstand herleiten. Für die drei Arten des Ladungsträgertransports ergeben sich analog Cohen et al. [171]:

1. Thermische Emission bei geringer Dotierung ($N_A^- < 10^{17} \text{cm}^{-3}$)

$$\varrho_K = \frac{k}{qA^* \cdot T} \exp \left(\frac{\Phi_{Bp}}{kT} \right) \quad (2.10)$$

2. Thermische Feldemission bei mittlerer Dotierung ($N_A^- = 10^{17} \dots 4 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$)

$$\varrho_K = \frac{k}{qA^* \cdot T} \exp \left\{ \frac{4\pi\sqrt{m^* \cdot \varepsilon_s}}{qh} \left(\frac{\Phi_{Bp}}{\sqrt{N_A^-}} \right) \tanh \left[\frac{qh}{4\pi\sqrt{m^* \cdot \varepsilon_s}} \left(\frac{\sqrt{N_A^-}}{kT} \right) \right] \right\} \quad (2.11)$$

3. Feldemission bei sehr hoher Dotierung ($N_A^- > 4 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$)

$$\varrho_K = \frac{k}{qA^* \cdot T} \exp \left[\frac{4\pi\sqrt{m^* \cdot \varepsilon_s}}{qh} \left(\frac{\Phi_{Bp}}{\sqrt{N_A^-}} \right) \right] \quad (2.12)$$

Für die graphische Darstellung der Gleichungen des Kontaktwiderstandes ϱ_K in Abb. 2.10 als Funktion der Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren ($N_A^- \equiv p$ bzw. $1/\sqrt{N_A^-}$) und der Barrierenhöhe Φ_{Bp} bei 300 K, werden die Konstanten h (Plancksches Wirkungsquantum), k (Boltzmannkonstante), q (Elementarladung) und ε_s (Dielektrizitätskonstante des Halbleiters mit $\varepsilon_r = 10$) verwendet. Die effektive Masse der Löcher wird wieder mit $m^* = m_V^* = m_0$ angesetzt. Für die effektive Richardson-Konstante A^* ergibt sich nach

der Gleichung $A^* = 4\pi q \cdot m^* k^2 / h^3$ und den hier verwendeten Größen ein Wert von $\approx 120 \text{ A K}^{-2} \text{ cm}^{-2}$. Hierbei wurde vernachlässigt, daß A^* eine Funktion der elektrischen Feldstärke [171] ist. Aufgrund des geringen Einflusses von A^* auf das Gesamtergebnis und der schon getroffenen Vereinfachungen ist diese Annahme berechtigt.

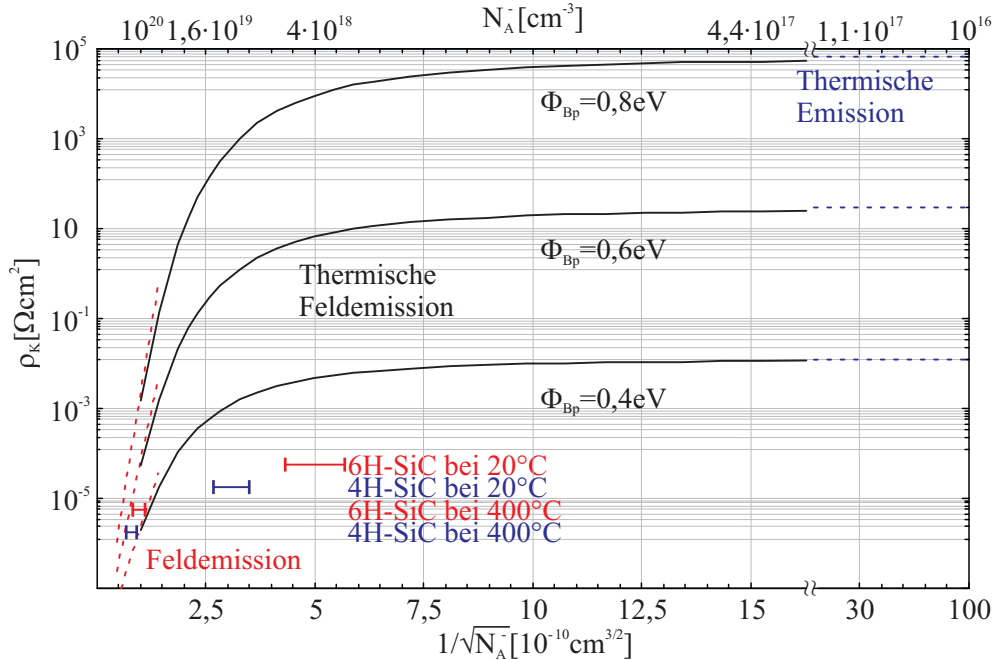


Abbildung 2.10: Kontaktwiderstand als Funktion der Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren und der Barrierenhöhe

Mit Abb. 2.10 wird noch einmal besonders verdeutlicht, daß ρ_K im Bereich der Thermischen Emission (Gl. 2.10) hauptsächlich von Φ_{Bp} und im Bereich der Feldemission (Gl. 2.12) vorwiegend von N_A^- abhängt. Eine Abhängigkeit von beiden Einflußgrößen ist im Bereich der Thermischen Feldemission (Gl. 2.11) zu erkennen. Die Balken (links unten in Abb. 2.10) stellen die Bereiche elektrisch aktiver Akzeptoren dar, in denen sich die Proben dieser Arbeit befinden (unter der Annahme von $E_{B(A)4H-SiC} = 0,19 \text{ eV}$, $E_{B(A)6H-SiC} = 0,24 \text{ eV}$). Trotz hoher Dotierung der Proben erfolgt der Stromtransport bei Raumtemperatur nach der TFE-Theorie. Ursache hierfür ist wiederum der geringe Ionisationsgrad der Akzeptoren (vgl. Abschn. 2.2.2). Bei 400°C sind so viele Akzeptoren ionisiert, daß die Ladungsträger die Barriere durchtunneln können und ρ_K dem FE-Modell folgt. Außerdem verringert sich ρ_K bei Temperaturerhöhung im Bereich der TE und TFE stärker als im FE-Bereich, da die Temperatur im Exponenten steht ($\rho_K \propto \exp(T^{-1})$).

Aus den Berechnungen des spezifischen Kontaktwiderstandes läßt sich schlussfolgern, daß auch eine hohe Dotierungskonzentration alleine nicht ausreicht, um auf SiC Ohmsche Kontakte mit geringen Widerstandswerten zu erhalten. Es ist also notwendig, das Optimum zwischen hoher SiC-Dotierung und einem Metall-Halbleiter Übergang mit möglichst kleiner Barrierenhöhe zu ermitteln. Außer durch die Wahl des Kontaktmetalls mit hoher Austrittsarbeit wäre die Verringerung der Barrierenhöhe durch Reaktionen zwischen Metall und SiC, durch eine 3C-SiC Zwischenschicht [194] oder über Oberflächenzustände und -modifikationen realisierbar.

2.4 SiC-Technologie und Elektronische Anwendungen

Der Absatzmarkt für SiC-Bauelemente liegt in der Hochtemperaturelektronik und -sensorik, in der Leistungs-, Hochfrequenz- und Optoelektronik. Einige dieser Bauelemente befinden sich gegenwärtig in der kommerziellen Markteinführung. Weitere werden mit der Lösung spezieller technologischer Anforderungen folgen. Dazu zählen insbesondere die Kristallzucht (größere Wafer bei geringerer Defektdichte und sinkendem Preis), die Aktivierung der implantierten Dotanden, die Erzeugung von thermisch stabilen Ohmschen Kontakten mit geringem Kontaktwiderstand und die Herstellung von MOS-Strukturen hoher Qualität [195]. SiC ist weiterhin als Substratmaterial für andere Halbleiter, wie z.B. Galliumnitrid (GaN) interessant.

Ein Überblick über die technologischen Aspekte bei der Herstellung von SiC-Bauelementen, über Anwendungsmöglichkeiten, Bauelementedemonstratoren, bereits realisierte Bauelemente und deren Hersteller wird im abschließenden Abschnitt des 2. Kapitels gegeben.

2.4.1 SiC-Technologie

Die Einführung des Siliziumkarbides als Material für Halbleiterbauelemente wird durch technologische und ökonomische Aspekte bestimmt. Sowohl der Grad, bis zu dem andere alternative Lösungen genutzt werden können, als auch der Preis-Leistungs-Vorteil für die jeweilige Anwendung gegenüber anderen Technologielösungen sind hierbei bestimmende Faktoren. Vor allem der hohe Preis des SiC-Substratmaterials, der gegenwärtig z.B. für kommerzielle SiC Schottky Dioden 75% der Herstellungskosten ausmacht [196], ist nach wie vor Haupthindernis für die breite Anwendung. Außerdem erfordert die Produktion elektronischer SiC-Bauelemente die Beherrschung folgender Technologiefelder:

1. Kristallwachstum und Epitaxie
2. Erzeugung dotierter Halbleitergebiete
3. Ohmsche und Schottky-Kontakte zum SiC
4. Thermische Oxide und isolierende Schichten
5. Strukturierung des Halbleiters
6. Gehäusetechnologie

Kristallwachstum und Epitaxie

Das Hauptgewicht der Technologieforschung liegt zur Zeit noch immer auf dem Gebiet der Kristallzucht [197–199], da Substratqualität, -größe und -preis zur Zeit nur für einige Sonderanwendungen in einem vernünftigen Verhältnis stehen. Die Verfügbarkeit großer SiC-Substrate hoher Qualität ist eine Schlüsselaufgabe, um das volle Potential der SiC-basierten Elektronik zu nutzen [200–202]. Hohe Qualität bedeutet eine geringe Zahl von Defekten, wie Kratzern, Rissen und Ausbrüchen am Waferrand¹⁴, anderen Bearbeitungsspuren, großen Punktdefekten, Schraubenversetzungen, Stapelfehlern und vor allem *micropipes*.

¹⁴Die äußeren 2 mm des Waferrandes werden als nicht nutzbar bzw. als *wafer handling* Fläche bezeichnet und erscheinen nicht in der Waferspezifikation [203].

Micropipes sind Löcher mit ca. 0,1–5 μm Durchmesser, die spontan beginnen und die die Substrate durchdringen, sich aber in das Kristallgitter regelmäßig einfügen [204]. Diese kleinen, nach dem Polieren schwer zu findenden *micropipes* im Substrat sind Ursache für das Entstehen dreieckiger Vertiefungen beim epitaktischen Wachstum [113], die auch in dieser Arbeit noch gezeigt werden. Ursachen für die Entstehung von *micropipes* sind physikalischer (Thermodynamik, Kinetik) und technologischer (Instabilität des Prozesses, Präparation des Impfkristalls, Verunreinigungen) Art. Die *micropipe*-Dichte läßt sich bei entsprechender Prozeßführung stark verringern [204, 205], was sich positiv auf die weiteren Prozeßschritte und spätere Anwendungen (z.B. Hochspannungsbauelemente) auswirkt.

Die heute gängige Methode zum Wachstum von 4H- und 6H-SiC Einkristallen ist der *Physical Vapor Transport* (PVT) mittels Sublimation auf einem Impfkristall [67, 201, 202, 206–208]. Dies ist eine Weiterentwicklung der Acheson-Methode (1892) und der Lely-Methode (1955) [2], über die erstmals 1978 von Tairov und Tsvetkov [8] berichteten. Sie wird heute als modifizierte Lely-Methode (*Modified-Lely-Method*), als *Seeded-Sublimation-Method*, als Tairov-Tsvetkov-Methode oder ganz allgemein als PVT bezeichnet. Die *High Temperature CVD* (HTCVD) und die Flüssigphasen-Epitaxie (LPE) sind zwei weitere Wachstumsmethoden für SiC-Volumenkristalle, die aber noch weit entfernt von einer industriellen Nutzung sind [209]. Eine Möglichkeit des Einkristallwachstums stellt außerdem die *Chemical Vapor Deposition* (CVD) dar, die von der *HOYA Corp.* für die Herstellung von 3C-SiC genutzt wird (www.hoya.co.jp). Die dabei verwendeten Si-Substrate werden nach dem SiC-Wachstum entfernt, und das Ergebnis ist ein 200 μm dicker einkristalliner Wafer.

Seit Anfang der neunziger Jahre ist die Entwicklung der Wachstumsprozesse kontinuierlich vorangetrieben worden, so daß die Wafergrößen von weniger als 25 mm [210, 211] auf 50 mm (4H-SiC) bzw. 75 mm (6H-SiC) erhöht werden konnten. In diesem Entwicklungsprozeß wurde die Defektdichte ständig vermindert. Noch größere Waferabmessungen und geringere Defekt- und *micropipe*-Dichten sind bereits heute realisierbar, allerdings noch nicht mit der kommerziell benötigten Reproduzierbarkeit.

Johnson [196] faßt die während der ICSCRM 2001 in Tsukuba [27] aufgezeigten Entwicklungstendenzen zusammen. Bis 2005 sollen 4“ und bis 2015 6... 8“ Wafer verfügbar sein. Der minimale Preis für die PVT gewachsenen Substrate wird bei ≈ 300 US\$ pro Wafer liegen. Die *micropipe*-Dichte wird 2015 nur noch vom historischen Interesse sein. Etwas optimistischer ist die Darstellung auf den Seiten der *National Compound Semiconductor Roadmap* (ncsr.csci.va.com). Laut dieser sollen bereits 2006 6“ Wafer mit 0,1 *micropipes*/cm² und einer Defektdichte von 1000/cm² verfügbar sein. Bis 2012 sollen sogar Wafergrößen von 12“ bei einer *micropipe*-Dichte von 10⁻³/cm² und einer Defektdichte von <10/cm² erhältlich sein.

In Tabelle 2.5 sind die derzeitigen Produzenten von 4H- und 6H-SiC Wafern zusammengefaßt. Aufgrund der ständigen Weiterentwicklung der Technologie sind die Produktspezifikationen dem Internet entnommen wurden. Außer den in der Tabelle aufgeführten Produzenten von Wafern hexagonaler Struktur, bietet *SULLIVAN Datanite Technology* (USA) polykristalline 3C-SiC Wafer bis zu 200 mm Durchmesser an (www.datanite.com). Die *HOYA Corp.* (Japan) stellte mittels CVD gewachsene, einkristalline 3C-SiC(100) Substrate vor, die einen Durchmesser von ≥ 150 mm bei einer Dicke von 200 μm aufweisen (www.hoya.co.jp). Dieses 3C-SiC-Volumenmaterial ist seit 2003 auch kommerziell erhältlich, wobei der Preis für diese Substrate pro Flächeneinheit nur 1/100 der herkömmlich lieferbaren SiC-Wafer beträgt [212].

Produzent	4H-SiC Ø [mm]	micro- pipes [cm ⁻²]	6H-SiC Ø [mm]	micro- pipes [cm ⁻²]	Quelle
Cree Research Inc., USA	50,8	≤15	76,2	31... 100	www.cree.com
Sterling Semiconductor, USA	50,8	<100	76,2	<100	www.sterling-semiconductor.com
Bandgap Technologies Inc., USA	50,8	<100	50,8	<100	www.bandgap.com
Okmetic Inc., Finnland	50,8	<30			www.okmetic.com
SiCrystal AG, Deutschland	34,9	<50	50,8	<100	www.sicrystal.de
SiXON Ltd., Japan	50,8	<100	50,8	<100	www.sixon.com
II-VI Inc., USA	50,0		50,0		www.II-VI.com
Technologies and Devices International Inc., USA	50,0	<10	50,0	<10	www.tdii.com
Nippon Steel Corp., Japan	50,8				[209]
Northrop Grumman Corp., USA	50,0	<100	50,0	<100	[213]

Tabelle 2.5: Produzenten von SiC-Wafern, Wafergröße und *micropipe*-Dichte, Stand: Juli 2002

Die wichtigste epitaktische Technologie für die Erzeugung dotierter SiC-Schichten und Schichtstrukturen in der Bauelementherstellung ist die Chemische-Gasphasen-Abscheidung (CVD) [200, 209]. Verschiedene CVD-Verfahren [214–216] zur Herstellung von Siliziumkarbid¹⁵ werden ausführlich in der Literatur behandelt. Weitere Techniken für das Wachstum von SiC-epi-Schichten sind die Sublimationsmethode [245–252], die Molekular-Strahl-Epitaxie (MBE [253] speziell SSMBE [45, 46, 254–258] und GSMBE [120, 259–264]), die LPE [265–267], die Ionenstrahl-synthese [268–271], die Karbonisierung von Si [45, 253, 254, 272–274] oder auch die Laserablation [275, 276].

Während des Wachstums wird Stickstoff aus der Restgasatmosphäre in das Gitter eingebaut und führt zu der in diesem Kapitel auf S.13 schon beschriebene Stickstoffgrunddotierung. Stickstoff und Al sind die wichtigsten n- und p-Dotanden für die Dotierung von SiC Einkristallen, weil sie relativ flache Donator- und Akzeptorniveaus besitzen [201, 204, 277]. Beim Wachstum von SiC-Volumenkristallen und Epitaxieschichten wird üblicherweise für die Stickstoffdotierung N₂ und für die Al-Dotierung Trimethyl- oder Triethylaluminium genutzt [200, 278]. Neben dem Wachstum solcher dotierter Halbleiterschichten ist die Erzeugung dotierter Halbleitergebiete ein wichtiges Technologiefeld bei der Bauelementherstellung.

Erzeugung dotierter Halbleitergebiete

Für elektronische Bauelemente ist die definierte Erzeugung p- (Akzeptoren: Al, B, Be, Ga, Sc) und n-dotierter (Donatoren: N, P, As, Sb) Halbleitergebiete notwendig. Siliziumkarbid läßt sich während des Kristallwachstums bzw. der Epitaxie *in-situ* oder durch Diffusion bzw. Ionenimplantation *ex-situ* dotieren. Die Diffusion ist jedoch aufgrund sehr geringer Diffusionskoeffizienten der Dotanden kein praktikabler Weg für die SiC Dotierung [141, 279]. Außerdem sind die für die Diffusion benötigten Temperaturen (>1800°C) für die Bauelementefertigung zu hoch [280]. Die heute verwendete Schlüsseltechnologie ist das *ex-situ* Dotieren mittels Ionenimplantation. Tempertemperaturen bis zu 1700°C für die elektrische Aktivierung der Dotanden und die Entfernung von Gitterschäden sind lt. Choyke et al. [141] nur in wenigen Fällen nötig, da sich die Implantationsprozesse modifizieren und damit niedrigere Ausheil-

¹⁵CVD Verfahren: APCVD [117, 217–232], LPCVD [232–237], OMCVD bzw. MOCVD [44, 238], RTCVD [42, 45, 239–242], PECVD bzw. PACVD [243], HTCVD [216, 244]

temperaturen realisieren lassen. Auf die Ionenimplantation und Ausheilung wird im Kap. 4 näher eingegangen.

Ohmsche und Schottky-Kontakte zum SiC

Jede Halbleiterelektronik braucht leitfähige Verbindungen für jedes Bauelement (Ohmsche und Schottky-Kontakte), zwischen den Bauelementen auf einem Chip (*Interconnects*) und zu den äußeren Schaltungselementen (Kontaktpads und Bonddrähte). Elektronik auf SiC-Basis kann theoretisch unter extremen Bedingungen betrieben werden, doch die notwendigen elektrischen Verbindungen müssen unter den selben Voraussetzungen ebenfalls funktionieren. Die bisher entwickelte, konventionelle Technologie von Kontakten und *Interconnects* genügt nicht zuverlässig den Anforderungen an die extremen Betriebsbedingungen, die das SiC ermöglicht. Stabilität und Zuverlässigkeit von Metall-SiC-Kontakten und *Interconnects* sind daher die begrenzenden Faktoren für Hochtemperatur- und Hochleistungsbauelemente [200].

Gleichrichtende Schottky-Kontakte sind für viele Bauelemente notwendig, wie z.B. Feld-Effekt-Transistoren und schnell schaltende Gleichrichter. Die meisten Metalle bilden nach der Abscheidung auf n- und p-SiC sehr gute gleichrichtende Kontakte aus [281]. Durch die thermische Belastung während des Bearbeitungsprozesses und hohe Betriebstemperaturen wird der Einsatz vieler Metalle für Schottky-Kontakte jedoch eingeschränkt.

Ohmsche Kontakte dienen der Stromleitung zum Halbleiter oder aus diesem heraus. Ihre Erzeugung ist abhängig vom Halbleitertyp, der Dotierungshöhe, dem Kontaktmaterial und den Temperaturbedingungen. Für n-SiC werden heute sehr oft Kontakte auf Ni-Basis und für p-SiC auf Al-Basis verwendet [100, 161, 195, 282]. Kapitel 5 behandelt die Metallisierung und Kontaktierung von SiC noch ausführlich.

Thermische Oxide und isolierende Schichten

In der Halbleitertechnologie werden thermische Oxide und isolierende Schichten auf SiC als Masken für Ionenimplantation und Trockenätzprozesse, als Gate-Isolation von Feldeffektbauelementen und zur Oberflächenpassivierung genutzt [283]. Die Qualität der Schichten, die u.a. durch eine hohe Durchschlagsfestigkeit und geringe Grenzflächenzustandsdichte bestimmt wird, ist von den Wachstumsbedingungen und anderen Fertigungsschritten abhängig.

SiC bildet sowohl bei feuchter [284–293] wie auch trockener [284–289, 294, 295] Oxidation eine dichte SiO₂-Oberfläche, wobei die Oxidation meist bei höherer Temperatur und niedrigerer Rate als beim Si stattfindet. Die Oxidationsrate unter gleichen Oxidationsbedingungen ist abhängig vom SiC-Polytyp, von der Oberflächenterminierung, vom Leitungstyp, von der Dotierungsdichte, von der Oberflächenrauheit und von der Kristallqualität [195, 283, 287, 290, 296–298]. Des Weiteren werden mittels CVD gewachsene elektrisch isolierende SiO₂-, Si₃N₄- und Al₂O₃-Schichten verwendet [285, 299–301]. Technologische Aspekte thermischer Oxide und isolierender Schichten auf SiC werden eingehend in der Literatur behandelt und von Raynaud [298] zusammengefasst.

Strukturierung des Halbleiters

Ein weiteres Technologiefeld für die Herstellung von SiC-Bauelementen und MEMS ist die zuverlässige Strukturierung des Halbleiters. Zu diesem Zweck kommt chemisches Ätzen, plasmaunterstütztes und reaktives Ionenätzen, elektrochemisches Ätzen und Ionensputtern zum Einsatz.

Aufgrund der hohen chemischen Stabilität ist ein chemisches Ätzen von SiC nur mit Hilfe von heißen Gasen oder heißen geschmolzenen Salzen zu erreichen [302]. Das chemische Ätzen dient heute hauptsächlich zur Bestimmung der Oberflächenterminierung und zur Untersuchung struktureller Kristalldefekte von SiC-Oberflächen [303, 304]. Solche Defekte sind u.a. Versetzungen, Stapelfehler, Punktdefekte und Polierspuren.

Heute werden bei der Herstellung von SiC-Bauelementen weitestgehend trockenchemische Prozesse in fluorhaltigen Plasmen genutzt [305]. Verfahren hierbei sind das reaktive Ionenätzen (RIE - *Reactive Ion Etching*), das Ätzen in induktiv gekoppelten (ICP - *Inductive Coupled Plasma*), in kapazitiv gekoppelten (CCP - *Capacitive Coupled Plasma*) und in *Electron Cyclotron Resonance* (ECR) Plasmen. Als Gase für das RIE, einer Kombination aus chemischer Reaktion und physikalischem Ätzprozeß, kommen CF_4 , SF_6 , NF_3 , CHF_3 , CBrF_3 , CCl_2F_2 zum Einsatz, die gewöhnlich mit Sauerstoff und gelegentlich mit anderen Zusätzen gemischt werden [281, 305–309]. Über die Zusammensetzung der Gasgemische und die Einstellung weiterer Plasmamaparameter läßt sich die Selektivität, die Ätzrate, das Aspektverhältnis und Rückstandsfreiheit der Ätzprozesse einstellen [307]. Zum Verständnis seien im folgenden einige Ergebnisse bei der Halbleiterstrukturierung genannt. Casady et al. [310] berichten zum Beispiel über rückstandsfreies Ätzen beim RIE von hexagonalen SiC in purem NF_3 mit einer Ätzrate von ~ 150 nm/min. Wongchotigul [305] faßt tabellarisch Ergebnisse verschiedener Arbeitsgruppen zusammen und stellt dar, daß mit RIE Ätzraten bis 500 nm/min in CF_4 und 1700 nm/min in SF_6 erreichbar sind. Weitere Publikationen berichten über Ätzraten von 800 nm/min mit ICP auf Basis von NF_3 oder SF_6 , allerdings sind die Ätztiefen auf ≤ 10 μm begrenzt [311]. Cho et al. [311] erreichten in einem SF_6/O_2 ICP nur Ätzraten von ~ 320 nm/min, allerdings bei Ätztiefen bis zu 97 μm .

Vorteile gegenüber dem reaktiven Ionenätzen von SiC bietet aufgrund der viel höheren Ätzraten und der Dotierstoffselektivität [312] das Photoelektrochemische Ätzen (PEC). Shor et al. [313] z.B. berichten über Ätzraten für β -SiC bis zu 100 $\mu\text{m}/\text{min}$. PEC-Ätzen wurde für verschiedene Polytypen demonstriert [314]. Der große Nachteil des PEC-Ätzens besteht darin, daß ein Ohmscher Kontakt und somit oft ein zusätzlicher Prozeßschritt benötigt wird [312].

In den letzten Jahren sind die verschiedenen Ätztechnologien weiterentwickelt worden, so daß heute für die Herstellung von SiC-Bauelementen und MEMS jeweils spezielle Strukturierungsverfahren zur Verfügung stehen.

Gehäusetechnologie

Sowohl die Gehäusetechnologie wie auch andere technologische Arbeitsschritte für die Herstellung elektronischer Bauelemente auf SiC-Basis können weitestgehend aus der Si-Technologie übernommen werden [315]. Um die Vorteile des SiC in Elektronik, Sensorik und Steuerungs-

technik bei rauen Umgebungsbedingungen voll auszunutzen, muß der Gehäusetechnologie, der Metallisierung und dem Drahtbonden erhöhte Aufmerksamkeit gewidmet werden [72]. So sind speziell für Hochtemperaturanwendungen besondere, elektrisch isolierende, mechanisch, chemisch und thermisch stabile Gehäuse notwendig. Die Gehäusematerialien müssen u.a. einen thermischen Ausdehnungskoeffizienten aufweisen, der dem des SiC ähnlich ist.¹⁶

Das attraktivste keramische Gehäusematerial für Hochtemperaturanwendungen ist Aluminiumnitrid (AlN) [316]. Savrun et al. [317] führen z.B. aus, daß AlN das ideale Material für Gehäuse bei Anwendungen bis 600°C ist. Da für kommerzielle Anwendungen immer das Preis-Leistungs-Verhältnis betrachtet werden muß, wird heute bei geringeren Einsatztemperaturen meistens das kostengünstigere Aluminiumoxid genutzt [316]. Interessant sind weiterhin SiC-Keramikgehäuse aufgrund ihrer Werkstoffeigenschaften, vor allem auch in Bezug auf SiC als Halbleitermaterial. Wachsende Anforderungen an elektronische SiC-Bauelemente (z.B. immer höhere Temperaturen und höhere Frequenzen) werden zukünftig auch neue Gehäusetechnologien erfordern.

2.4.2 Elektronische Anwendungen

Die wachsenden umwelttechnischen und ökonomischen Anforderungen sind ausschlaggebend, die Effizienz vor allem in energieintensiven Bereichen zu verbessern und die Kosten zu reduzieren. Der Einsatz von Halbleitermaterialien, wie SiC, SOI (*Silicon On Insulator*), Diamant und III-V-Nitriden bietet diese Möglichkeit z.B. aufgrund geringerer Kühlung von Bauelementen oder höherer Leuchtdichte bei geringerer Leistungsaufnahme von Leuchtelementen. Die raschen Fortschritte in Forschung und Entwicklung auf dem Gebiet der eben genannten Halbleiter begünstigt deren industrielle Einführung und Anwendung. Außerdem fördern die hohe Strahlenresistenz von SiC und mögliche Anwendungen im Bereich der Hochtemperatur-, Hochleistungs-, Hochfrequenz- und Optoelektronik diese Entwicklung. Die generelle Verfügbarkeit des SiC als Halbleitermaterial öffnet den Weg für bedeutende Fortschritte in der Produktion von SiC-Bauelementen für derartige Anwendungen. Vielversprechend sind die bisher in der Literatur berichteten Ergebnisse [200, 280, 316, 318–323] bei der Realisierung von FETs (Feld-Effekt-Transistoren), von Thyristoren, von NVRAMs, von LEDs, von SITs und von PIN-, p-n-Flächen- und Schottky-Dioden mit hoher Durchbruchspannung.¹⁷ Diverse elektronische Anwendungen von Siliziumkarbid und deren Vorteile sind in Tab. 2.6 dargestellt. Im Anschluß werden einige Gesichtspunkte zu diesen Anwendungen erläutert, wobei das Interesse besonders den Hochtemperaturanwendungen gilt.

¹⁶Weitere Aspekte der Gehäusetechnologie werden im Kapitel „*High-Temperature Electronic Packaging*“ in [316] betrachtet.

¹⁷Veröffentlichungen zu SiC-Bauelementen: FETs [324], MESFETs [62, 213, 277, 325–327]^{4H-SiC} / [213, 326, 328]^{6H-SiC}, MOSFETs bzw. MISFETs [217, 329–332]^{3C-SiC} / [213, 301, 333–338]^{4H-SiC} / [339]^{6H-SiC}, N-Kanal MOS [289, 300, 340]^{4H-SiC} / [289, 300, 340–344]^{6H-SiC}, JFETs [345]^{4H-SiC} / [325, 346–348]^{6H-SiC}, Thyristoren [333, 334, 349–351]^{4H-SiC}, NVRAMs [352]^{allgemein}, LEDs [353]^{4H-SiC} / [11, 354–358]^{6H-SiC}, SITs [326, 327]^{4H-SiC} / [326]^{6H-SiC}, PIN-, p-n-Flächen- und Schottky-Dioden mit hoher Durchbruchspannung [277, 359–363]^{4H-SiC} / [364–367]^{6H-SiC}

Anwendung	Vorteile
Hochtemperaturelektronik und -sensorik auf SiC-Basis	
Sensoren für Düsentriebwerke, Kontroll- und Regelelektronik	Sensorsignalverstärkung bei hohen Temperaturen
Leistungselektronik und Sensoren in der Raumfahrt	Reduzierung oder Wegfall der Kühlung elektrischer Anlagen, Größen- und Gewichtsreduzierung
Sender für Tiefenbohrgeräte	Wegfall der Kühlung und Signalverstärkung des Sensorsignals direkt am Meßort
Industrielle Meß-, Steuer- und Regeltechnik	Ermöglichen der Prozeßmessung und -kontrolle in aggressiven Umgebungen
Sensoren für Automobile	Verbesserung der Zuverlässigkeit der Bauelemente wegen der chemischen und thermischen Stabilität des SiC bei erhöhten Temperaturen
Leistungselektronische Bauelemente auf SiC-Basis	
Leistungselektronik für Energieerzeugungssysteme	geringerer Spannungsverlust bei Unipolarbauelementen
Überspannungsschutz	bis zu 100 mal höhere Leistungsdichte als bei Si Bauelementen
Leistungsregelung von Elektrofahrzeugen	Vergrößerung der Anzahl von Leistungsbauelementen pro Flächeneinheit
Elektronische Schalter	Reduzierung von Größe und Gewicht des Kühlsystems
Vorschaltgerät für Leuchtstoffröhren	ausgezeichnete Übertragungscharakteristik, kurze Schaltzeiten und Verhinderung großer Ausschaltstromspitzen
Hochfrequenzelektronik auf SiC-Basis	
Phasengesteuerte Radarsysteme	Erhöhung der Ausgangsleistung von Festkörper-HF-Bauelementen um einen Faktor von 4
Kommunikationssysteme	Reduzierung von Systemvolumen und -gewicht
Höchstfrequenz-Sendeanlagen	Betrieb bei erhöhter Temperatur und in strahlender Umgebung
Hochfrequenz-Stromversorgungen	geringere Kühlanforderungen
Elektronische Gegenmaßnahme-, Störungs- und Warnsysteme	4 mal höhere Leistungsdichten als bei Si oder GaAs Bauelementen
Optoelektronik auf SiC-Basis	
Anzeigen für Meßgeräte und Unterhaltungselektronik	Detektoren arbeiten bei >350°C unter Beibehaltung der hervorragenden Leistungsfähigkeit
Blutsauerstoff-Analyse	fast vollkommen unempfindlich gegen Sonnenlicht, da 99% des Antwortsignals im UV-Bereich liegt
Luftqualitätsüberwachungsgeräte	pn-Störstellenstrom ist $10^4 \dots 10^5$ mal kleiner als der vom Si und somit bis zu 10.000-fach empfindlicher als gängige Si-basierte UV Photodetektoren
Detektoren zur Flammüberwachung und Verbrennungskontrolle	wegen des geringen Dunkelstroms keine Kühlung notwendig
SiC als Substratmaterial für andere Halbleiter - III-V Nitridabscheidung	
blaue LED	Gitterparameter und Koeffizienten passen zusammen
blaue Laserdiode	hohe thermische Leitfähigkeit des Substrates ermöglicht die Verwendung höherer Leistungen und verbessert die Zuverlässigkeit
grüne LED	elektrische Leitfähigkeit, die vom nichtleitenden für Mikrowellenbauelemente bis zum leitenden für LED und Laserdioden reicht
MESFET	elektrische Leitfähigkeit erlaubt Herstellung vertikaler Strukturen

Tabelle 2.6: Anwendungen von SiC und deren Vorteile (Quelle: www.cree.com)

Hochtemperaturelektronik und -sensorik auf SiC-Basis

Hochtemperaturelektronik und -sensorik sind keine eindeutig umrissenen Begriffe. Darunter sind zunächst alle Anwendungen oberhalb 125°C zu verstehen, also oberhalb der Einsatztemperatur der zur Zeit üblichen Si-Bauelemente. Si-Elektronik bis 200°C kommt hauptsächlich bei aufwendigen und teuren Spezialanwendungen der Militär- und Raumfahrttechnik zum Einsatz. Für den kurzzeitigen Gebrauch wurden Anwendungen auf Si-Basis bis 250°C realisiert (mit der SOI-Technologie bis ~300°C erwartet [368]), welche aber bei Temperaturen über 300°C keine wirkliche Alternative zu Breitbandhalbleitern wie dem SiC bieten.

Aufgrund seiner geringen Eigenleitungs-konzentration bei hohen Temperaturen ist Siliziumkarbid für Hochtemperaturanwendungen gut geeignet. Hochtemperaturelektronik und -sensorik auf SiC-Basis bieten eine potentielle Verbesserung bezüglich Messung, Kontrolle, Effizienz und Zuverlässigkeit von Systemen unter rauen Umgebungsbedingungen. Eine Vielzahl von Systemen und Prozessen im industriellen und privaten Bereich können mit bei hohen Temperaturen arbeitenden Komponenten optimiert werden. Einsatzgebiete sind u.a. in der Bohrtechnik (Erdöl- und Erdgasquellen 75 . . . 225°C, Geothermische Quellen 200 . . . 600°C), in der Luftfahrt (Elektronische Steuer- und Überwachungssysteme bis 350°C), in der Raumfahrttechnik (bis 600°C), in Industrieprozessen (Flüssigkeits- und Flammenüberwachung bis 1000°C), im Automobilbau (Motorraum -40 . . . 165°C, Verbrennungskammer bis 1000°C), in der Militärtechnik (bis 250°C), in der Kommunikationstechnik (bis 250°C), in der Reaktorüberwachung (bis 550°C) und im privaten Bereich (Fernsehverteiler bis 200°C, Mikrowellenöfen bis 500°C) zu finden.¹⁸

Heute wird ein stetig wachsender Markt für Hochtemperaturbauelemente prognostiziert. Dabei wird erwartet, daß SiC und andere Breitbandhalbleiter an Bedeutung gewinnen und sich die gewünschten Einsatztemperaturen weiter erhöhen werden, allgemein jedoch die Si-Bauelemente aufgrund ihrer kostengünstigen Herstellbarkeit weiterhin den Markt dominieren. Bis SiC-Halbleiter in Form integrierter Elektronik (z.B. Sensoren, Auswerte- und Regelelektronik für die direkte Meßdatenaufnahme und -verarbeitung) zum Einsatz kommen, sind noch intensive Entwicklungsbemühungen notwendig. Bisher wurden einzelne Bauelemente, wie Schottkydioden bis 700°C [369], MOSFETs bis 650°C [324], JFETs bis 400°C [348] und bis 527°C [324], Gassensoren bis 600°C [370], bis 700°C [371] und von 100°C bis 700°C [372], demonstriert.

Weltweit werden parallel zur Hochtemperaturelektronik und -sensorik auf SiC-Basis auch Anwendungen auf Basis von GaAs, SOI, Diamant und GaN entwickelt und untersucht, wobei für den künftigen Einsatz das Preis-Leistungs-Verhältnis die ausschlaggebende Rolle spielen wird. Letzteres gilt natürlich ebenfalls für die Hochleistungs-, Hochfrequenz- und Optoelektronik. Einsatztemperaturen, die über denen heute üblicher Elektronik liegen, sind letztendlich auch für Hochleistungs- und Hochfrequenzbauelemente von Interesse.

Leistungselektronische Bauelemente auf SiC-Basis

Die hohe Durchbruchfeldstärke und die hohe thermische Leitfähigkeit (vgl. Tab. 2.1) des SiC erlauben, extrem hohe Leistungsdichten bei hohem Wirkungsgrad mit leistungselektronischen SiC-Bauelementen zu verwirklichen. So können SiC-basierte Leistungswandler bei höheren Schaltfrequenzen mit viel größerem Wirkungsgrad (z.B. geringe Schaltverluste) betrieben werden. Gleichzeitig lassen sich mit höheren Schaltfrequenzen und kleineren Kühlelementen aufgrund der hohen thermischen Leitfähigkeit Baugröße und Gewicht von leistungselektronischen Systemen reduzieren. Weiterhin können solche Systeme bei höheren Temperaturen als heute üblich genutzt werden [200].

Aus der Si-Technologie bekannte Bauelementestrukturen, wie *Gate Turn-Off Thyristors* (GTOs), *Insulated Gate Bipolar Transistors* (IGBTs), Leistungs-MOSFETs, *Static Induction Transistors* (SITs) u.a. werden für leistungselektronische Bauelemente auf SiC-Basis über-

¹⁸vgl. *High Temperature Electronics Network* unter www.hitn.com

nommen und in Richtung höherer Leistungen, d.h. höherer Spannungen, Ströme und Stromdichten weiterentwickelt. So lassen sich beispielsweise mit SITs, einer Klasse von Transistoren mit einer schmalen vertikalen FET-Kanalstruktur, in Bezug auf die Leistungsdichte, die Durchbruchspannung und das Frequenzverhalten bedeutend bessere Ergebnisse als mit Si-Bauelementen erreichen [326]. Weitere Beispiele sind MOSFETs mit 175 V Sperrspannung und 2 A (200 A/cm^2) Nennstrom oder Thyristoren mit 600 V bzw. 200 V Sperrspannung und 1,8 A bzw. 10 A (620 A/cm^2) Durchlaßstrom [333]. Die Fortschritte auf dem Gebiet leistungselektronischer Bauelemente auf SiC-Basis wurden u.a. in Tsukuba 2001 [27] vorgestellt.

Hochfrequenzelektronik auf SiC-Basis

Hochfrequenzelektronik hoher Leistung ist verstärkt im täglichen Leben zu finden. Sie kommt u.a. bei der Informationsübertragung, in der Radartechnik, bei der Heizung in Industrieprozessen und in Mikrowellenöfen zum Einsatz. Die hauptsächlichen Entwicklungsrichtungen von Hochfrequenzbauelementen liegen in der Verringerung des Volumens, des Gewichts und der Kosten sowie der Erhöhung der Frequenz und der Leistungsabgabe, z.B. durch Ersetzen von Senderöhren durch Festkörperbauelemente [373]. Aufgrund der sehr hohen Durchbruchfeldstärke sind Breitbandhalbleiter wie das SiC für derartige Hochfrequenzanwendungen hervorragend geeignet [325]. Brylinski [373] gibt einen Überblick zu bereits existierenden Bauelementstrukturen und diskutiert die Anpassung derselben auf das SiC. Außerdem demonstrieren Allen et al. [325] MESFETs mit f_{max} von 30 GHz auf Substraten mit hohem Widerstand bzw. auf leitfähigen Substraten mit f_{max} von 16 GHz und einer HF-Leistungsdichte von $3,1 \text{ W/mm}$ bei 850 MHz. Weitere Beispiele für Hochfrequenzbauelemente werden ausführlich in der Literatur beschrieben [93, 213, 277, 326, 327, 374].

Optoelektronik auf SiC-Basis

Interessant sind optoelektronische Anwendungen auf SiC-Basis hauptsächlich wegen der schon 1907 von H. J. Round [1] veröffentlichten gelblichen, grünen, orangen und vor allem blauen Lumineszenz von SiC. Bis zur kommerziellen Nutzung dieses Lumineszenzeffektes in Form von Lumineszenzdioden (LED) vergingen jedoch noch Jahrzehnte¹⁹. Dem blau lumineszierenden SiC wurden Ende der achtziger, Anfang der neunziger Jahre hervorragende Entwicklungschancen vorhergesagt, da mit den blauen LEDs zu diesem Zeitpunkt erstmals Lumineszenzdioden im gesamten sichtbaren Farbspektrum verfügbar waren. Allerdings werden heute im Bereich der lichtemittierenden Bauelemente hauptsächlich III-V Halbleiter genutzt [278]. Die direkte Bandlücke und damit auch die Lumineszenzfarbe der III-V Halbleiter, wie AlGaAs, InGaP und InGaN, kann über die Zusammensetzung kontrolliert verändert werden. Daher werden im optisch sichtbaren Bereich die meisten LEDs und Laser mit hoher Lumineszenzleistung aus III-V Halbleitern gefertigt. Die zuerst aus GaP bzw. SiC hergestellten grünen bzw. blauen LEDs [375]²⁰, werden aufgrund ihrer eher geringen Lumineszenz durch III-V und II-VI Halbleiter ersetzt oder mit diesen kombiniert (z.B. $\text{SiC}_{0,32}\text{AlN}_{0,68}$ oder $\text{SiC}_{0,2}\text{AlN}_{0,8}$ [358]).

¹⁹1962 - rote LEDs auf Basis von GaAsP, 1971 - grüne, orange und gelbe LEDs auf Basis von mit Stickstoff dotierten GaP und GaAsP, Ende der achtziger Jahre - blaue LEDs auf Basis von SiC

²⁰Übersicht zu blauen [375] und violetten [376] Laserdioden

SiC als Substratmaterial für andere Halbleiter

Siliziumkarbid wird oft als Substratmaterial für andere Halbleiter genutzt. So hat SiC eine Gitterfehlpassung von 3,5% zu GaN und ist ein leitendes Substrat, welches die Herstellung von vertikalen Bauelementstrukturen erlaubt. Edmond et al. [377] verwenden eine solche vertikale Geometrie aus AlGaN/GaN/AlGaN auf SiC für die Erzeugung blauer LEDs. Auch violette und blaue Laserdioden aus InGaN/GaN wurden auf 6H-SiC Substraten hergestellt [378]. Härle et al. [379] geben einen Überblick zu LEDs und Lasern auf Basis von GaN auf Siliziumkarbidsubstraten. Weiterhin beschäftigen sich eine Vielzahl von Arbeiten mit dem Wachstum von GaN [380–390], AlN [388–394], AlGaN [389–391] und InGaN [385, 386] auf SiC, da dies für elektronische und optoelektronische Anwendungen interessant ist.

Produzenten von SiC-Bauelementen

Eine Vielzahl von bereits publizierten Bauelementedemonstratoren und Bauelementen ist in diesem Abschnitt vorgestellt worden. Obwohl die kommerzielle Markteinführung einiger SiC-Bauelemente gerade stattfindet, erfolgen zwangsläufig weitere Forschungs- und Entwicklungsarbeiten zur Erhöhung der Effizienz und Wirtschaftlichkeit. In Tabelle 2.7 sind zum Abschluß des Kapitels einige Produzenten von SiC-Bauelementen zusammengefaßt. Neben den genannten Herstellern beschäftigen sich *Ericsson*, *General Electric*, *DaimlerChrysler*, *Motorola* und weitere Firmen ebenfalls mit der Entwicklung von SiC-Bauelementen.

Produzent	Produkte - Bauelemente	Quelle
Cree Research Inc., USA	SiC r.f. Leistungs-MESFET, Leistungsdioden bis 600 V und 10 A	www.cree.com
Boston Electronics Corp., USA	SiC Photodioden (210... 380 nm)	www.boselec.com
Northrop Grumman Corp., USA	SiC-Elektronik	www.northgrum.com
Infineon Technologies, Deutschland	600 V Ultraschnelle SiC Schottky Diode	www.infineon.com
SiCED GmbH & Co. KG	Aktivitäten im Gebiet SiC Leistungshalbleiter	www.siced.de
Microsemi Corp., USA	SiC Schottky Dioden bis zu 600 V bei 4 A	www.microsemi.com
Semisouth Laboratories, USA	SiC Leistungsgleichrichter, -schalter, -verstärker	www.semisouth.com
ABB, Schweden	SiC Hochspannungs-Leistungs-Module bis 3500 V und 200 A	www.abb.com

Tabelle 2.7: Produzenten von SiC-Bauelementen

3 Meßtechnische Voraussetzungen für die werkstoffwissenschaftlichen Untersuchungen

Das folgende Kapitel befaßt sich sowohl mit den für diese Arbeit genutzten Strukturen und Modellen zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes und des Kontaktwiderstandes als auch mit der verwendeten Meß- und Analysetechnik zur Schichtcharakterisierung.

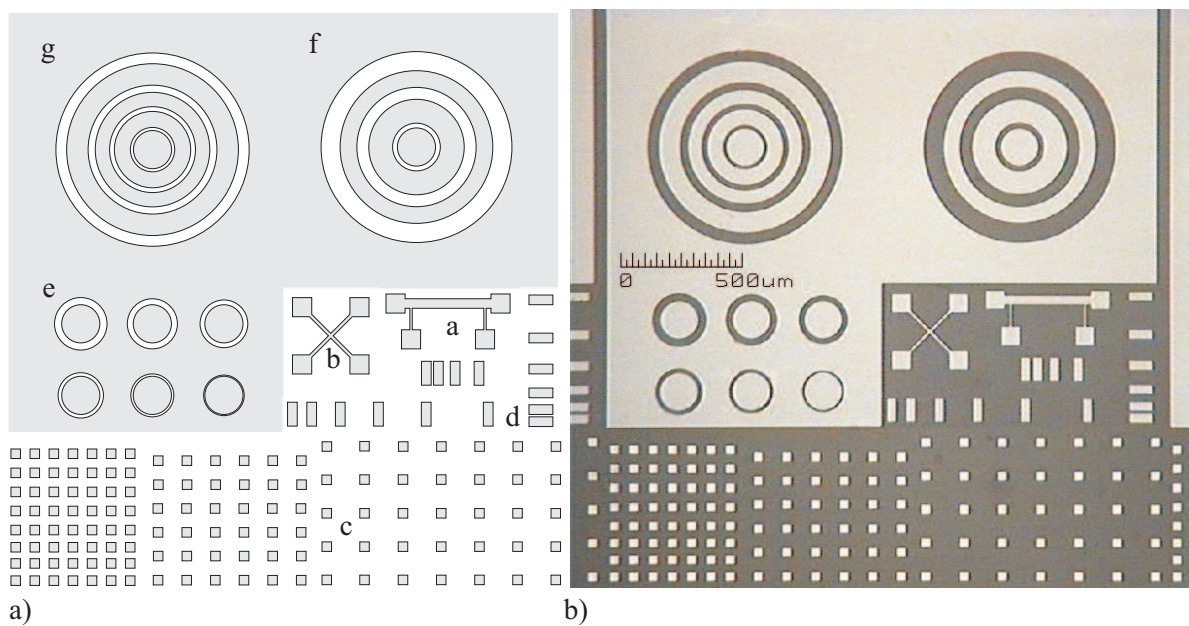


Abbildung 3.1: Photolithographiemaske einer Strukturfolge a) Maskenlayout, b) Lichtmikroskopische Aufnahme der geätzten Strukturen

Abbildung 3.1 a) zeigt die eigens für die Messungen auf den SiC-Substraten entwickelte Photolithographiemaske mit der Gesamtgröße einer Strukturfolge von 2,4 mm im Quadrat. Je nach Größe der verwendeten SiC-Substrate wurden auf diesen bis zu 40 Strukturfolgen realisiert. In Abb. 3.1 b) ist die lichtmikroskopische Aufnahme einer fertig geätzten Strukturfolge beispielhaft dargestellt. Die hellen Bereiche zeigen die Metallisierung und die dunklen das SiC-Substrat. In den anschließenden Abschnitten werden die in Abb. 3.1 a) gezeigten Strukturen (^a Balkenstruktur, ^b Greek-Struktur, ^c Punktkontaktstruktur, ^d *Transmission Line Structure*,

^e Struktur nach Marlow & Das, ^f 3-Ring und ^g 4-Ring Struktur nach Reeves) sowie die Meß- und Auswertemethoden im Einzelnen vorgestellt, um sie dann in den folgenden Kapiteln ohne weitere Erläuterung anwenden zu können.

3.1 Strukturen zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes

Der spezifische Widerstand ist zum einen an unstrukturierten Proben mit der linearen Vier-Spitzen- oder linearen van der Pauw-Methode und zum anderen an strukturierten Proben anhand der Balken- oder der Greek-Struktur bestimmbar. Auf weitere Methoden zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes mit kontaktlosen Verfahren (Nutzung der Einflüsse der zu messenden Schicht auf elektrische, magnetische und elektromagnetische Felder [395]) und mit Kontaktverfahren (van der Pauw-Methode an willkürlich geformten Proben, symmetrisch geformte runde und eckige Strukturen vgl. [396] S.9 ff) wird nicht näher eingegangen, da sie für diese Arbeit nicht relevant sind. Verschiedene Verfahren, den Flächenwiderstand zu messen, wurden einschließlich einer ausführliche Fehlerbetrachtung in [395, 397] beschrieben.

Im Kapitel 4 „Ionenimplantation und Ausheilung“ werden zur Messung des Flächenwiderstandes von SiC ausschließlich die lineare van der Pauw-Methode und zum Vergleich die lineare Vier-Spitzen-Methode genutzt. Aus diesen Messungen sind Größen wie der spezifischer Widerstand, die Ladungsträgerkonzentration und -beweglichkeit ableitbar. Die beiden vorgenannten Meßmethoden werden auch in Kap. 5 „Metallisierung / Kontaktierung“ für die Messung des Flächenwiderstandes, die Bestimmung des spezifischer Widerstandes und des Temperaturkoeffizienten der präparierten Wolframsilizide und Wolframkarbide verwendet. Auf den mit hexagonalem WSi₂, WC, W₂C und Al/Ti beschichteten p-SiC Proben für die Kontaktwiderstandsbestimmung im Kap. 6 „Kontaktpräparation auf p-SiC“ kommen alle vier Meßmethoden (lineare Vier-Spitzen und lineare van der Pauw-Methode, Balken- oder Greek-Struktur) zum Einsatz.

3.1.1 Vier-Spitzen-Methoden

Für die Flächenwiderstandsmessung an dünnen metallischen Schichten sind die Vier-Spitzen-Methoden geeignete Verfahren [395]. Das Meßprinzip beruht auf einer Strom-Spannungsmessung, wobei der eingespeiste Strom einerseits so groß gewählt werden muß, daß ein Spannungsabfall meßbar ist, andererseits aber so klein ist, daß keine merkliche Erwärmung der Schicht bewirkt wird. Der Spannungsabfall wird möglichst stromlos gemessen, um den Übergangswiderstand zwischen Spitzen und Probe zu eliminieren. Der Flächenwiderstand R_F und der spezifische Widerstand ϱ errechnet sich aus dem Ohmschen Gesetz, dem geometrieabhängigen Korrekturfaktor K und der Schichtdicke d zu

$$R_F = K \cdot \frac{U}{I} \quad \text{und} \quad \varrho = R_F \cdot d, \quad (3.1)$$

wobei der Hauptunterschied zwischen linearer Vier-Spitzen- und linearer van der Pauw-Methode im Berechnungsalgorithmus des Korrekturfaktors besteht.

Lineare Vier-Spitzen-Methode

Bei der linearen Vier-Spitzen-Methode werden vier Spitzen linear und mit gleichen Spitzenabständen s_1 , s_2 und s_3 auf der Probe positioniert. Die Stromeinspeisung erfolgt über die äußeren Spitzen (1 und 4) und die stromlose Messung des Spannungsabfalles über die mittleren Spitzen (2 und 3). In Abb. 3.2 nach [396] (S.3 ff.) oder [398] (S.118 ff.) sind die Zusammenhänge noch einmal schematisch dargestellt.

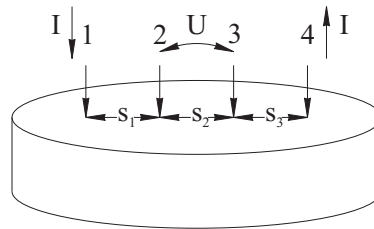


Abbildung 3.2: Lineare Vier-Spitzen-Anordnung zur Messung des spezifischen Widerstandes

Der Flächenwiderstand errechnet sich entsprechend Gl. 3.1 aus I_{14} , U_{23} und dem Korrekturfaktor K , welcher bei der linearen Vier-Spitzen-Methode von

- der Größe und Form der Probe (K_1),
- den Spitzenabständen (K_2),
- dem Aufsetzort der Spitzen auf der Probe (K_3) und
- der Schichtdicke (K_4)

abhängt. Das Produkt der einzelnen Faktoren K_1 , K_2 , K_3 und K_4 ergibt den benötigten K -Faktor. In der vorliegenden Arbeit wurden die in [395, 397] hergeleiteten Berechnungsvorschriften der K -Faktoren für die Bestimmung des Flächenwiderstandes genutzt.

Lineare van der Pauw-Methode

Bei der linearen van der Pauw-Methode werden ebenfalls vier Spitzen linear und mit gleichen Spitzenabständen auf der Probe positioniert (vgl. Abb. 3.2). Für Messung und Auswertung wurde eine Methode ähnlich der van der Pauw-Methode entwickelt, bei welcher Strom-Spannungs-Messungen in drei verschiedenen Konfigurationen (U_{23} , U_{24} und U_{43}) genutzt werden. Aus den Messungen läßt sich der Korrekturfaktor K für die Berechnung des Flächenwiderstandes nach Gl. 3.1 ermitteln. Diese Zusammenhänge wurden bereits in [395] hergeleitet und dargestellt.

Anhand einer temperaturabhängigen Messung des spezifischen Widerstandes ϱ läßt sich mit der linearen van der Pauw-Methode der lineare Temperaturkoeffizient α des elektrischen Widerstandes bestimmen. Für die Berechnung der jeweiligen Größe werden die Gleichungen 3.2 und 3.3 verwendet, wobei die Indizes ϑ , 20 und 0 für die entsprechende Temperatur in Grad Celsius stehen und $\Delta\vartheta$ die Temperaturdifferenz zu 20°C bzw. 0°C angibt.

$$\varrho_{\vartheta} = \varrho_{20} (1 + \alpha_{20} \cdot \Delta\vartheta) \quad \text{bzw. aus der Messung } \varrho = f(\vartheta) \quad \varrho_{\vartheta} = \varrho_0 + m \cdot \Delta\vartheta \quad (3.2)$$

$$\alpha_{20} = \left(\frac{\varrho_{\vartheta}}{\varrho_{20}} - 1 \right) / \Delta\vartheta \quad \text{bzw. aus der Messung } \varrho = f(\vartheta) \quad \alpha_0 = \frac{m}{\varrho_0}, \quad \alpha_{20} = \frac{m}{\varrho_{20}} \quad (3.3)$$

Der Temperaturkoeffizient des elektrischen Widerstandes liefert wichtige Aussagen über die Eigenschaften (z.B. über die Kristallinität) der zu untersuchenden Schichten. Für die Bestimmung des Temperaturkoeffizienten eignen sich Balken- und Greek-Struktur ebenfalls, die aber in dieser Arbeit nur zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes genutzt werden.

3.1.2 Balkenstruktur

In Abbildung 3.3 ist die in der Photolithographiemaske (Abb. 3.1) gezeigte Balkenstruktur¹ noch einmal detaillierter mit ihren Abmessungen dargestellt. Die lichtmikroskopische Aufnahme einer geätzten Struktur in Abb. 3.3 b) zeigt deutlich geringfügige Kantenabrundungen infolge des Photolithographieprozesses, die jedoch keinen bedeutenden Einfluß auf die Genauigkeit der Meßergebnisse haben.

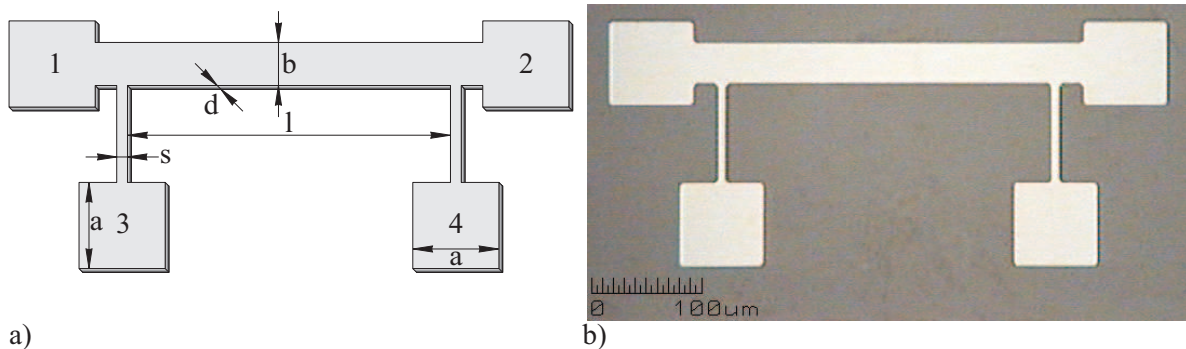


Abbildung 3.3: Balkenstruktur zur Messung des spezifischen Widerstandes der Metallisierung
a) Maskenlayout, b) Lichtmikroskopie einer geätzten Struktur
 $a = 80 \mu\text{m}$, $b = 40 \mu\text{m}$, $l = 300 \mu\text{m}$, $s = 10 \mu\text{m}$, $d = \text{Dicke der Metallisierung}$

Bei der Messung wird zwischen den Kontaktpads 1 und 2 der Strom I_{12} eingespeist und über die Pads 3 und 4 stromlos der Spannungsabfall U_{34} gemessen. Aus der Kennlinienmessung von Strom und Spannung mit anschließender linearer Regression (hohe Genauigkeit) und den geometrischen Abmessungen der Struktur (Abstand zwischen den beiden Spannungsabgriffen l , Breite der Balkenstruktur b und der Dicke d der Metallisierung) ist der spezifische Widerstand nach Gleichung 3.4 bestimmbar [36].

$$\varrho = \frac{b \cdot d}{l} \frac{U_{34}}{I_{12}} \quad (3.4)$$

3.1.3 Greek-Struktur

Eine weitere Teststruktur zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes stellt die Greek-Struktur gemäß Abbildung 3.4 dar [36, 399]. Sie wird normalerweise neben der Dreipol-

¹engl. *bridge resistor* vgl. [396] S.12 f.

Viersonden- und Sechspolmethode zur Messung des Flächenwiderstandes im Diffusionsgebiet R_{FD} von Halbleitern verwendet [36], ist jedoch auch für die Bestimmung des spezifischen Widerstandes von Metallisierungsschichten geeignet. In [396, 400] ist eine in der Geometrie geringfügig abweichende Greek-Struktur gleicher Funktionsweise zu finden.

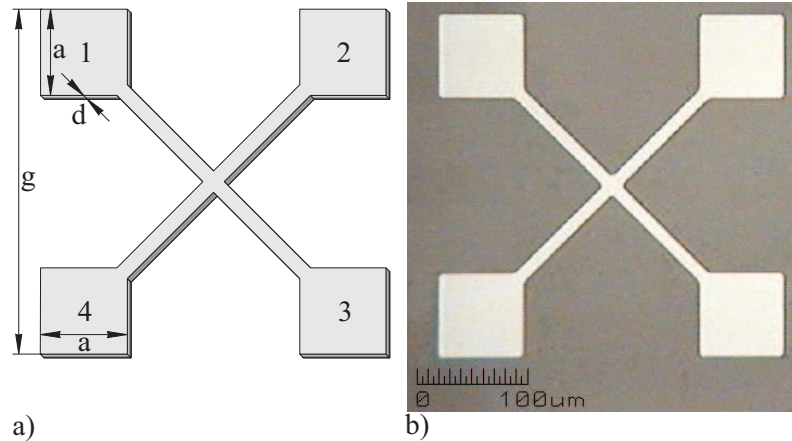


Abbildung 3.4: Greek-Struktur zur Messung des spezifischen Widerstandes der Metallisierung
a) Maskenlayout, b) Lichtmikroskopie einer geätzten Struktur
 $a = 80\ \mu\text{m}$, $g = 320\ \mu\text{m}$, $d =$ Dicke der Metallisierung

Bei der Messung wird ein konstanter Strom I_{12} über zwei benachbarten Kontaktpads 1 und 2 eingespeist, während die Spannung U_{34} an den beiden gegenüberliegenden Pads 3 und 4 abgegriffen wird. Der spezifische Widerstand berechnet sich zu

$$\varrho = \frac{\pi \cdot d}{\ln 2} \frac{U_{34}}{I_{12}}. \quad (3.5)$$

3.2 Strukturen zur Bestimmung des Kontaktwiderstandes

Nachdem die Strukturen und Modelle zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes von Halbleiter- und Metallisierungsschichten beschrieben wurden, werden im folgenden die Strukturen und Modelle zur Bestimmung des Kontaktwiderstandes vorgestellt. Unter dem Kontaktwiderstand² R_K ist der an einem Kontakt zwischen Halbleiter und Metallisierung gemessene Widerstand zu verstehen. Er hängt von der gewählten Geometrie ab und ist diejenige Größe, die in die elektrischen Eigenschaften der Halbleiterbauelemente eingeht [162]. Zum systematischen Vergleich unterschiedlicher Metallisierungstechnologien wird der spezifische Kontaktwiderstand³ ϱ_K genutzt (vgl. [171] S.89). Dieser repräsentiert die geometrieunabhängige Bestimmungsgröße des Metall-Halbleiterübergangs (vgl. Abschn. 2.3.5 auf S.26). Er wird mit Hilfe entsprechender mathematischer Modelle aus den gemessenen Kontaktwiderständen

²engl. *contact resistance*, Symbol: R_C

³engl. *contact resistivity*, *specific contact resistivity* oder *specific contact resistance*, Symbol: ϱ_C

und den Kontaktflächen A_K berechnet. Für die gleichförmige Stromverteilung über A_K ergibt sich der spezifische Kontaktwiderstand nach Berger [156, 401] zu

$$\varrho_K = R_K \cdot A_K . \quad (3.6)$$

Die Kontaktfläche A_K läßt sich nur unter Berücksichtigung der Stromflußmechanismen folgerichtig bestimmen. Je nach Stromflußmechanismus unterscheidet man Vertikal- und Horizontaltypkontakte. Beim Vertikaltypkontakt fließt der Strom senkrecht durch die gesamte geometrisch vorgegebene Kontaktfläche A_{Kg} , wohingegen es beim Horizontaltypkontakt zu Stromeinschnürungen an den in Flußrichtung liegenden Kanten kommt [36]. Der Strom tritt nur im Bereich der Transferlänge⁴ in den Halbleiter ein [162], die restliche Kontaktfläche wird praktisch nicht vom Strom durchflossen, wie Abb. 3.5 verdeutlicht. Die vom Strom I_K durchflossene Fläche wird als effektive Kontaktfläche A_{Keff} bezeichnet, deren Bestimmung in [36] beschrieben ist. Weitere ermittelbare Größen sind z.B. der Kontakthanfangswiderstand R_{KA} , der Kontaktendwiderstand R_{KE} und der Flächenwiderstand im dotierten Halbleitergebiet R_{FD} .

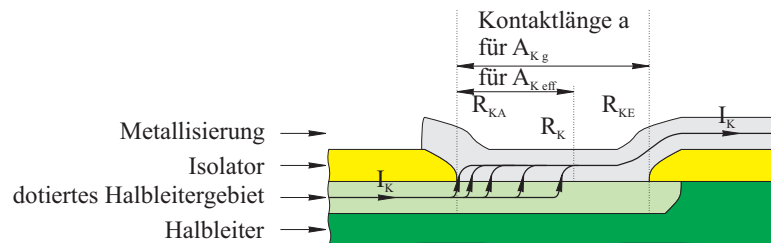


Abbildung 3.5: Prinzipskizze des Stromflusses I_K im Horizontaltypkontakt

Die einfachsten verfügbaren Kontaktmeßmethoden basieren auf Zweipolstrukturen. Diese untergliedern sich in solche, die nur zwei Metall-Halbleiter-Kontakte beinhalten (vertikaler Stromfluß durch den Halbleiter)⁵ und andere, die sich aus mehreren Elementen zusammensetzen (Kontaktketten). Die genannten Meßanordnungen samt der Kontaktwiderstandsbestimmung sind in Cohen et al. [171] S.89 ff. bzw. in Schroder [396] S.110 ff. eingehend beschrieben.

In Tabelle 3.1 sind die zur Zeit am meisten verwendeten experimentellen Methoden zur Messung des spezifischen Kontaktwiderstandes zusammengefaßt. Ihre Verwendbarkeit bezüglich des SiC wird von Crofton et al. [161] diskutiert. Die Punktkontaktstruktur (Kuphal – Abschn. 3.2.1), das *Linear Transmission Line Model* (lineare TLM – Abschn. 3.2.2) und das *Circular Transmission Line Model* (zirkulare TLM – Abschn. 3.2.3) werden in den folgenden Abschnitten eingehender dargelegt. Auf Ausführungen zu Strukturen nach Cox und Strack bzw. Kreuzstrukturen (Kelvin) wird verzichtet, da sie in der vorliegenden Arbeit nicht verwendet werden. Eine umfassendere Beschreibung der genannten Meßstrukturen, Meßmethoden und mathematischen Modelle ist jedoch u.a. bei Cohen et al. [171] S.91 ff. zu finden.⁶

⁴Die Transferlänge ist die charakteristische Distanz, die für den Stromfluß in einen Ohmschen Kontakt hinein oder aus ihm heraus erforderlich ist.

⁵Sullivan und Eigler (1956) – homogener Halbleiter zwischen zwei identischen Kontakten [402]; Cox und Strack (1967) – siehe Tab. 3.1

⁶weitere Literatur: Cox und Strack [171, 403]; Kelvin [36, 171, 404–409]

Methoden	Teststruktur	Vorteile	Nachteile
Cox und Strack	runde Kontakte mit unterschiedlich großem Durchmesser sowie großflächigem Rückseitenkontakt	einfache Technologie, vertikale Messung von Kontaktwiderständen	schwierig, kleine Kontaktwiderstände zu messen
Kuphal	4 linear angeordnete Metallkontakte mit gleichen Abmessungen	einfache Technologie (z.B. Sputtermaske)	ungenau, keine Berücksichtigung von <i>current crowding</i> Effekten
Kelvin	diffundiertes Leitbahngebiet und Metallschicht in 4 Punkt-Anordnung	sehr kleine Kontaktwiderstände meßbar	Teststruktur erfordert Diffusionsgebiete
lineare TLM	gleichgroße, rechtwinklige Kontakte mit unterschiedlichem Abstand zwischen den Kontakten auf isolierter Mesastruktur	einfache Messung und Berechnung mittlerer und kleiner lateraler Kontaktwiderstände	Teststruktur erfordert zwei Maskenebenen
zirkuläre TLM	runde, konzentrische Kontakte mit unterschiedlichen Abständen zwischen den Kontakten auf Epitaxie- oder Implantationsschicht	mittlere und kleine laterale Kontaktwiderstände meßbar, nur eine Maskenebene nötig	geringer metallischer Schichtwiderstand notwendig und komplizierte mathematische Beschreibung (modifizierte Besselfunktion)

Tabelle 3.1: Übersicht der Methoden zur experimentellen Bestimmung des spezifischen Kontaktwiderstandes (lt. Crofton et al. [161])

3.2.1 Punktkontaktstruktur (Modell nach Kuphal)

Der Querschnitt einer Punktkontaktstruktur ist in Abb. 3.6 dargestellt. Die Struktur besteht aus mindestens vier gleich großen Kontaktpads mit Durchmesser a und Kontaktfläche A_K , die in gleicher Entfernung s zueinander angeordnet sind. Zur Bestimmung des spezifischen Kontaktwiderstandes lassen sich zwei mathematische Modelle nutzen.

Bei dem allgemein gebräuchlichen Modell nach Kuphal (vgl. Tab. 3.1), wie es auch von Lundberg et al. [410] bzw. Marinova et al. [411] verwendet wurde, ergibt sich der spezifische Kontaktwiderstand ϱ_K nach Gleichung 3.7. Dazu wird ein Strom I_{14} über die Kontakte 1 und 4 eingespeist und die Spannungen U_{12} , U_{23} und der Ausbreitungswiderstand R_{spre} über die Kontakte 1 und 4 gemessen.

$$\varrho_K = \frac{A_K}{I_{14}} \left(U_{12} - R_{spre} I_{14} - U_{23} \frac{\ln[(3s/a) - (1/2)]}{2 \ln 2} \right) \quad (3.7)$$

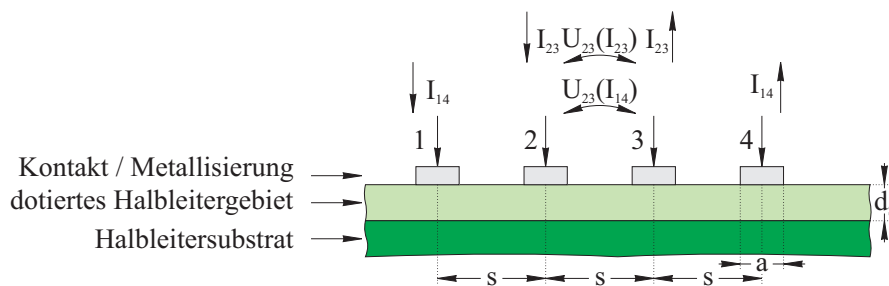


Abbildung 3.6: Punktkontaktstruktur zur Kontaktwiderstandsbestimmung

Das zweite mathematische Modell stellte Zhang in seiner Dissertation [412] (S.32 ff.) vor. Bei diesem wird der Spannungsabfall $U_{23}(I_{23})$ beim Stromfluß I_{23} , der Widerstand der Meßleitungen R_{Ltg} und der Spannungsabfall $U_{23}(I_{14})$ beim Stromfluß I_{14} bestimmt (vgl. Abb. 3.6) und ϱ_K nach Gleichung 3.8 berechnet. Die angegebene Berechnungsgleichung 3.8 verwendeten Nennewitz et al. [31] ebenfalls für die Bestimmung des spezifischen Kontaktwiderstandes quadratischer Al/Ti-Kontakte auf p-6H-SiC.

$$\varrho_K = \frac{A_K}{2} \left(\frac{U_{23}(I_{23})}{I_{23}} - R_{Ltg} - \frac{U_{23}(I_{14})}{I_{14}} \frac{\ln[(s - a/2)/(a/2)]}{\ln 2} \right) \quad (3.8)$$

Des weiteren lassen sich aus der Messung des Gesamtwiderstandes zwischen den Kontakten und der graphischen Darstellung über $\ln[(s - a/2)/(a/2)]$ der Kontaktwiderstand R_K und der Bahnwiderstand R_{FD} extrahieren (vgl. [412] S.34 ff.). Die graphische Auswertemethode unterscheidet sich von der des *Linear Transmission Line Model* durch die abweichende Kontaktgeometrie.

3.2.2 Linear Transmission Line Model (Lineare TLM)

Shockley entwickelte 1964 ein Meßverfahren zur Bestimmung des Kontaktwiderstandes [165, 402], welches heute auch als *Transmission Line Model* (TLM), *Transfer Length Method*⁷, *Three-Terminal Resistor* [171] oder auch als Bergeranordnung [36] bekannt ist. Bei der TLM wird der Gesamtwiderstand R_G zwischen je zwei Kontakten gemessen. Aus R_G läßt sich der Kontaktwiderstand R_K , der Flächenwiderstand der Halbleiterschicht direkt unter dem Kontakt R_{SK} und der Flächenwiderstand der dotierten Halbleiterschicht R_{FD} extrahieren.

In Abb. 3.7 a) ist die verwendete Meßstruktur schematisch dargestellt. Dabei ist a die Kontaktlänge, b die Kontaktbreite, B die Breite der geätzten Halbleiterschicht, δ die Differenz zwischen B und b , d_S die Dicke der Halbleiterschicht und L_T die Transferlänge. Der Gesamtwiderstand R_G (R_{G1} bis R_{G4}) wird gemessen und als Funktion der Kontaktabstände l ($l_1 \dots l_4$) graphisch aufgetragen (Abb. 3.7 b). Aus dem Schnittpunkt der linearen Regression durch $R_{G1} \dots R_{G4}$ mit der Widerstandsachse ergibt sich $2R_K$. Unter der Voraussetzung, daß keine Reaktion zwischen Kontaktmetall und Halbleiter stattgefunden hat und somit $R_{SK} = R_{FD}$ ist, wie im weiterem angenommen wird, ergibt sich auf der Kontaktabstandsachse bei $R = 0$ die Transferlänge zu $2L_T$. Für $R_{SK} \neq R_{FD}$ sind weitergehende Betrachtungen nötig [171, 413].

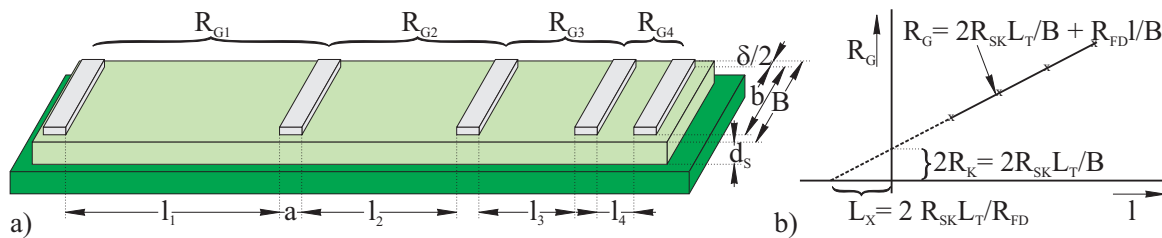


Abbildung 3.7: Schematische Darstellung der TLM a) Meßstruktur, b) Gesamtwiderstand als Funktion des Kontaktabstandes

⁷Sowohl das *Transmission Line Model* als auch die *Transfer Length Method* werden mit TLM abgekürzt. Vereinfachend wird die lineare TLM meist nur als TLM bezeichnet, wohingegen für die zirkularen TLM immer die Abkürzung CTLM verwendet wird.

Mit dem Ansatz des Gesamtwiderstandes R_{G1} und R_{G2} nach Gl. 3.9 und 3.10 ist R_K neben der graphischen Ermittlung des Kontaktwiderstandes auch formal bestimmbar [156, 171, 401, 414–416]. Unter der Voraussetzung der elektrischen und geometrischen Gleichheit der Kontakte der Meßstruktur (Abb. 3.7 a), läßt sich aus den Gleichungen 3.9 und 3.10 der Kontaktfangwiderstand R_{KA} nach Gl. 3.11 und R_{FD} nach Gl. 3.12 ermitteln. Durch entsprechende Dimensionierung der Meßstruktur kann der betragsmäßig größte Meßfehler aus fehlerhaften Längenmessungen klein gehalten werden, indem das Verhältnis $l_1/l_2 \gg 1$ gewählt wird. Zur Reduzierung parasitärer Kontaktwiderstände sollte das Verhältnis von Kontaktbreite b zur Breite der geätzten bzw. diffundierten Halbleiterschicht B möglichst den Wert 1 annehmen, d.h. $\delta \rightarrow 0$ gehen (vgl. Abb. 3.7 a und Knedlik et al. [36]). Aufgrund der technologischen Toleranzen können TLM-Strukturen mit $\delta = 0$ nicht fabriziert werden, womit immer mit *current crowding*⁸ Effekten zu rechnen ist [417].

$$R_{G1} = 2R_{KA} + R_{FD} \frac{l_1}{B} \quad (3.9)$$

$$R_{G2} = 2R_{KA} + R_{FD} \frac{l_2}{B} \quad (3.10)$$

$$R_{KA} = \frac{1}{2} \frac{R_{G2}l_1 - R_{G1}l_2}{l_1 - l_2} \quad (3.11)$$

$$R_{FD} = B \frac{R_{G1} - R_{G2}}{l_1 - l_2} \quad (3.12)$$

Nach Berger [156] verhält sich der idealisierte planare Kontakt wie eine Transmissionsleitung mit der Dämpfungskonstanten α (Gl. 3.13). Demnach errechnet sich der spezifische Kontaktwiderstand ϱ_K nach Gl. 3.14 [36, 165, 171, 418–420].

$$\alpha = \sqrt{\frac{R_{SK}}{\varrho_K}} = \frac{1}{L_T} \quad (3.13)$$

$$\varrho_K = \frac{R_{SK}}{\alpha^2} = R_{SK} L_T^2 \quad (3.14)$$

Nachteilig für eine Anwendung der TLM ist die Notwendigkeit einer Stromlinienbegrenzung in der halbleitenden Schicht, d.h. diese Schicht ist als Mesastruktur zu ätzen oder es müßten entsprechend hoch dotierte Gebiete implantiert werden. Da beides in der SiC-Technologie nur mit hohem Aufwand zu realisieren ist, erweisen sich zirkulare Modelle als vorteilhafter. Der Stromfluß im Halbleiter ist radial und wird durch die Anordnung der Kontakte zueinander bestimmt. Die Strukturierung oder die partielle Implantation des SiC entfällt. Ein weiterer Vorteil der zirkularen Anordnung ist das Fehlen von Kanten, wodurch es zu keinen *current crowding* Effekten kommt [171].

⁸*current crowding* zu Deutsch Stromverdrängung, wird im allgemeinen nicht übersetzt

3.2.3 Circular Transmission Line Model (Zirkulare TLM)

Ausgehend vom rechteckigen Kontakt der linearen TLM hat Berger [156] ebenfalls den kreisförmigen Kontakt analysiert und mathematisch beschrieben. Die Rechnung folgt prinzipiell dem gleichen Schema wie beim rechteckigen Kontakt, führt aber dann auf eine Form der Besselschen Differentialgleichung. Rechid [402] hat die sehr anschauliche Beschreibung der zylindersymmetrischen Ringstrukturen mittels infinitesimaler Widerstände und Leitwerte von Berger aufgegriffen. Als Ergebnis erhält Rechid ebenfalls eine Besselsche Differentialgleichung, deren Lösung modifizierte Besselfunktionen⁹ 0. und 1. Grades sind ($I_0(\alpha r_i)$, $K_0(\alpha r_i)$, $I_1(\alpha r_i)$ und $K_1(\alpha r_i)$) als Funktionen der Dämpfungskonstanten α und der Kreisradien r_i).

Weniger anschaulich ist die mathematische Beschreibung über den Ansatz des stationären Strömungsfeldes, wie er oft in der Literatur [36, 162, 171, 424] verwendet wird. Dieser Ansatz ist nur eine andere Art der Darstellung des CTLM. Beide Darstellungsformen führen zum gleichen Ergebnis und gehen davon aus, daß

- der spezifische Kontaktwiderstand ϱ_K über die gesamte Kontaktfläche homogen ist,
- der Strom senkrecht durch die Metall-Halbleiter Grenzfläche fließt,
- der Kontakt eine lineare U-I Charakteristik besitzt,
- die Halbleiterschicht homogen und hinreichend dünn ist und
- der Metallwiderstand vernachlässigbar sei.

Der Ansatz für das CTLM, die Lösung der resultierenden Differentialgleichung, die Wahl der Randbedingungen und zulässige Vereinfachungen der Gleichungen, d.h. der vollständige Lösungsweg, ist ausführlich in der Literatur [162, 171] dargestellt. Wiederholende Ausführungen sind an dieser Stelle nicht erforderlich.

Für die Auswertung des zirkularen TLM haben sich das Modell von Marlow & Das sowie das von Reeves bewährt. Im Folgenden werden beide Modelle, ihre mathematische Beschreibung und die Auswertemethoden, soweit sinnvoll, vorgestellt.

Modell von Marlow & Das

Bei der Kontaktanordnung nach dem Modell von Marlow & Das [418] werden gleichgroße Zentrumselektroden (Radius r_0) von einer flächenhaft ausgebildeten Außenelektrode in verschiedenem Abstand (Radien $r_i = r_1 \dots r_6$) umschlossen, wie in Abb. 3.8 dargestellt. Um dieses Modell anwenden zu können, muß der Gesamtwiderstand R_{Gi} an mindestens 2 Strukturen verschiedener Breite vermessen werden. Eine höhere Genauigkeit ist mit größerer Anzahl unterschiedlicher Strukturen zu erreichen. Außerdem soll der Elektrodenabstand $b_i = r_i - r_0$ gegenüber dem Radius r_0 möglichst klein bleiben. In der Praxis hat sich die 6-fach Struktur nach Abb. 3.8 bewährt, welche auch in dieser Arbeit verwendet wird.

⁹Verschiedene Lösungsvarianten Besselscher Differentialgleichungen werden in McLachlan [421] S.111 ff., Kamke [422] S.437 ff. und Abramowitz und Stegun [423] S.374 ff. angegeben.

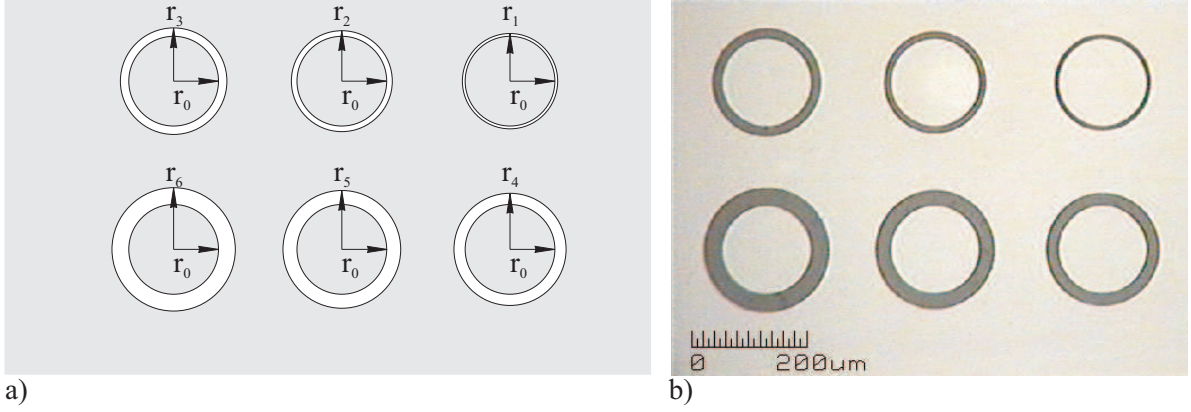


Abbildung 3.8: Kontaktdesign nach dem Modell von Marlow & Das

a) Maskenlayout, b) Lichtmikroskopische Aufnahme der geätzten Strukturen
 $r_0 = 80\mu\text{m}$; $r_1 = 85\mu\text{m}$; $r_2 = 90\mu\text{m}$; $r_3 = 95\mu\text{m}$; $r_4 = 100\mu\text{m}$; $r_5 = 105\mu\text{m}$;
 $r_6 = 110\mu\text{m}$

Der gemessene Gesamtwiderstand R_{Gi} in Gl. 3.18 setzt sich aus dem über die äußere Kante gemessenen Kontaktwiderstand $R_K^{außen}$ nach Gl. 3.15, dem Bahnwiderstand R_B nach Gl. 3.16 und dem über die innere Kante gemessenen Kontaktwiderstand R_K^{innen} nach Gl. 3.17 zusammen. Wenn $r_0 \gg L_T$ ist (in der Praxis genügt $r_0 > 4 \cdot L_T$), ergeben die modifizierten Besselfunktionen näherungsweise $I_0/I_1 \approx K_0/K_1 \approx 1$ (vgl. auch [171] S.115). Unter der Annahme, daß $r_0 \gg L_T$ und der Flächenwiderstand des Halbleiters im Bahngebiet und im Kontaktbereich gleich groß sind ($R_{SH} = R_{SK}$), läßt sich Gl. 3.18 zu Gl. 3.19 vereinfachen.

$$R_K^{außen}(0, r_0) = \frac{R_{SK}}{2\pi\alpha r_0} \cdot \frac{I_0(\alpha r_0)}{I_1(\alpha r_0)} \quad (3.15)$$

$$R_B(r_0, r_i) = \frac{R_{SH}}{2\pi} \ln\left(\frac{r_i}{r_0}\right) \quad (3.16)$$

$$R_K^{innen}(r_i, \infty) = \frac{R_{SK}}{2\pi\alpha r_i} \cdot \frac{K_0(\alpha r_i)}{K_1(\alpha r_i)} \quad (3.17)$$

$$R_{Gi} = R_K^{außen}(0, r_0) + R_B(r_0, r_i) + R_K^{innen}(r_i, \infty) \quad (3.18)$$

$$R_{Gi} = \frac{R_{SK}}{2\pi\alpha r_0} + \frac{R_{SK}}{2\pi} \ln\left(\frac{r_i}{r_0}\right) + \frac{R_{SK}}{2\pi\alpha r_i} \quad (3.19)$$

Mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate lassen sich die erhaltenen Widerstandswerte auswerten und das sich ergebende Gleichungssystem mit einem analytisch arbeitenden Programm lösen [171, 425]. Im Rahmen dieser Arbeit wurde das Programm MATHEMATICA verwendet (vgl. auch [36, 193]). Aus den Berechnungen erhält man den Flächenwiderstand des Halbleiters R_{SK} und die Transferlänge L_T , aus denen sich der spezifischer Kontaktwiderstand ρ_K nach Gl. 3.14 berechnen läßt.

Modell von Reeves

Das Modell von Reeves nutzt konzentrisch um einen Mittelkontakt angeordnete Kontaktringe. In der Praxis haben sich 3- und 4-Ring Strukturen bewährt [36, 162, 402, 424–427]. Die verwendeten Strukturen und ihre Abmessungen sind in Abb. 3.9 und 3.10 dargestellt. Im Vergleich zum Modell von Marlow & Das erhält man durch die zusätzlichen Kontaktringe die Möglichkeit, den Endkontaktwiderstand zu bestimmen¹⁰. Mittels dieser Endkontaktmessung ist der spezifische Kontaktwiderstand ϱ_K auch für den Fall bestimmbar, daß $R_{SH} \neq R_{SK}$ gilt [36].

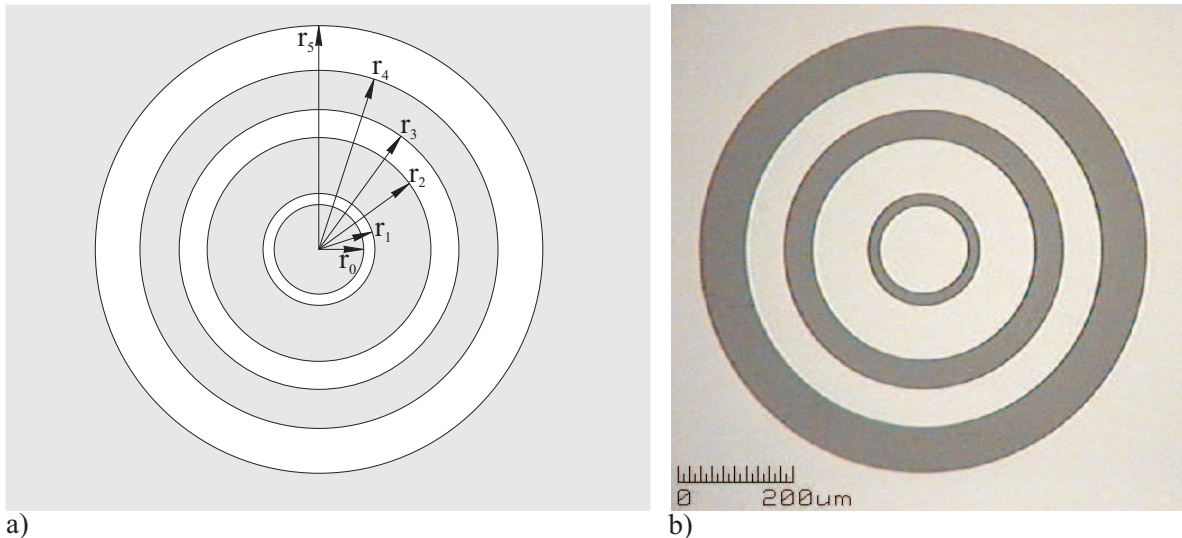


Abbildung 3.9: Kontaktanordnung nach dem Modell von Reeves – 3-Ring Struktur

a) Maskenlayout, b) Lichtmikroskopische Aufnahme der geätzten Strukturen
 $r_0 = 80\mu\text{m}$; $r_1 = 100\mu\text{m}$; $r_2 = 200\mu\text{m}$; $r_3 = 250\mu\text{m}$; $r_4 = 300\mu\text{m}$; $r_5 = 400\mu\text{m}$

Aus den gemessenen Front- und Endkontaktwiderständen läßt sich der spezifische Kontaktwiderstand auf drei verschiedenen Wegen ermitteln [162]:

1. Berechnung von R_{SH} und ϱ_K aus dem Endkontaktwiderstand durch iterative Lösungsverfahren,
2. Berechnung von R_{SH} und ϱ_K aus den Frontkontaktwiderständen mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate,
3. Berechnung von R_{SH} , R_{SK} und ϱ_K aus zwei Front- und einer Endkontaktmessung.

Der gesamte Lösungsweg ist einschließlich der Gleichungen sowie Aufnahme und Auswertung der Meßwerte umfassend im Abschlußbericht des BMBF-Projektes zum Thema „SiC-Elektronik, Untersuchungen zur Metallisierung“ [36] und in der Dissertation von Kriz [162] dargestellt.

¹⁰Sowohl in der deutsch- als auch in der englischsprachigen Literatur ist oft von Front- und Endkontaktmessung die Rede. Frontkontaktmessung ist dabei ein anderer Ausdruck für die Messung des Gesamtwiderstandes zwischen zwei Kontakttringen, über die der Strom eingespeist und der Spannungsabfall gemessen wird. Über eine weitere Meßspitze läßt sich gleichzeitig der Spannungsabfall zum nächsten innen- oder außenliegenden Kontakttring und somit der Endkontaktwiderstand messen.

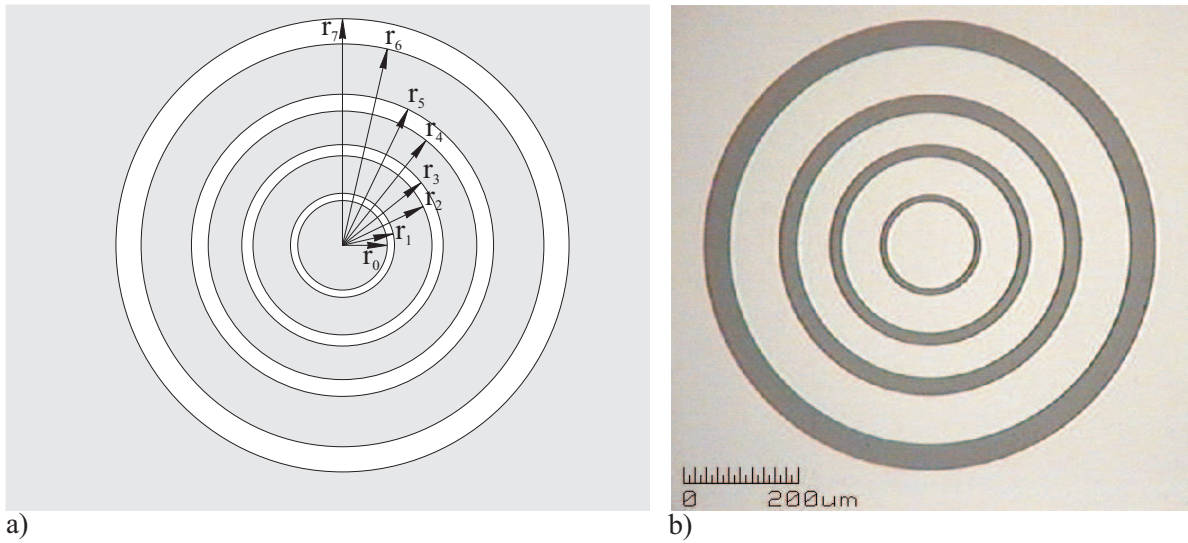


Abbildung 3.10: Kontakthanordnung nach dem Modell von Reeves – 4-Ring Struktur
 a) Maskenlayout, b) Lichtmikroskopische Aufnahme der geätzten Strukturen
 $r_0 = 80\mu\text{m}$; $r_1 = 90\mu\text{m}$; $r_2 = 160\mu\text{m}$; $r_3 = 180\mu\text{m}$; $r_4 = 240\mu\text{m}$; $r_5 = 270\mu\text{m}$;
 $r_6 = 360\mu\text{m}$; $r_7 = 405\mu\text{m}$

Einfluß der endlichen Leitfähigkeit der Kontaktmetalle auf die CTLM

Der spezifische Widerstand der Metallierungs-/Kontaktierungsschichten liegt bei Siliziden, Karbiden oder anderen metallähnlichen Schichten über dem der gebräuchlichen reinen Metalle, d.h. oberhalb $30\ \mu\Omega\text{cm}$. Aufgrund dieses relativ hohen spezifischen Widerstandes und der großen Radien der CTLM-Strukturen kommt es dann zu einem nicht unerheblichen Spannungsabfall zwischen dem Ort der Stromeinspeisung und dem gegenüberliegenden Ringabschnitt [36, 162, 425, 427]. Durch Aufbringen einer dicken, elektrisch gut leitenden Deckschicht z.B. aus Au oder Al auf das Kontaktmaterial ist der Spannungsabfall reduzierbar. Allerdings bedeutet dies einen zusätzlichen technologischen Aufwand bei der Herstellung der Teststrukturen und verkompliziert die ansonsten einfache Herstellung der zirkularen Strukturen. In der vorliegenden Arbeit wurde alternativ das Aufsetzen mehrerer Meßspitzen auf den Kontakttringen genutzt. Durch die zusätzlichen Meßspitzen läßt sich das elektrische Feld homogener gestalten und somit der Spannungsabfall ebenfalls vermindern. Sind die beiden vorgenannten Varianten nicht nutzbar, ist der durch hochohmigere Kontaktmaterialien verursachte Spannungsabfall auch mathematisch mittels Gl. 3.20 korrigierbar [427].

$$R_{Gi\text{ korrigiert}} = R_{Gi}(0) \frac{\sinh\left(\cosh^{-1}\left(\frac{R_{Gi}(\pi)}{R_{Gi}(0)}\right)\right)}{\cosh^{-1}\left(\frac{R_{Gi}(\pi)}{R_{Gi}(0)}\right)} \quad (3.20)$$

Zur Berechnung des korrigierten Gesamtwiderstandes $R_{Gi\text{ korrigiert}}$ wird auf den Kontakttringen bei π über 2 Meßspitzen der Spannungsabfall bei gleichzeitiger Stromeinspeisung gemessen und daraus $R_{Gi}(\pi)$ berechnet. Auf der gegenüberliegenden Seite, um den Wert π verdreht, wird über zwei weitere Meßspitzen der Spannungsabfall stromlos gemessen und $R_{Gi}(0)$ bestimmt.

3.3 Meßtechnische Voraussetzungen und Verfahren für die Schichtcharakterisierung

Nachdem die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Strukturen und Modelle zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes und des spezifischen Kontaktwiderstandes vorgestellt worden sind, wird im weiteren auf die Meß- und Analysetechnik zur Messung der elektrischen, strukturellen und oberflächenmorphologischen Eigenschaften der SiC-Substrate und der Metallisierungen eingegangen. Nachfolgend werden die wichtigsten selbst angewendeten Techniken und Verfahren, wie die elektrische Meßtechnik, die Röntgendiffraktometrie (XRD), die Rasterkraftmikroskopie (*Atomic Force Microscopy* - AFM) und die Schichtdickenbestimmung an den gesputterten Schichten erläutert. Die optische Mikroskopie, die Raster-Elektronen-Mikroskopie (REM), die Transmissions-Elektronen-Mikroskopie (TEM), die Auger-Elektronen-Spektroskopie (AES) und die X-ray Photoelectron Spectroscopy (XPS) wurden ebenfalls für die Schichtcharakterisierung in dieser Arbeit verwendet.

3.3.1 Elektrische Meßtechnik

Die genutzte halbautomatische elektrische Meßtechnik besteht aus einem Rechner mit spezieller Software (mittels TestPoint V2.0 geschrieben) zur Meßwerterfassung, einer *Keithley*-Stromquelle (Typ 224), einem *Keithley*-Multimeter (Typ 2001), einem *Keithley*-Switch-System (Typ 7001) und aus 3 verschiedenen Meßplätzen [428]. Diese Meßplätze sind folgendermaßen aufgebaut:

1. Vier-Spitzen-Meßplatz (VSM100): fester Abstand der Meßspitzen, Spitzen setzen mit konstanter Kraft auf, Probengröße bis 15 cm im Durchmesser, bei Raumtemperatur, Messungen im Dunkeln.
2. Vier-Spitzen-Meßplatz mit Peltiertisch: fester Abstand der Meßspitzen, Probengröße bis 6 cm im Quadrat, im Temperaturbereich von -10°C bis 80°C , Temperaturmessung auf der Probenoberfläche.
3. Variabler Spitzen-Meßplatz mit heizbarem Probentisch: variabel positionierbare Meßspitzen, Spitzen mit unterschiedlichen Kräften aufsetzbar, Probengröße bis 7,5 cm im Durchmesser, von Raumtemperatur bis zu 450°C (kurzzeitig bis maximal 550°C), Temperaturmessung auf der Probenoberfläche.

Alle drei Meßplätze sind für die Flächenwiderstandsmessung mittels linearer Vier-Spitzen-Methode und linearer van der Pauw-Methode geeignet. Die Meßergebnisse sind ausgezeichnet untereinander vergleichbar. Beim zweiten und dritten Meßplatz sind zusätzlich temperaturabhängige Messungen des Flächenwiderstandes mittels der linearen van der Pauw-Methode möglich. Damit ist die Bestimmung der Ladungsträgerkonzentration bzw. des Temperaturkoeffizienten, die im 4. bzw. 5. Kapitel ermittelt werden, realisierbar. Durch die variable Gestaltung des dritten Meßplatzes lassen sich hier ebenfalls alle Messungen an den strukturierten Proben bei Raumtemperatur und bis 450°C realisieren.

3.3.2 Röntgendiffraktometrie (XRD)

Zur Strukturanalyse der Proben stand das Röntgendiffraktometer D5000 der Fa. *Siemens*, mit theta-theta-Bewegung von Röntgenröhre und Detektor um den Probenhalter herum, zur Verfügung. Besonderheiten der Gerätekonfiguration sind die Verwendung eines sogenannten Göbelspiegels (Multischichtspiegel, vgl. auch [429]) zur Strahlfokussierung und eines langen Sollerkollimators vor dem Detektor. Schematisch ist die verwendete Meßanordnung der θ - θ -Geometrie in Abb. 3.11 a) und der Dünnschichtgeometrie in Abb. 3.11 b) skizziert, wobei I_0 die Primärstrahlintensität, θ der gemessene Glanzwinkel und θ_{DSZ} der Einstrahlwinkel in Dünnschichtgeometrie ist.

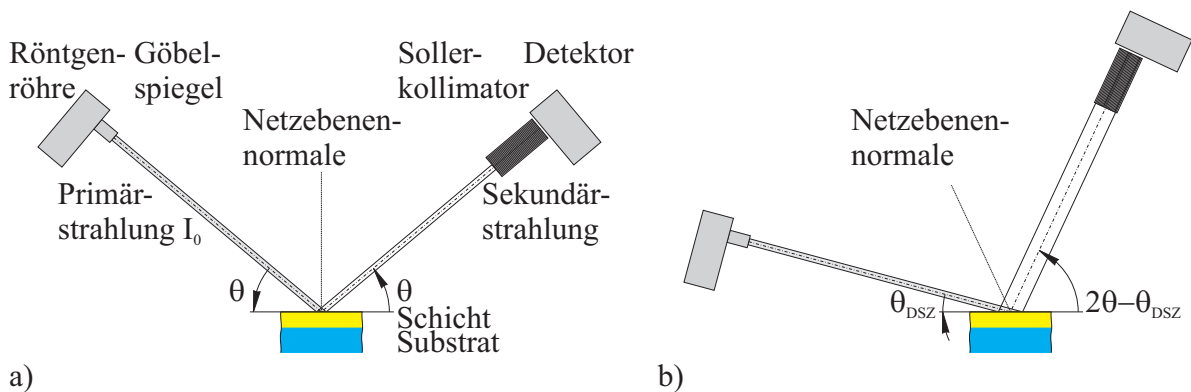


Abbildung 3.11: Schematische Darstellung der verwendeten Meßanordnung zur Röntgenfeinstrukturanalyse an dünnen Schichten
a) θ - θ -Geometrie b) Streifender Einfall, Dünnschichtgeometrie

Der lange Sollerkollimator (Dünnschichtzusatz - DSZ) ermöglicht bei einem feststehenden Einstrahlwinkel $\theta_{DSZ} < 5^\circ$ die Untersuchung dünner, polykristalliner Schichten in Dünnschichtgeometrie. Aufgrund des flachen Einstrahlwinkels (streifender Einfall) dringt die Röntgenstrahlung nicht bzw. kaum in das Substratmaterial ein. Substratbedingte Peaks entfallen oder treten nur mit geringer Intensität auf ¹¹. Die tatsächliche Eindringtiefe des Strahls ist neben dem Einstrahlwinkel vom Absorptionsvermögen und der Dicke des Schichtmaterials abhängig. Infolge des flachen Einstrahlwinkels wird die bestrahlte Fläche vergrößert, womit sich die gemessene Intensität erhöht. Dies vereinfacht die Auswertung von Diffraktogrammen bezüglich dünner Schichten, insbesondere wenn die Peaks von Substrat- und Schichtmaterial nahe beieinander liegen. Das Meßprinzip ist in Abb. 3.11 b) verdeutlicht.

Nachteilig ist bei beiden Meßanordnungen, daß eine Peakverbreiterung im Vergleich zur üblichen Meßanordnung auftritt [429] und infolge der Strahlgeometrie keine Korngrößen bestimmt werden können. Für diese Arbeit primär und vorteilhaft sind sie jedoch zur Phasenanalyse von dünnen Schichten sowie zum Messen von Schichten mit sehr kleinen Kristallitgrößen, was ansonsten häufig nicht möglich ist.

¹¹Bei einkristallinen Substraten weichen deren Peaks aufgrund der Strahlgeometrie, der Probenrotation und der Substratfehlorientierung meist von ihrer theoretischen Lage ab.

3.3.3 Rasterkraftmikroskopie (AFM)

Die Oberflächenmorphologie der SiC-Substrate und der Metallisierungen wurde mit dem Rasterkraftmikroskop (AFM) TMX 2000 der Fa. *TopoMetrix* bestimmt. Das verwendete Gerät besteht aus den in Abb. 3.12 dargestellten Komponenten, wobei ein xyz-Piezo-Scanner mit einem Meßbereich von maximal $70\ \mu\text{m}$ in xy-Richtung und $12\ \mu\text{m}$ in z-Richtung eingesetzt wurde. Gemessen wurden die Proben im Kontaktmodus.

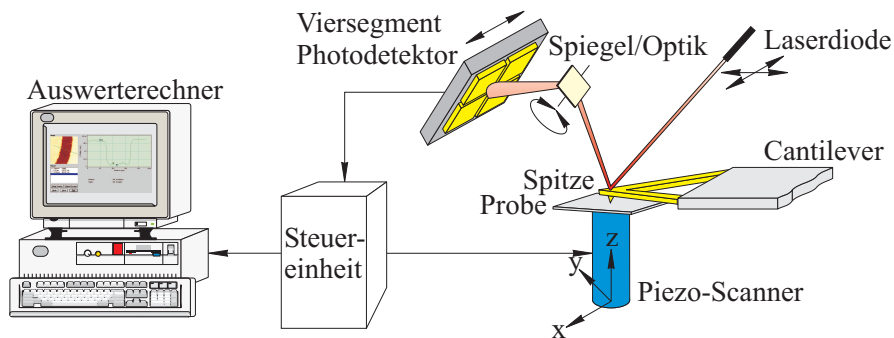


Abbildung 3.12: Schematische Darstellung des AFM-Prinzips im Kontaktmodus

3.3.4 Schichtdickenbestimmung

Die Dicken der gesputterten Schichten wurden in dieser Arbeit mittels Tolansky-Verfahren [430] bestimmt, d.h. aus der Verschiebung der Interferenzstreifen an einer Kante, wie in Abb. 3.13 a) gezeigt. Dafür wurden mehrere Proben bei Variation der Sputterleistung und -zeit hergestellt und für jedes zu sputternde Material die Sputterrate bestimmt (analog [431]). Für alle weiteren Proben wurden die Schichtdicken d_S anhand dieser Sputterraten berechnet. Die Berechtigung dieser Vorgehensweise konnte anhand der TEM-Querschnittsaufnahme in Abb. 3.13 b) nachgewiesen werden, wobei die berechnete d_S von $197\ \text{nm}$ und die gemessene d_S von $198,2\ \text{nm}$ exzellent miteinander übereinstimmen (Abweichung $< 1\%$).

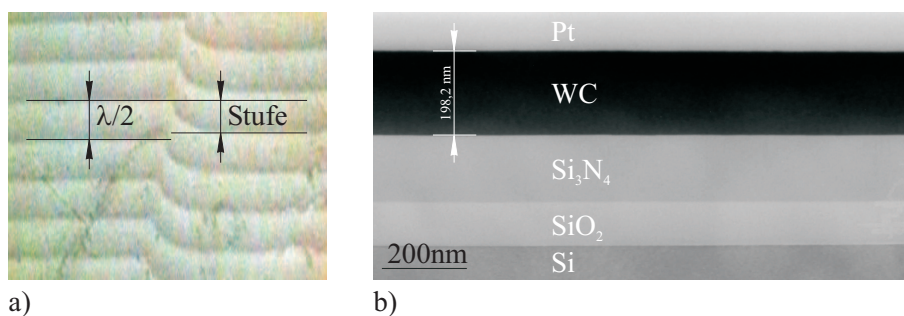


Abbildung 3.13: Schichtdickenbestimmung a) mittels Tolansky-Verfahren, b) anhand TEM-Querschnittsaufnahme

4 Ionenimplantation und Ausheilung

Mit den beiden vorangegangenen Kapiteln sind sowohl die theoretischen als auch die meßtechnischen Grundlagen für die umfassende Charakterisierung der Proben in diesem Kapitel gelegt worden. Nachfolgend wird zunächst auf allgemeine Fragen der Ionenimplantation und Ausheilung eingegangen, aus denen sich die Wahl der Implantationsparameter und die Ausheilprozedur für diese Arbeit ableiten. Im weiteren werden die genutzten Proben charakterisiert und einzelne Prozessschritte beschrieben. Abschließend werden die Ergebnisse der aus der Ionenimplantation und Ausheilung resultierenden Probenpräparation vorgestellt und ausgewertet.

4.1 Allgemeines

Die Zusammenhänge zwischen der Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren und der Größe des spezifischen Kontaktwiderstandes wurden im Abschn. 2.3.5 auf S.26 f. dargestellt. Im Ergebnis der theoretischen Betrachtungen wurde geschlußfolgert, daß eine Erhöhung der Akzeptorkonzentration die Verringerung des spezifischen Kontaktwiderstandes begünstigt. Aus diesem Grunde werden nachfolgend die Möglichkeiten zur Erhöhung der Dotierungskonzentration diskutiert.

SiC läßt sich während des Kristallwachstums bzw. der Epitaxie *in-situ* oder durch Diffusion bzw. Ionenimplantation *ex-situ* dotieren (vgl. Abschn. 2.4.1, 30 f.). Als Dotanden für Siliziumkarbid sind zum einen Al, Bor, Be, Ga und Sc als Akzeptoren und zum anderen N, P, As und Sb als Donatoren verwendbar, deren Ionisationsenergien im Abschn. 2.2.2 auf S.13 dargestellt sind. Die Löslichkeitsgrenzen dieser, auch als Verunreinigungen bezeichneten Dotanden, sind u.a. in [432] bzw. in [206] auf S.186 ff. zu finden.

Für die Untersuchungen in dieser Arbeit wurde die Ionenimplantation von Aluminium gewählt, da nur p-leitendes SiC betrachtet wird, Aluminium das niedrigste Akzeptorniveau besitzt und Al-dotierte Epitaxieschichten als Substrate verwendet werden¹. Die Betrachtungen zur *in-situ* bzw. *ex-situ* Dotierung von SiC beschränken sich daher im folgenden auf die Al-Dotierung.

Dotierung beim Wachstum – *in-situ*

Während der Epitaxie sind Schichtdotierungen *in-situ* mit Al bis zu maximalen Konzentrationen von $N_A = 2 \cdot 10^{21} \text{cm}^{-3}$ möglich [206,432], allerdings erst bei extrem hohen Wachstumstemperaturen. Im Normalfall lassen sich z.B. mittels CVD Al-Akzeptorkonzentrationen im 6H-SiC von $N_A^- = 4 \dots 6 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$ erreichen, d.h. die Al-Konzentration liegt im mittleren Be-

¹Wahl ein und desselben Akzeptors, um auch die späteren Berechnungen möglichst eindeutig zu gestalten.

reich von $N_A = 10^{20} \text{cm}^{-3}$ [113]. Auf die Dotierung während des Wachstums wird nicht weiter eingegangen, da sowohl die erreichbare Dotierungskonzentration zu gering als auch die *ex-situ* Dotierung definierter Probenbereiche technologisch interessanter ist, z.B. für niederohmige Kontaktschichten².

Dotierung durch Diffusion – *ex-situ*

Für die SiC Dotierung ist die Diffusion ebenfalls kein praktikabler Weg (vgl. [141, 279] und Abschn. 2.4.1, S.30 f.). Der Diffusionskoeffizient von Al im SiC liegt bei $3 \cdot 10^{-14} \text{cm}^2/\text{s}$ bis $6 \cdot 10^{-12} \text{cm}^2/\text{s}$ im Temperaturbereich von 1800°C bis 2300°C [432]. Des weiteren führt van Opdorp [279] aus, daß die Unterschiede zwischen der Al-Diffusion aus einer Schicht in das Substrat und aus einer Dampfphase frappierend sind. Im ersten Fall liegt der Diffusionskoeffizient D bei 2380°C bei $4 \cdot 10^{-15} \text{cm}^2/\text{s}$ und im zweiten Fall bei der gleichen Temperatur bei $2 \cdot 10^{-11} \text{cm}^2/\text{s}$. Diese Werte sind immer noch fünf bzw. eine Größenordnung kleiner, als bei der Al-Diffusion im Si bei nur 1300°C ($D \approx 10^{-10} \text{cm}^2/\text{s}$ [101]).

Es ist also zu erkennen, daß die Al-Dotanden im SiC einen sehr geringen Diffusionskoeffizienten aufweisen. Des weiteren sind die für die Diffusion benötigten Temperaturen ($>1800^\circ\text{C}$) für die Bauelementefertigung in der Praxis zu hoch [280]. Davis et al. [433] schreiben sogar, daß der Diffusionsprozeß im SiC Temperaturen größer 2000°C und relative lange Zeiten benötigt, um einen für die Bauelementherstellung notwendigen Massetransport zu erreichen. Unter solchen Bedingungen verdampfen die für die Dotierung wichtigen Oxidmasken. Schlußfolgernd ist festzustellen, daß aufgrund des sehr geringen Diffusionskoeffizienten und der notwendigen hohen Temperaturen eine Dotierung des SiC mittels Diffusion ausscheidet. Deshalb ist die Ionenimplantation die beste und eine absolut notwendige Technologie [434], die Dotierungskonzentration zu erhöhen.

4.1.1 Ionenimplantation

Als Ionenimplantation bezeichnet man den direkten Einbau von Störatomen in den Halbleiterkristall. Dazu werden von einer Ionenquelle geladene Teilchen des Dotanden unter dem Einfluß elektrischer und magnetischer Felder stark beschleunigt, in Massenseparatoren ihrer Masse entsprechend sortiert und die interessierenden Ionen zu einem hochreinen Ionenstrahl fokussiert. Die Eindringtiefe der Ionen hängt u.a. von ihrer Beschleunigung und ihrem Einschußwinkel ab. Die Konzentration der Ionen ist über die Strahldichte und über die Zeit des Ionenbeschusses dosierbar [101].

Bei der Ionenimplantation dringen die Ionen in das kristalline SiC-Substrat ein und werden durch Wechselwirkungen mit Elektronen und Atomkernen des Substrats abgebremst. Dabei wird ein Strahlenschaden auf der gesamten Bahn erzeugt, die das implantierte Ion durchläuft. Die implantierten Ionen, die nur zu einem kleinen Teil auf Gitterplätzen des Kristallgitters sitzen, müssen durch eine thermische Nachbehandlung auf Gitterplätze gebracht werden. Gleichzeitig werden auch Substratatome, die durch den Beschuß ihre Positionen verlassen haben, auf Gitterplätze zurückgebracht. Dieser Prozeß der Nachbehandlung wird als elektrische Aktivie-

²Die Schicht zwischen aktiver Halbleiterschicht und Kontaktmaterial im Bauelement wird hier als Kontaktschicht bezeichnet.

rung bzw. Ausheilung von Strahlenschäden oder auch als Rekristallisation amorphisierter Bereiche bezeichnet. Die Entstehung von Strahlenschäden kann durch besondere Varianten der Ionenimplantation, z.B. Ionenimplantation bei erhöhter Substrattemperatur, reduziert bzw. vermieden werden.

Aufgrund der direkten Zusammenhänge von Implantationsdosis, -energie und -temperatur auf die Bildung von Defekten und der sich daraus ergebenden, anschließend notwendigen Ausheiltemperatur, ist die Ionenimplantation nur in Verbindung mit der Ausheilung / Rekristallisation zu betrachten.

4.1.2 Ausheilung / Rekristallisation

Die Ionenimplantation und die anschließende Ausheilung / Rekristallisation ist die Schlüsseltechnologie für die reproduzierbare Herstellung selektiv dotierter Halbleitergebiete in der Bauelementefertigung [435]. Aus diesem Grunde existieren in der Literatur viele Untersuchungen zum Thema Ionenimplantation und Ausheilung. Am Beispiel der Al-Implantation (vgl. [121, 145, 435–459]) werden die kritische Implantationsdosis, das Implantationsprofil der Dotanden in Abhängigkeit von der Implantationsenergie, die Vorteile der erhöhten Substrattemperatur bei der Implantation und die anschließend notwendigen Ausheiltemperaturen näher untersucht.

Zum gegenwärtigen Stand der Forschung:

Kimoto et al. [441] schreiben, daß die kritische Dosis von Al^+ für die komplette Amorphisierung bei 10^{15}cm^{-2} liegt. Bei einer Dosis von z.B. 10^{14}cm^{-2} und anschließender Ausheilung oberhalb 1550°C lassen sich im 6H-SiC die Implantationsschäden komplett beseitigen, sofern die kritische Dosis nicht überschritten wird. Für 4H-SiC wurde von Tanaka et al. [450] ebenfalls festgestellt, daß nach der Implantation ($5 \cdot 10^{14}\text{cm}^{-2}$ bei Raumtemperatur) eine Ausheiltemperatur von 1550°C (20 min, Ar-Atmosphäre) für die elektrische Aktivierung der Al-Akzeptoren ausreichend ist. Laut Usov et al. [444] ist bekannt, daß die Amorphisierung von SiC nicht auftritt, wenn die Implantation bei erhöhten Temperaturen ($>500^\circ\text{C}$) durchgeführt wird. Das bedeutet, daß die Geschwindigkeit der Defekterzeugung (Gitterfehlstellen, Punktdefekte etc.) geringer ist als die Ausheilrate (Einbau auf Zwischengitterplätze, Wanderung zur Oberfläche etc.). Die Untersuchungen von Kawase et al. [437] ergaben, daß sich die durch Implantation erzeugte Defektdichte exponentiell mit einer Implantationstemperatur zwischen Raumtemperatur und 1000°C vermindert. Des weiteren läßt sich die Defektdichte von bei Raumtemperatur implantierten 6H-SiC Proben beim Tempern zwischen 800°C und 1000°C verringern, da amorphe Bereiche rekristallisieren. Bei einer Ausheiltemperatur von über 1200°C treten dann zwischen den Proben (Dosis: $5 \cdot 10^{14}\text{cm}^{-2}$ bzw. $5 \cdot 10^{16}\text{cm}^{-2}$) keine meßbaren Defektdichteunterschiede mehr auf. Der geringste Flächenwiderstand ist nach dem Tempern bei 1600°C für 30 min in Ar-Atmosphäre zu erreichen. Sowohl aus ökonomischer als auch aus technologischer Sicht sind möglichst geringe Ausheiltemperaturen anzustreben.

Erhöht man die Implantationsdosis auf über $3 \cdot 10^{17}\text{cm}^{-2}$ bei 500°C , dann zersetzt sich die SiC-Matrix und es bilden sich Si- und Al_4C_3 -Ausscheidungen, welche bei einer Dosis von 10^{17}cm^{-2} unter den gleichen Bedingungen noch nicht auftreten [448, 449]. Beim anschließenden Tempern bei 1400°C für 1 h zerfällt das Al_4C_3 , es bilden sich Al-Ausscheidungen, und der Kohlenstoff bildet mit den Si-Ausscheidungen wieder SiC [449]. Für die p-Dotierung des SiC

durch Fremdstoffeinbau von Al sind demnach bei einer Dosis von über 10^{17}cm^{-2} Grenzen gesetzt.

Panknin et al. [447] untersuchten für die Implantation von 6H-SiC den Einfluß der Implantationstemperatur, die Abhängigkeit von der Al-Konzentration und der Ausheiltemperatur auf die mikrostrukturellen und elektrischen Eigenschaften des SiC. Die Untersuchungen zeigten, daß sich mittels Implantation bei 400°C der geringste Widerstand erreichen läßt. Bei Al-Konzentrationen $< 2 \cdot 10^{20}\text{cm}^{-3}$ genügt eine Ausheiltemperatur von 1650°C für die elektrische Aktivierung der Ladungsträger. Dagegen ist bei höheren Al-Konzentrationen eine starke Abhängigkeit von der Ausheiltemperatur zu beobachten. Die Löcherkonzentration erhöht sich mit zunehmender Temperatur. Da bei Erhöhung der Ausheiltemperatur in einem Temperofen mit verstärkter Sublimation und Ätzung der SiC-Oberfläche zu rechnen ist, wird versucht, ein Kurzzeitverfahren, wie die Blitzlampenausheilung zu verwenden. Laut Wirth et al. [443] und Panknin et al. [121] ist mittels Blitzlampenausheilung eine höhere Effizienz des Akzeptoreinbaus im Vergleich zur üblichen Ofenausheilung von 6H-SiC zu erreichen. Für 4H-SiC sollte das Verfahren ebenfalls anwendbar sein, wobei entsprechende Untersuchungen noch offen sind.

Zusammenfassend läßt sich feststellen, daß sich mit der Ionenimplantation von Aluminium die Möglichkeit bietet, die Störstellenkonzentration im oberflächennahen Bereich des p-SiC auf über $N_A = 10^{21}\text{cm}^{-3}$ zu erhöhen und damit eine Konzentration elektrisch aktiver Störstellen von ca. $N_A^- = 10^{19}\text{cm}^{-3}$ zu erreichen. Es ist zu beachten, daß die kritische Al⁺-Dosis von 10^{15}cm^{-2} bei Raumtemperatur nicht überschritten bzw. bei erhöhter Substrattemperatur implantiert wird, um die Amorphisierung zu vermeiden und Implantationsschäden zu vermindern. Für die Ausheilung der Implantationsschäden und die elektrische Aktivierung der Al-Akzeptoren im 4H- und 6H-SiC ist eine Ausheiltemperatur von 1550°C ausreichend, höhere Temperaturen sind jedoch vorteilhaft. Mittels modifizierter Ausheilmethoden, wie z.B. der Blitzlampenausheilung, ist eine höhere Effizienz des Akzeptoreinbaus erreichbar.

4.1.3 Wahl der Parameter für Implantation und Ausheilung

Im folgenden wird die Wahl der Parameter für die Implantation und Ausheilung beschrieben. Ziel war es, eine möglichst hohe Konzentration aktiver Akzeptoren im oberflächennahen Bereich zu erreichen. Dieses läßt sich zum einen mittels hoher Al-Implantationsdosis und zum anderen mittels Implantation durch eine dünne Al-Schicht verwirklichen, wie anhand von TRIM-Berechnungen in diesem Abschnitt erstmals gezeigt wird. Zum Zeitpunkt der Implantation und Ausheilung war bekannt, daß sich mit erhöhten Substrattemperaturen bei der Implantation sowohl die Amorphisierung des SiC vermeiden als auch die elektrische Aktivierung bei der anschließenden Ausheilung verbessern läßt.

Implantation durch eine dünne Al-Schicht

Der Implantation durch eine dünne Al-Schicht liegen zwei Ideen zugrunde. Zum einen läßt sich das Maximum der Akzeptorkonzentration³ zur Substratoberfläche hin verschieben und zum anderen soll eine möglichst hohe Akzeptorkonzentration erreicht werden. Zur Implantation

³Das Maximum der Akzeptorkonzentration wird im folgenden als Implantationsmaximum bezeichnet.

durch eine Schicht konnten nur drei Veröffentlichungen gefunden werden. Satoh et al. [455] nutzten die Al-Implantation durch eine SiO_2 -Schicht und Lee et al. [456] durch eine Si_3N_4 -Schicht zur Verschiebung des Implantationsmaximums zur ursprünglichen 4H-SiC-Oberfläche hin. Kalina et al. [454] berichteten von der Implantation durch eine sehr dünne Al-Schicht, wodurch sich nach der Ausheilung die Al-Konzentration im oberflächennahen Bereich um eine Größenordnung im Vergleich zur direkten Implantation in die 4H-SiC-CVD-Schicht erhöhen lässt. Die Arbeiten zeigen die Realisierbarkeit der beiden eingangs genannten Ideen.

Simulation mit TRIM

Zur Auswahl geeigneter Parameter für die Ionenimplantation wurden die zu erwartenden Implantationsprofile mittels TRIM simuliert. Laut Stief [458] können mit den Computerprogrammen TRIM, PRAL und RAMM die Reichweiteparameter für amorphes SiC berechnet werden. Die mit den Programmen simulierten Profile stimmen im Bereich weniger Prozent überein, differieren aber zu den gemessenen Profilen vor allem in der Tiefe. Vereinfachend werden diese möglicherweise auftretenden Abweichungen im weiteren vernachlässigt, da an dieser Stelle vorrangig die Abschätzung der Implantationstiefe und der Ladungsträgerverteilung relevant ist.

Die in Abb. 4.1 dargestellten Implantationsprofile wurden mit Hilfe des Programms TRIM (Version 91.14) errechnet. In Abb. 4.1 a) ist der erwartete Verlauf der Al-Konzentration über der Tiefe für verschiedene Implantationsenergien (30 keV, 50 keV bzw. 70 keV) bei einer Implantationsdosis von $6 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$ abgebildet. Die Maxima der Al-Konzentration werden bei etwa 35 nm, 55 nm bzw. 80 nm erreicht, während die maximalen Eindringtiefen der implantierten Ionen bei etwa 80 nm, 115 nm bzw. 137 nm liegen.

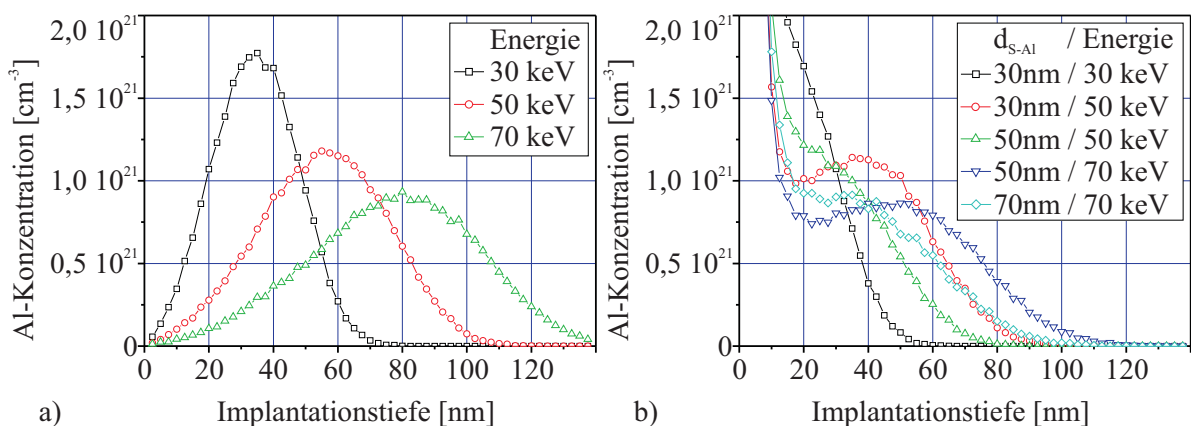


Abbildung 4.1: Berechnete Al-Implantationsprofile in Abhängigkeit a) der Implantationsenergie b) der Energie und der Al-Schichtdicke, durch die implantiert wurde

Wird die Implantation durch eine 30 nm, 50 nm bzw. 70 nm dicke Al-Schicht für die oben genannten Implantationsenergien simuliert und anschließend die Al-Schicht wieder entfernt, dann erhält man die in Abb. 4.1 b) dargestellten Implantationsprofile. Aus den Simulationsergebnissen wurde der Implantationsplan in Tab. 4.1 jeweils für fünf 4H- und 6H-SiC Wafer in Abhängigkeit von der Implantationsenergie E_{Imp} und der Aluminiumschichtdicke d_{S-Al} für die Durchimplantation abgeleitet. Die genaue Waferspezifikation der verwendeten Wafer

(z.B. Waferorientierung oder Dicke der Epitaxieschicht) ist in Tab. B.1 im Anhang zu finden. Die Dotierung der Epitaxieschichten $N_A(\text{Grunddotierung})$ von ca. 10^{18}cm^{-3} wurde als unterer Grenzwert für die Bestimmung der Implantationstiefe $d_S(\text{Ziel lt. TRIM})$ festgelegt. Aus der Integration der Ladungsträgerverteilung über der Tiefe wurde die mittlere Akzeptorkonzentration $N_A(\text{Ziel lt. TRIM})$ bestimmt.

Implantationsenergie $E_{Imp.}$		30 keV	50 keV	70 keV
d_{S-Al}				
30 nm	Nr. / Polytyp	H20A / 4H-SiC	H24A / 4H-SiC	
	$N_A(\text{Grunddotierung})$ [cm^{-3}]	$1,5 \cdot 10^{18}$	$1,7 \cdot 10^{18}$	
	Nr. / Polytyp	H32A / 6H-SiC	H34A / 6H-SiC	
	$N_A(\text{Grunddotierung})$ [cm^{-3}]	$1,5 \cdot 10^{18}$	$1,7 \cdot 10^{18}$	
	$N_A(\text{Ziel lt. TRIM})$ [cm^{-3}]	$8,1 \cdot 10^{21}$	$3,7 \cdot 10^{21}$	
	$d_S(\text{Ziel lt. TRIM})$ [nm]	61,7	99,8	
50 nm	Nr. / Polytyp		H25A / 4H-SiC	H21A / 4H-SiC
	$N_A(\text{Grunddotierung})$ [cm^{-3}]		$1,7 \cdot 10^{18}$	$2,0 \cdot 10^{18}$
	Nr. / Polytyp		H35A / 6H-SiC	H31A / 6H-SiC
	$N_A(\text{Grunddotierung})$ [cm^{-3}]		$2,1 \cdot 10^{18}$	$2,3 \cdot 10^{18}$
	$N_A(\text{Ziel lt. TRIM})$ [cm^{-3}]		$4,6 \cdot 10^{21}$	$2,6 \cdot 10^{21}$
	$d_S(\text{Ziel lt. TRIM})$ [nm]		87,3	123,5
70 nm	Nr. / Polytyp			H23A / 4H-SiC
	$N_A(\text{Grunddotierung})$ [cm^{-3}]			$3,6 \cdot 10^{18}$
	Nr. / Polytyp			H33A / 6H-SiC
	$N_A(\text{Grunddotierung})$ [cm^{-3}]			$2,5 \cdot 10^{18}$
	$N_A(\text{Ziel lt. TRIM})$ [cm^{-3}]			$3 \cdot 10^{21}$
	$d_S(\text{Ziel lt. TRIM})$ [nm]			111,7

Tabelle 4.1: Implantationsplan für 4H- und 6H-SiC Wafer in Abhängigkeit von der Implantationsenergie und der Aluminiumschichtdicke d_{S-Al}

Anhand der Literatursauswertung und der Berechnungen wurde für die Implantation eine Al-Implantationsdosis von $6 \cdot 10^{15}\text{cm}^{-2}$ bei einer Implantationstemperatur von 400°C gewählt. Von höheren Substrattemperaturen wurde aufgrund der Schmelztemperatur von Al ($\sim 660^\circ\text{C}$) abgesehen. Entsprechend wurden die Ausheilbedingungen mit 1650°C für 10 min in Ar-Atmosphäre festgelegt. Die neueste Literatur [447] bestätigt, daß günstige Implantations- und Ausheilparameter gewählt wurden.

4.2 Experimentelles

Nach der Wahl der Implantationsparameter werden im weiteren die experimentellen Bedingungen und die Durchführung der Versuche zur Implantation und Ausheilung erläutert. Die genutzten Proben werden charakterisiert. Die Probenreinigung, das Sputtern und die Ionenimplantation von Aluminium, die Entfernung der Aluminiumschicht durch Ätzen und die Ausheilung / Rekristallisation werden beschrieben.

4.2.1 Charakterisierung der genutzten Proben

Für die Untersuchungen standen jeweils fünf 4H- und 6H-SiC-Wafer von *Cree Research Inc.* zur Verfügung. Alle gelieferten Wafer der Qualität „*Research*“ hatten Si(0001)-Oberflächen, Durchmesser von ca. 35 mm und Dicken zwischen 0,351 mm und 0,356 mm. Auf den n-leitenden Substraten wurden von *Cree Research* 10 μm dicke, p-leitende d.h. Al-dotierte Epitaxieschichten aufgewachsen und mittels C-V Messungen (N_A - N_D) die jeweilige Waferdotierung bestimmt. Die Dotierung der 4H-SiC-Wafer lag im Bereich von $1,5 \dots 3,6 \cdot 10^{18} \text{cm}^{-3}$ und die der 6H-SiC-Wafer im Bereich von $1,5 \dots 2,5 \cdot 10^{18} \text{cm}^{-3}$. Die 4H-SiC-Wafer waren 8° und die 6H-SiC-Wafer $3,5^\circ$ fehlorientiert (vgl. auch Waferspezifikation von *Cree Research* [203]). Die genaue Spezifikation der verwendeten Wafer ist im Anhang in Tab. B.1 zu finden.

Vor Beginn der Experimente wurden alle Proben ausführlich charakterisiert und die Ergebnisse dokumentiert. Für jede Probe wurde systematisch eine Probendokumentation mit allen Einzelheiten geführt. Die Dokumentation beinhaltet jeden Prozessschritt des Probenzyklus (vgl. Abb. 1.1), alle Untersuchungsergebnisse (Oberflächenmorphologie, Struktur, elektrische Eigenschaften etc.) und die Lage von Defekten, Halteklammern beim Sputtern und Implantieren, sowie von Bruch- und Schnittkanten.

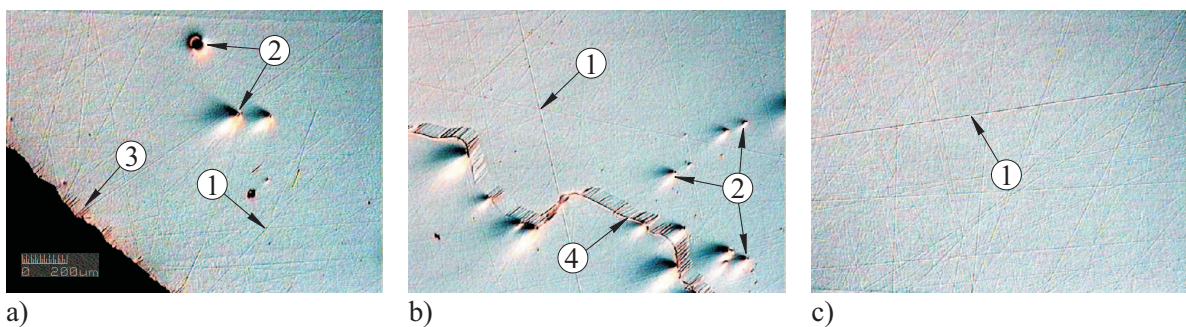


Abbildung 4.2: Mikroskopische Aufnahmen einer originalen SiC-Oberfläche (Probe H24)
 a) am Waferrand, b) 4 mm vom Rand entfernt und c) in der Wafermitte
 (1) Polierkratzer, (2) dreieckige Vertiefungen – Ursache sind *micropipes*, (3) Risse am Waferrand, (4) Risse in der epi-Schicht

In Abb. 4.2 sind die lichtmikroskopischen Aufnahmen der für alle Proben charakteristischen, originalen SiC-Oberfläche am Beispiel der 4H-SiC-Probe H24 dargestellt. Die Abbildungen zeigen typische, vom Herstellungsprozess herrührende Polierkratzer (1). In Abb. 4.2 a) und b) sind die auf Seite 29 schon beschriebenen Vertiefungen (2) zu sehen, deren Ursache *micropipes* sind [113, 205]. Weitere, optisch zu erkennende Defekte sind Risse am Waferrand (3) und in der epi-Schicht (4). Ausgenommen der Polierkratzer (1) sind die Defekte (2 bis 4) für den anschließenden Bearbeitungsprozess problematisch, da sich die Risse ausbreiten und zum Bruch führen oder die Defekte Meßfehler in den darüberliegenden Strukturen verursachen können.

Nach optischen Messungen wiesen die verwendeten 4H-SiC-Wafer vor allem im Randbereich eine etwas breitere Defektzone als die 6H-SiC-Wafer auf. In der Praxis bedeutet das für die SiC-Wafer mit 35 mm Durchmesser (Gesamtfläche: 962mm^2) in der Qualität „*Research*“, daß nicht nur die äußeren 2 mm (vgl. Abschn. 2.4, S.28) mit Einschränkung bzw. nicht nutzbar

sind, sondern eine Defektzone von 3 bis 6 mm (Restfläche: 660 bis 415 mm²) beachtet werden muß. Damit sind bis zu 50% der Waferfläche nur bedingt verwendbar, d.h. bei weiteren Untersuchungen treten gehäuft Fehlmessungen auf. Die Verwendung von „*Production Grade*“-Wafern mit geringer Defekt- und *micropipe*-Dichte sind somit, trotz des viel höheren Preises, zukünftig empfehlenswert.

Die 4H- und 6H-SiC-Oberflächen der Wafer wurden mit dem AFM untersucht. Die 4H-SiC-Wafer sind etwas rauher als die 6H-SiC-Wafer, wobei durchschnittlich der quadratische Mittenrauhwert bei ca. 1,9 nm (4H-SiC) bzw. 0,5 nm (6H-SiC) bei einer mittleren Rauhtiefe von 5,6 nm bzw. 2,3 nm lag. Damit ist die Rauheit der SiC-Epitaxieschichten schon fast mit der Rauheit der in der Halbleitertechnologie üblichen Si-Wafer vergleichbar. Eine typische Oberflächenstruktur der SiC-Wafer konnte anhand der Messungen nicht festgestellt werden.

Die Ausgangsproben waren mittels Vier-Spitzen-Methoden (vgl. Abschn. 3.1.1) elektrisch nicht zu charakterisieren, da ihre Leitfähigkeit zu gering war und sich nach dem Aufsetzen der Meßspitzen keine reproduzierbaren Kennlinien messen ließen. Weitere systematische Untersuchungen wurden an den genutzten Proben nicht durchgeführt, da die bereits dargestellten Ergebnisse zur Probencharakterisierung für diese Arbeit vollkommen ausreichen.

Im folgenden wurde je ein Wafer der beiden Polytypen unter den gleichen Bedingungen präpariert, um einen direkten Vergleich der Ergebnisse zwischen den beiden Polytypen vornehmen zu können. Der Vergleich ist sowohl in Bezug auf die Ladungsträgerkonzentration, den spezifischen Widerstand und die Ladungsträgerbeweglichkeit des SiC nach Implantation und Ausheilung von Interesse als auch für den Nachweis von Analogien und Unterschieden bei der Kontaktierung von 4H- und 6H-SiC wichtig.

4.2.2 Probenreinigung

Bevor die Proben mit Al beschichtet werden konnten, war die Reinigung der durch die Untersuchungen verschmutzten SiC-Proben notwendig. Da der Gesamtprozeß nicht im Reinraum und über einen längeren Zeitraum (Prozeßschritte im Forschungszentrum Rossendorf und im Zentrum für Mikrotechnologien in Chemnitz) durchgeführt wurde, war eine wiederholte Probenreinigung erforderlich. Im weiteren werden die verschiedenen Reinigungsprozeduren bewertet, da die Präparation von chemisch sauberen und atomar glatten SiC-Oberflächen ein wichtiger Faktor für die Kontaktqualität ist [159, 281]. Anschließend werden die Reinigungsschritte für die mehrfach notwendige Probenreinigung und vor dem Beschichtungsprozeß vorgestellt.

Reinigungsprozeduren laut Literatur

Nach Porter et al. [100] gibt es kein naßchemisches Verfahren, welches die Oberflächenoxide vollständig entfernt. Der aus der Silizium-Technologie bekannte HF-dip entfernt nur die am Si angelagerten Sauerstoffatome. Eine vollständige Entfernung der Oberflächenoxide durch eine rein thermische Behandlung im Vakuum setzt erst oberhalb von 1050°C ein und geht mit der Graphitisierung der Oberfläche einher. Eine erfolgreich erprobte Methode, diese Graphitisierung zu verhindern, ist die Temperung der Probe bei 850-950°C im Silanfluß. Dieses führt zu einer sauerstofffreien, aber siliziumreichen Oberfläche. Das überschüssige Si kann durch eine

sofort anschließende RTA-Temperung bei ca. 960-1160°C entfernt werden. Schon anhand der vorangegangenen Ausführungen ist zu erkennen, daß es sich bei der Präparation chemisch sauberer SiC-Oberflächen um eine sehr komplexe Aufgabenstellung handelt.

Eine qualitative Bewertung der Oberflächenpräparation in 3 Stufen (sehr gut, gut, annehmbar) haben Porter et al. [100] vorgenommen. Das Bewertungssystem basiert auf Oberflächenanalysen des SiC mit XPS und wird auch in der vorliegenden Arbeit verwendet. Eine Oberflächenpräparation mit Oberflächenoxid-Ätzschritt und anschließendem Heizen im Hochvakuum oder Ultrahochvakuum zum Entfernen der Kohlenwasserstoffe wurde mit sehr gut bewertet. Die chemische Oberflächenreinigung mit anschließendem Oberflächenoxid-Ätzschritt wurde als gut eingestuft. Demnach ist auch die oft verwendete Standard RCA⁴ mit gut zu beurteilen. Gesputterte, im Vakuum gespaltete, mittels *Reactive Ion Etching* (RIE), *Focused Ion Beam* (FIB), *Inductively Coupled Plasma* (ICP) oder *Electron Cyclotron Resonance* (ECR) präparierte Oberflächen wurden nicht bewertet.

In der vorliegenden Arbeit wird zur Oberflächenreinigung u.a. eine Sputterreinigung eingesetzt. Die zu reinigende Oberfläche wird hier mit Ar-Ionen beschossen, wobei Material von der Oberfläche abgesputtert wird. Das kann einerseits zur unerwünschten Amorphisierung der Oberfläche führen und zum anderen können Oberflächenbestandteile bevorzugt abgetragen werden. Bozack [159] schreibt jedoch, daß in verschiedenen Studien beim Ar-Ionenbeschuß mit niedriger Energie keine Amorphisierung und kein bevorzugtes Sputtern nachgewiesen werden konnte. Die gewählte Sputterreinigung bei niedriger Energie ist demzufolge zur Oberflächenreinigung geeignet.

Verwendete Reinigungsprozedur

Folgende Reinigungsprozedur wurde im Rahmen dieser Arbeit angewendet:

1. Reinigung mit Dichlormethan (2 min, Ultraschallbad), Spülen mit deionisiertem Wasser,
2. Reinigung mit Aceton (2 min, Ultraschallbad), Spülen mit deionisiertem Wasser,
3. Reinigung mit Methanol (2 min, Ultraschallbad), Spülen mit deionisiertem Wasser,
4. HF-dip, 2 min, 5%ige HF, Spülen mit deionisiertem Wasser,
5. Spülen mit Ethanol und Abblasen mit trockenem Stickstoff,
6. Einschleusen in die Sputteranlage und Abpumpen bis zum Basisdruck von $4 \cdot 10^{-7}$ mbar,
7. Sputterreinigung mit Argon-Plasma für 30 s bei 200 W, Argonfluß 100 sccm, Druck $7,6 \cdot 10^{-3}$ mbar.

Die Reinigungsschritte 1, 2 und 3 dienen vor allem zur Entfernung organischer Verunreinigungen und der HF-dip entfernt teilweise das Oberflächenoxid. Der 5. Schritt ist geeignet, eine rückstandsfreie Oberfläche zu präparieren. Die beiden letztgenannten Reinigungsschritte

⁴Als Standard RCA wird eine 1970 in den RCA Laboratorien entwickelte Reinigungsprozedur für Silizium Halbleiterbauelemente bezeichnet. Sie beinhaltet die drei folgenden Reinigungsschritte: I. Organisch sauber: Entfernung von unlöslichen organischen Kontaminationen mit einer 5:1:1/H₂O:H₂O₂:NH₄OH Lösung. II. Oxid-Ätzen: Entfernung der dünnen SiO₂-Schicht mit einer verdünnten 50:1/H₂O:HF Lösung. III. Ionisch sauber: Entfernung von Ionen- und Schwermetall-Kontaminationen mit einer Lösung von 6:1:1/H₂O:H₂O₂:HCl.

entfernen letzte Reste von Verunreinigungen und vom Oberflächenoxid. Die gesamte Reinigungsprozedur wurde jeweils vor der Metallisierung mit Al, WSi₂, Al/Ti, WC bzw. W/WC angewendet. Für die mehrmalige Probenreinigung zwischen den verschiedenen Untersuchungen zur Charakterisierung der Proben bzw. zwischen den einzelnen Prozessschritten wurden nur die Reinigungsschritte 1, 2, 3 und 5 durchgeführt.

4.2.3 Sputtern von Aluminium

Zur Sputterratenbestimmung wurden Al-Schichten gesputtert und analog Abschn. 3.3.4 die Schichtdicken bestimmt. Anhand der berechneten Sputterrate wurden die gereinigten SiC-Proben mit 30 nm, 50 nm bzw. 70 nm Al entsprechend Tab. 4.1 beschichtet. Bei einem Argonfluß von 80 sccm stellte sich in der Sputteranlage (vgl. Abb. 5.7 a) ein Druck von $6,2 \cdot 10^{-3}$ mbar ein. Die reale Sputterleistung (51,8 W und 53,3 W) lag etwas über dem Sollwert von 50 W, so daß die Sputterzeit entsprechend der Zielvorgabe angepaßt werden mußte. Im Ergebnis des Sputterprozesses waren die Al-Schichtdicken etwa 1% dünner als die vorgegebenen Werte, d.h. 29,7 nm, 49,5 nm bzw. 69,3 nm.

4.2.4 Ionenimplantation von Aluminium

Die Ionenimplantation der zuvor mit Al beschichteten SiC-Wafer übernahm das Forschungszentrum Rossendorf. Entsprechend den Festlegungen im Abschn. 4.1.3 wurden die Proben ganzflächig mit Al bei einer Implantationsdosis von $6 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$, einer Implantationstemperatur von 400°C und den in Tab. 4.1 aufgelisteten Implantationsenergien implantiert.

4.2.5 Entfernung der Aluminiumschicht durch Ätzen

Aufgrund der für die Ausheilung notwendigen hohen Temperaturen (weit über der Schmelztemperatur von Al), mußten die Al-Schichten, durch die implantiert worden ist, wieder entfernt werden. Dazu wurden die Proben mit einer Phosphorsäure-Salpetersäure-Lösung (H₃PO₄:HNO₃) bei 20°C für 2 min naßchemisch geätzt. Eine Veränderung der Probenoberflächen durch das naßchemische Ätzen wurde nicht erwartet und konnte anhand von AFM-Messungen auch nicht nachgewiesen werden.

4.2.6 Ausheilung / Rekristallisation

Die Ausheilung / Rekristallisation der Proben wurde im Forschungszentrum Rossendorf durchgeführt. Die Proben wurden gemäß Abschn. 4.1.3 auf S.59 bei 1650°C für 10 min in Ar-Atmosphäre ausgeheilt. Dazu wurden die Proben in einen Tiegel mit Si-Deckel gelegt, die Temperanlage (JIPELEC) bis ca. $1 \cdot 10^{-6}$ mbar evakuiert, mit Ar gespült, schnell aufgeheizt (1 s/700°C, 19 s/750°C, 85 s/1600°C, 10 s/1650°C), 10 min bei 1650°C getempert und anschließend über 30 min unter Ar-Atmosphäre abgekühlt. Da die Wafer H20AI und H21AI beim Ausheilen zerbrachen, wurden die restlichen Wafer vor der Ausheilung in später ohnehin notwendige Waferviertel aufgeteilt. Als Ursache für das Zerbrechen der beiden Wafer sind Thermische Spannungen beim Aufheizprozeß in Verbindung mit den bereits vorhandenen Rissen am Waferrand (Defekt (3) in Abb. 4.2) auszumachen.

4.3 Ergebnisse der Probenpräparation

Nachfolgend werden die Ergebnisse der Probenpräparation mittels Ionenimplantation durch eine dünne Al-Schicht und der Ausheilung / Rekristallisation dargestellt. Die simulierte und die reale Implantationstiefe werden miteinander verglichen, Implantationsschäden charakterisiert, Unterschiede der Oberflächenmorphologie gezeigt und die gemessenen und berechneten elektrischen Eigenschaften der Proben vorgestellt.

4.3.1 Implantationstiefe und Implantationsschäden

Abb. 4.3 zeigt TEM-Querschnittsaufnahmen von Implantationsschäden nach der Ausheilung und Metallisierung von 4H- und 6H-SiC-Proben. Mit diesen Abbildungen wird den späteren Ergebnissen schon etwas vorgegriffen, da hier die gute Übereinstimmung der Implantationstiefe in Theorie und Praxis nachgewiesen werden kann.

Die tiefsten erkennbaren Defekte in Abb. 4.3 wurden als untere Begrenzung für die Implantationsschäden markiert. Aus den Querschnittsaufnahmen läßt sich erkennen, daß die Implantationsschäden parallel zur ursprünglichen SiC-Oberfläche verlaufen, welche nach der Ausheilung beim 4H-SiC flache und beim 6H-SiC höhere Stufen aufweist. Für die Messung der Implantationstiefe wurden die jeweils höchsten Bereiche auf den Stufen (ursprüngliche Oberfläche) als obere Begrenzung gewählt. In Abb. 4.3 a) von Probe H20AI1S ist zu erkennen, daß die mit TRIM berechnete Implantationstiefe von 61,7 nm bei d_{S-Al} von 30 nm und $E_{Imp.}$ von 30 keV gut mit der eingezeichneten Tiefe von 63,7 nm korreliert. Gleiches gilt für Probe H25AI3S ($d_{S-Al} = 50$ nm, $E_{Imp.} = 50$ keV) in Abb. 4.3 b) mit 87,3 nm kalkulierter und 85,4 nm gemessener Implantationstiefe bzw. für Probe H31AI4S ($d_{S-Al} = 50$ nm, $E_{Imp.} = 70$ keV) in Abb. 4.3 c) mit 123,5 nm berechneter und 125,3 nm gemessener Implantationstiefe.

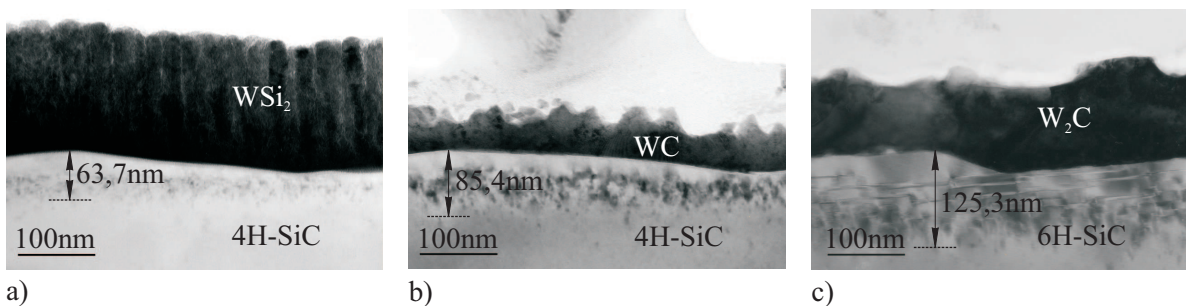


Abbildung 4.3: TEM-Querschnittsaufnahmen von Implantationsschäden nach der Ausheilung und Metallisierung

a) $d_{S-Al} = 30$ nm bei $E_{Imp.} = 30$ keV (Probe H20AI1S), b) 50 nm bei 50 keV (Probe H25AI3S), c) 50 nm bei 70 keV (Probe H31AI4S)

Hallén et al. [451] verwendeten das Programm TRIM zur Simulation der Defekt- und Implantationstiefe und verglichen die Ergebnisse mit SIMS und TEM. Die simulierten und die gemessenen Profile stimmten ausgezeichnet miteinander überein und sind mit den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit gut vergleichbar. Ähnliche Untersuchungen führte Stief [458] am

4H-SiC durch und zeigt TEM-Aufnahmen von Punktdefekten bzw. Cluster von Punktdefekten und Stapelfehlern, wie sie analog sowohl in Abb. 4.3 als auch in Abb. 4.4 zu erkennen sind (vgl. auch [437,444] für 6H-SiC). Besonders deutlich sind in Abb. 4.4 Stufenversetzungen erkennbar, von denen einige zusätzlich mit Pfeilen markiert sind.

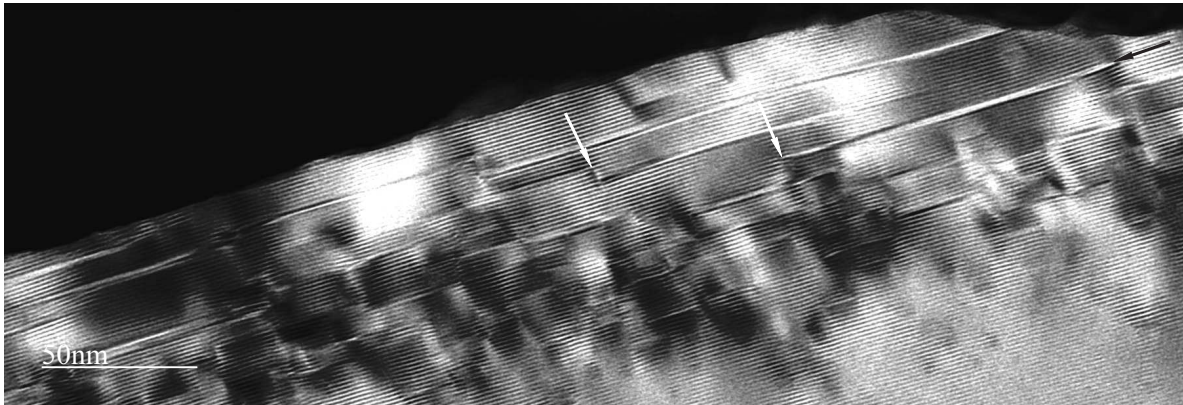


Abbildung 4.4: TEM-Querschnittsaufnahme von Versetzungen nach der Ausheilung und Metallisierung im 6H-SiC (Probe H31AI4S)

Anhand der TEM-Querschnittsaufnahme in Abb. 4.4 ist außerdem nachzuweisen, daß die Proben nach der Implantation und Ausheilung keine amorphen Bereiche aufweisen. Bis zur Oberfläche hin lassen sich Netzebenen eindeutig identifizieren. Gleiches ist für alle weiteren mittels Transmissionselektronenmikroskopie untersuchten Proben festzustellen.

4.3.2 Oberflächenmorphologie

Die in den TEM-Aufnahmen gezeigten Stufen spiegeln sich in der Oberflächenmorphologie wider, die mittels Lichtmikroskop und AFM gemessen wurde. Die lichtmikroskopische Aufnahme einer implantierten und ausgeheilten 4H-SiC-Probe ist in Abb. 4.5 a) und einer 6H-SiC-Probe in Abb. 4.5 b) in je zwei Vergrößerungen dargestellt. Dabei sind jeweils zwei Bereiche zu unterscheiden. Der Bereich unter der Implantationsklammer (1) zeichnet sich deutlich vom Bereich der im weiteren genutzten Probenoberfläche (2) ab. Zwei weitere Bereiche (3) und (4) in Abb. 4.5 a) sind optisch relativ schwer wahrzunehmen. Sie liegen genau in dem Probenbereich ohne Al-Beschichtung während der Implantation. Dieser entstand, da die Wafer beim Al-Sputtern am Rand von zwei Klammern gehalten und die darunterliegenden Probenbereiche nicht mit Al beschichtet wurden.

Aus den lichtmikroskopischen Aufnahmen ist sowohl eine rauhe als auch unterschiedlich strukturierte Oberfläche zu erkennen. Anhand von AFM-Messungen (Abschn. 3.3.3) läßt sich die Oberflächenmorphologie noch genauer bestimmen. So ließ sich mit dem AFM nachweisen, daß der optisch sichtbare Übergang (1)–(4) bzw. (2)–(3) nicht auf eine Änderung der Oberflächenmorphologie zurückzuführen ist, sondern daß es sich bei diesem Übergang einzig um eine Änderung der optischen Eigenschaften handelt. Trotz intensiver AFM-Untersuchungen waren keine Veränderungen der Oberflächenmorphologie zwischen den genannten Bereichen (1)–(4)

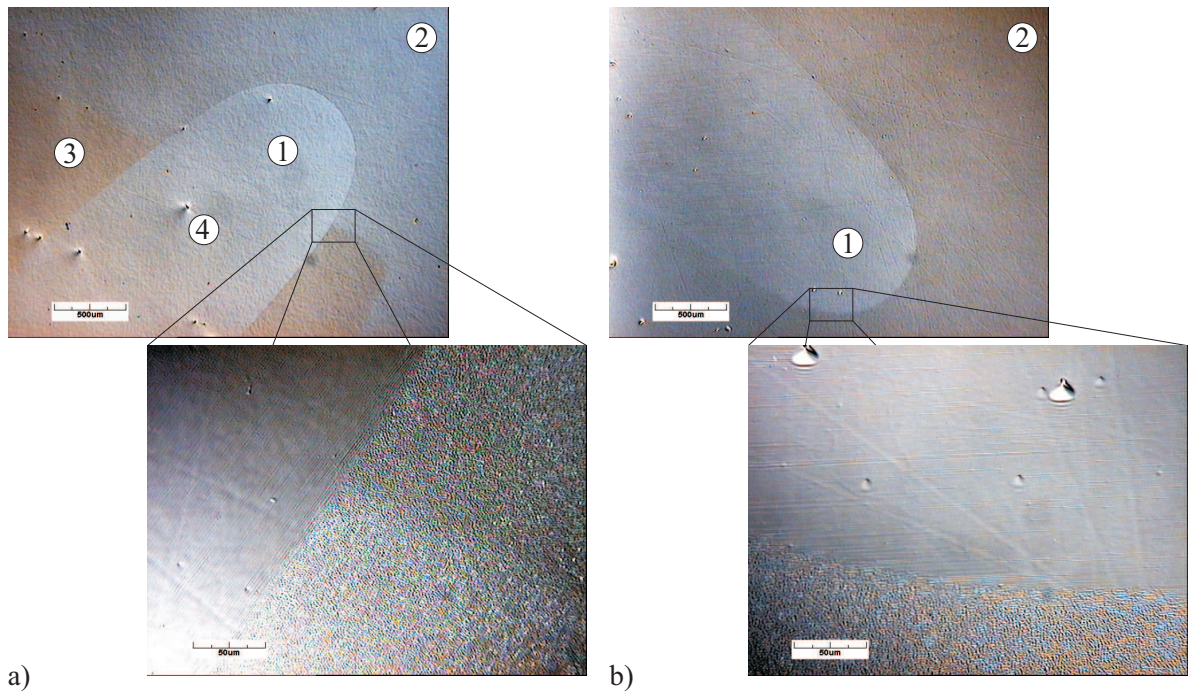


Abbildung 4.5: Mikroskopische Aufnahmen der implantierten und ausgeheilten SiC-Proben
 a) 4H-SiC (Probe H20AI5), b) 6H-SiC (Probe H33AI5)
 (1) Implantationsklammer, (2) im weiteren genutzte Probenoberfläche, (3) Probenbereich bzw. (4) Bereich unter der Implantationsklammer der bei der Implantation nicht mit Al beschichtet war

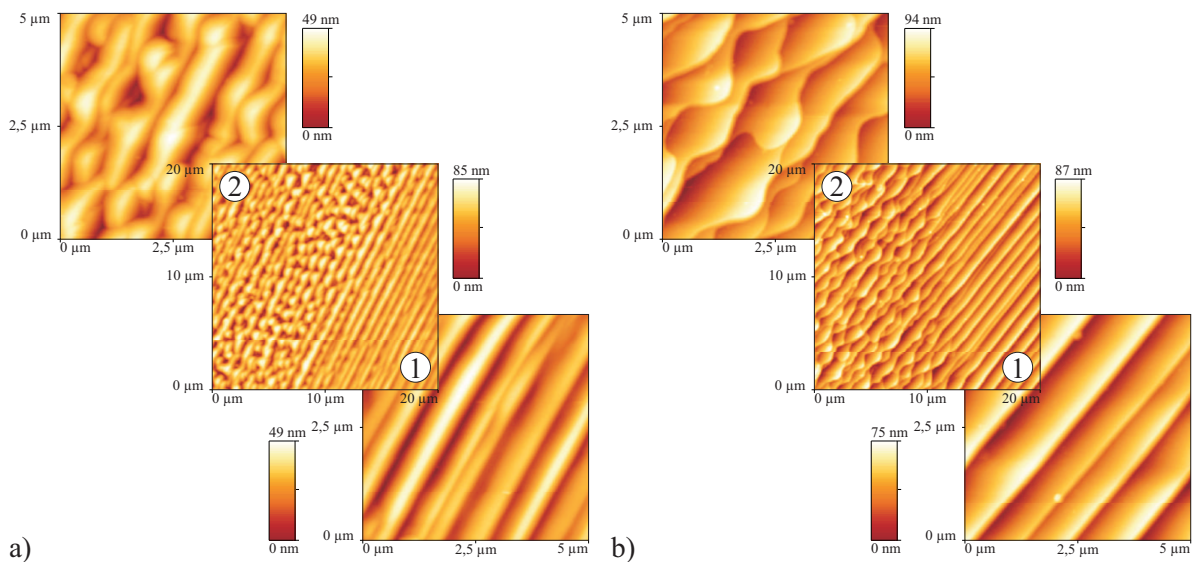


Abbildung 4.6: AFM an den Proben nach Implantation und Ausheilung
 a) 4H-SiC (Probe H20AI5), b) 6H-SiC (Probe H33AI5)
 (1) Implantationsklammer, (2) im weiteren genutzte Probenoberfläche

bzw. (2)–(3) zu finden. Verursacht wird dieser optische Effekt demnach durch die unterschiedliche Implantationstiefe. Indes ist die Änderung der Oberflächenstruktur zwischen den Bereichen (1) und (2) in den Abbildungen 4.6 a) und b) für 4H- und 6H-SiC anhand von AFM-Aufnahmen bei lateraler Auflösung von $20\ \mu\text{m}$ und $5\ \mu\text{m}$ nachzuweisen.

Vergleichbare lichtmikroskopische Aufnahmen Al-implantierter und bei $1600^\circ\text{C}/40\ \text{min}$ bzw. $1700^\circ\text{C}/40\ \text{min}$ ausgeheilte 6H- bzw. 4H-SiC-Proben stellten Capano et al. [442, 446] vor. In [442] werden zusätzlich vergleichende AFM-Messungen gezeigt und das Aufräumen der implantierten und getemperten Oberflächen detailliert untersucht. Im Ergebnis ist festzustellen, daß der Prozeß mit der Dissoziation des SiC beginnen muß und sich die Makrostufen an der Oberfläche durch Sublimation und Akkumulation von beweglichen Si-haltigen Molekülen bilden. Um eben solche Makrostufen handelt es sich in Abb. 4.6. Laut Capano et al. [446] ließen sich unter Verwendung von Silan als Temperatmosphäre entsprechende Makrostufen verhindern und sehr glatte Oberflächen erreichen.

Des weiteren wurde die Homogenität von allen implantierten und ausgeheilten Proben untersucht. Dazu wurden die Proben im Abstand von einem Millimeter, beginnend in der Wafermitte, zum Waferrand hin untersucht. Der Flächenwiderstand R_F wurde mit der linearen van der Pauw-Methode (vgl. Abschn. 3.1.1, S.40 und Abschn. 3.3.1, S.51, Meßplatz 3) gemessen. In Abb. 4.7 werden die Ergebnisse der AFM- und der elektrischen Messungen am 4H-SiC und in Abb. 4.8 am 6H-SiC beispielhaft gezeigt.

Bei den Proben sinkt R_F kontinuierlich von der Mitte zum Rand hin ab. Die Ursache für den Abfall des Widerstandes von $572\ \Omega$ auf $395\ \Omega$ beim 4H-SiC (Abb. 4.7) bzw. von $711\ \Omega$ auf $502\ \Omega$ beim 6H-SiC (Abb. 4.8) kann in Inhomogenitäten der Al-Beschichtung, des Implantations- oder des Ausheilprozesses zu finden sein. Die ersten beiden Ursachen lassen sich jedoch aufgrund der geringen Probengröße ausschließen. Auf eine inhomogene Ausheilung deutet auch die in den AFM-Aufnahmen zu erkennende Änderung der Oberflächenmorphologie am Waferrand infolge höherer Temperaturen und erhöhter Sublimation und Akkumulation von beweglichen Si-haltigen Molekülen hin. Folgen sind weniger gestörte Makrostufen und eine bessere Aktivierung der Ladungsträger.

Die Oberflächenmorphologie aller untersuchten 4H- und 6H-SiC-Proben ist sehr ähnlich, wobei die Makrostufen durchschnittlich $40\text{--}60\ \text{nm}$ hoch sind. Dagegen sind die Stufen mit rund

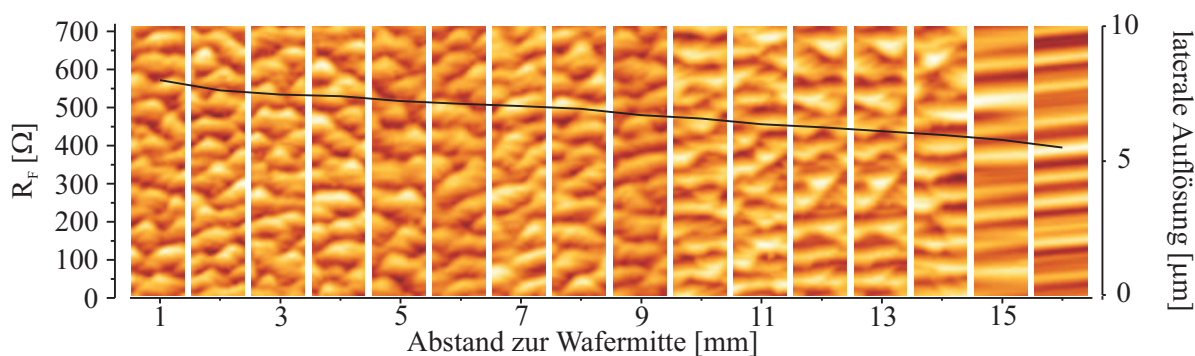


Abbildung 4.7: Oberflächenprofil und Flächenwiderstand einer 4H-SiC-Probe nach Implantation und Ausheilung (Probe H24AI5)

0,85 μm beim 6H-SiC breiter als beim 4H-SiC mit rund 0,55 μm (vgl. Abb. 4.6 a) und b) bzw. Abb. 4.7 und Abb. 4.8), welches auf die Fehlorientierung der Wafer von $3,5^\circ$ bzw. 8° zurückzuführen ist. Gleiche Beobachtungen machten Capano et al. [442], jedoch ohne endgültige Schlußfolgerung. Es ist mit hoher Sicherheit anzunehmen, daß die Makrostufen an den durch die Fehlorientierung der Wafer vorgegebenen Stufen bevorzugt wachsen.

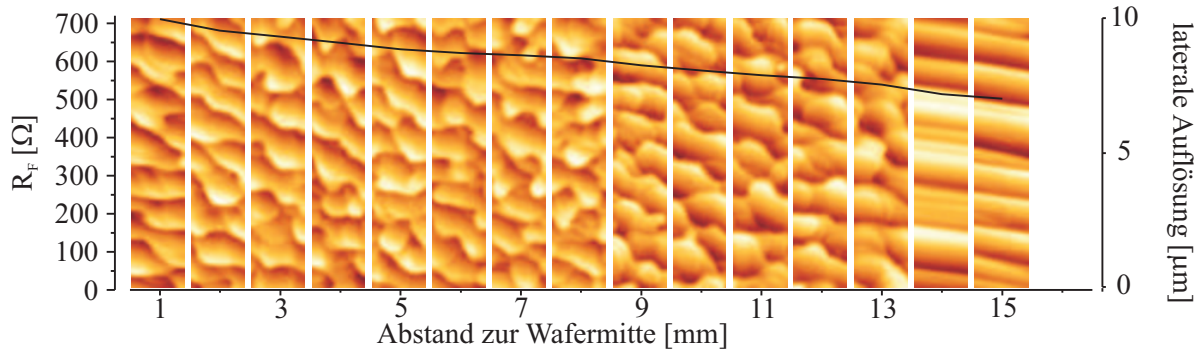


Abbildung 4.8: Oberflächenprofil und Flächenwiderstand einer 6H-SiC-Probe nach Implantation und Ausheilung (Probe H34AI5)

Im weiteren werden die elektrischen Eigenschaften der Proben unter Berücksichtigung des oben beschriebenen Flächenwiderstandsgradienten genauer untersucht.

4.3.3 Elektrische Eigenschaften

Zur Bestimmung der elektrischen Eigenschaften wurde der Flächenwiderstand aller Proben im Temperaturbereich von -5°C bis 420°C in 7 mm Abstand von der Wafermitte mit der linearen van der Pauw-Methode gemessen (vgl. Abschn. 3.3.1, S.51, Meßplatz 2 und 3). Zur Verringerung des Meßaufwandes wurden drei Meßbereiche ($-5 \dots 85^\circ\text{C}$, $170 \dots 230^\circ\text{C}$ und $360 \dots 420^\circ\text{C}$) gewählt und die Meßwerte des Flächenwiderstandes als Funktion der Meßtemperatur gefittet. Die R_F -Werte und die Fitfunktionen (gestrichelte Linie) sind anhand der Proben H24AI5 (4H-SiC) und H34AI5 (6H-SiC) in Abb. 4.9 a) beispielhaft dargestellt.

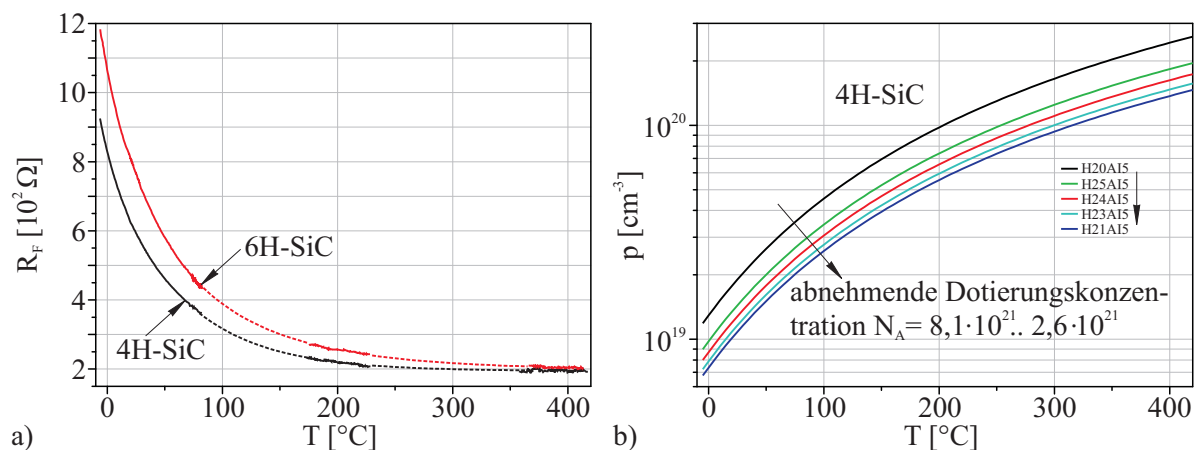


Abbildung 4.9: Implantiertes und ausgeheiltes SiC a) gemessener Flächenwiderstand von 4H- und 6H-SiC (Probe H24AI5 und H34AI5), b) berechnete Löcherkonzentration von 4H-SiC als Funktion der Temperatur (N_A in cm^{-3})

Aus den gemessenen Werten ergibt sich der spezifische Widerstand als Produkt aus dem Flächenwiderstand R_F und der mit TRIM berechneten Implantationstiefe d_S (*Ziellt.TRIM*) (vgl. Tab. 4.1). In Abb. 4.10 ist zu erkennen, daß der spezifische Widerstand mit abnehmender Dotierungskonzentration N_A zunimmt.

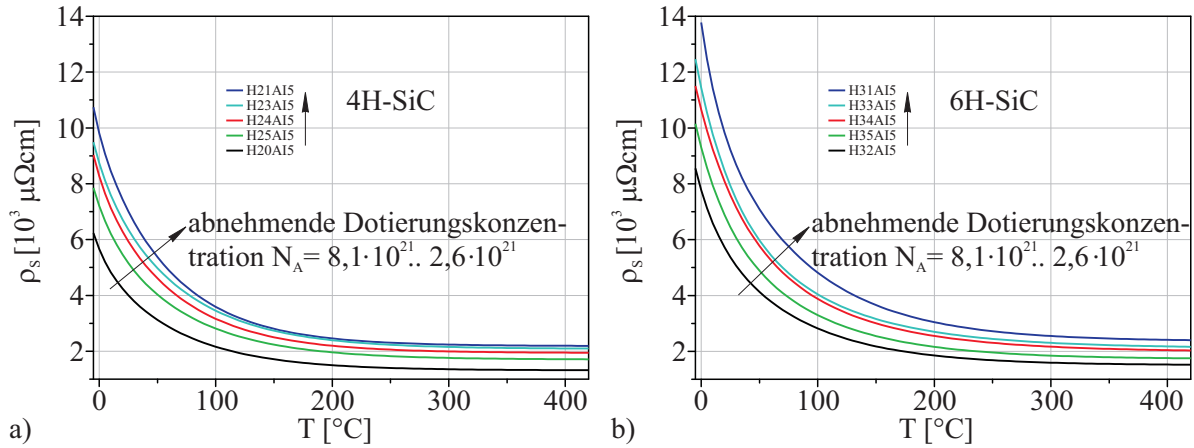


Abbildung 4.10: Spezifischer Widerstand von allen a) 4H-SiC und b) 6H-SiC als Funktion der Temperatur und der Akzeptorkonzentration (N_A in cm^{-3})

Weiterhin läßt sich aus den Meßwerten des Flächenwiderstandes die Ladungsträgerkonzentration und -beweglichkeit ableiten. Unter Nutzung der Gleichungen 2.3 bzw. 4.1 kann die Löcherkonzentration p der SiC-Proben berechnet werden (analog [36, 149]).

$$p = \frac{1}{q \cdot \mu_p \cdot \varrho_S} \quad (4.1)$$

Voraussetzung dafür ist, daß entweder die Ionisationsenergie der Akzeptoren $E_{B(A)}$ und die Dotierungskonzentration N_A bekannt sind oder die Löcherbeweglichkeit μ_p gegeben ist. Für N_A läßt sich $N_{A(\text{Ziellt.TRIM})}$ gemäß Tab. 4.1 ansetzen. Da weder $E_{B(A)}$ noch μ_p für die in dieser Arbeit genutzten Proben bekannt war, wurde $E_{B(A)}$ entsprechend den Literaturwerten der Tab. 2.1 solange variiert, bis eine bestmögliche Übereinstimmung von μ_p als Funktion von Temperatur und Löcherkonzentration für alle 4H- bzw. 6H-SiC-Proben erreicht wurde. Die besten Ergebnisse wurden bei einer Ionisationsenergie der Akzeptoren von 0,18 eV sowohl für das 4H- als auch für das 6H-SiC erreicht und sind in den Abbildungen 4.9 b), 4.10 und 4.11 dargestellt.

Wie zu erwarten, verringert sich die Löcherkonzentration p mit abnehmender Dotierungskonzentration und erhöht sich mit zunehmender Temperatur (siehe Abb. 4.9 b). Die Löcherbeweglichkeit μ_p nimmt mit steigender Temperatur ab und ist beim 6H-SiC niedriger als beim 4H-SiC (siehe Abb. 4.11 a). Mit steigender Löcherkonzentration nimmt μ_p ebenfalls ab und ist beim 6H-SiC geringer als beim 4H-SiC, Abb. 4.11 b). Die berechneten Werte für μ_p sind ungefähr eine Größenordnung höher als die von Bluet et al. [452, 453] vorgestellten Werte vergleichbarer Proben. Allerdings kommt die in Abb. 4.11 dargestellte Löcherbeweglichkeit der von Kern et al. [120] für Al-dotierte 6H-SiC-Epitaxieschichten beschriebenen ($p = 5 \cdot 10^{18} \text{cm}^{-3}$,

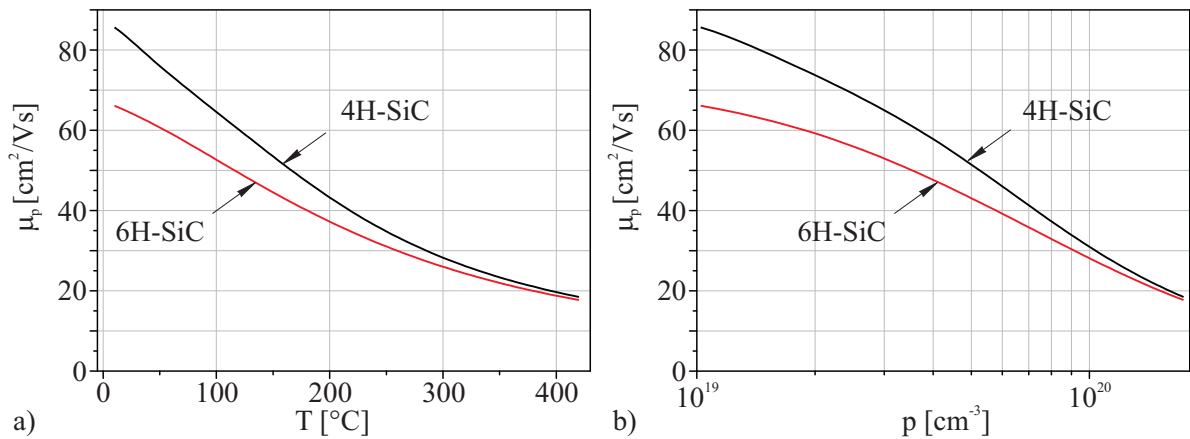


Abbildung 4.11: Löcherbeweglichkeit der 4H- und 6H-SiC Proben als Funktion
a) der Temperatur (Probe H24AI5 und H34AI5), b) der Löcherkonzentration
(Probe H24AI5 und H34AI5)

$\mu_p = 47 \text{ cm}^2/\text{Vs}$) sehr nahe. Noch besser stimmen die in dieser Arbeit für μ_p berechneten Werte mit den Angaben von Harris et al. [460] für 6H-SiC ($p = 1,3 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, $\mu_p = 43 \text{ cm}^2/\text{Vs}$) und für 4H-SiC ($p = 4 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, $\mu_p = 60 \text{ cm}^2/\text{Vs}$)  berein. Aufgrund der hohen Löcherbeweglichkeit ist von einem nahezu vollständigen Einbau der Akzeptoren durch die Implantations- und Ausheilprozedur auszugehen.

Mit den in diesem Kapitel vorgestellten Untersuchungen und Ergebnissen der Probenpräparation durch Ionenimplantation und Ausheilung wurden die Voraussetzungen für die Kontaktpräparation auf p-SiC im Kapitel 6 geschaffen. Zunächst werden jedoch im Kapitel 5 allgemeine Aussagen zur Metallisierung / Kontaktierung getroffen, geeignete Metallisierungen sowohl ausgewählt als auch genau untersucht und die Parameter zur Präparation der Metallisierungsschichten für das p-leitende 4H- und 6H-SiC festgelegt.

5 Metallisierung / Kontaktierung

Das folgende Kapitel setzt sich mit der Metallisierung / Kontaktierung¹ auseinander. Eingangs werden dafür sowohl die Funktionen der Metallisierungen und Anforderungen an diese vorgestellt. Im weiteren werden in der Literatur publizierte Kontakte analysiert. Anschließend werden mögliche und genutzte Schichtpräparationsverfahren und -anlagen gezeigt und für diese Arbeit geeignete Metallisierungen ausgewählt. Danach werden die ausgewählten Metallisierungen beschrieben, die Präparationsverfahren eingehend untersucht und abschließend die Parameter zur Präparation der jeweiligen Metallisierungsschicht (Wolframsilizid, Wolframkarbid und Al/Ti) festgelegt.

5.1 Metallisierung / Kontaktierung für SiC

Zur Herstellung von Halbleiterstrukturen sind leitfähige Verbindungen zum Bauelement (Ohmsche und Schottky-Kontakte), zwischen den Bauelementen auf dem Chip und zu den äußeren Schaltungselementen notwendig. Diese Funktionen lassen sich mittels Metallisierungen bzw. Metallisierungssystemen realisieren und werden im anschließenden Abschnitt systematisch dargestellt.

5.1.1 Allgemeine Funktionen und Anforderungen

Hauptfunktionen der Metallisierung / Kontaktierung, wie bereits in [36] beschrieben:

- die Erzeugung der einzelnen Chipbauelemente (z.B. Dioden, Transistoren, Widerstände und Kondensatoren), indem verschieden dotierte Gebiete kontaktiert werden → innere Kontakte,
- die Realisierung einer funktionsfähigen Schaltung auf dem Chip durch Verbindung der einzelnen Bauelemente → *Interconnects*,
- die Durchkontaktierung bei Mehrebenenmetallisierung → Viakontakte und
- das Schaffen von Bondinseln → äußere Kontakte.

¹Unter Metallisierung ist das Aufbringen einer Metallschicht im Zusammenhang mit dem anschließenden Prozeß zur Phasenausbildung zu verstehen. Gleichzeitig mit dem Phasenbildungsprozeß geht meist die Kontaktformierung einher, wodurch die Begriffe Metallisierung und Kontaktierung in einem engen Zusammenhang zu sehen und oft nicht voneinander zu trennen sind.

Neben den in der industriellen Anwendung entscheidenden ökonomischen Forderungen, wie hohe Produktivität aller Prozessschritte bei geringer Fehlerrate [36], sind im Detail nachstehende Anforderungen ebenfalls relevant.

Elektrische und mechanische Anforderungen [36]:

- geringer spezifischer elektrischer Widerstand der Verbindungsleitbahnen,
- geringer Temperaturkoeffizient des spezifischen elektrischen Widerstandes der Leitbahnen,
- geringer Übergangswiderstand zwischen den Leitbahnebenen bei Mehrebenenmetallisierung,
- Bildung Ohmscher Kontakte auf n- und p-Substrat mit kleinem spezifischen Kontaktwiderstand,
- Bildung von Schottky-Kontakten mit einstellbarer Barrierenhöhe,
- elektromigrationsbeständiges Kontakt- und Leitbahnsystem,
- gute Adhäsion auf Substrat, Oxiden und anderen Schichten,
- angepasster thermischer Ausdehnungskoeffizient der Schicht zum Substrat zur Vermeidung mechanischer Spannungen und
- geringe Rauheit der hergestellten Schichten (geringe Wachstums- und Temperhillockdichte).

Chemisch-metallurgische und technologische Anforderungen [36]:

- geeignetes Abscheide- und Präparationsverfahren:
 - gute Kantenbedeckung,
 - reproduzierbare Abscheidung,
 - Erzielung homogener Schichtdicken über dem Wafer,
- Metallisierungsschichten müssen Prozeßtemperaturen bis zu 1200°C ohne Schädigung überstehen,
- Resistenz und Konstanz der Metallisierung gegenüber nachfolgenden Prozessschritten,
- Reaktion mit kontaktierenden Partnern und anderen in Berührung kommenden Schichten nur in eng begrenzten Bereichen,
- metallurgische Stabilität des fertigen Metallisierungssystems (Mehrebenensystem) bei erhöhten Temperaturen (Kontaktformierungstemperatur, Einsatztemperatur),
- Ätzbarkeit mit guter Kantenschärfe,
- Selbstpassivation des Metallisierungssystems durch thermische Oxidierbarkeit und
- Bondbarkeit der obersten Metallisierungsebene.

Bei der Untersuchung der Metallisierungen ist eine Optimierung der oben genannten Eigenschaften und Anforderungen für das jeweils herzustellende Bauelement erforderlich. Eine Metallisierung allein erfüllt selten alle erforderlichen Bedingungen für die Kontaktierung. Daher werden häufig Mehrschichtstrukturen zur Herstellung von Ohmschen- und Schottky-Kontakten verwendet. Mehrschichtstrukturen bestehen im allgemeinen aus Haft-, Zwischen-

und Deckschichten. Die Haftschrift soll einen Ohmschen- oder Schottky-Kontakt definierter Höhe (Potentialbarriere) mit möglichst kleinem Übergangswiderstand zum Halbleiter bilden. Die Zwischenschicht dient als Diffusionsbarriere gegen intermetallische Verbindungen. Die Deckschicht muß von außen gut kontaktierbar und chemisch stabil sein [154]. Die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit beschränken sich auf die direkte Metallisierung des Siliziumkarbides.

Da SiC-Elektronik theoretisch unter extremen Bedingungen betrieben werden kann, müssen auch die notwendigen elektrischen Verbindungen diesen Extremen standhalten. Die bisher entwickelte, konventionelle Technologie zur Metallisierung / Kontaktierung [176] genügt nicht zuverlässig den Anforderungen an die extremen Betriebsbedingungen, die das SiC ermöglicht. Daher sind Stabilität und Zuverlässigkeit von Metall-SiC-Kontakten und *Interconnects* die begrenzenden Faktoren für Hochtemperatur- und Hochleistungsbauelemente [200].

5.1.2 Kontakte auf SiC – Stand der Forschung

Nach den allgemeinen Aussagen soll anschließend die spezielle Problematik der SiC-Kontakte anhand der Literatur entsprechend dem gegenwärtigen Stand der Forschung vorgestellt werden. In der Literatur sind in rund 240 Publikationen mehr als 1250 verschiedene, bei Raumtemperatur gemessene Kontakte beschrieben. Erste Arbeiten stammen aus den Jahren 1958 von R. N. Hall (vgl. [100]), 1964 von Mead et al. [461] und 1968 von S. H. Hagen [462]. Erst mit Verbesserung der Substratqualität des Siliziumkarbides wuchs Mitte der achtziger Jahre das Interesse an Untersuchungen zum elektrischen Kontaktverhalten, wie aus Abb. 5.1 a) anhand der steigenden Publikationszahlen zu ersehen ist. Ebenfalls ist zu erkennen, daß infolge des verbesserten 4H-SiC-Wachstums in den letzten Jahren verstärkt das Kontaktverhalten zu selbigem untersucht wurde. Aufgrund der vielfältigen elektronischen Anwendungsmöglichkeiten des SiC (vgl. Abschn. 2.4.2, S.33 ff.) ist zukünftig eine weitere Intensivierung der Forschung zu erwarten.

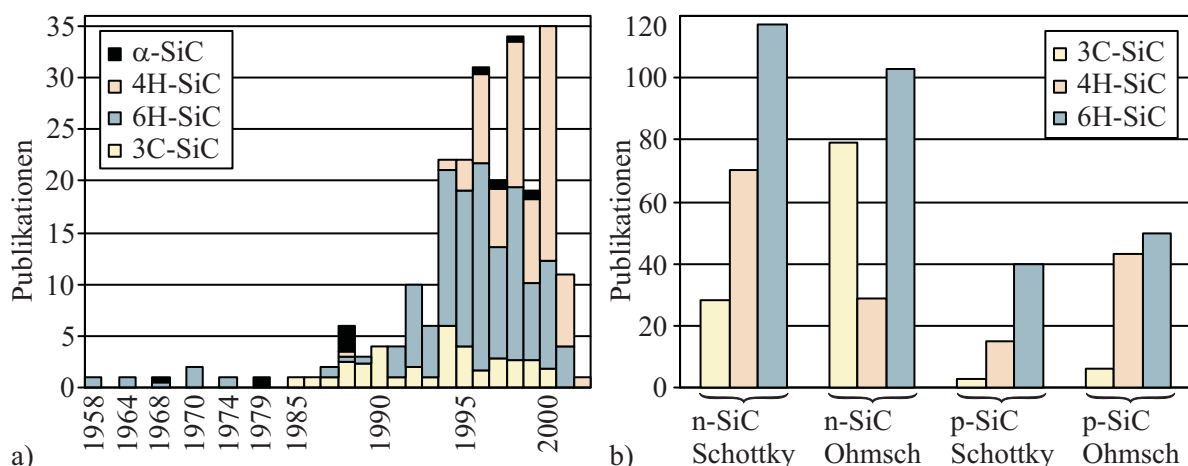


Abbildung 5.1: Publikationen a) pro Erscheinungsjahr und b) zu Kontakten mit Schottky- oder Ohmschen-Charakter auf n- oder p-SiC

Ob sich Schottky- oder Ohmsche-Kontakte ausbilden, ist abhängig vom Polytyp, der Dotierung, der Dotierungskonzentration, der Oberflächenorientierung, der Oberflächenpräparation, der Präparation und Art der Kontaktmetallisierung bzw. des Metallisierungssystems. Die meisten Arbeiten beschäftigen sich mit Kontakten auf den am häufigsten vorkommenden Polytypen 3C-, 4H- und 6H-SiC. Das Kontaktverhalten von anderen Polytypen, wie 15R-, 21R-, 27R-, 8H- und 10H-SiC wurde bisher nur selten untersucht. In Abb. 5.1 b) sind die Publikationen zu Kontakten mit Schottky- oder Ohmschen-Charakter auf n- oder p-SiC dargestellt. Es ist zu sehen, daß vom n-SiC eine größere Zahl von Untersuchungen als vom p-SiC publiziert worden sind. Dabei handelt es sich meist um reine Metall-SiC-Kontakte, wie in Abb. 5.2 für Kontakte, welche in mehr als 2 Veröffentlichungen behandelt werden, gezeigt wird. Veröffentlicht wurden des weiteren auch Forschungsarbeiten zu Kontakten aus Legierungen, Siliziden, Karbiden und Nitriden, aber auch zu Boriden und zu kompletten Metallisierungssystemen. Detaillierter wurden insbesondere Ni-Kontakte bzw. Al-, Ti-, Al/Ti- und Ti/Al-Kontakte als Ohmsche-Kontakte für n- bzw. p-SiC erforscht.

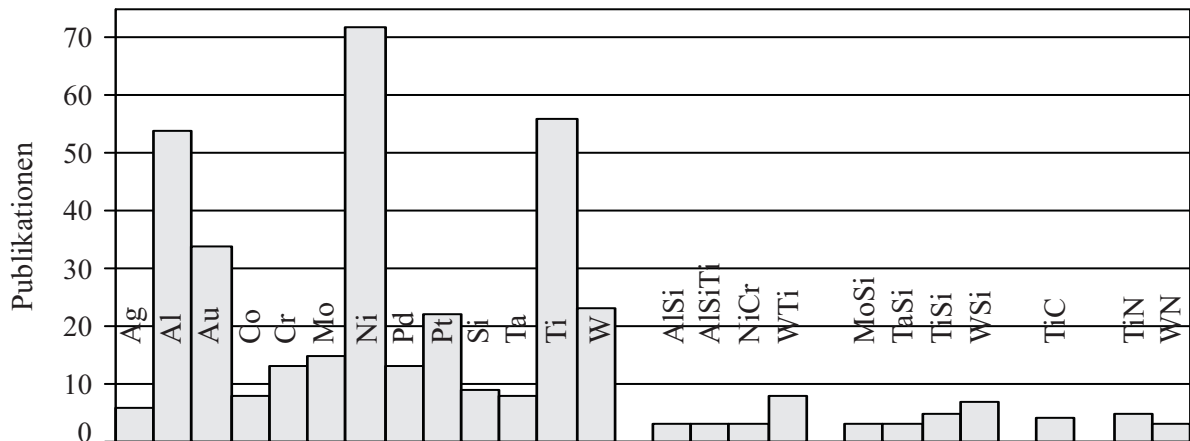


Abbildung 5.2: Publikationen zu Kontakten aus reinen Elementen, Legierungen, Siliziden, Karbiden und Nitriden

Der Schottky- und der Ohmsche-Charakter der Metall-SiC-Kontakte auf n- bzw. p-SiC aller analysierter Publikationen ist in den Abbildungen 5.3 bzw. 5.4 übersichtlich für 3C-, 4H- und 6H-SiC in Form des Periodensystems zusammengefaßt. Es ist zu erkennen, daß viele Metalle besonders auch im Bezug auf die verschiedenen Polytypen noch nicht untersucht worden sind. Auch wird noch einmal deutlich, daß auf dem Gebiet der p-SiC-Kontakte weiterhin Forschungsbedarf besteht.

In Tab. C.1 auf den Seiten 169-176 im Anhang sind alle Kontakte auf p-leitendem SiC mit ihren, den Kontaktcharakter beeinflussenden Größen zusammengefaßt. Auf die Darstellung aller n-SiC-Kontakte wird verzichtet, und auf die Schottky-Kontakte (der Vollständigkeit halber und zum Vergleich aufgeführt) wird nicht weiter eingegangen, da sich die vorliegende Arbeit im wesentlichen mit Ohmschen p-SiC-Kontakten auseinandersetzt.

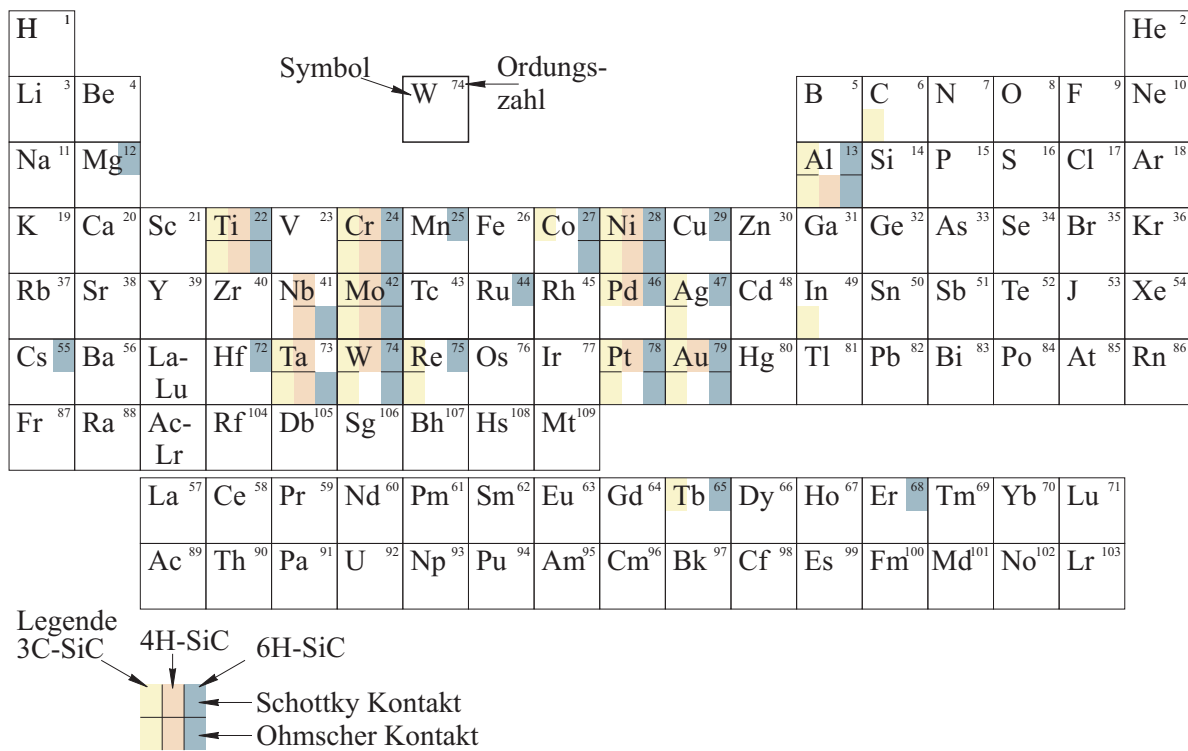


Abbildung 5.3: Schottky- und Ohmsche-Kontakte auf n-SiC

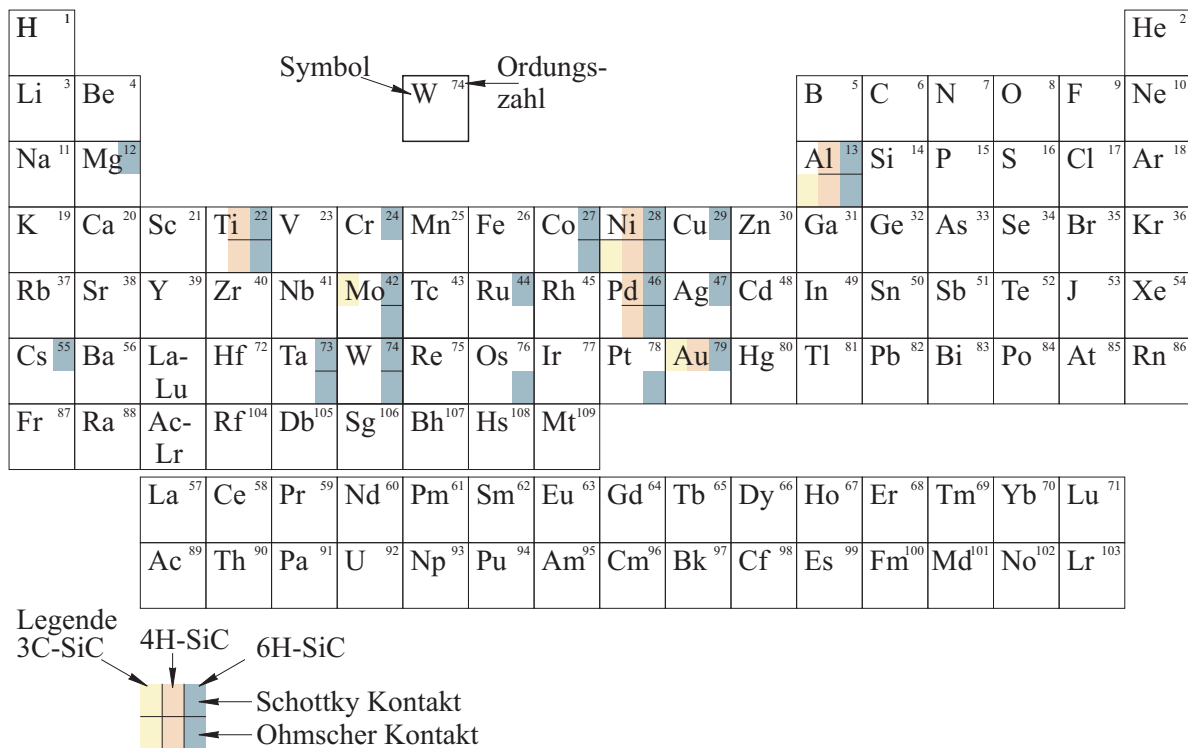


Abbildung 5.4: Schottky- und Ohmsche-Kontakte auf p-SiC

5.1.3 Ohmsche Kontakte auf Siliziumkarbid

Ohmsche Kontakte auf p-SiC sind in der Regel Kontakte, die auf dem Durchtunneln von thermisch angeregten Ladungsträgern durch die Potentialbarriere basieren (vgl. Abschn. 2.3.4 und 2.3.5). Wie schon beschrieben, weisen Kontakte auf p-SiC erst dann eine Ohmsche Charakteristik auf, wenn sich zwischen Metall und Halbleiter entweder eine sehr schmale (hohe Dotierung im Kontaktgebiet, siehe Kap. 4) oder eine sehr kleine Barriere (geeignete Wahl der Metallisierung) ausbildet. Die Wahl der Metallisierung hängt sowohl von den in Abschn. 5.1.1 beschriebenen allgemeinen Funktionen und Anforderungen als auch von zusätzlichen Anforderungen der SiC-Elektronik ab. Zur sicheren Funktion der SiC-Bauelemente ist es notwendig, daß die Ohmschen Kontakte [36]:

- p- und n-Halbleitergebiete ohne Schädigung (Degradation) sicher kontaktieren, wobei das Kontaktverhalten auf p- und n-Implantationsgebieten gleich sein soll ,
- Ohmschen Charakter und einen spezifischen Kontaktwiderstand $<10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$ bzw. laut Gao et al. [463] $<10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ besitzen,
- einen geringen Temperaturkoeffizienten des Kontaktwiderstandes aufweisen,
- stabil bleiben unter den Bedingungen
 - hoher Stromdichten (bis $5 \cdot 10^5 \text{ A cm}^{-2}$),
 - hoher Temperaturen im Dauerbetrieb (größer 500°C),
- geringes Interdiffusionsverhalten bei den oben genannten erhöhten Anforderungen zeigen und
- mit vertretbarem Aufwand und reproduzierbar herstellbar sind.

Für n-SiC werden heute sehr oft Kontakte auf Ni-Basis und für p-SiC auf Al-Basis verwendet [100,161,195,282]. Die Publikationen mit den niedrigsten erreichten spezifischen Kontaktwiderständen auf 3C-, 4H- und 6H-SiC werden im weiteren dargestellt.

Ohmsche Kontakte auf n-SiC

Der bekannteste Ohmsche n-SiC-Kontakt ist der Nickelkontakt. Das Ohmsche Verhalten wird überwiegend durch eine Kontaktformierung oberhalb von 900°C erreicht. Während der Kontaktformierung reagiert Ni mit dem SiC und bildet Ni_3Si_2 , Ni_2Si und freien Kohlenstoff [464, 465]. Die niedrigsten spezifischen Kontaktwiderstände des Nickels wurden erreicht:

- auf n-3C-SiC von Tyagi et al. [466] mit $\varrho_K = 3 \cdot 10^{-6} \Omega \text{ cm}^2$ ($N_D = 10^{20} \text{ cm}^{-3}$, Kontaktformierung: kurzes Tempern bei 925°C),
- auf n-4H-SiC von Arnodo et al. [467] mit $\varrho_K = 1 \cdot 10^{-6} \Omega \text{ cm}^2$ ($N_D = 2 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, Kontaktformierung: RTA für 5 min bei $950\text{-}1000^\circ\text{C}$) und
- auf n-6H-SiC von Crofton et al. [468, 469] mit $\varrho_K < 4 \cdot 10^{-7} \Omega \text{ cm}^2$ ($N_D = 9 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, Kontaktformierung: Tempern für 2 min bei 950°C).

Ohmsche Kontakte auf p-SiC

Für die Formierung Ohmscher p-SiC Kontakte wird typischerweise Al genutzt [464]. Auf p-6H-SiC abgeschiedenes Al bildet z.B. bei einer SiC-Dotierung von $\sim 10^{18} \text{cm}^{-3}$ eine Schottky-Barriere mit einer Barrierenhöhe Φ_B von 1,26..1,47 eV aus [462]. Dieser Schottky-Kontakt wird durch Hochtemperaturtempers in einen Ohmschen-Kontakt umgewandelt. Typische Temperparameter sind dabei 950°C für 5 min in Ar-Atmosphäre [470, 471]. Da Al ein Dotand für p-SiC ist, wird während des Tempers nahe der Oberfläche eine hochdotierte p-SiC-Schicht erzeugt [464]. Dieser Vorgang ersetzt aufgrund des geringen Diffusionskoeffizienten jedoch nicht die durch die Ionenimplantation erreichbare hohe Dotierung im Kontaktgebiet. Der resultierende spezifische Kontaktwiderstand ist stark abhängig von der Dotierung. Er liegt beim p-6H-SiC bei einer Dotierung von $5,5 \cdot 10^{15}$ bis $2 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$ im Bereich zwischen $2,9 \cdot 10^{-2}$ und $1,5 \cdot 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$ [472]. Die niedrigsten spezifischen Kontaktwiderstände von Kontakten auf Al-Basis wurden erreicht:

- auf p-3C-SiC von Tyagi et al. [466] mit $\rho_K \sim 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$ (Al/Ti-Kontakt, $N_A = 10^{20} \text{cm}^{-3}$, Kontaktformierung: kurzes Tempers bei 925°C),
- auf p-4H-SiC von Luo et al. [473] mit $\rho_K = 6 \cdot 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$ (N_A im mittleren 10^{20}cm^{-3} -Bereich, Kontaktformierung: Tempers für 5 min bei 950°C) und
- auf p-6H-SiC von Zhao et al. [474] mit $\rho_K = 10^{-6} \Omega \text{cm}^2$ ($N_A = 4 \cdot 10^{20} \text{cm}^{-3}$, Kontaktformierung: Tempers für 5 min bei 950°C).

Die Kontaktformierung geht meist mit einer Silizid- und/oder Karbidbildung zwischen Metall und dem SiC einher. Weiterhin ist es möglich, daß solche festkörperchemischen Reaktionen beim Hochtemperaturbetrieb nach längerer Zeit auftreten. Diese Reaktionen sind unerwünscht, da sie sowohl dünne Halbleitergebiete zerstören als auch das Verhalten der Kontakte verändern können. Eine sichere Funktion späterer Bauelemente wäre somit nicht mehr gewährleistet.

Bei Kontakten auf Basis von Siliziden oder Karbiden sind solche Grenzflächenreaktionen so gut wie ausgeschlossen. Derartige Kontakte sind z.B. die TiC-Kontakte auf p-4H-SiC von Lee et al. [456] und die CoSi_2 -Kontakte auf p-6H-SiC von Lundberg et al. [420]. In beiden Fällen konnte keine Grenzflächenreaktion zwischen Metallisierung und SiC nachgewiesen werden. Die niedrigsten spezifischen Kontaktwiderstände lagen bei $\rho_K = 1,9 \cdot 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$ ($N_A = 2 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$, Tempers bei 500°C in $\text{Ar:H}_2(10\%)$ -Atmosphäre) für den TiC-Kontakt und bei $\rho_K < 4 \cdot 10^{-6} \Omega \text{cm}^2$ ($N_A = 2 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$, Tempers in zwei Stufen, bei 500°C für 5 h und danach bei 900°C für 2 h) für den CoSi_2 -Kontakt. Alle gegenwärtig aus der Literatur bekannten Ohmschen p-SiC-Kontakte sind in der Übersicht Tab. C.1 im Anhang auf den Seiten 169-176 zusammengefaßt.

5.1.4 Auswahl der Metallisierungen

Die Anwendung in der Hochtemperatur-, Hochleistungs- oder Hochfrequenzelektronik ist ausschlaggebend für die einzusetzenden Metallisierung. Das elektrische Verhalten von Halbleiterkontakten wird sowohl von den Metall- und Halbleitereigenschaften wie auch von metallurgischen Eigenschaften des Kontakts beeinflusst [171]. Hochschmelzende Metallsilizide mit ihren geringen spezifischen Widerständen, hoher thermischer Stabilität und guter Herstellbarkeit

versprechen, Kontaktwerkstoffe für hohe Betriebstemperaturen zu sein [420]. Metallkarbide besitzen ähnliche hervorragende Eigenschaften, die sie ebenfalls für die Halbleitermetallisierung attraktiv machen. Weitere positive Eigenschaften der Silizide und Karbide sind die hohe chemische Resistenz, die guten elektrischen und mechanischen Eigenschaften und die sehr gute Elektromigrationsbeständigkeit [36].

Silizid- und Karbidbildung an der Grenzfläche zwischen Metall und SiC

Metallsilizide und -karbide als Metallisierung / Kontaktierung für SiC sind bisher relativ selten untersucht worden. Daher und zur Vermeidung unerwünschter Grenzflächenreaktionen sollte für die vorliegende Arbeit eine Metallisierung gewählt werden, welche sowohl Silizide als auch Karbide bildet. In den Abbildungen 5.5 und 5.6 sind die in Frage kommenden Silizide und Karbide in Form des Periodensystems der Elemente zusammengefaßt. Die verwendeten Werte entstammen der Literatur [5, 183, 475–479] und der Datenbank des *International Centre for Diffraction Data* [39]. Zum jeweiligen Element sind Beispiele für Verbindungen mit Silizium oder Kohlenstoff aufgeführt. Des Weiteren wurden die Elemente farblich hinterlegt, die Silizide oder Karbide mit einem spezifischen Widerstand kleiner $100 \mu\Omega \text{ cm}$ bilden. Beim Vergleich der Abbildungen 5.5 und 5.6 ergeben sich 12 Elemente, die sowohl Silizide als auch Karbide mit einem niedrigen spezifischen Widerstand bilden.

Untersuchungen zur Metallisierung und zu Grenzflächenreaktionen von SiC mit Praseodym (Pr), Vanadium (V), Yttrium (Y) und Zirkonium (Zr) wurden in der gesichteten Literatur nicht gefunden. Metallisierungen von SiC mit Terbium (Tb), Erbium (Er) und Hafium (Hf) sind zwar untersucht worden [480–483], jedoch wurde die Grenzflächenreaktion nur von Kennou [482] mit Er auf einer 6H-SiC-Probe untersucht. Die Probe wurde bei 627°C für 1 min getempert, wobei sich ein nicht näher beschriebenes Erbsilizid bildete und eine mögliche Reaktion von Er mit Kohlenstoff beschrieben wird. Porter et al. [483] schreiben lediglich, daß sich an der Grenzfläche zwischen 6H-SiC und Hf nach 20 minütigem Tempern bei 700°C keine neuen Phasen ausbilden.

Die vorgenannten Metallisierungen werden von weiteren Betrachtungen ausgeschlossen, da zu Reaktionen von ihnen mit SiC nur wenige Daten vorliegen und somit keine ausreichenden Vergleichsmöglichkeiten gegeben sind. Die spezifischen Widerstände der restlichen in Frage kommenden Kontaktwerkstoffe (Metalle, Silizide und Karbide) sind in Tab. 5.1 aufgeführt.

Beim Tempern im Temperaturbereich von $1000\text{--}1200^\circ\text{C}$ über mehrere Stunden bilden sich an der Grenzfläche zwischen polykristallinen-SiC und **Niob (Nb)** sowohl Niobsilizide als auch Niobkarbide [484]. Im Gegensatz zu Chou et al. [484] fanden Oder et al. [485] beim Tempern bei 1100°C für 10 min von Nb auf einkristallinen 4H- und 6H-SiC nur eine Niobkarbidbildung, währenddessen das Si zur Oberfläche des Nb diffundierte.

Tantal (Ta) auf 3C-SiC reagiert beim Tempern bei 800°C für 30 min zu TaC und TaSi₂, wobei nach der Reaktion kein elementares Si oder C gefunden werden konnte und C schneller mit Ta reagiert als Si [486]. Dagegen beginnt laut Chen et al. [427, 487] die Reaktion von Ta mit 3C-SiC oberhalb 900°C unter Bildung von Ta₅Si₃:C und Ta₂C. Erst nach 1 h Temperung bei 1200°C bilden sich die Gleichgewichtsphasen TaC und TaSi₂ aus. Auf p-6H-SiC entsteht bei 1100°C (10 min in Ar-H₂) nur die TaSi₂-Phase, ein Tantalkarbid konnte nicht gefunden werden [488]. Als weitere Kontaktmaterialien für SiC aus Ta-Verbindungen werden in der Literatur TaSi₂- [489, 490] und TaC-Kontakte [491–493] vorgestellt.

H ¹ Si ₁ H																	He ²																														
Li ³ LiSi, Li ₂ Si, ...	Be ⁴ T _{Fest} = 1090°C																	B ⁵ SiB ₆ , SiB ₆ , ...	C ⁶ SiC, Si ₂ C ₃ , ...	N ⁷ Si ₃ N ₄	O ⁸ SiO, SiO ₂ , ...	F ⁹ SiF ₄	Ne ¹⁰																								
Na ¹¹ NaSi, Na ₂ Si ₆ , ...	Mg ¹² Mg ₂ Si, Mg ₂ Si, ...																	Al ¹³ Al ₂ Si ₃ , Al ₂ Si ₄ , Al ₂ Si ₅ , ...	Si ¹⁴ Si ₂ Si ₃ , ...	P ¹⁵ SiP, SiP ₃ , ...	S ¹⁶ SiS, SiS ₂	Cl ¹⁷ SiCl ₂ , SiCl ₄	Ar ¹⁸																								
K ¹⁹ KSi, KSi ₃ , ...	Ca ²⁰ CaSi, CaSi ₂ , ...	Sc ²¹ ScSi, Sc ₂ Si ₃ , ...	Ti ²² TiSi, TiSi ₂ , ...	V ²³ VSi, V ₂ Si ₃ , ...	Cr ²⁴ CrSi, CrSi ₂ , ...	Mn ²⁵ MnSi, Mn ₂ Si ₃ , ...	Fe ²⁶ FeSi, FeSi ₂ , ...	Co ²⁷ CoSi, CoSi ₂ , ...	Ni ²⁸ NiSi, NiSi ₂ , ...	Cu ²⁹ Cu ₂ Si, Cu ₂ Si, ...	Zn ³⁰ T _{Fest} > 600°C	Ga ³¹ T _{Fest} = 29,8°C	Ge ³² Legierung	As ³³ SiAs, SiAs ₂	Se ³⁴ SiSe, SiSe ₂	Br ³⁵ Si ₂ Br ₁₀	Kr ³⁶																														
Rb ³⁷ RbSi, RbSi ₃ , ...	Sr ³⁸ SrSi, SrSi ₂ , ...	Y ³⁹ YSi, YSi ₂ , ...	Zr ⁴⁰ ZrSi, ZrSi ₂ , ...	Nb ⁴¹ NbSi, Nb ₂ Si ₃ , ...	Mo ⁴² MoSi, Mo ₂ Si ₃ , ...	Tc ⁴³ TcSi, TcSi ₂ , ...	Ru ⁴⁴ RuSi, Ru ₂ Si ₃ , ...	Rh ⁴⁵ RhSi, RhSi ₃ , ...	Pd ⁴⁶ PdSi, PdSi ₂ , ...	Ag ⁴⁷ Ag ₂ Si, Ag ₃ Si, ...	Cd ⁴⁸	In ⁴⁹ T _{Fest} = 156°C	Sn ⁵⁰ T _{Fest} = 232°C	Sb ⁵¹ T _{Fest} = 630°C	Te ⁵² SiTe ₂ , Si ₂ Te ₃ , ...	J ⁵³ SiJ ₄ , Si ₂ J ₆ , ...	Xe ⁵⁴																														
Cs ⁵⁵ CsSi, CsSi ₃ , ...	Ba ⁵⁶ BaSi, BaSi ₂ , ...	La-Lu	Hf ⁷² HfSi, HfSi ₂ , ...	Ta ⁷³ TaSi, Ta ₂ Si ₃ , ...	W ⁷⁴ WSi, W ₂ Si ₃ , ...	Re ⁷⁵ ReSi, ReSi ₂ , ...	Os ⁷⁶ OsSi, Os ₂ Si ₃ , ...	Ir ⁷⁷ IrSi, IrSi ₂ , ...	Pt ⁷⁸ PtSi, Pt ₂ Si ₃ , ...	Au ⁷⁹ Au ₂ Si, Au ₃ Si, ...	Hg ⁸⁰	Tl ⁸¹	Pb ⁸²	Bi ⁸³ T _{Fest} = 264°C	Po ⁸⁴	At ⁸⁵	Rn ⁸⁶																														
Fr ⁸⁷	Ra ⁸⁸	Ac-Lr	Rf ¹⁰⁴	Db ¹⁰⁵	Sg ¹⁰⁶	Bh ¹⁰⁷	Hs ¹⁰⁸	Mt ¹⁰⁹																																							
<table border="1"> <tr> <td>La⁵⁷ LaSi, LaSi₂, ...</td> <td>Ce⁵⁸ CeSi, CeSi₂, ...</td> <td>Pr⁵⁹ PrSi, PrSi₂, ...</td> <td>Nd⁶⁰ NdSi, NdSi₂, ...</td> <td>Pm⁶¹</td> <td>Sm⁶² SmSi, SmSi₂, ...</td> <td>Eu⁶³ EuSi, EuSi₂, ...</td> <td>Gd⁶⁴ GdSi, GdSi₂, ...</td> <td>Tb⁶⁵ TbSi, TbSi₂, ...</td> <td>Dy⁶⁶ DySi, Dy₂Si₃, ...</td> <td>Ho⁶⁷ HoSi, HoSi₂, ...</td> <td>Er⁶⁸ ErSi, ErSi₂, ...</td> <td>Tm⁶⁹ TmSi, TmSi₂, ...</td> <td>Yb⁷⁰ YbSi, YbSi₂, ...</td> <td>Lu⁷¹ LuSi, LuSi₂, ...</td> </tr> <tr> <td>Ac⁸⁹</td> <td>Th⁹⁰ ThSi, ThSi₂, ...</td> <td>Pa⁹¹</td> <td>U⁹² USi, USi₂, ...</td> <td>Np⁹³ NpSi, NpSi₂, ...</td> <td>Pu⁹⁴ PuSi, PuSi₂, ...</td> <td>Am⁹⁵ AmSi, AmSi₂, ...</td> <td>Cm⁹⁶ CmSi, CmSi₂, ...</td> <td>Bk⁹⁷</td> <td>Cf⁹⁸</td> <td>Es⁹⁹</td> <td>Fm¹⁰⁰</td> <td>Md¹⁰¹</td> <td>No¹⁰²</td> <td>Lr¹⁰³</td> </tr> </table>																		La ⁵⁷ LaSi, LaSi ₂ , ...	Ce ⁵⁸ CeSi, CeSi ₂ , ...	Pr ⁵⁹ PrSi, PrSi ₂ , ...	Nd ⁶⁰ NdSi, NdSi ₂ , ...	Pm ⁶¹	Sm ⁶² SmSi, SmSi ₂ , ...	Eu ⁶³ EuSi, EuSi ₂ , ...	Gd ⁶⁴ GdSi, GdSi ₂ , ...	Tb ⁶⁵ TbSi, TbSi ₂ , ...	Dy ⁶⁶ DySi, Dy ₂ Si ₃ , ...	Ho ⁶⁷ HoSi, HoSi ₂ , ...	Er ⁶⁸ ErSi, ErSi ₂ , ...	Tm ⁶⁹ TmSi, TmSi ₂ , ...	Yb ⁷⁰ YbSi, YbSi ₂ , ...	Lu ⁷¹ LuSi, LuSi ₂ , ...	Ac ⁸⁹	Th ⁹⁰ ThSi, ThSi ₂ , ...	Pa ⁹¹	U ⁹² USi, USi ₂ , ...	Np ⁹³ NpSi, NpSi ₂ , ...	Pu ⁹⁴ PuSi, PuSi ₂ , ...	Am ⁹⁵ AmSi, AmSi ₂ , ...	Cm ⁹⁶ CmSi, CmSi ₂ , ...	Bk ⁹⁷	Cf ⁹⁸	Es ⁹⁹	Fm ¹⁰⁰	Md ¹⁰¹	No ¹⁰²	Lr ¹⁰³
La ⁵⁷ LaSi, LaSi ₂ , ...	Ce ⁵⁸ CeSi, CeSi ₂ , ...	Pr ⁵⁹ PrSi, PrSi ₂ , ...	Nd ⁶⁰ NdSi, NdSi ₂ , ...	Pm ⁶¹	Sm ⁶² SmSi, SmSi ₂ , ...	Eu ⁶³ EuSi, EuSi ₂ , ...	Gd ⁶⁴ GdSi, GdSi ₂ , ...	Tb ⁶⁵ TbSi, TbSi ₂ , ...	Dy ⁶⁶ DySi, Dy ₂ Si ₃ , ...	Ho ⁶⁷ HoSi, HoSi ₂ , ...	Er ⁶⁸ ErSi, ErSi ₂ , ...	Tm ⁶⁹ TmSi, TmSi ₂ , ...	Yb ⁷⁰ YbSi, YbSi ₂ , ...	Lu ⁷¹ LuSi, LuSi ₂ , ...																																	
Ac ⁸⁹	Th ⁹⁰ ThSi, ThSi ₂ , ...	Pa ⁹¹	U ⁹² USi, USi ₂ , ...	Np ⁹³ NpSi, NpSi ₂ , ...	Pu ⁹⁴ PuSi, PuSi ₂ , ...	Am ⁹⁵ AmSi, AmSi ₂ , ...	Cm ⁹⁶ CmSi, CmSi ₂ , ...	Bk ⁹⁷	Cf ⁹⁸	Es ⁹⁹	Fm ¹⁰⁰	Md ¹⁰¹	No ¹⁰²	Lr ¹⁰³																																	

Symbol → **W** ← Ordnungszahl
 Beispiele und Anmerkungen → WSi₂, W₂Si₃, ...

Legende

- keine Verbindungen mit Silizium bzw. keine Angaben in der Literatur
- geringer spezifischer Widerstand - als Metallisierung geeignet
- silizidbildendes Element

Abbildung 5.5: Verbindungen mit Silizium

H ¹ Kohlenwasserst.																	He ²																														
Li ³ LiC, LiC ₆ , ...	Be ⁴ Be ₂ C																	B ⁵ B ₂ C, B ₂ C, ...	C ⁶	N ⁷ C ₃ N ₄ , C ₆ N ₂ , ...	O ⁸ CO, CO ₂ , ...	F ⁹ CF ₂ , C ₂ F ₄ , ...	Ne ¹⁰																								
Na ¹¹ Na ₂ C, NaC ₃₂ , ...	Mg ¹² MgC ₂ , Mg ₂ C ₃																	Al ¹³ Al ₄ C ₃	Si ¹⁴ SiC, Si ₂ C ₃ , ...	P ¹⁵	S ¹⁶ C ₂ (CS ₂), CS ₂ , ...	Cl ¹⁷ C ₂ Cl ₆ , CCL ₄ , ...	Ar ¹⁸																								
K ¹⁹ W ₂ C, WC, W ₂ C, ...	Ca ²⁰ CaC ₂	Sc ²¹ ScC, Sc ₂ C ₃ , ...	Ti ²² TiC, Ti ₂ C ₃ , ...	V ²³ VC, V ₂ C, ...	Cr ²⁴ CrC, Cr ₂ C ₃ , ...	Mn ²⁵ Mn ₂ C ₃ , Mn ₂ C ₃ , ...	Fe ²⁶ FeC, Fe ₂ C, ...	Co ²⁷ Co ₂ C, Co ₂ C, ...	Ni ²⁸ NiC, Ni ₂ C, ...	Cu ²⁹ gering löslich	Zn ³⁰ gering löslich	Ga ³¹	Ge ³² gering löslich	As ³³ gering löslich	Se ³⁴ (CSe ₂) ₆ , CSe ₂ , ...	Br ³⁵ C ₂ Br ₆ , CBr ₄ , ...	Kr ³⁶																														
Rb ³⁷ Rb ₂ C ₆₀ , RbC ₃₈ , ...	Sr ³⁸ Sr ₂ C ₆₀ , SrC ₂ , ...	Y ³⁹ YC ₂ , Y ₂ C ₃ , ...	Zr ⁴⁰ ZrC, Zr ₂ C ₃ , ...	Nb ⁴¹ NbC, Nb ₂ C, ...	Mo ⁴² MoC, Mo ₂ C, ...	Tc ⁴³	Ru ⁴⁴ gering löslich	Rh ⁴⁵ gering löslich	Pd ⁴⁶ gering löslich	Ag ⁴⁷ gering löslich	Cd ⁴⁸ gering löslich	In ⁴⁹ gering löslich	Sn ⁵⁰ gering löslich	Sb ⁵¹ gering löslich	Te ⁵²	J ⁵³ C ₂ J ₂ , CJ ₄ , ...	Xe ⁵⁴																														
Cs ⁵⁵ CsC ₆₀ , CsC ₃₈ , ...	Ba ⁵⁶ Ba ₂ C ₆₀ , BaC ₂ , ...	La-Lu	Hf ⁷² HfC	Ta ⁷³ TaC, Ta ₂ C, ...	W ⁷⁴ WC, W ₂ C, ...	Re ⁷⁵ ReC	Os ⁷⁶ gering löslich	Ir ⁷⁷ gering löslich	Pt ⁷⁸ gering löslich	Au ⁷⁹ gering löslich	Hg ⁸⁰ gering löslich	Tl ⁸¹	Pb ⁸² gering löslich	Bi ⁸³ gering löslich	Po ⁸⁴	At ⁸⁵	Rn ⁸⁶																														
Fr ⁸⁷	Ra ⁸⁸	Ac-Lr	Rf ¹⁰⁴	Db ¹⁰⁵	Sg ¹⁰⁶	Bh ¹⁰⁷	Hs ¹⁰⁸	Mt ¹⁰⁹																																							
<table border="1"> <tr> <td>La⁵⁷ LaC₂, La₂C₃, ...</td> <td>Ce⁵⁸ CeC₂, Ce₂C₃, ...</td> <td>Pr⁵⁹ PrC₂, Pr₂C₃, ...</td> <td>Nd⁶⁰ NdC₂, Nd₂C₃, ...</td> <td>Pm⁶¹</td> <td>Sm⁶² SmC₂, Sm₂C₃, ...</td> <td>Eu⁶³ EuC₂, EuC₂, ...</td> <td>Gd⁶⁴ GdC₂, Gd₂C₃, ...</td> <td>Tb⁶⁵ TbC₂, Tb₂C₃, ...</td> <td>Dy⁶⁶ DyC₂, Dy₂C₃, ...</td> <td>Ho⁶⁷ HoC₂, Ho₂C₃, ...</td> <td>Er⁶⁸ ErC₂, Er₂C₃, ...</td> <td>Tm⁶⁹ TmC₂, Tm₂C₃, ...</td> <td>Yb⁷⁰ YbC₂, Yb₂C₃, ...</td> <td>Lu⁷¹ LuC₂, Lu₂C₃, ...</td> </tr> <tr> <td>Ac⁸⁹</td> <td>Th⁹⁰ ThC₂, Th₂C₃, ...</td> <td>Pa⁹¹ PaC</td> <td>U⁹² UC₂, UC₂, ...</td> <td>Np⁹³ NpC₂</td> <td>Pu⁹⁴ PuC₂, PuC₂, ...</td> <td>Am⁹⁵ Am₂C₃</td> <td>Cm⁹⁶</td> <td>Bk⁹⁷</td> <td>Cf⁹⁸</td> <td>Es⁹⁹</td> <td>Fm¹⁰⁰</td> <td>Md¹⁰¹</td> <td>No¹⁰²</td> <td>Lr¹⁰³</td> </tr> </table>																		La ⁵⁷ LaC ₂ , La ₂ C ₃ , ...	Ce ⁵⁸ CeC ₂ , Ce ₂ C ₃ , ...	Pr ⁵⁹ PrC ₂ , Pr ₂ C ₃ , ...	Nd ⁶⁰ NdC ₂ , Nd ₂ C ₃ , ...	Pm ⁶¹	Sm ⁶² SmC ₂ , Sm ₂ C ₃ , ...	Eu ⁶³ EuC ₂ , EuC ₂ , ...	Gd ⁶⁴ GdC ₂ , Gd ₂ C ₃ , ...	Tb ⁶⁵ TbC ₂ , Tb ₂ C ₃ , ...	Dy ⁶⁶ DyC ₂ , Dy ₂ C ₃ , ...	Ho ⁶⁷ HoC ₂ , Ho ₂ C ₃ , ...	Er ⁶⁸ ErC ₂ , Er ₂ C ₃ , ...	Tm ⁶⁹ TmC ₂ , Tm ₂ C ₃ , ...	Yb ⁷⁰ YbC ₂ , Yb ₂ C ₃ , ...	Lu ⁷¹ LuC ₂ , Lu ₂ C ₃ , ...	Ac ⁸⁹	Th ⁹⁰ ThC ₂ , Th ₂ C ₃ , ...	Pa ⁹¹ PaC	U ⁹² UC ₂ , UC ₂ , ...	Np ⁹³ NpC ₂	Pu ⁹⁴ PuC ₂ , PuC ₂ , ...	Am ⁹⁵ Am ₂ C ₃	Cm ⁹⁶	Bk ⁹⁷	Cf ⁹⁸	Es ⁹⁹	Fm ¹⁰⁰	Md ¹⁰¹	No ¹⁰²	Lr ¹⁰³
La ⁵⁷ LaC ₂ , La ₂ C ₃ , ...	Ce ⁵⁸ CeC ₂ , Ce ₂ C ₃ , ...	Pr ⁵⁹ PrC ₂ , Pr ₂ C ₃ , ...	Nd ⁶⁰ NdC ₂ , Nd ₂ C ₃ , ...	Pm ⁶¹	Sm ⁶² SmC ₂ , Sm ₂ C ₃ , ...	Eu ⁶³ EuC ₂ , EuC ₂ , ...	Gd ⁶⁴ GdC ₂ , Gd ₂ C ₃ , ...	Tb ⁶⁵ TbC ₂ , Tb ₂ C ₃ , ...	Dy ⁶⁶ DyC ₂ , Dy ₂ C ₃ , ...	Ho ⁶⁷ HoC ₂ , Ho ₂ C ₃ , ...	Er ⁶⁸ ErC ₂ , Er ₂ C ₃ , ...	Tm ⁶⁹ TmC ₂ , Tm ₂ C ₃ , ...	Yb ⁷⁰ YbC ₂ , Yb ₂ C ₃ , ...	Lu ⁷¹ LuC ₂ , Lu ₂ C ₃ , ...																																	
Ac ⁸⁹	Th ⁹⁰ ThC ₂ , Th ₂ C ₃ , ...	Pa ⁹¹ PaC	U ⁹² UC ₂ , UC ₂ , ...	Np ⁹³ NpC ₂	Pu ⁹⁴ PuC ₂ , PuC ₂ , ...	Am ⁹⁵ Am ₂ C ₃	Cm ⁹⁶	Bk ⁹⁷	Cf ⁹⁸	Es ⁹⁹	Fm ¹⁰⁰	Md ¹⁰¹	No ¹⁰²	Lr ¹⁰³																																	

Symbol → **W** ← Ordnungszahl
 Beispiele und Anmerkungen → WC, W₂C₃, ...

Legende

- keine Verbindungen mit Kohlenstoff bzw. keine Angaben in der Literatur
- geringer spezifischer Widerstand - als Metallisierung geeignet
- karbidbildendes Element

Abbildung 5.6: Verbindungen mit Kohlenstoff

Metall	ρ [$\mu\Omega$ cm]	Silizid	ρ [$\mu\Omega$ cm]	Karbid	ρ [$\mu\Omega$ cm]
Nb	15,24 [182]	NbSi ₂	22 [479]; 50 [479]; 50,4 [183]	NbC	36 [5, 183]
				NbC _{0,42}	162 [183]
Ta	13,2 [182]	TaSi ₂	20,2 [479]; 45 [479]; 46,1 [183]	TaC	22 [5, 183]
				Ta ₂ C	49 [183]
Mo	5,03 [182]	MoSi ₂	12,6 [479]; 21,6 [183]; 90 [479]	MoC	49 [183]
				Mo ₂ C	71 [5]
Ti	42 [182]	TiSi ₂	13 [183, 479]	TiC _{0,96}	61 [183]
		TiSi	39 [183]	TiC	200 [5, 183]
		Ti ₅ Si ₃	55 [183]		
W	4,89 [182]	WSi ₂	11,9 [479]; 12,5 [183]; 70 [479]	WC	17 [183]; 19,2 [5]
				W ₂ C	75,7 [5, 183]

Tabelle 5.1: Spezifische elektrische Widerstände ausgewählter Metallisierungen
Metalle - Silizide - Carbide

Molybdän (Mo) auf 3C-SiC ist bis 970°C stabil und reagiert beim Tempern bei 1150°C (15 min) zu MoSi₂ bzw. bei 1200°C zu MoSi₂ und Mo₅Si₃ [494]. Der Kohlenstoff diffundiert zur Oberfläche und oxidiert dort. Zwischen p-6H-SiC und Mo waren beim Tempern bei 1000°C für 40 s in N₂ keine intermetallischen Phasen nachzuweisen, wobei das vermutlich mit der kurzen Temperzeit zu begründen ist [488]. Im Gegensatz zu [488, 494] fanden Nishikawa et al. [495] nach 30 min bei 900°C in Ar-Atmosphäre eine Reaktion von n-4H-SiC mit Mo zu Mo₂C, konnten jedoch keine Silizidbildung detektieren. Des Weiteren werden in der Literatur MoSi₂-Kontakte [162, 490, 496] auf SiC vorgestellt. Molybdänkarbid-Kontakte sind bisher nicht bekannt.

Titan (Ti) reagiert mit 3C-SiC ab 550-600°C [497]. Im Bereich zwischen 800°C und 900°C bilden sich hauptsächlich TiC und Ti₅Si₃ und bei 1000°C und darüber die Ti₃SiC₂-Phase. Auf 6H-SiC ist Ti lt. Bhatnagar et al. [498] bis 600°C für 30 min stabil, allerdings bilden sich lt. Waldrop et al. [499, 500] schon bei 600°C nach 30 s geringe Mengen von TiC und TiSi_x. Die abweichenden Ergebnisse beider Arbeiten lassen sich mit den unterschiedlichen Präparationsprozeduren oder auch mit den Nachweismethoden begründen. Beim Tempern von Ti auf n-6H-SiC bei 700°C bildet sich nach 20 min eine 2–3 nm dicke Schicht aus kubischen TiC_{1-x} auf dem SiC aus, gefolgt von einer orthorhombischen Ti₅Si₃-Schicht mit TiC_{1-x}-Teilchen zur Ti-Oberfläche hin [483, 501, 502]. Die gesamte Reaktionszone ist 10..15 nm dick und bleibt auch nach 60 min unverändert. Ähnliche Beobachtungen wurden von Goesmann et al. [503] beim Langzeittempern (1704 h) von Ti auf 6H-SiC bei 700°C gemacht, wobei sich eine Schichtfolge aus SiC/Ti₅Si₃+TiC_{1-x}/Ti₃Si/Ti ergab. Ein Tempern bei 850°C über 1032 h [503] bzw. bei 1000°C über 144 h [504] führt zu einer Schichtfolge aus SiC/Ti₃SiC₂/Ti₅Si₃/Ti₅Si₃+TiC_{1-x}/Ti₃Si/Ti. Weiterhin werden in der Literatur TiSi₂-Kontakte [417, 490, 505–507] und TiC-Kontakte [456, 508–510] auf SiC vorgestellt.

Wolfram (W) ist auf 3C-SiC bis 850°C physikalisch und chemisch stabil [511]. Während der Abscheidung des W formiert sich eine dünne Schicht aus WSi₂ und WC auf dem SiC, jedoch kann keine zusätzliche Reaktion nach 30 minütigen Tempern bei 850°C im UHV gefunden werden. Zum gleichen Ergebnis, daß W und 3C-SiC erst oberhalb von 850°C miteinander reagieren, kommen Baud et al. [512] durch Kurzzeittempern für 60 s bei 600°C, 700°C und 850°C. Bei 950°C bildet sich W₅Si₃ und W₂C, jedoch sind noch Reste der ursprünglich 500 nm

dicken W-Schicht vorhanden. Nach 60 s bei 1100°C reagiert das W mit dem SiC vollständig zu W_5Si_3 und W_2C , wobei 160 ± 15 nm des 3C-SiC verbraucht werden. Thermodynamische Studien zeigen, daß die W_5Si_3 - und W_2C -Phase auf SiC nicht stabil sind und sich bei längerem Tempern zu WSi_2 und WC umwandeln.

Lundberg et al. [513, 514] schreiben, daß zwischen W und 6H-SiC bei 800°C keine Reaktion nachgewiesen werden konnte. Goesmann et al. [515] führten Untersuchungen zur Reaktion von 6H-SiC mit 25 μ m dicken W-Folien durch. Das Tempern bei 1000°C über 29 Tage ergab keine bemerkenswerte Reaktionszone. Temperungen bei 1200°C bzw. bei 1300°C (jeweils 1 h) resultierten in einer WC-Schicht auf dem SiC und einer darüberliegenden W_5Si_3 -Schicht, wobei die Bildung von WSi_2 nicht auszuschließen ist. Des weiteren werden in der Literatur WSi_2 -Kontakte [33, 35, 162, 425, 496, 506, 516], WC-Kontakte [517] und WTi-Kontakte [80, 131, 162, 425, 516, 518–520] auf SiC vorgestellt.

Schlußfolgerungen der Literaturlauswertung zu Grenzflächenreaktionen

Die vorangegangene Literaturlauswertung zeigt, daß Nb, Ta, Mo, Ti und W auf SiC bei höheren Temperaturen nicht stabil sind. Molybdän und Wolfram sind zum SiC unter den restlichen fünf in Frage kommenden Metallen am wenigsten reaktiv. Das ist hinsichtlich der Phasenausbildung und Kontaktformierung bei hohen Temperaturen interessant, da bei der Silizid- bzw. Karbidbildung Reaktionen zwischen dem SiC und den noch nicht thermodynamisch stabilen Schichten möglichst vermieden werden sollen. Die in der Literatur vorgestellten Ergebnisse zu Grenzflächenreaktion zwischen Mo und den verschiedenen SiC-Polytypen zeigen keine eindeutiges Reaktionsverhalten. Der Vergleich mit einem Molybdänkarbid-Kontakt ist nicht möglich, da ein solcher bisher noch nicht untersucht wurde.

Angesichts der angeführten Ergebnisse wurden für die vorliegende Arbeit wolframbasierte Metallisierungen gewählt, d.h. Wolframsilizide und -karbide, welche geringe spezifische Widerstände (vgl. Tab. 5.1), eine hohe thermische Stabilität und chemische Resistenz aufweisen. Alle in der Literatur gefundenen wolframbasierten Kontakte (Silizide, Karbide, Boride, Nitride und Legierungen) auf SiC sind in Tab. C.2 im Anhang auf den Seiten 177-179 dargestellt.

Al/Ti als Referenzmaterial

Neben den wolframbasierten Kontakten sollte ein Referenzmaterial zur Erfolgskontrolle der Implantation und Ausheilung des SiC verwendet werden, um das Kontaktverhalten der verschiedenen Materialien direkt miteinander zu vergleichen. Wie schon im Abschn. 5.1.3 auf S.77 beschrieben, wird typischerweise Al für die Formierung Ohmscher p-SiC-Kontakte genutzt, wobei derartige Kontakte auf Al-Basis niedrige spezifische Kontaktwiderstände aufweisen. Durch den niedrigen Schmelzpunkt und die Oxidationscharakteristik erweist sich die Verarbeitung von reinem Al als schwierig, so daß besser Al-Legierungen verwendet werden [100]. Daher wurde für die vorliegende Arbeit Al/Ti als Referenzmaterial gewählt.

5.1.5 Schichtpräparationsverfahren und -anlagen

Für die Herstellung von Metallisierungsschichten werden je nach Anforderungen an die Schichtqualität und das Material (reine Metalle, Legierungen, Verbindungen) verschiedene Schicht-

präparationsverfahren genutzt. Solche Verfahren sind die PVD (Sputtern, Verdampfen), CVD und MBE (vgl. [176] S.107 ff.) oder auch die Laserablation. Näher betrachtet werden im folgenden nur die für die vorliegenden Arbeit experimentell verwendeten Verfahren, das DC-Magnetron-Sputtern und die Laserablation. Anschließend werden die für die Schichtpräparation genutzten Temperanlagen mit ihren Temperatur-Zeit-Verläufen vorgestellt.

Sputteranlage - LA440S

Die Sputteranlage LA-440S der *Ardenne Anlagentechnik GmbH* ist mit drei DC-Magnetron-Sputterquellen (PM1, PM2 und PM3) und einem inversen Sputterätzter (ISE) ausgerüstet, siehe Abb. 5.7 a). Mit der Anlage lassen sich in einem Prozeß 4 Proben (9) mit maximal 100 mm Durchmesser beschichten. Die Stromversorgung der Sputterquellen ist so ausgelegt, daß zwei Quellen gleichzeitig betrieben werden können, um ein co-Sputtern zu ermöglichen. Eine rückseitige Strahlungsheizung (7) dient zur Erwärmung der Substrate (*in-situ* Tempern). Die Temperatur-Zeit-Verläufe von Heizer und Substraten sind in Abb. 5.8 a) dargestellt. Die Abbildung zeigt zum einen die mittels Thermoelement gemessene Heizertemperatur und zum anderen die Temperatur eines auf der Probe befestigten Thermoelements. Der Heizer erreicht die Solltemperatur von 600°C nach 20 min. Die Temperatur der Substrate auf Normalposition (ca. in 6-7 mm Abstand zum Heizer) bzw. der heizernah angeordneten (ca. in 2-3 mm Abstand zum Heizer) und thermisch gegenüber dem Substrathalter isolierten Substrate steigt ebenfalls an. Die erreichbare Substrattemperatur von 508°C bzw. 544°C liegt jedoch 92°C bzw. 56°C niedriger als die Heizertemperatur und wird erst mit ca. 6 min Verzögerung erreicht. Bei Sputterprozessen mit Substratheizung ist daher eine Vorheizzeit von mindestens 6 min nötig.

Mit der Sputteranlage lassen sich Schichten reiner Elemente (z.B. W, Ta, Al, Mo, Ti, Cu) und Elementgemische durch co-Sputtern bzw. Sputtern von Mischtargets (z.B. WSi₂, WC etc.) präparieren [31–36, 431, 521–523]. Anhand dieser Schichten wurden hauptsächlich Untersuchungen für den späteren Einsatz als Metallisierung für elektronische Bauelemente durchgeführt.

Die Schichten besitzen eine hohe Haftfestigkeit, die durch den naßchemischen Reinigungsprozeß der Oberflächen vor der Schichtabscheidung und der in der Sputteranlage *in-situ* mittels ISE durchgeführten Sputterätzung erreicht wird (vgl. auch Abschn. 4.2.2 auf S.62 f.). Die Sputterraten wurden analog Abschn. 3.3.4 bestimmt.

Anlage zur Laserablation

Im Rahmen des von der Europäischen Union geförderten Projektes „*Laser ablation of high temperature stable tungsten carbide layers on silicon carbide*“ wurden am *ULF - FORTH (Ultraviolet Laser Facilities - Foundation of Research and Technology Hellas)* Experimente zur Laserablation von Wolframkarbid durchgeführt. Die experimentelle Anlage ist schematisch in Abb. 5.7 b) dargestellt. Die Laserablation wurde in einem Vakuumrezipienten aus Edelstahl (1) durchgeführt. Der Laserstrahl (5) des KrF-Lasers (Wellenlänge: 248 nm) wurde über ein Spiegel-Linsen-System durch das Eintrittsfenster (4) auf dem Target (8) fokussiert. Das Target war auf einem drehbaren Targethalter (7) befestigt, um einen gleichmäßigen Abtrag zu gewährleisten und die Targetfläche effektiv zu nutzen. Auf der selben Achse wie das Target wurden die Substrate (9) auf einem verstellbaren (Abstand zwischen Target und Substrat) Substrathalter mit Heizer (10) angebracht. Der Heizer ermöglichte Temperaturen bis 900°C.

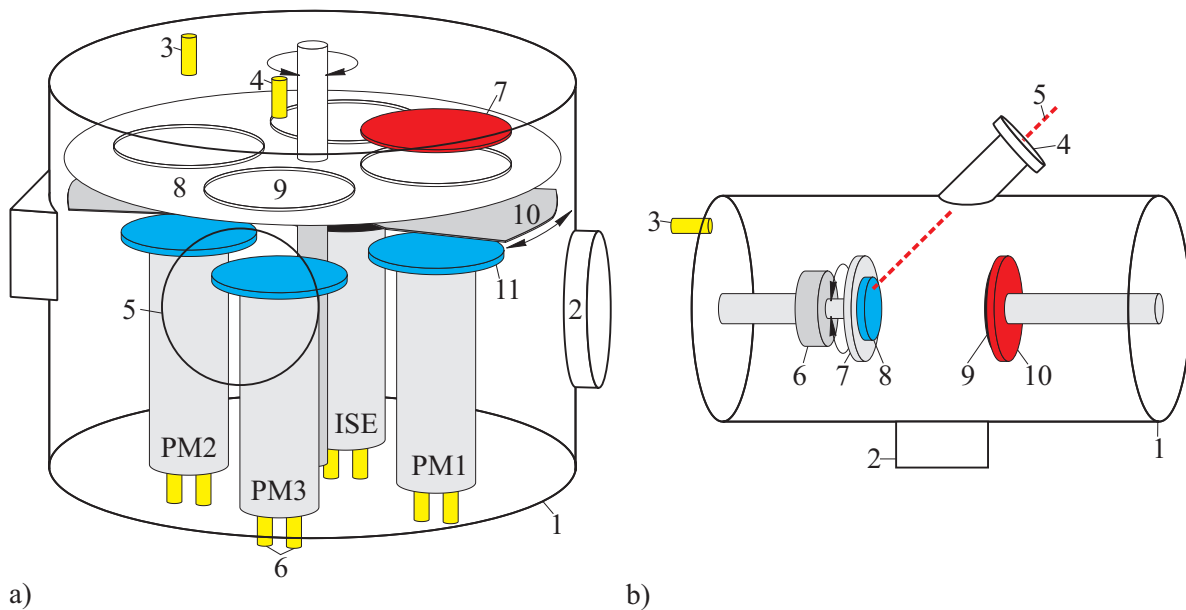


Abbildung 5.7: Schematische Darstellung der Anlagen zur Schichtabscheidung
 a) Sputteranlage: (1) Vakuumrezipient, (2) Pumpenflansch, (3) Gaseinlaß mit *mass flow controller*, (4) Belüftungsventil, (5) Sichtfenster, (6) Kühlwasser- und Stromversorgung, (7) Heizer, (8) drehbarer Probenteller, (9) Probenträger, (10) schwenkbare Blende, (11) Target, (PM) Magnetrone, (ISE) inverser Sputterärzter
 b) Anlage zur Laserablation: (1) Vakuum Rezipient, (2) Pumpenflansch, (3) Gaseinlaß, (4) Eintrittsfenster für den Laserstrahl, (5) Laserstrahl, (6) Motor, (7) drehbarer Targethalter, (8) Target, (9) Substrat, (10) Substrathalter und Heizer

Quarzrohrofen

Die Rekristallisation und Phasenausbildung der abgeschiedenen Metallisierungen läßt sich sowohl bei der Abscheidung *in-vacuo* und *in-situ* direkt in der Sputteranlage als auch *ex-situ* in externen Anlagen erreichen. Externe Anlagen sind der Quarzrohrofen und RTA-Anlage, in denen der Prozeß unter Schutzgas- bzw. in Kohlenwasserstoffatmosphäre durchgeführt wird.

Zur gezielten Wärmebehandlung (Tempern) der Proben unter definierter Atmosphäre wurde ein Quarzrohrofen für Substratdurchmesser bis maximal 60 mm und Temperaturen bis 1200°C verwendet. Der Ofen ist auf einer Schiene gelagert, so daß er aufgeheizt und nach Erreichen der Solltemperatur über den Probenhalter aus Quarzglas verschoben werden kann. Heizt man den Ofen bis zur gewünschten Temperatur auf und verschiebt ihn anschließend, dann sinkt die Ofentemperatur (gemessen vom Thermoelement zur Steuerung des Ofens) je nach Ausgangstemperatur bis zu 150°C ab, wie in Abb. 5.8 b) gezeigt. Weiterhin ist zu erkennen, daß die Ausgangstemperatur nach 2,5 min bis 9 min wieder erreicht wird. Dieser Zeitpunkt wurde als Beginn der Temperzeit definiert.

Wählt man höhere Ausgangstemperaturen des Ofens (z.B. 1150°C um bei 1000°C zu Tempern), dann lassen sich die Tempertemperaturen schneller erreichen (innerhalb von 5 min) und rechteckige Temperaturprofile realisieren, wie in Abb. 5.8 c) zu sehen ist. Hierbei wurde die Probentemperatur mit einem Thermoelement unter der Probe gemessen. Trotz der veränderten Prozeßführung lassen sich die gewünschten schnellen thermischen Temperprozesse analog

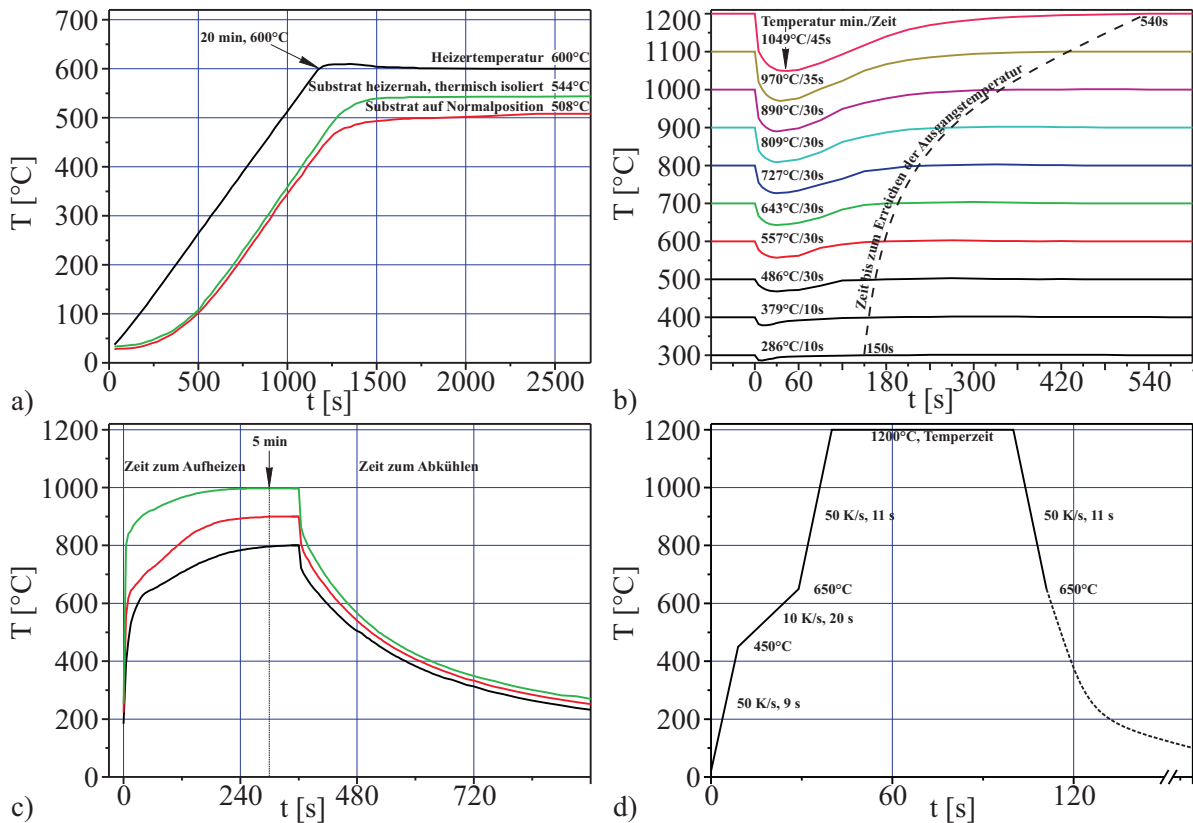


Abbildung 5.8: Temperatur-Zeit-Verläufe beim Tempern a) in der Sputteranlage LA440S, b) im Quarzrohrföfen, c) beim schnellen Aufheizen im Quarzrohrföfen, d) in der RTA

der RTA aufgrund der thermischen Trägheit des gesamten Quarzrohrföfen nicht erreichen. In Abb. 5.8 c) ist des weiteren das Abkühlverhalten der Proben auf dem Probenhalter dargestellt. Sobald der Ofen zurück verschoben wird, fällt die Probentemperatur je nach Tempertemperatur (800°C, 900°C bzw. 1000°C) innerhalb von 10 min auf 232°C, 252°C bzw. 270°C ab. Nach 30 min ist die Temperatur gering genug, um die Proben zu entnehmen.

RTA-Anlage

Eine Alternative zum konventionellen Tempern in einem Quarzrohrföfen stellen schnelle thermische Prozesse (*Rapid Thermal Processing* – RTP und speziell das *Rapid Thermal Annealing* – RTA) dar, die oft in der Dünnschichttechnologie eingesetzt werden. Die Substrate werden in der RTA-Anlage direkt durch eine Strahlungsheizung erhitzt, wodurch sich die thermische Belastung der Proben vermindern lässt. Der genaue Aufbau und die Funktionsweise der für diese Arbeit verwendeten Anlage wurde von Leitz et al. [524] beschrieben. In Abb. 5.8 d) ist der Temperatur-Zeit-Verlauf für die RTA-Anlage dargestellt. Als Beginn der Temperzeit wird der Zeitpunkt des Erreichens der Tempertemperatur definiert.

Vor den Ausführungen über die Metallisierung / Kontaktierung der p-SiC-Substrate mit hexagonalem WSi_2 , WC, W_2C und dem Referenzmaterial Al/Ti werden im folgenden deren Eigenschaften vorgestellt und sowohl die Präparationsverfahren untersucht als auch die Präparationsparameter festgelegt.

5.2 Wolframsilizid

In der Mikroelektronik werden hochschmelzende Metallsilizide wegen ihres geringen elektrischen Widerstandes und ihrer hohen chemischen und thermischen Stabilität eingesetzt [525]. Zu diesen Siliziden zählt auch das Wolframsilizid, das ein in der Halbleitertechnik gut bekanntes Metallisierungsmaterial ist. Im Mittelpunkt dieses Abschnittes steht die Untersuchung von Wolframsilizid, welches aufgrund seiner Eigenschaften besonders für Hochtemperaturkontakte und -sensoren geeignet ist.

5.2.1 Wolframsilizid – Allgemeines

Wolframsilizidschichten werden vielfach als niederohmige Gate-Elektroden in FETs und als *Interconnects* in der VLSI-Technik verwendet [526]. Wolframsilizide wurden untersucht bzw. werden als Metallisierung/Kontaktierung von Si [527–531], GaN [532–534], GaAs [535–540], InP [541, 542], InGaN [532, 543–545], InN [543–545], InAlN [543, 545], AlN [317] und SiC [33, 35, 162, 425, 496, 506, 516] (vgl. Tab. C.2) eingesetzt. Des weiteren lassen sich wolframreiche WSi_x -Schichten als wirksame Diffusionsbarriere gegen die Diffusion von Cu nutzen [546]. Wolframsilizidschichten sind auch zur Herstellung elektrischer Widerstände mit geringen Temperaturkoeffizienten in Bauelementen geeignet [547]. Darüber hinaus lassen sich Wolframsilizide für mechanische Strukturen, Heiz- und Thermoelemente verwenden [548].

PDF-Nr.	Formel	Kristallstruktur	Raumgruppe	a [nm]	b [nm]	c [nm]	Qualität ²
11-0195	Si_2W	tetragonal ^t	I4/mmm	0,3211		0,7829	I
16-0261	W_5Si_3	tetragonal [*]	I4/mcm	0,9601		0,4972	I
44-1055	Si_2W	kubisch ^c	P	1,1000			N
48-1409	Si_2W	hexagonal ^h	P6_222	0,4614		0,6414	N
74-1149	WSi_2	tetragonal ^t	I4/mmm	0,3212		0,7880	C
81-0165	WSi_2	tetragonal ^t	I4/mmm	0,3230		0,7867	C
81-0168	WSi_2	hexagonal ^h	P6_222	0,4618		0,6674	C
81-1916	W_5Si_3	tetragonal [*]	I4/mcm	0,9640		0,4970	C
81-2168	WSi_2	tetragonal ^t	I4/mmm	0,3217		0,7840	C

Tabelle 5.2: Gitterparameter verschiedener Wolframsilizidphasen, JCPDS-Kartei [39]

In Tabelle 5.2 sind die nach den PDF-Nummern (*Powder Diffraction File*) geordneten Strukturdaten (chemische Formel, Kristallstruktur, Raumgruppe, Gitterkonstanten a , b , c und Qualität² dieser Daten) aller Wolframsilizide aus der JCPDS-Kartei (*Joint Committee of Powder Diffraction Standard*) zusammengefaßt. Wolfram und Silizium bilden demnach zwei tetragonale (WSi_2^t , W_5Si_3^*), eine kubische (WSi_2^c) und eine hexagonale (WSi_2^h) Wolframsilizidphase aus.

²Allgemeine Qualitätskennzeichen sind: * → hohe Qualität, C → aus den Strukturparametern berechnet, I → gute Qualität (I=*indexed*), Q → fragliche Qualität, N → nicht spezifiziert

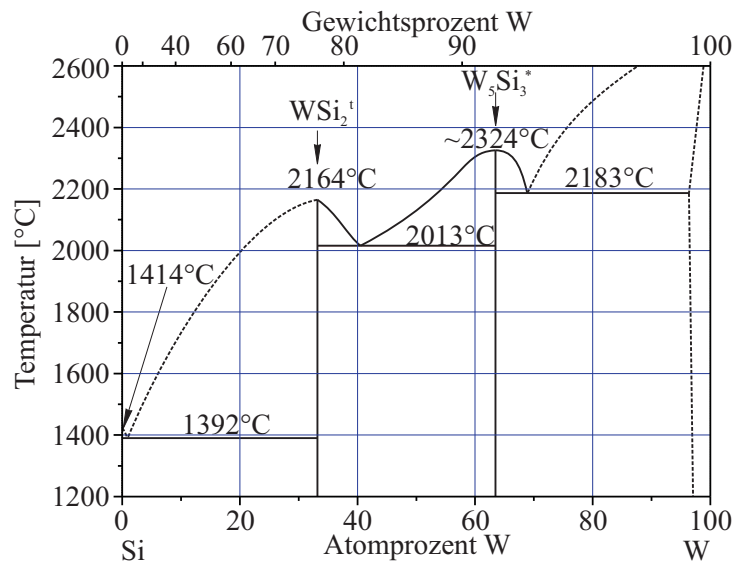


Abbildung 5.9: Phasendiagramm Wolfram-Silizium [549]

Aus dem in Abb. 5.9 gezeigten Gleichgewichts-Phasendiagramm von Weir [549] ist ersichtlich, daß nur die beiden tetragonalen Wolframsilizidphasen thermodynamisch stabil sind. Nach der von Walser und Bené aufgestellten Regel [550] wird sich zuerst die kristalline Phase ausbilden, die der kongruent schmelzende Phase mit der geringsten eutektischen Temperatur am nächsten liegt. Für das System W-Si heißt das, daß sich die tetragonale WSi_2 -Phase bildet. Obwohl die niedrigste eutektische Temperatur bei rund 1400°C liegt, ist allgemein anerkannt, daß die niedrigste Entstehungstemperatur von Wolframsilizid bei 650°C [170] S.120 ff. bzw. im Bereich von $600\text{--}800^\circ\text{C}$ [479] S.285 ff. zu finden ist.

5.2.2 Verfahren zur Präparation von Wolframsilizid

Für die Präparation von Wolframsiliziden kommen Verfahren, wie Sputtern [34, 35, 317, 428, 530, 531, 534–539, 542, 544, 545, 547, 551–555], Elektronenstrahl-Verdampfen [556, 557], CVD [398, 526, 528, 546, 552, 554, 558–565], Grenzflächen- und Festkörperreaktionen [557, 566–574], Ionenstrahlsynthese [525, 575–581], MBE und Laserablation mit und ohne anschließendem Tempern in Frage. Von den aufgezählten Verfahren wird im folgenden nur die Schichtpräparation durch Sputtern genauer erörtert. Wolframsilizide lassen sich mit fünf Sputterverfahren präparieren:

1. co-Sputtern von W und Si [34, 35, 428, 531, 537–539, 547, 582, 583],
2. Sputtern vom Wolframsilizid-Sintertarget bzw. Mehrkomponententarget [317, 530, 534, 536, 537, 542, 544, 545, 552–554],
3. Sputtern vom W-Si-Mosaiktarget [535, 555],
4. reaktives Sputtern von W in einer Silan-Argon-Atmosphäre [551] und
5. reaktives Sputtern von Si in einer WF_6 -Argon-Atmosphäre.

Oft ist für die Phasenausbildung eine zusätzliche *in-situ* oder *ex-situ* Temperung notwendig. Zum zuletzt genannten Verfahren konnten bisher keine Veröffentlichungen gefunden werden.

Für die Schichtpräparation in dieser Arbeit wurden die beiden ersten Sputterverfahren genutzt, die nachfolgend näher beschrieben werden.

Die Präparation der Wolframsilizidschichten erfolgt durch co-Sputtern von W und Si (alternierend werden dünne W- und Si-Schichten abgeschieden) oder durch Sputtern von einem stöchiometrischen WSi_2 -Sintertarget und anschließender Temperung in der RTA-Anlage oder im Quarzrohrföfen. Mittels Röntgendiffraktometrie (XRD), elektrischen Messungen, Rastersondenverfahren (AFM) und Elektronenmikroskopie (REM, TEM) werden die unterschiedlichen Phasen identifiziert und die Schichteigenschaften ermittelt.

5.2.3 Präparation von Wolframsilizid durch co-Sputtern und Tempern

Beim co-Sputtern werden Wolfram-Silizium-Multilagenschichten abgeschieden. Mit der in Abb. 5.7 a) dargestellten Sputteranlage sind die Einzelschichtdicken über die Targetleistung einstellbar, so daß jede beliebige Stöchiometrie zu erreichen ist. Die Berechnung zur Stöchiometrieeinstellung sowie die Auswahl der Sputterparameter erfolgten nach [428, 479]. Das optimale Schichtdickenverhältnis von W zu Si sollte 1 zu 2,5 betragen, um tetragonales WSi_2 zu erhalten. Experimentell erwies sich ein Verhältnis von 1 zu 3,8 als geeigneter, da die gesputterten Schichten amorph und nicht in der für die Berechnung genutzten kristallinen Form vorlagen [34]. Die Si- und SiO_2 -Substrate rotierten bei der Abscheidung über den beiden Targets, wobei die Aufenthaltszeit über den Targets $1/9$ der Gesamtsputterzeit betrug.

Zur Ausbildung der gewünschten kristallinen Phase wurden die Proben in der RTA-Anlage (vgl. Abschn. 5.1.5, S.84) jeweils 20 s getempert, wobei sich die co-gesputterten W-Si-Multilagenschichten zu tetragonalen WSi_2 formierten. Dabei verringerte sich das Volumen der Schichten und damit auch ihre Schichtdicke. Laut Berechnungen schrumpfen die Schichten während der Temperung um 27,5% [34].

Mittels Röntgendiffraktometrie war nachzuweisen, daß sich ab 715°C WSi_2 bildet. Mit steigender Tempertemperatur (bis 1195°C) nimmt die Korngröße zu. Gleichzeitig sinkt der mit der linearen van der Pauw-Methode (vgl. Abschn. 3.1.1, S.40) gemessene spezifische Widerstand stark ab. Der geringste spezifische Widerstand der tetragonalen WSi_2 -Schichten lag für das bei 1195°C getemperte Si-Substrat bei $20 \mu\Omega \text{ cm}$ und für das SiO_2 -Substrat bei $85 \mu\Omega \text{ cm}$ [431]. Die große Abweichung des spezifischen Widerstandes auf den unterschiedlichen Substraten ist begründet in der Stöchiometrie der WSi_2 -Schichten und in der Leitfähigkeit des Si-Substrates. Bei der Messung fließt der Strom sowohl durch die Silizidschicht als auch das Si-Substrat, wodurch das Meßergebnis nicht mehr allein den Schichtwiderstand des Silizides angibt. Auf leitfähigen Substraten wurden daher im weiteren keine Messungen des spezifischen Widerstandes mehr durchgeführt.

Des weiteren wurden im Rahmen des BMBF-Projektes zum Thema „SiC-Elektronik, Untersuchungen zur Metallisierung“ [36] und als Voruntersuchung für diese Arbeit in der oben beschriebenen Art W-Si-Multilagenschichten durch co-Sputtern auf implantierten p-6H-SiC abgeschieden. Anschließend wurden die Schichten mittels reaktivem Ionenätzen strukturiert [35, 193]. Unmittelbar danach wurde eine Schichtdicke der ungetemperten W-Si-Schicht von etwa 400 nm mit einem Tastschnittgerät (Profilometer) gemessen. Dann erfolgte die Temperung der Schichten bei 1050°C für 20 min unter Argonatmosphäre im Quarzrohrföfen.

fen (vgl. Abschn. 5.1.5, S.83). Anhand der in Abb. 5.10a) dargestellten AFM-Aufnahme einer Ringstruktur wurde die Dicke der getemperten WSi_2 -Schicht ermittelt. Die mit etwa 365 nm gemessene Schichtdicke war größer als die berechnete von rund 300 nm. Die Differenz ist auf eine Porenbildung in der Schicht bei der Schrumpfung zurückzuführen (vgl. Abb. 5.11).

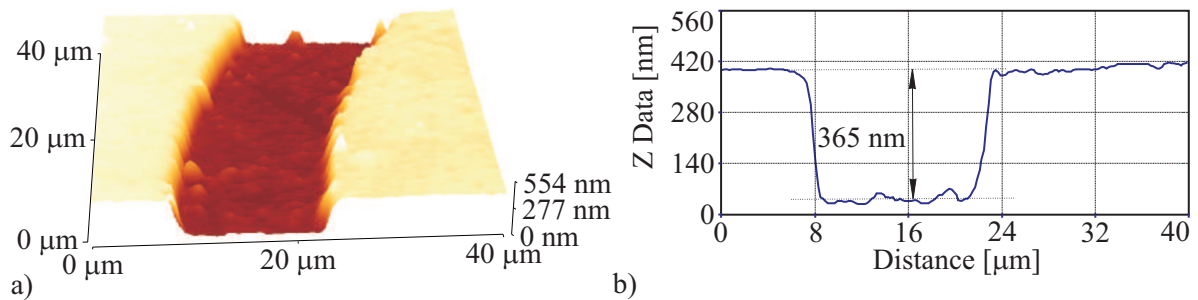


Abbildung 5.10: AFM-Aufnahme a) einer getemperten Ringstruktur und b) Schichtdickenbestimmung

Neben den Poren und der Kornstruktur in der tetragonalen WSi_2 -Schicht sind in der TEM-Querschnittsaufnahme in Abb. 5.11 verschiedene Bereiche des SiC-Substrates zu erkennen. Das SiC-Substrat besteht aus dem ungeschädigten 6H-SiC-Substrat, gefolgt von einer schmalen 6H-SiC-Defektzone, einer ca. 80 nm dicken defektreichen und einer ca. 50 nm dicken defektarmen 3C-SiC-Schicht. Die SiC-Schichtfolge ist aufgrund der noch nicht optimierten Implantations- und Ausheilprozedur entstanden ($N_{Al-Implantation} = 6 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$ bei Raumtemperatur, 1650°C für 20 min in Ar-Atmosphäre). Auch die amorphe Randschicht, die die Kontakteigenschaften negativ beeinflusst, ist eine Folge der noch nicht optimalen Präparationstechnik.

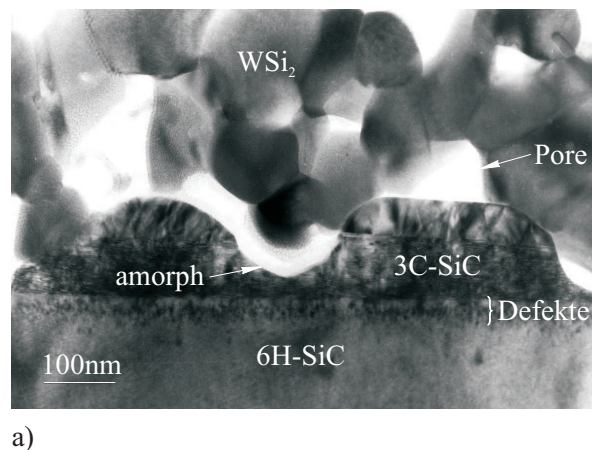


Abbildung 5.11: TEM-Aufnahme von tetragonalen WSi_2 auf Al implantierten 6H-SiC

Der spezifische Kontaktwiderstand ϱ_K der ungetemperten und der getemperten Proben wurde bei Raumtemperatur (RT) bestimmt. Zusätzlich wurde ϱ_K der getemperten Proben bei 375°C gemessen. Die Ergebnisse der Messungen sind in Tab. 5.3 zusammengefasst. Alle Kontakte auf den ungetemperten Proben weisen Schottky-Verhalten auf. Erst nach der Kontaktformierung konnte für die Probe mit der höchsten Dotierung Ohmsches-Verhalten nachgewiesen werden.

Durch eine um 350°C erhöhte Meßtemperatur (d.h. 375°C) wurden so viele Akzeptoren ionisiert, daß der spezifische Kontaktwiderstand um 2 Größenordnungen sank (vgl. Abschn. 2.3.5, S.26 f.).

Grunddotierung, Al-Implantationsdosis und Akzeptorkonzentration	$\varrho_{K_{RT}}$ [$\Omega \text{ cm}^2$] ungetempert	$\varrho_{K_{RT}}$ [$\Omega \text{ cm}^2$] getempert	$\varrho_{K_{375^\circ C}}$ [$\Omega \text{ cm}^2$] getempert
$N_A(\text{Grunddotierung}) = 3 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ $N_{Al-\text{Implantation}} = 5 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ $N_A(\text{lt. TRIM}) = 4 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$	Schottky-Kontakt	Schottky-Kontakt	Schottky-Kontakt
$N_A(\text{Grunddotierung}) = 7 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ $N_{Al-\text{Implantation}} = 1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ $N_A(\text{lt. TRIM}) = 8 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$	Schottky-Kontakt	Schottky-Kontakt	0, 2 ... 0, 8
$N_A(\text{Grunddotierung}) = 3 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ $N_{Al-\text{Implantation}} = 6 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ $N_A(\text{lt. TRIM}) = 4, 8 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$	Schottky-Kontakt	0, 25 ... 1, 7	$2 \cdot 10^{-2} \dots 5 \cdot 10^{-2}$

Tabelle 5.3: Spezifische Kontaktwiderstände der tetragonalen $\text{WSi}_2/\text{p-6H-SiC}$ -Kontakte

Des weiteren wurde im Rahmen des BMBF-Projektes [36] nachgewiesen, daß die Strom-Spannungs-Messungen an WSi_2 -Kontaktstrukturstrukturen unabhängig vom Meßwinkel (vgl. Abschn. 3.2.3, S.50; eine Korrektur des Gesamtwiderstandes ist nicht nötig) und von den Beleuchtungsverhältnissen (keine Erzeugung von Ladungsträgern durch Photonen) sind.

Die relativ hohen spezifischen Kontaktwiderstände und die Bildung von Poren in der tetragonalen WSi_2 -Schicht während der Temperung führten zur Schlußfolgerung, daß es für die vorliegende Arbeit günstiger ist, eine andere Präparationstechnik zu verwenden (z.B. das Sputtern von einem Sintertarget).

5.2.4 Präparation von Wolframsilizid durch Sputtern von einem Sintertarget

Beim Sputtern vom Sintertarget ist die resultierende Stöchiometrie durch die Zusammensetzung des Targets bestimmt. Der Vorteil des Sputtern vom Sintertarget liegt in der in der einfacheren Prozeßführung. Für die folgenden Experimente wurde die Sputteranlage LA440S (vgl. Abb. 5.7 a) und ein stöchiometrisches WSi_2 -Sintertarget der Fa. *FHR Anlagenbau GmbH* verwendet.

Zu Beginn der Untersuchungen wurde die Sputterrate des WSi_2 -Sintertargets bestimmt (vgl. Abschn. 3.3.4, S.53). Danach schlossen sich Experimente zum Einfluß der Substrattemperatur, der *ex-situ* Temperung und der verwendeten Substrate auf die Phasenausbildung an. Die Analyse der Schichten erfolgte hauptsächlich mittels Röntgendiffraktometrie (vgl. Abschn. 3.3.2, S.52) und der linearen van der Pauw-Methode (vgl. Abschn. 3.1.1, S.40).

Einfluß der Substrattemperatur auf die Phasenausbildung

Zur Erwärmung der Substrate diente eine rückseitige Strahlungsheizung (vgl. Abschn. 5.1.5, S.82). Die Aufheizung der Substrate ist sowohl vom Abstand der Substrate zum Heizer, von

der Wärmestrahlung, der Konvektion (in Abhängigkeit vom Druck bzw. Gasfluß), der Wärmeleitfähigkeit und -kapazität der Substrathalter und Substrate, der Halterungsart der Substrate (geklemmt, aufgelegt oder thermisch isoliert auf Glas befestigt) und der Oberflächenbeschaffenheit der Substratrückseite [431] als auch von Sputterleistung und -zeit³ abhängig. Zu diesen Abhängigkeiten wurden Versuche durchgeführt, in deren Ergebnis u.a. die Temperatur-Zeit-Verläufe in Abb. 5.8 a) auf S.84 entstanden. Da sich die Temperaturen im realen Prozeß nicht messen lassen, werden die Substrattemperaturen im weiteren abgeschätzt.

Die Ergebnisse der in [431] durchgeführten Untersuchungen zum Einfluß der Substrattemperatur auf die Phasenausbildung wurden durch weitergehende Versuche bestätigt:

- Schichten auf ungeheizten Substraten zeigten röntgenamorphes Verhalten,
 - bei $T_{Substrat} = 23^{\circ}\text{C}$ $\rho \approx 780 \mu\Omega \text{ cm}$,
- Schichten auf *in-vacuo* geheizten Substraten waren kristallin (hexagonales WSi_2),
 - bei $T_{Substrat} = 508^{\circ}\text{C}$ (Substrate auf Normalposition), $\rho = 664 \mu\Omega \text{ cm}$,
 - bei $T_{Substrat} = 544^{\circ}\text{C}$ (Substrate heizernah angeordnet und thermisch isoliert), $\rho = 652 \mu\Omega \text{ cm}$ und zunehmender Korngröße der hexagonalen WSi_2 -Kristallite.

Einfluß der *ex-situ* Temperung auf die Phasenausbildung

Zur Untersuchung des Einflusses der *ex-situ* Temperung auf die Phasenausbildung wurden drei SiO_2 beschichtete Si-Wafer mit Wolframsilizid bei unterschiedlichen Substrattemperaturen (ungeheizt und mit rückseitiger Heizung auf Normalposition bzw. heizernah und thermisch isoliert) beschichtet. Anschließend wurden die Wafer in ca. 12 mm x 12 mm große Proben zerschnitten und im Quarzrohröfen (vgl. Abschn. 5.1.5, S.83) *ex-situ* zwischen 500°C und 1200°C unter Ar-Atmosphäre 15 min lang getempert.

Anhand von Röntgendiffraktogrammen der getemperten Proben des ungeheizten Wafers ließ sich eine Phasenausbildung von tetragonalem WSi_2 und tetragonalem W_5Si_3 ab einer Tempertemperatur von 880°C nachweisen. Die Korngrößen beider Phasen nahm mit steigender Tempertemperatur zu und der spezifische Widerstand verringerte sich.

Die Röntgendiffraktogramme der getemperten Proben des heizernah angeordneten und thermisch isolierten Wafers sind in Abb. 5.12 dargestellt. Es ist zu erkennen, daß die hexagonale WSi_2 -Phase bis 800°C stabil ist, ab 850°C eine Phasentransformation in tetragonales WSi_2 und tetragonales W_5Si_3 stattfindet und schon bei 900°C der Umwandlungsprozeß abgeschlossen ist. Oberhalb 900°C sind beide tetragonalen Wolframsilizidphasen stabil. Mit steigender Tempertemperatur nahm die Korngröße zu und der spezifische Widerstand ab. Analoges Verhalten zeigten die getemperten Proben des geheizten Wafers auf Normalposition.

Die Tempertemperaturabhängigkeit des spezifischen Widerstandes ρ_0 der Proben von den drei mit Wolframsilizid beschichteten Wafers zeigt Abb. 5.13 a). Die starke Verringerung des spezifischen Widerstandes zwischen 800°C und 900°C geht mit der oben beschriebenen Phasentransformation einher. Ab einer Tempertemperatur von 1100°C sinkt der spezifische

³Die Substrattemperatur steigt je nach Ausgangstemperatur, Sputterleistung, -zeit während des Sputterprozesses z.B. von 20°C auf 325°C bzw. von 544°C auf 582°C bei einer Leistung von 200 W innerhalb von 15 min an.

Widerstand nur noch geringfügig. Der geringste spezifische Widerstand von $159,3 \mu\Omega \text{ cm}$ wurde beim Tempern bei 1200°C erreicht. Die Widerstandswerte der Proben des ungeheizten Wafers liegen durchschnittlich ca. $120 \mu\Omega \text{ cm}$ über denen der geheizten Wafer, erreichen aber nach der Temperung bei 1100°C ähnliche Werte.

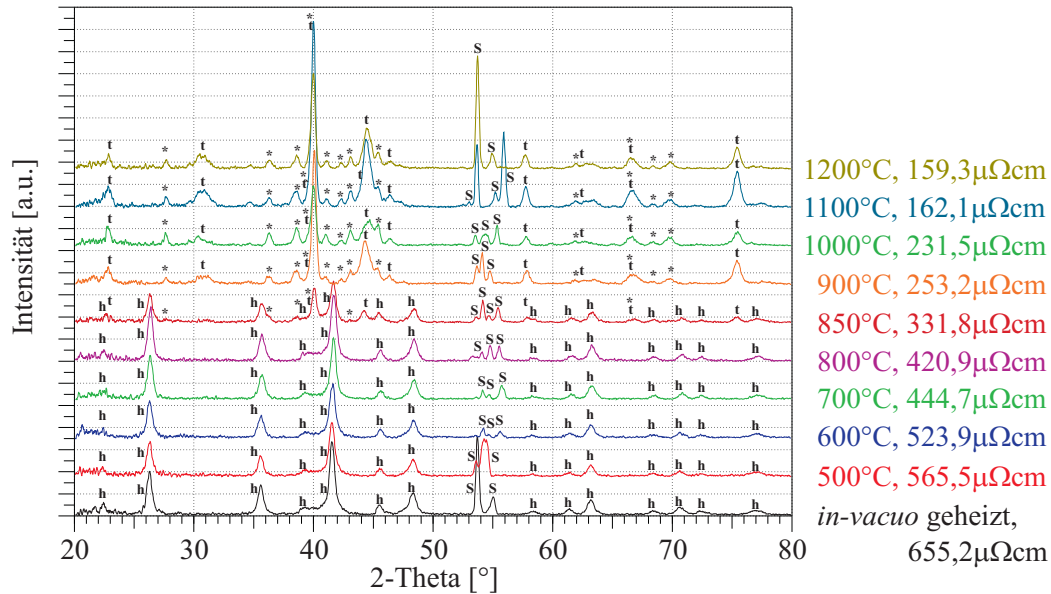


Abbildung 5.12: XRD in Dünnschichtgeometrie – Phasentransformation beim Tempern von hexagonalem WSi_2
 h – hexagonales WSi_2 , t – tetragonales WSi_2 , * – tetragonales W_5Si_3 , S – Substratpeaks
 Für die Darstellung wurde der Untergrund abgezogen und die Diffraktogramme geglättet.

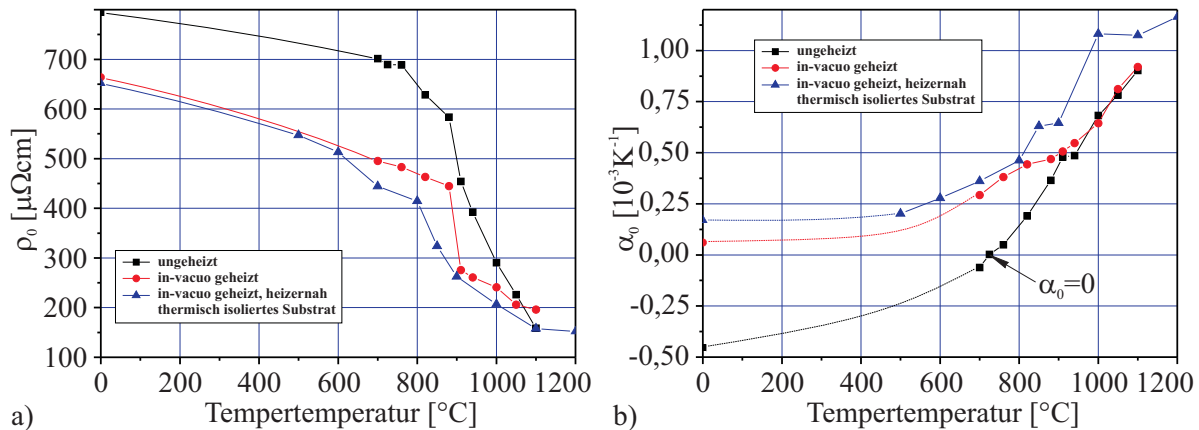


Abbildung 5.13: Wolframsilizid – Tempertemperaturabhängigkeit a) des spezifischen Widerstandes ρ_0 und b) des Temperaturkoeffizienten α_0

Auf beiden während des Sputterns geheizten Wafern (Normalposition bzw. heizernah und thermisch isoliert) weist das Wolframsilizid metallisches Verhalten auf, wie anhand des positiven Temperaturkoeffizienten α_0 in Abb. 5.13 b) zu erkennen ist. Die Proben des ungeheizten

Wafers zeigten bis Tempertemperaturen von 700°C halbleitendes und oberhalb von 760°C metallisches Verhalten.

Zusätzlich wurde eine Probe des ungeheizten Wafers bei 725°C getempert, um eine Wolframsilizidmetallisierung mit einem Temperaturkoeffizienten von 0 K^{-1} zu erhalten. Genau wie bei allen anderen Proben wurde der spezifische Widerstand der Probe zur Bestimmung von α_0 mit der linearen van der Pauw-Methode im Temperaturbereich von -10°C bis 80°C gemessen (α_0 : vgl. Abschn. 3.1.1, S.40 / Meßplatz 2: vgl. Abschn. 3.3.1, S. 51). Der Temperaturkoeffizient lag bei $0,00296 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$, d.h., der spezifische Widerstand blieb im gemessenen Temperaturbereich nahezu konstant. Die definierte Präparation von Wolframsilizidmetallisierungen mit $\alpha_0 = 0 \text{ K}^{-1}$ ist interessant, wurde jedoch nicht weiter verfolgt, da dieses Verhalten für die vorliegende Arbeit nicht genutzt werden sollte.

Stabilitätsuntersuchungen wurden an den Wolframsilizidschichten unter Normalatmosphäre mittels Messung des Flächenwiderstandes bis zu Temperaturen von 450°C durchgeführt (Meßplatz 3: vgl. Abschn. 3.3.1, S. 51). Zwischen 430°C und 440°C bildete sich auf den Oberflächen der Wolframsilizide ein elektrisch nicht leitender Oxidfilm und begrenzt somit die Einsatztemperatur der Wolframsilizide unter Normalatmosphäre auf ca. 400°C . Mit Röntgendiffraktometrie konnte diese Oxidbildung nicht nachgewiesen werden, was auf einen äußerst dünnen oder röntgenamorphen Oxidfilm schließen läßt.

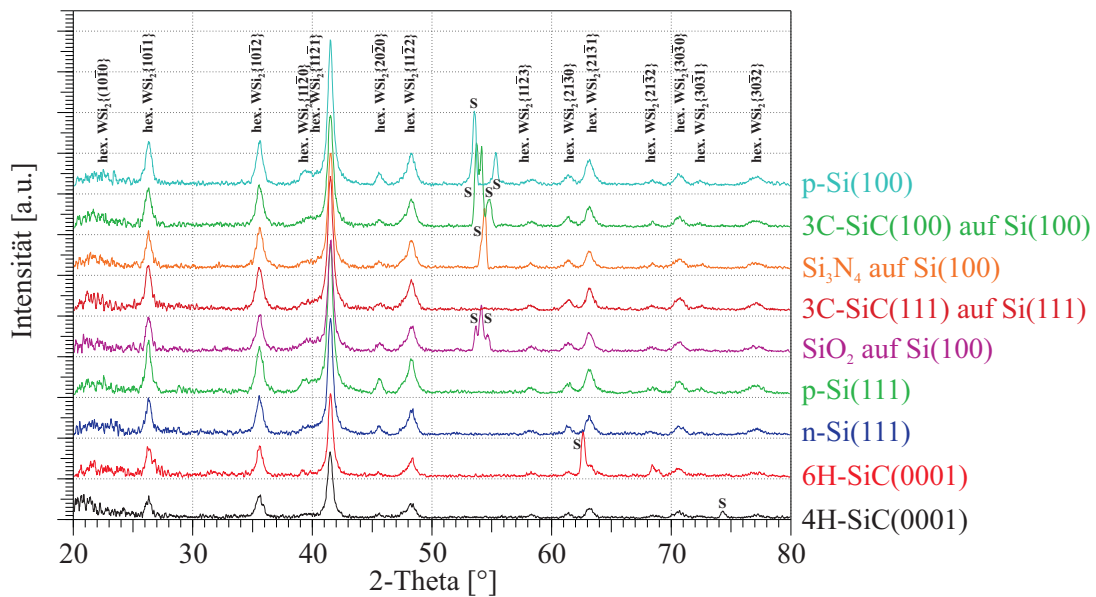


Abbildung 5.14: XRD in Dünnschichtgeometrie – Untersuchungen zum Substrateinfluß beim Sputtern vom WSi-Sintertarget
 hex. $\text{WSi}_2\{\text{hkil}\}$ – Netzebenen des hexagonalen WSi_2 , S – Substratpeaks
 Für die Darstellung wurde der Untergrund abgezogen und die Diffraktogramme geglättet.

Substrateinfluß auf die Phasenausbildung

Der Substrateinfluß auf die Phasenausbildung wurde anhand verschiedener Substrate (3C-, 4H- und 6H-SiC, n- und p-dotiertes Si(111) bzw. Si(100), SiO_2 und Si_3N_4) untersucht. Die Substrate wurden heizernah angeordnet und thermisch gegenüber dem Substrathalter isoliert

bis auf ca. 544°C aufgeheizt und mit Wolframsilizid beschichtet. In Abb. 5.14 sind die Diffraktogramme des sich auf den verschiedenen Substraten bildenden hexagonalen WSi_2 dargestellt. Es wird deutlich, daß die Substrate keinen Einfluß auf die Phasenausbildung ausüben.

Des weiteren wurden die Gitterkonstanten a mit 0,4618 nm und c mit 0,6537 nm anhand der Peaks der Röntgendiffraktogramme des hexagonalen WSi_2 bestimmt. Verglichen mit den Gitterkonstanten der PDF-Nummern 48-1409 (gemessen an einer mit CVD gewachsenen Schicht) bzw. 81-0168 (berechnet, [584]) aus der JCPDS-Kartei (vgl. Tab. 5.2) wurde für a eine ausgezeichnete Übereinstimmung gefunden, wohingegen c genau zwischen den beiden Werten der JCPDS-Kartei liegt. Die Abweichung der Gitterkonstanten c hat ihre Ursache im nicht spannungsfreien Wachstum der Schichten. In θ - θ -Geometrie (vgl. Abschn. 3.3.2, S.52) konnte eine Textur der hexagonalen WSi_2 -Schichten nicht nachgewiesen werden.

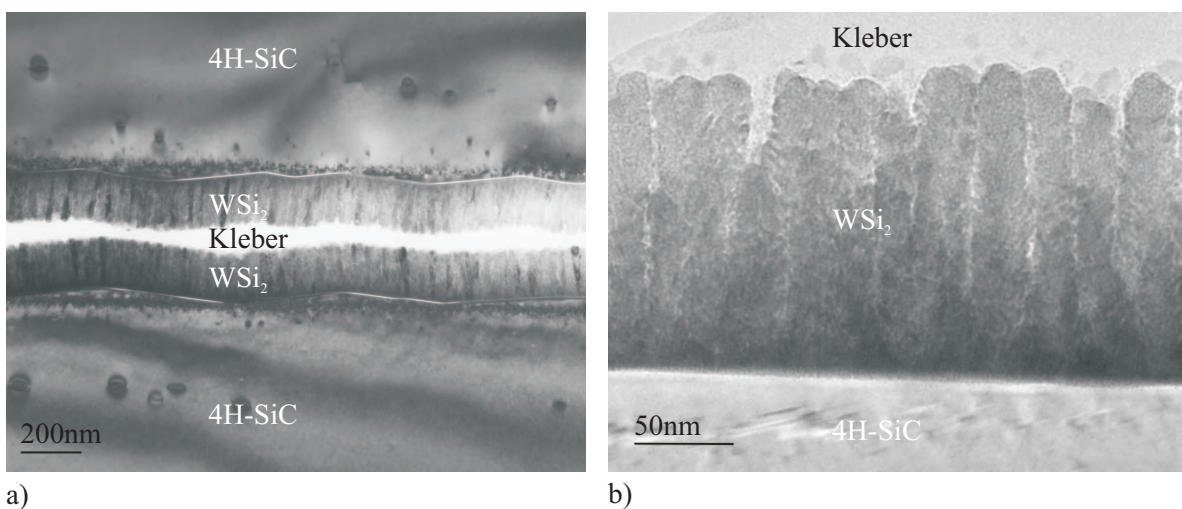


Abbildung 5.15: TEM-Aufnahmen von hexagonalem WSi_2 auf 4H-SiC a) Übersichtsaufnahme, b) Ausschnittsvergrößerung

Die Abbildungen 5.15 zeigen TEM-Aufnahmen von hexagonalem WSi_2 auf 4H-SiC. Es ist ein kolumnares Wachstum der Schichten zu erkennen. Die Säulen sind mit einer Höhe von ca. 156 nm und einer Breite von ca. 26 nm sehr schlank. Analog den XRD-Messungen wurde anhand von Beugungsaufnahmen im TEM nachgewiesen, daß keine Textur vorliegt.

Vergleich der Ergebnisse zum hexagonalen Wolframsilizid mit der Literatur

Hexagonales WSi_2 bzw. ein Gemisch aus hexagonalem und tetragonalem WSi_2 wurde mittels CVD [554, 559, 560, 562, 564], Sputtern von W und Tempern [554, 566, 570], Sputtern von W, Durchmischung mittels Ionenimplantation und Tempern [575], Sputtern von W-Si vom Mosaiktarget mit angelegter bias-Spannung [555], Sputtern von W im Silan-Ar-Plasma und Tempern [551], Ionenimplantation von W und Tempern [581] und mittels Ionenimplantation von W [525, 579, 580] präpariert.

Die Abscheidung von Wolframsilizid durch Sputtern von einem Sintertarget auf ein geheiztes Substrat wurde in der Literatur bisher nicht veröffentlicht (außer in Voruntersuchungen für die vorliegende Arbeit [431]).

Domenicucci et al. [554] untersuchten die Phasentransformation und die strukturellen Eigenschaften von gesputterten und mit CVD gewachsenen WSi_x -Schichten. Die bei 50°C gesputterten $\text{WSi}_{2,8}$ -Schichten sind nach der Abscheidung amorph, kristallisieren beim *ex-situ* Tempern zwischen 475°C und 525°C zu hexagonalem WSi_2 und im Bereich von $700..900^\circ\text{C}$ zu tetragonalem Wolframsilizid. Die Phasentransformation zum hexagonalen WSi_2 geht mit einem leichten Anstieg des Widerstandes einher, der bei der Transformation zum tetragonalen Wolframsilizid stark absinkt. Die Widerstandsabhängigkeit von der Tempertemperatur entspricht der der *in-vacuo* ungeheizten Proben in Abb. 5.13 a). Das mittels CVD durch die Reaktion von Wolframhexafluorid (WF_6) mit Dichlorsilan (SiH_2Cl_2) bei 570°C abgeschiedene $\text{WSi}_{2,6}$ wächst kristallin in Form der hexagonalen Phase und mit einer für die CVD-Schichten typischen kolumnaren Kornstruktur. Beim *ex-situ* Tempern der CVD-Schichten findet in einem schmalen Temperaturbereich zwischen 700°C und 750°C die Phasentransformation zum tetragonalen Wolframsilizid statt, die mit einer schnellen Verringerung des Widerstandes einher geht. Der von Domenicucci et al. gezeigte Widerstandsverlauf ist ähnlich dem des spezifischen Widerstandes bei der Phasentransformation der *in-vacuo* geheizten Proben in Abb. 5.13 a). Die Phasentransformation beginnt allerdings schon bei etwa 100°C geringeren Temperaturen, was zum einen auf die Zusammensetzung der Wolframsilizidschichten und zum anderen auf die unterschiedliche Prozeßführung zurückzuführen ist.

Telford et al. [564] zeigen TEM-Aufnahmen kolumnar gewachsener CVD-Schichten mit einer fein verästelten Struktur. Diese Schichten wurden bei 550°C Substrattemperatur unter Verwendung von WF_6 und SiH_2Cl_2 gewachsen. Mittels Röntgendiffraktometrie wurde nachgewiesen, daß die hexagonale Wolframsilizidphase dominiert, jedoch auch tetragonale Phasenanteile vorhanden sind. Im Gegensatz zu den experimentellen Ergebnissen der gesputterten Schichten der vorliegenden Arbeit wurde mit XRD eine $\{10\bar{1}0\}$ -Textur der hexagonalen Struktur bestimmt. Der spezifische Widerstand der ungetemperten CVD-Schichten liegt je nach Si-Gehalt des WSi_x zwischen $690 \mu\Omega \text{ cm}$ ($\text{WSi}_{2,2}$) und $775 \mu\Omega \text{ cm}$ ($\text{WSi}_{2,6}$) und ist mit dem der gesputterten Schichten vergleichbar. Beim Tempern oberhalb von 600°C geht die hexagonale Phase vollständig in die tetragonale über. Nach dem Tempern bei 900°C für 30 min unter N_2 -Atmosphäre verringerte sich der spezifische Widerstand auf $80..110 \mu\Omega \text{ cm}$. Im Vergleich zu den hexagonalen WSi_2 -Schichten dieser Arbeit weisen die Wolframsilizidschichten von Telford et al. aufgrund der unterschiedlichen Wachstumsprozesse und Zusammensetzung eine geringere Stabilität, aber auch einen geringeren spezifischen Widerstand nach dem Tempern auf.

5.2.5 Verwendete Parameter zur Präparation von Wolframsilizid

Aufgrund der genannten Ergebnisse wurde hexagonales WSi_2 (Option: späteres *ex-situ* Tempern zur Verringerung von ρ und ρ_K) als Metallisierung von je einem Waferviertel der implantierten und ausgeheilten 4H- und 6H-SiC-Proben gewählt. Die Proben wurden laut der Reinigungsprozedur gemäß Abschn. 4.2.2 auf S.62 gereinigt. Vor der Beschichtung wurden die thermisch gegenüber dem Substrathalter isolierten Proben durch die rückseitige Strahlungsheizung (Heizertemperatur 600°C , Substrattemperatur 544°C) länger als 1 h aufgeheizt. Anschließend wurden vom stöchiometrischen WSi_2 -Sintertarget 250 nm (reale Schichtdicke: 254. . .259 nm) Wolframsilizid bei einer Sputterleistung von 200 W (reale Leistung: 207. . .211 W) und einem Druck von $7 \cdot 10^{-3}$ mbar abgeschieden.

5.3 Wolframkarbid

Im Mittelpunkt dieses Abschnittes steht die Untersuchung von Wolframkarbid, welches auch bei höheren Temperaturen seine hervorragenden mechanischen und chemischen Eigenschaften behält und daher besonders für Hochtemperaturkontakte und -sensoren in der Halbleitertechnik geeignet ist.

5.3.1 Wolframkarbid – Allgemeines

Schwermetallkarbide, wie das Wolframkarbid (WC), gehören zur seltenen Klasse von Materialien, die die Härte und Temperaturbeständigkeit von Keramiken mit der elektrischen Leitfähigkeit der Metalle vereinen und ihre Eigenschaften auch bei erhöhten Temperaturen nicht verlieren [5]. WC in Verbindung mit Co, Ni, Fe findet bereits seit langem als Hartmetallkeramik [5] oder als Schutzschicht, z.B. für Trennwerkzeuge [585, 586], Anwendung. Die Pulver, die zur Herstellung dieser Materialien benutzt werden, werden durch Festphasenreaktionen, durch Reaktion der Schwermetalle mit einem gasförmigen Kohlenstofflieferanten oder auch durch Gasphasensynthese hergestellt. Auch über WC/Co-Mehrlagenschichten sind Untersuchungen durchgeführt worden, die die hohe Härte und Verschleißfestigkeit der Karbide mit der mechanischen und thermischen Stoßfestigkeit der metallischen Schichten verbinden sollen [587]. Neuere Entwicklungen zeigen die Möglichkeit der Anwendung von WC-Schichten als verschleißfeste und reibungsarme Schichten auf Titanlegierungen, wie Ti-6Al-4V für die Luftfahrt, die chemische Industrie und die Autoindustrie. Mit der Implantation von Stickstoff ist es möglich, eine bessere Haftung dieser Schichten durch Intermixing zu erreichen [588].

Bekannt sind orthorhombische und verschiedene hexagonale und kubische Phasen (vgl. Tab. 5.4) [39]. Die stabilste Phase ist das hexagonale α -WC (PDF-Nr.: 25-1047). An den (0001) Oberflächen dieser Phase wurde die Wechselwirkung von WC mit Sauerstoff untersucht [589]. Eine Oxidation in der Oberflächenregion findet demnach schon ab 327°C statt. Bei 1027°C reagiert der oberflächennahe Kohlenstoff, desorbiert als CO und es entsteht eine Schicht elementaren Wolframs mit einer dünnen Oberflächenschicht aus WO_x . Des Weiteren wurde bei WC-basierten Hartmetallen nachgewiesen, daß die Oxidation stark vom metallischen Bindemittel abhängt [590].

PDF-Nr.	Formel	Kristallstruktur	Raumgruppe	a [nm]	b [nm]	c [nm]	Qualität ²
20-1314	WC _x	hexagonal		1,0580		1,3350	N
20-1315	W ₂ C	orthorhombisch	Pbcn	0,4728	0,6009	0,5193	Q
20-1316	WC _{1-x}	kubisch	Fm3m	0,4235			N
25-1047	WC	hexagonal	P6m2	0,2906		0,2837	*
31-1408	W ₆ C _{2,54}	hexagonal	P31m	0,5185		0,4723	C
35-0776	W ₂ C	hexagonal	P3m1	0,2997		0,4727	*
42-0853	CW ₃	kubisch	Pm3n	0,5033			I
72-0097	WC	hexagonal	P6m2	0,2906		0,2836	C
73-0471	WC	hexagonal	P6m2	0,2906		0,2836	C
75-0768	W ₂ C _{0,85}	hexagonal	P31m	0,5185		0,4723	C
79-0743	W ₂ C	hexagonal	P31m	0,5190		0,4724	C

Tabelle 5.4: Gitterparameter verschiedener Wolframkarbidphasen, JCPDS-Kartei [39]

Das Gleichgewichts-Phasendiagramm in Abb. 5.16 wurde von Shunk [478] S.167 f. übernommen. Wolfram bildet mit Kohlenstoff zwei thermodynamisch stabile (hexagonales WC, hexagonales W_2C) und mehrere nicht stabile Verbindungen (z.B. W_3C , W_3C_2) [476] S.391 ff., wobei letztere für die vorliegende Arbeit nicht relevant sind. Yeh et al. [591] bestätigen die Gültigkeit der Regel von Walser und Bené [550] (vgl. Abschn. 5.2.1) für das W-C-System, wonach sich zuerst die hexagonale W_2C -Phase ausbildet.

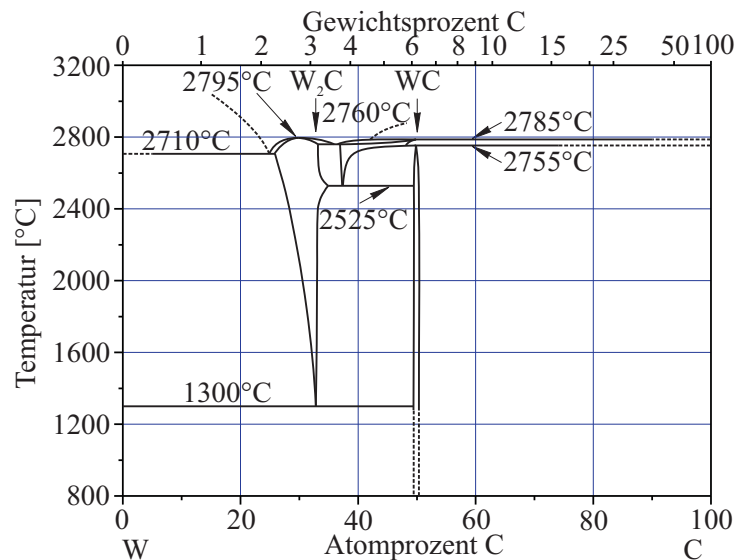


Abbildung 5.16: Phasendiagramm Wolfram-Kohlenstoff [478]

Wolframkarbide weisen bezüglich des SiC interessante Eigenschaften auf. Die Austrittsarbeit von 3,6 eV für α -WC ist zwar geringer als die der hexagonalen W_2C Phase mit 4,58 eV [5] (Tabellenwerte ohne Angabe der Meßmethode und Kristallorientierung), jedoch begünstigt der geringere spezifische Widerstand das WC ($19,2 \mu\Omega \text{ cm}$ [5], $\sim 17,6 \mu\Omega \text{ cm}$ [592]) gegenüber dem W_2C ($75,7 \mu\Omega \text{ cm}$ [5], $\sim 77,6 \mu\Omega \text{ cm}$ [592]) als Kontaktmaterial zu Breitbandhalbleitern für Hochtemperaturanwendungen, z.B. für SiC oder GaN. WC ist gegenüber dem W_2C ebenfalls zu bevorzugen, wenn man die Austrittsarbeit von 6,7 eV für α -WC nach [183] ansetzt (vgl. auch Tab. 2.4, S.21). Wie schon im Abschn. 2.3.2 beschrieben, fehlt bisher die experimentelle Bestätigung, ob sich Metallisierungen mit einer solchen hohen Austrittsarbeit definiert und reproduzierbar präparieren lassen. Aus diesem Grunde wurden beide Wolframkarbide in der vorliegenden Arbeit näher untersucht.

Zum SiC ist darüber hinaus aufgrund der guten Gitteranpassung in der hexagonalen Ebene ($a_{3C-SiC(hex.transf.)}=0,3083 \text{ nm}$, $a_{4H-oder6H-SiC}=0,3073 \text{ nm}$ [39]; $a_{\alpha-SiC}=0,3080 \text{ nm}$ [5]) eine Epitaxie möglich. Erste angepaßte Hochtemperaturkontakte zu SiC, die bis 1400°C stabil blieben [509], wurden bereits mit dem einfacher zu präparierenden TiC präsentiert [508]. α -WC weist eine dem Platin analoge elektronische Struktur auf [593]. Infolgedessen eignet sich das Material als Katalysator [593, 594] oder bei erhöhten Temperaturen in der Sensorik, im Gegensatz zu Pt auf SiC, das nur bis 500°C stabil ist [595].

Interessant ist weiterhin die Tatsache, daß die Temperaturstabilität des W-SiC-Systems stark von der Probenpräparation abhängt. In einer Untersuchung wurde eine Stabilität bis

950°C [512] und in der anderen bis 1900°C [596] nachgewiesen. Die Ursache der hohen Temperaturstabilität könnte in der Ausbildung einer sehr dünnen, homogenen und dichten Zwischenschicht aus Wolframkarbid durch Karbonisierung der grenzflächennahen W-Atomlagen zu finden sein, die in [596] jedoch nicht kommentiert wird. Die außerordentlich hohe Stabilität derartiger dünner Schichten konnte auf W-Wendeln in reaktiver Kohlenwasserstoffatmosphäre bis 1900°C nachgewiesen werden [597].

5.3.2 Verfahren zur Präparation von Wolframkarbid

Zur Präparation von Wolframkarbid durch Dünnschichttechniken existieren im Vergleich zum Wolframsilizid bislang relativ wenige Arbeiten. Über den Einsatz als Metallisierungsmaterial in der Halbleitertechnik liegen keine Veröffentlichungen vor. Es wurden allerdings Metallisierungssysteme mit co-gesputterten $W_{75}C_{25}$ -Schichten von Yang et al. [598, 599] und mit Laserablation präparierte amorphe Wolframkarbidschichten von Ghaisas [600] als eine mögliche Diffusionsbarriere vorgestellt.

Zur Präparation von Wolframkarbid wurden bisher vorrangig Sputtertechniken in Argon [587, 593, 601–606] oder reaktiv in Argon-Kohlenwasserstoff-Gemischen [593, 603, 607–620] angewendet. Dabei konnte stöchiometrisches Wolframkarbid abgeschieden werden, meist jedoch entstanden Mischphasen oder amorphes/nanokristallines Wolframkarbid. Analoge Ergebnisse wurden durch Laserablation von WC im Vakuum [600, 621] und von W bzw. WC^4 in reaktiver Atmosphäre [622–625], durch Ionenstrahlsynthese [576, 578, 621, 626, 627], durch gepulste hochenergetische Elektronenstrahlheizung [628] und durch Grenzflächenreaktionen zwischen SiC und Wolframschichten [486, 512, 515, 574] erzielt.

Bislang konnten dünne Schichten von einphasigem α -WC durch Festphasenreaktion zwischen Diamant und Wolfram [591, 629], durch Chemische Dampfphasenabscheidung (CVD) [630–632] und durch reaktives Sputtern von W in einer Ar- CH_4 (5%)-Atmosphäre mit anschließendem Tempern bei 1100°C präpariert werden. Die ersten beiden Verfahren sind sehr stark vom Substrat abhängig, wobei sich die CVD als problematisch zur Abscheidung auf SiC erwies. Einphasiges W_2C hingegen konnte als Dünnschicht bisher nur durch Ar-Sputtern eines WC-Targets unter einer optimalen Substrat-bias-Spannung präpariert werden [602, 604]. Zur gezielten Präparation ein- oder mehrphasiger Wolframkarbidschichten mittels Temperaturbehandlung von W-, W/C, WC bzw. WC/W-Schichten in einer kohlenstoffhaltigen Atmosphäre liegen keine systematischen Untersuchungen vor. Einzig Renier et al. [614] zeigten die Ergebnisse⁵ nach dem Tempern von W-Schichten in einem 10%igen CH_4/H_2 -Gemisch, welche jedoch nicht genauer erläutert wurden.

Von den fünf existierenden Sputterverfahren zur Präparation von Wolframkarbid⁶:

1. Co-Sputtern von WC, W und C [598, 599, 618, 619, 633, 634],
2. Sputtern vom WC-Sintertarget [587, 593, 601–606, 618],
3. Sputtern vom W-C-Mosaiktarget,

⁴Oft wurden WC-Co-Targets verwendet.

⁵ $<600^\circ C \rightarrow \alpha\text{-W}$, $600\text{--}650^\circ C \rightarrow \alpha\text{-W} + \alpha\text{-W}_2\text{C}$, $700^\circ C \rightarrow \alpha\text{-W}_2\text{C}$, $750\text{--}780^\circ C \rightarrow \beta\text{-W}_2\text{C}$, $800\text{--}900^\circ C \rightarrow \alpha\text{-WC}$

⁶In einigen Fällen ist für Phasenausbildung eine zusätzliche Temperung notwendig.

4. reaktives Sputtern von W in einer Kohlenwasserstoff-Atmosphäre und [593,603,607–620]
5. reaktives Sputtern von C in einer WF_6 -Argon- H_2 -Atmosphäre.

werden analog zum Wolframsilizid nachfolgend die beiden ersten näher untersucht. Die Erfahrungen bei der Erzeugung von Wolframsiliziden durch Sputtern und anschließendes Tempern wurden für die Präparation von Wolframkarbiden genutzt. Für die Experimente wurde die Sputteranlage LA440S (vgl. Abschn. 5.1.5, S.82), ein W-Target der Fa. *FHR Anlagenbau GmbH* und ein stöchiometrisches WC-Sintertarget der Fa. *CERAC Inc.* verwendet.

5.3.3 Präparation von Wolframkarbid durch Sputtern und Tempern

Zu Beginn der Experimente wurden die Sputterraten des W-Targets und des WC-Sintertargets bestimmt (vgl. Abschn. 3.3.4, S.53). Anschließend wurden auf Si_3N_4 -Substraten ca. 200 nm dicke Schichten vom WC-Target abgeschieden und im Quarzrohrföfen bzw. in der RTP-Anlage in Ar- bzw. H_2 -Atmosphäre getempert. Es zeigte sich, daß sich beim Sputtern auf ungeheizte Substrate röntgenamorphe bzw. nanokristalline, kohlenstoffverarmte Schichten bildeten. Die Anwendung einer *in-situ* Temperung, d.h. Abscheidung auf geheizte Substrate (vgl. Abschn. 5.1.5, S.82), die beim Wolframsilizid zur Bildung der hexagonalen WSi_2 -Phase führte, resultierte beim Sputtern vom WC-Sintertarget in der Bildung der kubischen WC_{1-x} -Phase. Auch die *ex-situ* Temperung unter inerter Ar- bzw. H_2 -Atmosphäre führte nicht zur Ausbildung der gewünschten reinen Karbidphasen. Zur Präparation der reinen WC- und W_2C -Phasen wurden daher die im folgenden dargelegten Experimente durchgeführt. Eigene, weiterführende experimentelle Ergebnisse wurden in den *MRS Symposium Proceedings* [522] und der Zeitschrift *Thin Solid Films* [523] veröffentlicht.

Mit dem Ziel, einphasiges WC und W_2C zu präparieren, wurde der Substrateinfluß auf die Bildung der einzelnen Wolframkarbidphasen untersucht und die Zusammensetzung der Atmosphäre (H_2 -Kohlenwasserstoff-Gemische, 60 s in der RTP-Anlage), die Tempertemperatur und die Schichtzusammensetzung variiert. Zur Identifizierung unterschiedlicher Phasen und zur Bestimmung der elektrischen Eigenschaften wurden die Röntgendiffraktometrie (XRD) und elektrische Messungen genutzt.

Substrateinfluß auf die Phasenausbildung

Der Substrateinfluß auf die Phasenausbildung wurde anhand verschiedener Substrate (3C-, 4H- und 6H-SiC, n- und p-dotiertes Si(111) bzw. Si(100), SiO_2 und Si_3N_4) untersucht. Dafür wurden die einzelnen Substrate heizernah angeordnet und thermisch gegenüber dem Substrathalter isoliert. Auf die auf ca. $544^\circ C$ aufgeheizten Proben erfolgte anschließend die Abscheidung der Schichten. Unabhängig vom Substrat bildete sich die kubische WC_{1-x} -Phase, wie anhand der Diffraktogramme in Abb. 5.17 zu ersehen ist.

Der spezifische elektrische Widerstand der auf ungeheizte Substrate abgeschiedenen Schichten lag mit $218 \mu\Omega \text{ cm}$ etwas unter dem der kubischen WC_{1-x} -Schichten (geheizte Substrate) mit rund $250 \mu\Omega \text{ cm}$. Beide Schichtmaterialien wiesen halbleitendes Verhalten mit einem Temperaturkoeffizienten von $\alpha_0 = -0,059 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ bzw. $\alpha_0 = -0,015 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ auf.

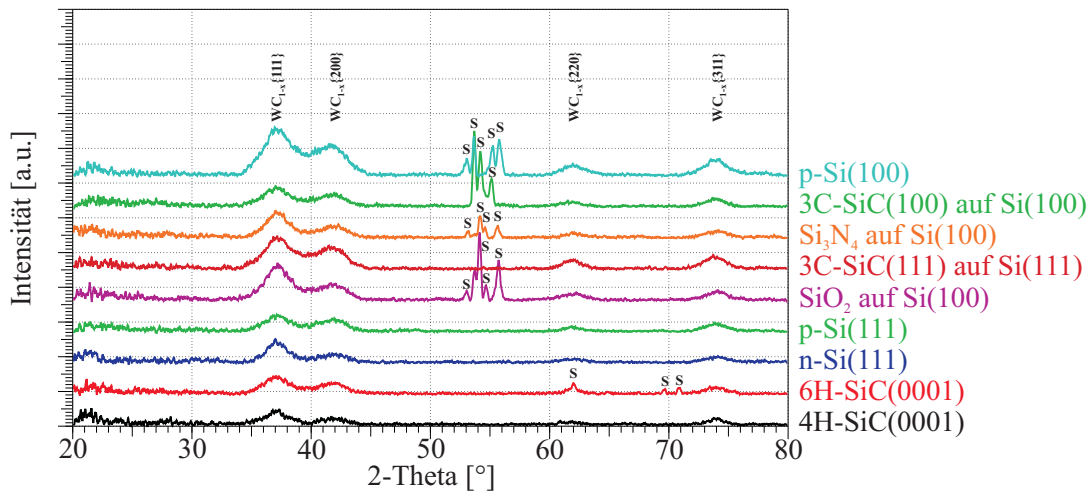


Abbildung 5.17: XRD in Dünnschichtgeometrie – Untersuchungen zum Substrateinfluss beim Sputtern vom WC-Sintertarget

{hkl} – Netzebenen des WC_{1-x} , S – Substratepeaks

Für die Darstellung wurde der Untergrund abgezogen und die Diffraktogramme geglättet.

Einfluß der Propankonzentration und Tempertemperatur auf die WC-Bildung

Der Einfluß der Propankonzentration sowie der Tempertemperatur auf die WC-Bildung wurde ermittelt, indem einerseits die Propankonzentration bei konstanter Tempertemperatur von 1050°C und andererseits die Tempertemperatur bei konstanter Propankonzentration von 2% variiert wurde. Für die Experimente wurde eine WC_{1-x} -Schicht auf einem heizernah angeordneten und thermisch isolierten Si_3N_4 -Wafer präpariert und anschließend in quadratische ca. 1 cm große Probenstücke zerteilt.

In Abb. 5.18 sind die Röntgendiffraktogramme der gesputterten und bei 1050°C getemperten WC_{1-x} -Schichten in Abhängigkeit von der Propankonzentration dargestellt. Bei einer Propankonzentration von 0% bis 0,02% liegt neben der W_2C - die WC-Phase vor. Wird die Propankonzentration weiter erhöht, dann ist bei 0,05% Propan nur noch ein sehr geringer und bei 2% Propan kein W_2C -Anteil mehr zu finden. Dies bedeutet, daß Propankonzentrationen oberhalb 0,05% Propan ausreichend sind, um das WC_{1-x} bei 1050°C vollständig in WC zu transformieren. Um tatsächlich phasenreine WC-Schichten zu erhalten, wurden die anschließenden Experimente zum Einfluß der Tempertemperatur auf die WC-Bildung bei einer Propankonzentration von 2% durchgeführt.

Abb. 5.19 zeigt, daß WC_{1-x} bei 750°C in einer Propan-Wasserstoff-Atmosphäre mit 2% Propan noch stabil ist. Die Phasenumwandlung vom WC_{1-x} zum WC ist bei 825°C vollständig abgeschlossen. Bis auf ein leichtes Kornwachstum (geringere Peakbreite) ist bis 1200°C anhand der Röntgendiffraktogramme keine Veränderung des sich bildenden WC nachzuweisen.

Der spezifische Widerstand der aus WC und W_2C bestehenden Schichten ist geringer als der der WC_{1-x} -Schicht (vgl. Abb. 5.18). Mit der vollständigen Transformation zu WC tritt ein starker Anstieg des spezifischen Widerstandes auf. Die Umwandlung von WC_{1-x} zu WC zwischen 750°C und 825°C bei einer Propankonzentration von 2% geht mit einer Erhöhung des spezifischen Widerstandes von $252,9 \mu\Omega \text{ cm}$ auf $344,6 \mu\Omega \text{ cm}$ einher (vgl. Abb. 5.19). Er

steigt bis zu Tempertemperaturen von 1050°C weiter an und fällt bei 1200°C aufgrund des Wachstums der Kristallite wieder leicht ab. Der Temperaturkoeffizient einer phasenreinen WC-Schicht wurde mit $\alpha_0 = 0,080 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ bestimmt.

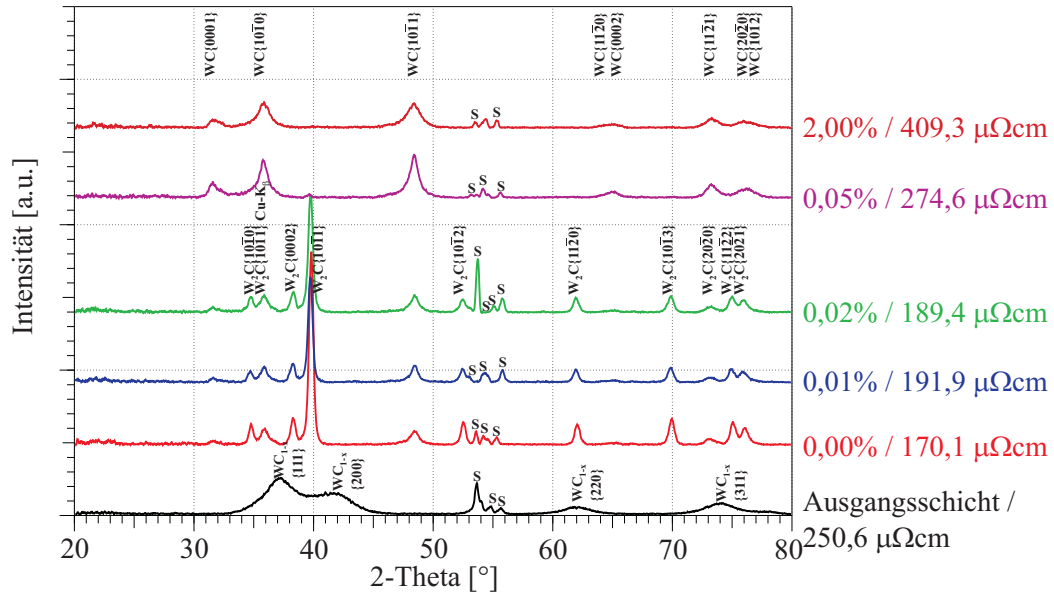


Abbildung 5.18: Röntgendiffraktogramme gesputterter WC-Schichten in Abhängigkeit der Propankonzentration bei 1050°C (XRD in Dünnschichtgeometrie) {hkl} bzw. {hkil} – Netzebenen des WC_{1-x} bzw. des WC und W_2C , S – Substratpeaks Für die Darstellung wurde der Untergrund abgezogen und die Diffraktogramme geglättet.

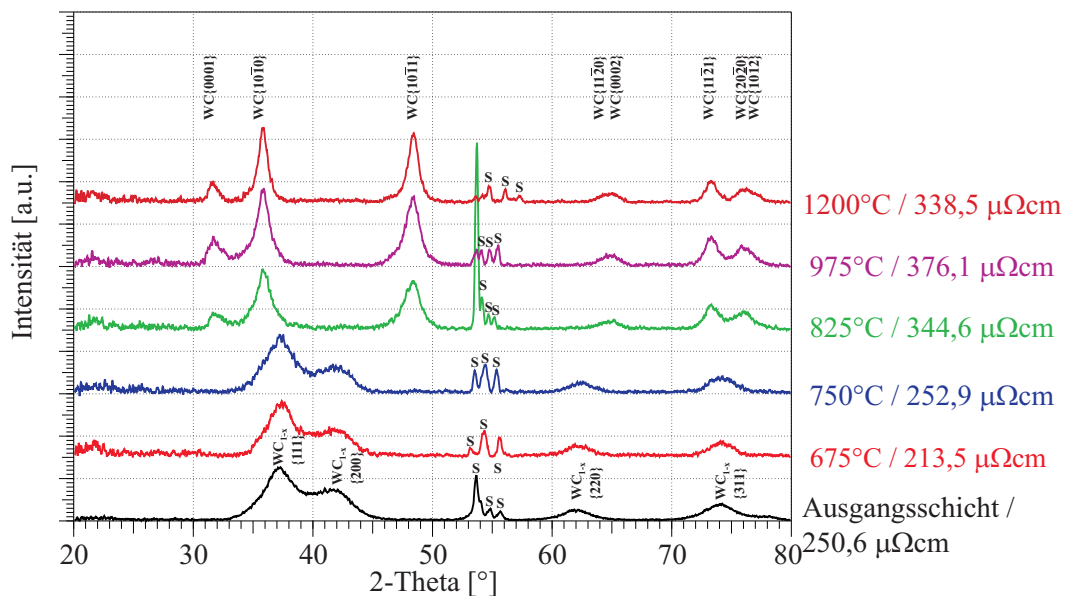


Abbildung 5.19: Röntgendiffraktogramme gesputterter WC-Schichten in Abhängigkeit der Tempertemperatur bei c_{Propan} von 2% (XRD in Dünnschichtgeometrie) {hkl} bzw. {hkil} – Netzebenen des WC_{1-x} bzw. des WC, S – Substratpeaks Für die Darstellung wurde der Untergrund abgezogen und die Diffraktogramme geglättet.

Einfluß der Propankonzentration und Tempertemperatur auf die W_2C -Bildung

Der Einfluß der Propankonzentration und Tempertemperatur auf die W_2C -Bildung wurde zuerst bei einer Tempertemperatur von 1050°C und anschließend bei einer Propankonzentration von 0,02% untersucht. In den vorangegangenen Betrachtungen zur WC-Bildung ist gezeigt worden, daß beim Tempern bei 1050°C in einer Propan-Wasserstoff-Atmosphäre mit geringer Propankonzentration ($\leq 0,02\%$) Phasengemische aus WC und W_2C entstehen. Demzufolge ist für die Bildung der reinen W_2C -Phase in den WC_{1-x} -Schichten zu wenig Wolfram enthalten. Daher wurden WC-/W-Schichten auf einem Si_3N_4 -Wafer co-gesputtert. Wolfram und Kohlenstoff wurden dabei im Verhältnis $W:C = 2:1$ abgeschieden. Die mittels Auger-Elektronen-Spektroskopie (AES) mit $W:C = 53,5\%:43,3\%$ [522]⁷ bestimmte Zusammensetzung der vom WC-Target gesputterten und *in-situ* geheizten Schichten (WC_{1-x} -Phase) diente als Grundlage für die Berechnung der Sputterleistung des WC- und des W-Targets. Vor den Temperexperimenten wurde der Wafer in quadratische ca. 1 cm große Probenstücke zerteilt.

In Abb. 5.20 sind die Röntgendiffraktogramme der co-gesputterten WC-/W-Schichten vor und nach dem Tempern bei 1050°C in Abhängigkeit von der Propankonzentration dargestellt. Die Ausgangsschicht ist nanokristallin, wobei WC_{1-x} und W (anhand des {110}-Peaks) nachweisbar sind. Bei geringer Propankonzentration ($\leq 0,02\%$) bildet sich die gewünschte reine W_2C -Phase. Ab Konzentrationen über 0,05% Propan tritt neben der W_2C - wieder die WC-Phase auf.

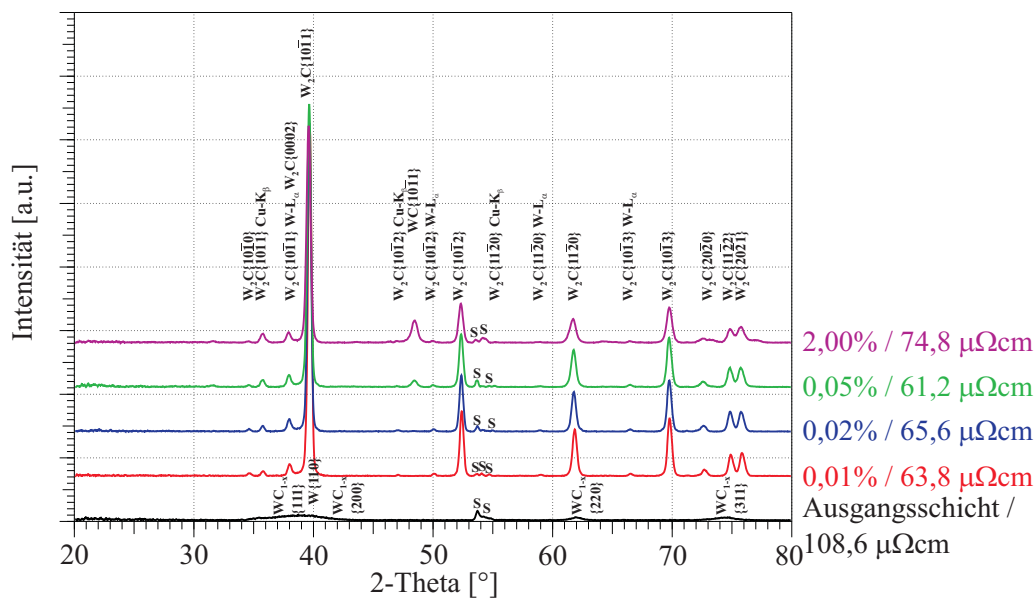


Abbildung 5.20: Röntgendiffraktogramme co-gesputterter WC-/W-Schichten in Abhängigkeit der Propankonzentration bei 1050°C (XRD in Dünnschichtgeometrie)
 {hkl} bzw. {hkil} – Netzebenen des WC_{1-x} und W bzw. des WC und W_2C , S – Substratpeaks
 Für die Darstellung wurde der Untergrund abgezogen und die Diffraktogramme geglättet.

Die Tempertemperatur wurde bei einer Propankonzentration von 0,02% variiert, da sich bei dieser Konzentration in den vorangegangenen Experimenten definiert die W_2C -Phase präpa-

⁷Mit AES wurden ca. 3,2% Sauerstoff in der Schicht nachgewiesen.

rieren ließ. Abb. 5.21 zeigt, daß bei 750°C die Umwandlung der nanokristallinen WC_{1-x}-/W-Schicht zu W₂C beginnt. Mit steigender Tempertemperatur bildet sich die W₂C-Phase stärker aus, wobei oberhalb 930°C eine deutliche Peakverschiebung⁸ beobachtet werden kann. Bei 1200°C ist anhand des WC{10 $\bar{1}$ 1}-Peaks ein geringer Anteil der WC-Phase röntgendiffraktometrisch nachweisbar. Die Ursache für die WC-Bildung ist in der höheren Reaktivität des Propan-H₂-Gemisches bei 1200°C zu suchen. Dieses Verhalten wurde jedoch nicht weiter untersucht, da die Zielsetzung, die Temperparameter zur Präparation von phasenreinem W₂C zu bestimmen, erreicht wurde.

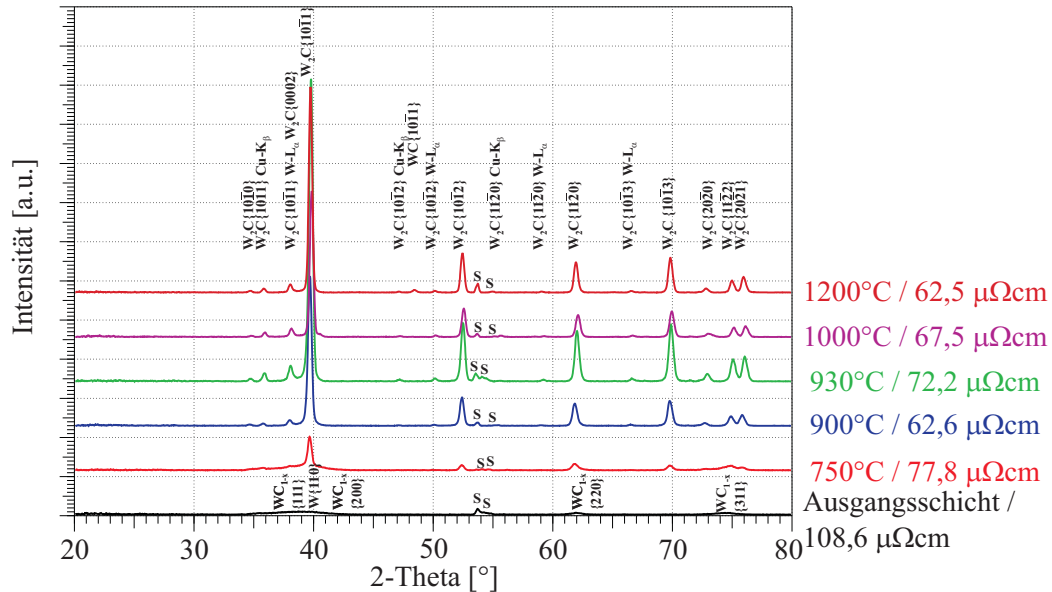


Abbildung 5.21: Röntgendiffraktogramme co-gesputterter WC-W-Schichten in Abhängigkeit der Tempertemperatur bei c_{Propan} von 0,02% (XRD in Dünnschichtgeometrie) $\{hkl\}$ bzw. $\{hkil\}$ – Netzebenen des WC_{1-x} und W bzw. des WC und W₂C, S – Substratpeaks

Für die Darstellung wurde der Untergrund abgezogen und die Diffraktogramme geglättet.

Der spezifische elektrische Widerstand der ungetemperten, co-gesputterten WC_{1-x}-/W-Schichten verringert sich von ca. 0109 $\mu\Omega$ cm auf ca. 62 $\mu\Omega$ cm und bleibt bei Propankonzentrationen bis 0,05% und Tempertemperaturen von 900°C bis 1200°C nahezu konstant⁹. Bei der WC-Bildung (2% Propan bei 1050°C) und bei der unvollständigen Umwandlung der WC_{1-x}-/W-Schicht zu W₂C sind erhöhte Widerstandswerte zu beobachten. Der Temperaturkoeffizient einer phasenreinen W₂C-Schicht wurde mit $\alpha_0 = 0,547 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ bestimmt.

Des weiteren wurden an den Wolframkarbidschichten Stabilitätsuntersuchungen unter Normalatmosphäre mittels Messung des Flächenwiderstandes bis zu Temperaturen von 475°C durchgeführt (Meßplatz 3: vgl. Abschn. 3.3.1, S. 51). Zwischen 430°C und 470°C bildete sich auf den Oberflächen der Wolframkarbide ein elektrisch nicht leitender Oxidfilm. Mit der Röntgendiffraktometrie konnte diese Oxidbildung allerdings noch nicht nachgewiesen werden, was auf einen sehr dünnen (unter 20 nm) oder röntgenamorphen Oxidfilm schließen läßt.

⁸Die Verschiebung der Peaks von ihrer theoretischen Lage deutet auf erhöhte Schichtspannungen hin.

⁹Schichtdickeninhomogenitäten führen bei der Berechnung des spezifischen Widerstandes zu Abweichungen (vgl. Abb. 5.20 und Abb. 5.21).

5.3.4 Präparation von Wolframkarbid mittels Laserablation

Die Experimente zur Laserablation von Wolframkarbid wurden am *ULF - FORTH* durchgeführt. Im Abschn. 5.1.5 auf S.82 f. ist der Aufbau der verwendeten Anlage (Abb. 5.7 b) zur Laserablation (*Pulsed Laser Deposition* - PLD) dargestellt. Die abgeschiedenen Schichten wurden mittels optischer Mikroskopie, AFM, REM, Profilometer, XRD und elektrischen Messungen charakterisiert.

Als Target für die PLD wurde ein WC-Sintertarget mit 36,75 mm Durchmesser und einer Reinheit von 99,5% verwendet¹⁰. Der Abstand zwischen Target und Substrat betrug 20 mm und der Basisdruck im Vakuumrezipienten 10^{-6} mbar. Der KrF-Laser ($\lambda = 248$ nm) wurde über ein Spiegel-Linsen-System auf dem Target fokussiert (Größe des Laserspots: $1,57$ mm² bzw. $3,96$ mm²). Die Länge eines Pulses betrug 14 ns bei einer Wiederholrate von 15 Hz. Für die Abscheidung wurden 40.000 Laserpulse bei einer Energiedichte von $2,5$ J cm⁻², 5 J cm⁻² und $7,5$ J cm⁻² auf das Target geschossen.

Die Si₃N₄- und SiC-Substrate wurden im Ultraschallbad mit Aceton und Methanol gereinigt und anschließend auf dem heizbaren Substrathalter befestigt. Die PLD erfolgte bei Raumtemperatur und bei Substrattemperaturen von 500°C, 700°C und 900°C. Im Ergebnis der Experimente zeigte sich, daß die Schichtoberflächen sowohl rauh waren als auch viele Partikel und Defekte aufwiesen. Ursache hierfür ist vor allem der geringe Abstand zwischen Target und Substrat, der aufgrund der gewünschten größeren Schichtdicken bei kürzeren Abscheidezeiten gewählt wurde. Des Weiteren verursachte der zu gering gewählte Abstand eine inhomogene Schichtdicke. Eine Optimierung des Abstandes ist zukünftig notwendig, um die Oberflächenqualität und Schichtdickenhomogenität zu verbessern.

Die bei Raumtemperatur bzw. 500°C und bei $2,5$ J cm⁻² auf den Si₃N₄ abgeschiedenen Schichten waren röntgenamorph oder wiesen zusätzlich geringe Anteile der W₂C-Phase auf. Bei Substrattemperaturen von 700°C bzw. 900°C und bei Energiedichten oberhalb von 5 J cm⁻² bildeten sich auf Si₃N₄ Phasengemische aus W₂C und WC. Letzteres konnte für die auf SiC bei 900°C und $7,5$ J cm⁻² abgeschiedene Schicht nachgewiesen werden, wohingegen bei 700°C/ $7,5$ J cm⁻², 900°C/ $2,5$ J cm⁻² und 900°C/ 5 J cm⁻² phasenreines W₂C wuchs.

Mit den PLD-Experimenten konnte sowohl der Einfluß der Substrattemperatur und der Laserenergie auf die Phasenausbildung als auch das vom Substrat abhängige Wachstum gezeigt werden. Aufgrund der Verunreinigung mit Cobalt und der geringen Schichtqualität kamen die PLD-Schichten als Metallisierungsmaterial nicht in Frage. Aufgrund der Verunreinigung mit Cobalt und der geringen Schichtqualität schieden die PLD-Schichten als Metallisierungsmaterial für die weiteren Untersuchungen aus. Dagegen lassen sich mit dem Sputtern und anschließendem Tempern in Propan-Wasserstoff-Gemischen phasenreine WC- und W₂C-Schichten mit sehr guter Schichthomogenität wesentlich einfacher präparieren.

¹⁰Im Gegensatz zum für die Sputterexperimente verwendeten WC-Sintertarget der Fa. *CERAC Inc.* mit einer angegebenen Reinheit von 99,5% (spektroskopisch wurden $< 0,07\%$ Verunreinigungen nachgewiesen) wurde beim für die Laserablation genutzten WC-Sintertarget der Fa. *Kurt J. Lesker Co. Ltd.* mit gleicher Reinheitsangabe im nachhinein $\approx 6,6\%$ Co mittels Röntgenfluoreszenzanalyse (RFA) nachgewiesen.

5.3.5 Verwendete Parameter zur Präparation von WC und W₂C

Neben dem hexagonalen WSi₂ wurden als weitere Metallisierungen die im Abschn. 5.3.2 untersuchten hexagonalen Wolframkarbide (WC bzw. W₂C) gewählt. Wiederum wurde je ein Waferviertel der implantierten und ausgeheilten 4H- und 6H-SiC-Proben beschichtet. Die Reinigung der Proben erfolgte entsprechend der im Abschn. 4.2.2 auf S.62 beschriebenen Prozedur.

Für die Präparation der WC-Schichten wurden die thermisch gegenüber dem Substrathalter isolierten Proben vor der Beschichtung durch die rückseitige Strahlungsheizung (Heizertemperatur 600°C, Substrattemperatur 544°C) länger als 1 h aufgeheizt. Anschließend wurden vom stöchiometrischen WC-Sintertarget 200 nm (reale Schichtdicke: 210...211 nm) Wolframkarbid bei einer Sputterleistung von 200 W (reale Leistung: 210...211 W) und einem Druck von $7 \cdot 10^{-3}$ mbar abgeschieden. Danach folgte die Temperung der Proben in der RTP-Anlage bei 1000°C für 30 s in 2%iger Propan-Wasserstoff-Atmosphäre.

Zur Präparation der W₂C-Schichten wurden durch co-Sputtern insgesamt 155 nm (reale Schichtdicke: 165 nm) WC und 58 nm (reale Schichtdicke: 64 nm) W als Multilagenschichten abgeschieden. Dafür wurden Sputterleistungen von 160 W (reale Leistung: 170 W) für das WC-Sintertarget und von 50 W (reale Leistung: 55 W) für das W-Target eingestellt. Das co-Sputtern erfolgte bei einer Drehgeschwindigkeit des Probentellers von 5 Umdrehungen pro Minute, d.h. es wurden Multilagen mit Dicken von $\approx 1,16$ nm WC und $\approx 0,45$ nm W präpariert. Der Sputterdruck lag bei $7,3 \cdot 10^{-3}$ mbar. Anschließend wurden die Proben in der RTP-Anlage bei 930°C für 30 s in 0,02%iger Propan-Wasserstoff-Atmosphäre getempert.

5.4 Al/Ti als Referenzmaterial

In den Abschnitten 5.1.3 und 5.1.4 auf den Seiten 77 und 81 wurde die Wahl des Al/Ti als Referenzmaterial erläutert. Da die Al-basierten Ohmschen Kontakte zu p-SiC in der Literatur umfassend beschrieben sind, wurden für diese Arbeit im Vorfeld bis auf die Sputterratenbestimmung des Al- und Ti-Targets keine weiteren Untersuchungen durchgeführt.

5.4.1 Stand der Forschung

Im Abschn. 4.1 auf S.55 wurde begründet, warum die Diffusion kein geeigneter Weg für die Dotierung des SiC ist. Im Gegensatz dazu schreiben Porter et al. [100, 635], daß für konventionelle Ohmsche p-SiC-Kontakte Al bzw. Al-Legierungen als Kontaktmaterial verwendet werden, welche durch Tempern in das SiC diffundieren und eine hochdotierte Oberfläche erzeugen. Dadurch wird die Breite der Barriere verringert und somit ein Tunneln der Ladungsträger ermöglicht. Crofton et al. [472, 518] bestätigen die Ergebnisse von Porter anhand von Messungen des Kontaktwiderstandes. Der Schichtwiderstand des SiC unter dem Al-Kontakt R_{SK} ist viel kleiner als der des SiC R_{SH} , was eine Dotierung des SiC durch Al nach dem Tempern ([518]: Al, 700°C, 10 min in Ar(90%)/H₂(10%); [472]: Al-Ti, 1000°C, 5 min in Ar) nahelegt. Es ist anzunehmen, daß es sich bei der Kontaktformierung um eine sehr begrenzte, oberflächen-nahe Diffusion (Bindungsverhältnisse an der Oberfläche) handelt und somit der vorgenannte,

scheinbar bestehende Widerspruch zu erklären ist. Alle gegenwärtig aus der Literatur bekannten Al/Ti-Kontakte auf p-SiC sind übersichtlich in Tab. C.1 im Anhang zusammengefasst.

5.4.2 Verwendete Parameter zur Präparation der Al/Ti-Schichten

Neben den wolframbasierten Metallisierungen wurden Al/Ti-Schichten als Referenzmaterial auf den restlichen Wafervierteln der implantierten und ausgeheilten 4H- und 6H-SiC-Proben präpariert. Die Proben wurden gemäß der Reinigungsprozedur im Abschn. 4.2.2 auf S.62 gereinigt. Zuerst wurde eine 20 nm (reale Schichtdicke: 21,5 nm) dicke Al-Schicht bei einer Sputterleistung von 50 W (reale Leistung: 54 W) abgeschieden. Im weiteren wurde auf die Al-Schicht eine 250 nm (reale Schichtdicke: 255 nm) dicke Ti-Schicht bei einer Sputterleistung von 150 W (reale Leistung: 153 W) gesputtert. Die Abscheidungen fanden bei einem Druck von $7,5 \cdot 10^{-3}$ mbar statt.

6 Kontaktpräparation auf p-SiC

In diesem Kapitel wird der gesamte Probenzyklus nach Abb. 1.1 auf S.3 zusammengefaßt. Anschließend werden die Ergebnisse der Metallisierung / Kontaktierung von p-SiC diskutiert. Untersucht wurden jeweils fünf 4H- und 6H-SiC-Wafer, die zuerst gereinigt (vgl. Abschn. 4.2.2, S.62) mit Al beschichtet (vgl. Abschn. 4.2.3, S.63), implantiert (vgl. Abschn. 4.2.4, S.63) und ausgeheilt (vgl. Abschn. 4.2.6, S.63) worden sind. Die Ergebnisse der beschriebenen Probenpräparation sind im Abschn. 4.3 auf S.64 ff. dargestellt.

6.1 Metallisierung der p-SiC-Proben

Die Al implantierten und ausgeheilten p-leitenden 4H- und 6H-SiC-Wafer wurden vor bzw. nach der Ausheilung geviertelt und mit den vier in Kap. 5 ausgewählten Metallisierungen (hexagonalem WSi_2 , hexagonalem WC, hexagonalem W_2C und Al/Ti als Referenzmaterial) beschichtet.

6.1.1 Metallisierung – Hexagonales WSi_2

Im Abschn. 5.2 (S.85 ff.) wurde das Metallisierungsmaterial Wolframsilizid ausführlich vorgestellt. Die verwendeten Parameter zur Präparation des hexagonalen WSi_2 sind im Abschn. 5.2.5 beschrieben. Die Struktur der resultierenden WSi_2 -Schichten ist in den Röntgendiffraktogrammen in Abb. 6.1 am Beispiel der Proben H21AI1 (4H-SiC) und H32AI1 (6H-SiC) dargestellt. Anhand der Diffraktogramme ließ sich für alle mit Wolframsilizid beschichteten SiC-Proben nachweisen, daß sich lediglich die erwünschte hexagonale WSi_2 -Phase gebildet hat. Die Struktur der Metallisierung, des 4H-SiC-Substrates und die Grenzfläche zwischen beiden ist in Abb. 5.15 zu sehen. Wie angestrebt, ist keine Reaktion des hexagonalen WSi_2 mit dem 4H-SiC nachweisbar.

6.1.2 Metallisierung – Hexagonales WC und W_2C

Wolframkarbide als Metallisierungsmaterial wurden eingehend im Abschn. 5.3 (S.95 ff.) beschrieben. Die genutzten Herstellungsparameter der hexagonalen WC- und W_2C -Phase sind im Abschn. 5.3.5 zusammengefaßt. Alle beschichteten Waferviertel wurden vor und nach dem Tempern mittels Röntgendiffraktometrie untersucht. Am Beispiel der Proben H25AI3 (4H-SiC) / H33AI3 (6H-SiC) und H20AI4 (4H-SiC) / H32AI4 (6H-SiC) wird in den Abbildungen 6.2 und 6.3 die Phasentransformation von WC_{1-x} zu WC und von WC_{1-x}/W zu W_2C gezeigt.

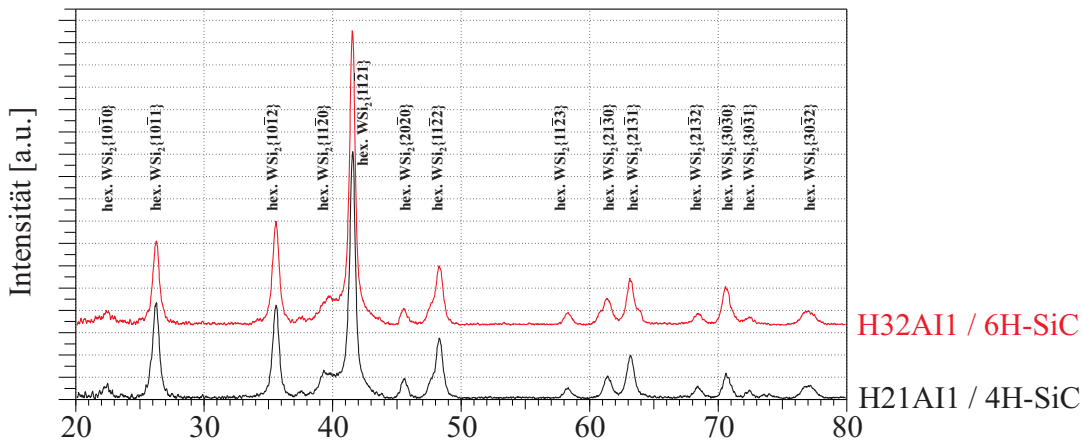


Abbildung 6.1: Röntgendiffraktogramme von hexagonalem WSi_2 auf p-4H- und p-6H-SiC
 $\text{hex. WSi}_2\{\text{hkil}\}$ – Netzebenen des hexagonalen WSi_2 , S – Substratpeaks
 Für die Darstellung wurde der Untergrund abgezogen und die Diffraktogramme geglättet.

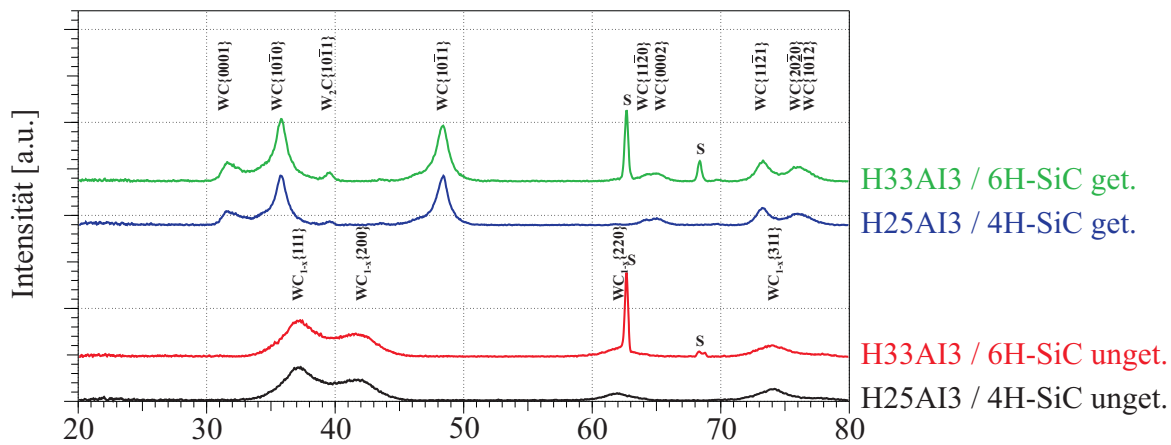


Abbildung 6.2: Röntgendiffraktogramme von hexagonalem WC auf p-4H- und p-6H-SiC, vor und nach dem Tempern
 $\{\text{hkl}\}$ bzw. $\{\text{hkil}\}$ – Netzebenen des WC_{1-x} bzw. des WC und W_2C , S – Substratpeaks
 Für die Darstellung wurde der Untergrund abgezogen und die Diffraktogramme geglättet.

In Abb. 6.2 ist zu sehen, daß sich neben der WC- auch ein geringer Anteil der W_2C -Phase gebildet hat ($\text{W}_2\text{C}\{10\bar{1}1\}$ -Peak). Die Experimente auf Si_3N_4 -Substraten zur Untersuchung des Einflusses der Propankonzentration und der Tempertemperatur (vgl. Abschn. 5.3.3, S.99) zeigten jedoch, daß eine Konzentration $>0,05\%$ und eine Temperatur $>825^\circ\text{C}$ sicher zur WC-Bildung führt. Es ist davon auszugehen, daß die W_2C -Bildung durch die SiC-Substrate verursacht worden ist, da die verwendeten Parameter (2% Propan bei 1000°C) weit über den ermittelten Werten lagen, die auf den Si_3N_4 -Substraten immer noch zur WC-Bildung führten. Dagegen bildete sich aus den co-gesputterten WC_{1-x} /W-Schichten auf den 4H- und 6H-SiC-Substraten bei 930°C in 0,02%iger Propan-Wasserstoff-Atmosphäre das erwünschte phasenreine W_2C (Abb. 6.3).

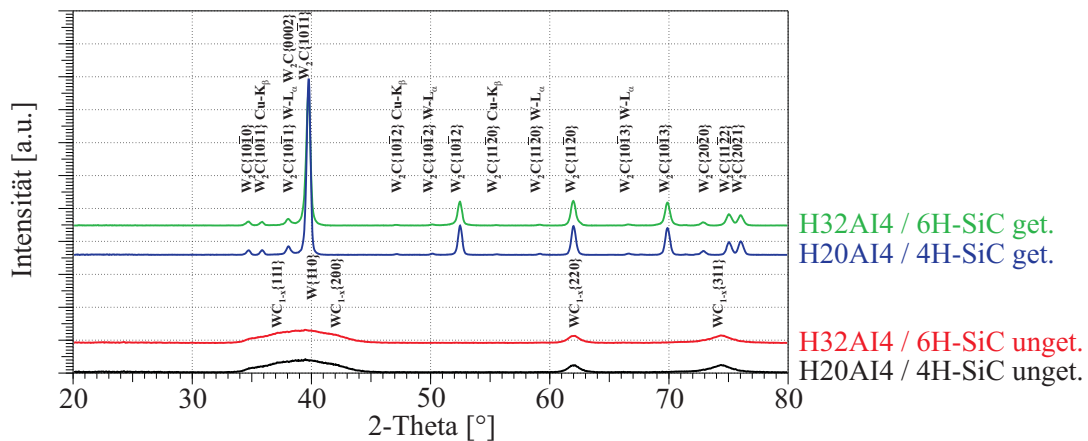


Abbildung 6.3: Röntgendiffraktogramme von hexagonalem W_2C auf p-4H- und p-6H-SiC, vor und nach dem Tempern
 $\{hkl\}$ bzw. $\{hkil\}$ – Netzebenen des WC_{1-x} und W bzw. des W_2C
 Für die Darstellung wurde der Untergrund abgezogen und die Diffraktogramme geglättet.

Das Grenzflächenverhalten zwischen der Wolframkarbidmetallisierung und dem SiC-Substrat wurde anhand der Proben H25AI3S (p-4H-SiC/WC) und H31AI4S (p-6H-SiC/ W_2C) mittels Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) untersucht. Für beide Metallisierungen lässt sich keine Reaktion mit den SiC-Substraten nachweisen, wie aus den Abbildungen 6.4 und 6.5 zu erkennen ist. Die WC-Schicht ist nanokristallin, was qualitativ (vgl. Abschn. 3.3.2) anhand der Röntgendiffraktogramme in Abb. 6.2 erkennbar ist. Das W_2C besitzt ebenfalls eine nanokristalline Struktur, jedoch sind die Kristallite mit 20 nm bis 80 nm viel größer als die des WC, wie auch aus den Peakbreiten der Röntgendiffraktogramme in Abb. 6.3 (vgl. mit Abb. 6.2) ersichtlich ist.

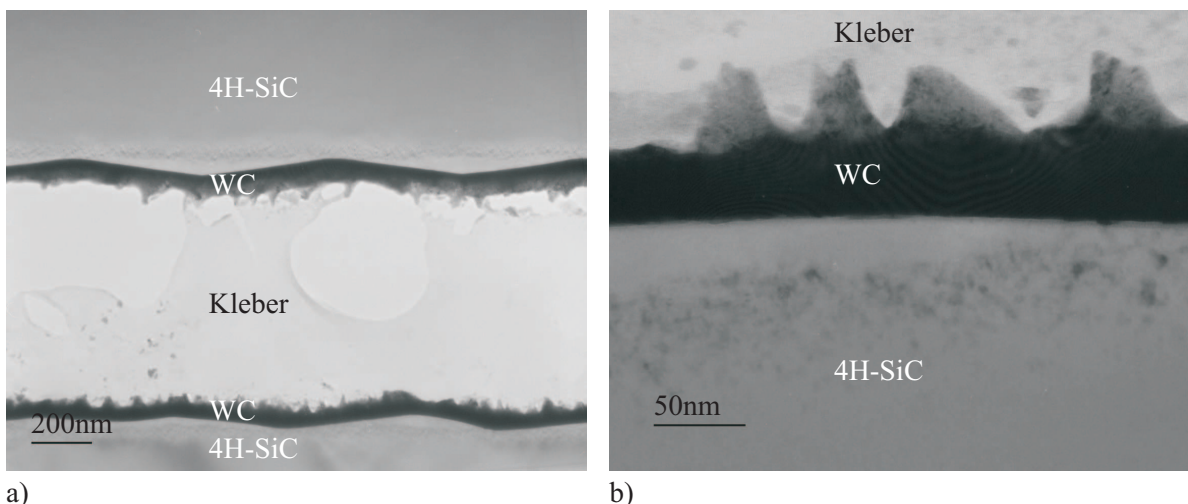


Abbildung 6.4: TEM-Aufnahmen von WC auf 4H-SiC a) Übersichtsaufnahme, b) Ausschnittsvergrößerung

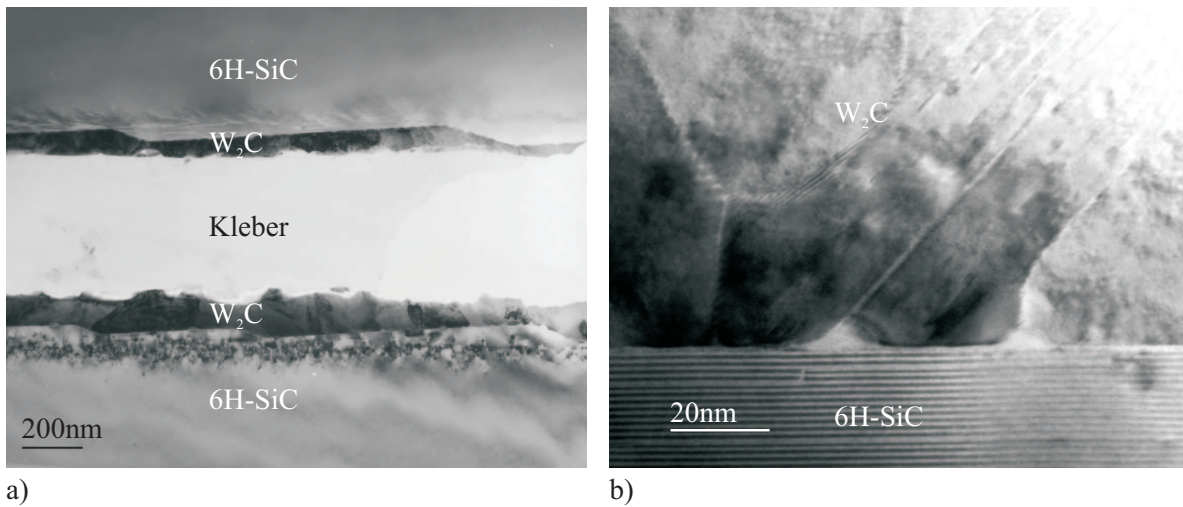


Abbildung 6.5: TEM-Aufnahmen von W₂C auf 6H-SiC a) Übersichtsaufnahme, b) Ausschnittsvergrößerung

6.1.3 Metallisierung – Referenzmaterial Al/Ti

Im Abschn. 5.4 (S.104 f.) wurde die Wahl des Al/Ti als Referenzmaterial erläutert und die verwendeten Parameter zur Präparation der Schichten beschrieben. Strukturelle Untersuchungen der gesputterten Schichten mit XRD ergaben, daß Ti in kristalliner Form vorlag, jedoch Al aufgrund der geringen Dicke von 21,5 nm nicht nachzuweisen war. Auf eine weitere Schichtcharakterisierung ist an dieser Stelle verzichtet worden, da die Al/Ti-Metallisierungen noch nicht getempert (keine Kontaktformierung) waren und sie hauptsächlich zum Vergleich der spezifischen Kontaktwiderstände präpariert wurden.

6.2 Strukturierung der Metallisierung

Die Metallisierungen wurden mittels Lithographie und anschließendem Ätzen strukturiert. Unter Lithographie ist ein Belichtungsverfahren zu verstehen, bei dem die Strukturen von einer Maske auf einen strahlungsempfindlichen Lack (Resist) übertragen werden, mit dem die Substratoberfläche (Metallisierung) beschichtet ist. Photochemische Prozesse im Resist erhöhen (Positivlack) oder verringern (Negativlack) die Löslichkeit der belichteten Bereiche. Im anschließenden Entwicklungsvorgang werden die leichter löslichen Bereiche entfernt und das Substrat dort freigelegt.

Um die im Resist entstandenen Strukturen gegenüber den nachfolgenden Schritten widerstandsfähiger zu machen, wird die Lackschicht bei Temperaturen zwischen 100 und 180°C gehärtet. In einem anschließenden Ätzvorgang werden die Strukturen in die frei liegende Metallisierungsschicht übertragen, bevor zum Abschluß das Photoresist komplett entfernt wird.

Die für die Lithographie benutzte Maske besteht aus einer quadratischen 4 Zoll Glasscheibe mit einer strukturierten Chromschicht, die vollständig lichtundurchlässig ist. In der Praxis werden für die maskengebundene Lithographie drei Belichtungsverfahren (Kontakt-, Abstands- bzw.

Projektionsbelichtung) angewendet. Bei der für diese Arbeit genutzten Projektionsbelichtung wird die Maske über ein Linsensystem auf das belackte Substrat projiziert und dieses entsprechend belichtet. Durch die Trennung von Maske und Substrat können Verschmutzungen und Beschädigungen der Maske ausgeschlossen werden. Das ist besonders für die hier angewandte „Schnipseltechnologie¹“ von Vorteil, wobei die Genauigkeit für die genutzten Strukturgrößen vollkommen ausreicht.

Für diese Arbeit kamen sowohl naß- als auch trockenchemische Ätzverfahren (Plasmaätzen und Reaktives Ionenätzen) zum Einsatz. Das naßchemische Ätzen erfolgt in einem chemischen Bad, in welchem die entstehenden Reaktionsprodukte gelöst werden. Beim Plasmaätzen wird die Reaktionsfähigkeit chemischer Verbindungen mit freien Radikalen genutzt. Dazu werden die Prozeßgase einem Hochfrequenzfeld ausgesetzt, wodurch ein Plasma mit bis zu 90% freier Radikale entsteht. Die entstehenden Radikale reagieren mit der zu ätzenden Oberfläche zu einer flüchtigen Verbindung. Das reaktive Ionenätzen ist eine Kombination aus Sputterätzen und Plasmaätzen. Hierbei werden reaktive Gase zugeführt, die mit den Atomen des Substrats gasförmige Verbindungen eingehen. In verdünnten Plasmen erhalten die entstehenden freien Radikale eine gerichtete Bewegung senkrecht zur Ätzoberfläche.

6.2.1 Strukturierung – Experimentelles allgemein

In dankenswerter Weise wurde die Strukturierung aller Proben am Zentrum für Mikrotechnologien (ZfM) in Chemnitz durchgeführt. Dort konnten die vorhanden Erfahrungen auf dem Gebiet der Strukturierung von Metallisierungen und bei der Handhabung der SiC-Schnipsel genutzt werden.

Die SiC-Waferviertel wurden mittels Fotolack auf 4 Zoll-Si-Wafer aufgeklebt, um ein *Handling* der kleinen Proben in den verschiedenen Prozeßschritten zu ermöglichen. Dem Aufschleudern und Trocknen des Fotolacks folgte die Projektionsbelichtung der Wafer mittels Chrommaske. Die Positiv-Lackmaske wurde anschließend entwickelt und gehärtet, die Proben geätzt, die Lackmaske mit Aceton im Ultraschallbad entfernt und die aufgeklebten Waferviertel wieder vereinzelt und gereinigt.

6.2.2 Ätzen der Metallisierungen

Zum Ätzen der Metallisierungen kamen die oben genannten Verfahren zum Einsatz. Dabei wurden gängige Ätzprozesse auf die bisher in der Halbleitertechnik wenig bekannten Metallisierungen (hexagonales WSi_2 , WC und W_2C) angewendet. Eine Optimierung der Ätzprozesse fand nicht statt. Die Ätzprozesse wurden mehrfach unterbrochen und der Ätzfortschritt optisch kontrolliert. Sowohl die durch die hohe Implantationsdosis bei der Ausheilung verursachte Oberflächenrauheit einiger SiC-Proben als auch das gleichzeitige Ätzen mehrerer Proben erschwerte die Erfolgskontrolle mittels Lichtmikroskop, wodurch einige Proben zu stark geätzt worden sind.

¹Schnipseltechnologie, da nur Waferviertel verwendet wurden und die Anlagen der gebräuchlichen 4 Zoll-Si-Technologie genutzt wurden.

Für das Ätzen des hexagonalen WSi_2 wurden die Parameter genutzt, die üblicherweise im ZfM zur Strukturierung von Wolframsiliziden dienen. Das hexagonale WSi_2 wurde mittels reaktivem Ionenätzen (RIE) in der Ätzanlage XPL 251 bei einer HF-Leistung von 50 W strukturiert. Als Prozeßgas diente SF_6 bei einem Fluß von 15 sccm (Kammerdruck: $p_{\text{Prozeß}} = 3 \cdot 10^{-2}$ mbar). Die Strukturierung war nach einer Ätzzeit von 135 s abgeschlossen. Anhand der TEM-Aufnahme einer geätzten Struktur in Abb. 6.6 ließ sich eine ausgezeichnete Kantenteilheit ($84,9^\circ$) nachweisen. Die Schichtdicke lag mit 197,6 nm unter der berechneten Schichtdicke (254...259 nm), was auf die abnehmende Schichtdicke beim Sputtern zum Substrathalterrand hin zurückgeführt werden kann.

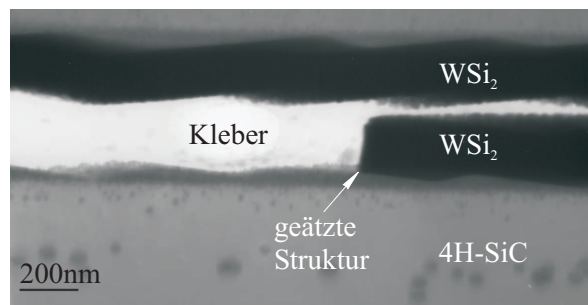


Abbildung 6.6: TEM-Aufnahme einer geätzten Struktur

Die hexagonalen WC- und W_2C -Schichten wurden ebenfalls mittels RIE strukturiert. Hierfür kam die Ätzanlage PLASMAFAB 317 bei einem HF-Strom von 0,5 A zum Einsatz. Es stellte sich ein Kammerdruck von $p_{\text{Prozeß}} = 1,3 \cdot 10^{-1}$ mbar bei der verwendeten Gaszusammensetzung von 20 sccm SF_6 und 30 sccm O_2 ein. Nach 5 min Ätzzeit waren keine Metallisierungsreste mehr zwischen den Strukturen zu erkennen. Allerdings waren die Lackmasken gegenüber dem Ätzprozeß nicht stabil genug, so daß die gesamte Metallisierungsschicht geätzt worden ist. Infolgedessen ist auch in den TEM-Aufnahmen (Abb. 6.4 und 6.5) zu sehen, daß die Schichtdicken geringer sind als die im Abschn. 5.3.5 beschriebenen.

Das Referenzmaterial Al/Ti wurde naßchemisch in einer Lösung aus $\text{HF}(40\%):\text{H}_2\text{O}$ (1:100) für 6 min bei Raumtemperatur geätzt. Eine Unterätzung der Lackmaske konnte nicht festgestellt werden. Im Anschluß an die Strukturierung wurden die Kontakte bei 1000°C 60 s formiert.

Die Größe und Maßhaltigkeit der Strukturen wurde anhand mehrerer Proben und Strukturen mit einem rechnergestützten Bildverarbeitungssystem kontrolliert. Maßstabsgrundlage war ein Objektmikrometer. Beim Vergleich der Strukturen nach dem Modell von Marlow & Das² ergaben sich für die Chrommaske³ und für die mittels Projektionsbelichtung erzeugten Strukturen⁴ geringe Differenzen. Die ermittelten Abweichungen zwischen den Strukturgrößen der Chrommaske und der geätzten Strukturen lagen im Bereich von max. $\pm 3\%$.

²Vorgaben für die Maske: $r_0 = 80 \mu\text{m}$; $r_1 = 85 \mu\text{m}$; $r_2 = 90 \mu\text{m}$; $r_3 = 95 \mu\text{m}$; $r_4 = 100 \mu\text{m}$; $r_5 = 105 \mu\text{m}$; $r_6 = 110 \mu\text{m}$

³gemessene Werte: $r_0 = 78,5 \mu\text{m}$; $r_1 = 83,1 \mu\text{m}$; $r_2 = 88,1 \mu\text{m}$; $r_3 = 93,1 \mu\text{m}$; $r_4 = 98,2 \mu\text{m}$; $r_5 = 103 \mu\text{m}$; $r_6 = 108,1 \mu\text{m}$

⁴gemessene Werte: $r_0 = 76,9 \mu\text{m}$; $r_1 = 84,9 \mu\text{m}$; $r_2 = 89,8 \mu\text{m}$; $r_3 = 94,7 \mu\text{m}$; $r_4 = 99,6 \mu\text{m}$; $r_5 = 104,8 \mu\text{m}$; $r_6 = 109,6 \mu\text{m}$

6.3 Vergleich und Bewertung der Metallisierung / Kontaktierung

Im folgenden Abschnitt werden die elektrischen Messungen an den geätzten Strukturen zusammengefaßt. Die Ergebnisse dieser Messungen der verschiedenen Metallisierungen auf den unterschiedlich implantierten Wafern werden miteinander verglichen und bewertet.

Spezifischer Widerstand

Es erwies sich nicht als sinnvoll, den spezifischen elektrischen Widerstand mittels Vier-Spitzen-Methode (Abschn. 3.1.1, S.39 ff.), Balken- (Abschn. 3.1.2, S.41) bzw. Greek-Struktur (Abschn. 3.1.3, S.41 f.) zu messen, da zum einen der durch das Ätzen verursachte Schichtdickengradient und zum anderen die hohe Leitfähigkeit der SiC-Substrate (vgl. auch Abschn. 5.2.3, S.87) die Ergebnisse verfälschte. Testmessungen mit der linearen van der Pauw-Methode bestätigten diese Aussage. Der sehr einfach gestaltete Prozeß mit einer einzelnen Maske ist demnach nicht geeignet, den spezifischen Widerstand der Metallisierungen zu ermitteln. Durch Aufbringen einer isolierenden Schicht zwischen Halbleiter und Metallisierung läßt sich dieses Problem lösen, allerdings ist dann eine zweite Maske notwendig und der Gesamtprozeß wird komplizierter. Es kann jedoch davon ausgegangen werden, daß die spezifischen Widerstände der Metallisierungen mit den auf Si_3N_4 gemessenen vergleichbar sind.

Spezifischer Kontaktwiderstand

Die mittels verschiedener Meßstrukturen (Abschn. 3.2, S.42 ff.) bestimmbaren spezifischen Kontaktwiderstände sollten miteinander verglichen werden. Bei den Messungen an den Punktkontaktstrukturen (Modell nach Kuphal, Abschn. 3.2.1, S.44 f.) wurde festgestellt, daß die Kontaktgröße mit $a = 40 \mu\text{m}$ zu gering gewählt wurde und sich die Kontaktpads nicht mit den Meßspitzen antasten ließen. Bei der linearen TLM (Abschn. 3.2.2, S.45 f.) traten *current crowding* Effekte auf, da die notwendige Stromlinienbegrenzung in der halbleitenden Schicht mit dem genutzten Prozeß (nur eine Maske) nicht realisierbar war. Von den zirkularen TLM-Strukturen (CTLTM, Abschn. 3.2.3, S.47 ff.) nach dem Modell von Marlow & Das (auf S.47 f.) und nach dem Modell von Reeves (auf S.49 f.) erwies sich aufgrund des Flächenwiderstandsgradienten über die Proben von der Wafermitte zum Waferrand hin (vgl. Abschn. 4.3, S.64 ff.) nur das Modell von Marlow & Das als auswertbar. Aus den eben genannten Gründen werden im folgenden nur die nach dem Modell von Marlow & Das bestimmten spezifischen Kontaktwiderstände dargestellt und miteinander verglichen.

Zusammenfassung der Meßergebnisse

Die spezifischen Kontaktwiderstände ρ_K von hexagonalem WSi_2 , WC, W_2C und Al/Ti auf den implantierten und ausgeheilten 4H- und 6H-SiC-Proben sind in Tab. 6.1 zusammengefaßt. Dafür wurden die Ergebnisse entsprechend dem Implantationsplan in Tab. 4.1 auf S.59 nach der Implantationsenergie $E_{Imp.}$ und der Aluminiumschichtdicke für die Durchimplantation d_{S-Al} geordnet.

Zur Bestimmung der spezifischen Kontaktwiderstände wurden die I-U-Kennlinien an jeweils 8 verschiedenen Kontaktanordnungen nach dem Modell von Marlow & Das (je 6 unterschiedliche Ringabstände, vgl. auch Abb. 3.8 auf S.48) im Bereich von $\pm 0,5 \text{ mA}$ aufgenommen. Die Kennlinien wurden linear gefittet und ρ_K aus den erhaltenen Widerständen mit der Methode

der kleinsten Fehlerquadrate berechnet. In Tab. 6.1 sind die Minimal- und Mittelwerte der spezifischen Kontaktwiderstände $\varrho_{K\ min}$ und $\varrho_{K\ MW}$ dargestellt. Proben, an deren Strukturen ausschließlich nicht lineare I-U-Kennlinien gemessen wurden, sind mit der Anmerkung „nicht linear“ und solche, die sowohl lineares als auch nicht lineares Verhalten aufwiesen, sind mit „inhomogen“ gekennzeichnet.

d_{S-Al} Metallisierung		30 keV				50 keV			
		WSi ₂	Al/Ti	WC	W ₂ C	WSi ₂	Al/Ti	WC	W ₂ C
30 nm	Proben-Nr.	H20 AI1S	H20 AI2S	H20 AI3S	H20 AI4S	H24 AI1S	H24 AI2S	H24 AI3S	H24 AI4S
	$\varrho_{K\ min}$ [$\Omega\ cm^2$]	-	-	-	-	1,9E-2	-	-	6,4E-3
	$\varrho_{K\ MW}$ [$\Omega\ cm^2$]	-	-	-	-	2,6E-2	-	-	4,0E-2
	Anmerkungen	nicht linear	nicht linear	nicht linear	nicht linear		Ätzfehler	nicht linear	inhomogen
	Proben-Nr.	H32 AI1S	H32 AI2S	H32 AI3S	H32 AI4S	H34 AI1S	H34 AI2S	H34 AI3S	H34 AI4S
$\varrho_{K\ min}$ [$\Omega\ cm^2$]	5,1E-2	-	-	2,5E-2	3,2E-2	3,3E-3	2,5E-2	7,7E-3	
$\varrho_{K\ MW}$ [$\Omega\ cm^2$]	1,1E-1	-	-	1,1E-1	8,3E-2	6,4E-3	5,7E-2	1,7E-2	
Anmerkungen		nicht linear	nicht linear	inhomogen			inhomogen	inhomogen	

d_{S-Al} Metallisierung		50 keV				70 keV			
		WSi ₂	Al/Ti	WC	W ₂ C	WSi ₂	Al/Ti	WC	W ₂ C
50 nm	Proben-Nr.	H25 AI1S	H25 AI2S	H25 AI3S	H25 AI4S	H21 AI1S	H21 AI2S	H21 AI3S	H21 AI4S
	$\varrho_{K\ min}$ [$\Omega\ cm^2$]	2,9E-2	5,3E-4	4,2E-2	4,6E-2	6,0E-4	3,9E-4	8,9E-4	1,7E-3
	$\varrho_{K\ MW}$ [$\Omega\ cm^2$]	7,6E-2	1,5E-2	4,2E-2	6,0E-2	7,1E-2	3,2E-3	2,0E-2	8,7E-2
	Anmerkungen			inhomogen	inhomogen			inhomogen	
	Proben-Nr.	H35 AI1S	H35 AI2S	H35 AI3S	H35 AI4S	H31 AI1S	H31 AI2S	H31 AI3S	H31 AI4S
$\varrho_{K\ min}$ [$\Omega\ cm^2$]	2,6E-2	1,2E-2	8,6E-2	1,2E-2	1,6E-3	-	1,8E-2	6,4E-3	
$\varrho_{K\ MW}$ [$\Omega\ cm^2$]	5,0E-2	4,0E-2	1,2E-1	8,2E-2	1,4E-2	-	7,2E-2	3,7E-2	
Anmerkungen			inhomogen			1/√			

d_{S-Al} Metallisierung		70 keV			
		WSi ₂	Al/Ti	WC	W ₂ C
70 nm	Proben-Nr.	H23 AI1S	H23 AI2S	H23 AI3S	H23 AI4S
	$\varrho_{K\ min}$ [$\Omega\ cm^2$]	6,7E-3	1,9E-4	-	2,0E-2
	$\varrho_{K\ MW}$ [$\Omega\ cm^2$]	6,0E-2	1,3E-2	-	6,4E-2
	Anmerkungen			nicht linear	
	Proben-Nr.	H33 AI1S	H33 AI2S	H33 AI3S	H33 AI4S
$\varrho_{K\ min}$ [$\Omega\ cm^2$]	1,2E-3	9,0E-3	-	2,5E-3	
$\varrho_{K\ MW}$ [$\Omega\ cm^2$]	2,4E-2	1,5E-2	-	4,2E-2	
Anmerkungen			nicht linear		

Tabelle 6.1: Zusammenfassung der spezifischen Kontaktwiderstände der 4H- und 6H-SiC-Proben in Abhängigkeit von der Implantationsenergie $E_{Imp.}$, der Aluminiumschichtdicke d_{S-Al} und der Metallisierung (1/√ nicht linear, da beim Tempern oxidiert)

6.3.1 Kontaktverhalten von hexagonalem WSi_2 auf p-4H- und p-6H-SiC

Das hexagonale WSi_2 wies auf den bei 70 keV implantierten 4H- bzw. 6H-SiC-Proben die geringsten spezifischen Kontaktwiderstände ϱ_K auf (vgl. Tab. 6.1). An den bei 50 keV implantierten Proben wurden etwas höhere ϱ_K bestimmt und die Proben mit der höchsten Akzeptorkonzentration zeigten die größten ϱ_K . Allgemein lagen die minimalen spezifischen Kontaktwiderstände der p-4H- unter denen der p-6H-SiC-Proben (bei gleicher $E_{Imp.}$ und d_{S-Al}). Das Kontaktverhalten von WSi_2 auf p-SiC wurde bisher nur anhand des 6H-SiC untersucht (vgl. Tab. C.1), wobei Spieß et al. [33] und Kriz [162] kein Ohmsches Verhalten bei Raumtemperatur nachweisen konnten. Erler et al. [35] zeigten mit $\varrho_K = 0,25..1,7 \Omega \text{cm}^2$ die bislang niedrigsten spezifischen Kontaktwiderstände von tetragonalem WSi_2 auf p-6H-SiC (vgl. auch Abschn. 5.2.3, S.87 ff.).

Demnach stellen die in dieser Arbeit erzielten spezifischen Kontaktwiderstände von hexagonalem WSi_2 auf p-4H- bzw. p-6H-SiC mit $\varrho_K = 6 \cdot 10^{-4} \Omega \text{cm}^2$ bzw. $1,2 \cdot 10^{-3} \Omega \text{cm}^2$ eine Verbesserung um mehr als zwei Größenordnungen dar. Aufgrund der erreichten geringen ϱ_K wurde für diese Arbeit von einer Temperung und Phasentransformation zu tetragonalem WSi_2 abgesehen.

6.3.2 Kontaktverhalten von WC und W_2C auf p-4H- und p-6H-SiC

Die minimalen spezifischen Kontaktwiderstände von WC bzw. W_2C auf p-4H-SiC lagen bei $8,9 \cdot 10^{-4} \Omega \text{cm}^2$ bzw. $1,7 \cdot 10^{-3} \Omega \text{cm}^2$ und auf p-6H-SiC bei $1,8 \cdot 10^{-2} \Omega \text{cm}^2$ bzw. $2,5 \cdot 10^{-3} \Omega \text{cm}^2$ (vgl. Tab. 6.1). Dabei zeigten die W_2C -Kontakte ein homogeneres bzw. lineareres Verhalten als die WC-Kontakte und überwiegend auch einen geringeren ϱ_K . Die Wolframkarbidkontakte auf den bei 70 keV durch eine 50 nm dicke Al-Schicht implantierten SiC-Proben wiesen das beste Kontaktverhalten auf. Gewöhnlich lagen die minimalen spezifischen Kontaktwiderstände beider Wolframkarbide auf den p-4H- unter denen auf den p-6H-SiC-Proben (bei gleicher $E_{Imp.}$ und d_{S-Al}).

Kontakte auf Basis von Wolframkarbid wurden bisher nur von Lundberg et al. [517] präpariert. Diese WC-Kontakte auf p-6H-SiC mit einer Dotierung von $7 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-3}$ wiesen Schottky-Verhalten mit einer Barrierenhöhe von 1,81 eV auf. WC-Kontakte auf anderen SiC-Polytypen bzw. W_2C -Kontakte wurden bislang in der Literatur nicht veröffentlicht.

Demzufolge sind die WC- und W_2C -Kontakte auf p-4H- und p-6H-SiC dieser Arbeit die ersten Kontakte, die ein Ohmsches Verhalten aufweisen. Die erzielten spezifischen Kontaktwiderstände sind vergleichbar mit den meisten p-SiC-Kontakten in Tab. C.1.

6.3.3 Kontaktverhalten des Referenzmaterials Al/Ti auf p-4H- und p-6H-SiC

Der geringste spezifische Kontaktwiderstand aller Proben der vorliegenden Arbeit wurde mit dem Referenzmaterial Al/Ti auf der bei 70 keV durch eine 70 nm dicke Al-Schicht implantierten 4H-SiC-Probe mit $1,9 \cdot 10^{-4} \Omega \text{cm}^2$ erreicht (vgl. Tab. 6.1). Bei den 6H-SiC-Proben lagen die Kontaktwiderstandswerte etwa eine Größenordnung höher. Allerdings muß bemerkt werden, daß die Al/Ti-Metallisierung der Probe (H31AI2S), für welche das geringste ϱ_K auf p-6H-SiC erwartet wurde, oxidierte und somit nicht meßbar war. Die erzielten spezifischen Kontaktwiderstände auf den p-4H-SiC-Proben waren wie bei den wolframbasierten Kontakten

geringer als auf dem p-6H-SiC (bei gleicher $E_{Imp.}$ und d_{S-Al}). Die Kontaktwiderstandswerte der Al/Ti-Kontakte sind verglichen mit den WSi₂-, WC- und W₂C-Kontakten dieser Arbeit durchschnittlich eine Größenordnung niedriger.

Die Ergebnisse der Al/Ti-Kontakte auf p-SiC sind vergleichbar mit den Literaturwerten (vgl. Tab. C.1). Aufgrund des Flächenwiderstandsgradienten über die Proben von der Wafermitte zum Waferrand hin (vgl. Abschn. 4.3, S.64 ff.) ergaben sich bei der Auswertung etwas höhere Kontaktwiderstandswerte, als erwartet.

6.3.4 Zusammenfassung des Kontaktverhaltens der Metallisierungen

Die hexagonalen WSi₂-Kontakte zeigten neben den Al/Ti-Kontakten das homogenste Kontaktverhalten. Bei den 4H- und 6H-SiC-Proben, die bei gleicher Implantationsenergie $E_{Imp.}$ und gleicher Aluminiumschichtdicke für die Durchimplantation d_{S-Al} präpariert wurden, ergaben sich auf p-4H-SiC in der Regel geringere spezifische Kontaktwiderstände als auf p-6H-SiC. Die bei 70 keV durch eine 50 nm bzw. 70 nm dicke Al-Schicht implantierten SiC-Proben wiesen im allgemeinen das beste Kontaktverhalten auf.

Es wurde erwartet, daß die Kontaktwiderstandswerte der bei 70 keV implantierten Proben am größten sind (vgl. Abschn. 2.3.4 und 2.3.5, S.24 ff.), da die Akzeptorkonzentration mit $2,6 \cdot 10^{21} \text{cm}^{-3}$ bzw. $3 \cdot 10^{21} \text{cm}^{-3}$ (vgl. Tab. 4.1 auf S.59) bezüglich aller Proben am geringsten, somit der spezifische Widerstand des SiC am höchsten (vgl. Abb. 4.10 auf S.69) und demzufolge die Breite der Verarmungszone d_{dp} am größten (vgl. Abb. 2.9, auf S.25) ist.

Da die Erwartung nicht erfüllt wurde, ist es nicht ausreichend, allein die Akzeptorkonzentrationen zu betrachten. Es sind ebenfalls Ober- und Grenzflächenzustände zu beachten (vgl. Abschn. 2.3.1, S.18 ff. und Abschn. 2.3.5, S.26 f.), die einen bedeutenden Einfluß auf das Kontaktverhalten ausüben und nicht wie im Abschn. 2.3.2 auf S.21 f. zu vernachlässigen sind. Ob Ober- und Grenzflächenzustände für das unerwartete Verhalten verantwortlich sind, wurde mittels Berechnung der Barrierenhöhe Φ_{Bp} nachgewiesen, da eine Kelvin-Sonde zur Messung der Oberflächenzustände (vgl. Abschn. 2.3.3, S.22 ff.) nicht zu Verfügung stand.

Berechnet man die Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren p auf Basis der Werte von $N_{A(Ziel lt. TRIM)}$ in Tab. 4.1 auf S.59 mittels Gl. 2.3 auf S.14 für eine Temperatur von 300 K und verwendet die spezifischen Kontaktwiderstände in Tab. 6.1, so erhält man aus Gl. 2.11 auf S.26 die Barrierenhöhe. Die Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren liegt beim 4H- bzw. 6-SiC im Bereich von $9,1 \cdot 10^{18} \dots 1,6 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$ bzw. $3,5 \dots 6,1 \cdot 10^{18} \text{cm}^{-3}$. Die berechneten Barrierenhöhen vom 4H-SiC (WSi₂: 0,537 eV; Al/Ti: 0,486 eV; WC: 0,518 eV; W₂C: 0,529 eV) liegen etwas über denen des 6H-SiC (WSi₂: 0,503 eV; Al/Ti: 0,464 eV; WC: 0,494 eV; W₂C: 0,503 eV). Für die annähernd gleichen Φ_{Bp} -Werte sind zum einen Ober- und Grenzflächenzustände verantwortlich und zum anderen die geringen Unterschiede in p .

Da im 4H-SiC bei Raumtemperatur mehr Akzeptoren als im 6H-SiC elektrisch aktiviert sind, sind die minimal gemessenen spezifischen Kontaktwiderstände zum 4H-SiC geringer als zum 6H-SiC (vgl. auch Abb. 2.10 auf S.27). Die Übereinstimmung von Theorie und Praxis konnte somit abschließend noch einmal gezeigt werden.

7 Zusammenfassung der Ergebnisse und Ausblick

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit der Herstellung von Ohmschen Kontakten auf p-dotiertem 4H- und 6H-SiC, der dafür notwendigen Implantation und Ausheilung und der definierten Präparation von Metallisierungsschichten aus Wolframsilizid und Wolframkarbid.

Als Grundlage für die theoretischen Betrachtungen und experimentellen Untersuchungen wurde eine Vielzahl technisch interessanter Eigenschaften der SiC-Polytypen und ihr Einfluß auf die Kontaktbildung beschrieben. Mögliche elektronische Anwendungen dienten als Motivation sich mit den technologischen Aufgabenstellungen und Erfordernissen auseinanderzusetzen. Speziell die Problematik Ohmscher Kontakte und deren meßtechnische Bestimmung wurde eingehender betrachtet.

Eigenschaften und Anwendungen von SiC

Im 2. Kapitel werden die strukturellen und elektrischen Eigenschaften des Siliziumkarbides vorgestellt. Die theoretischen Betrachtungen und vergleichenden Berechnungen der Ladungsträgerkonzentration sind wesentlich für die vorliegende Arbeit. Aufgrund der geringen Eigenleitungskonzentration der SiC-Polytypen auch bei erhöhten Temperaturen eignen sich diese besonders für Hochtemperaturanwendungen. Nach der Annahme von Morkoç et al. [130] liegt die maximale Betriebstemperatur des 3C-SiC bei 770°C, des 6H-SiC bei 1136°C und des 4H-SiC bei 1213°C (vgl. Abschn. 2.2.1, S.9 ff.). Allerdings darf die physikalische Stabilität des SiC bezüglich festkörperchemischer Reaktionen, z.B. zwischen dem SiC und der Metallisierung, nicht vernachlässigt werden. Um derartige Reaktionen zu verhindern, wurden für die vorliegende Arbeit Metallisierungen wie WSi_2 , WC und W_2C gewählt, die nicht mit den SiC-Substraten reagieren.

Des weiteren ließen sich die Gleichungen zur Berechnung der elektrisch aktiven Akzeptoren aufgrund der vernachlässigbar geringen Eigenleitungskonzentration des SiC zu einer ingenieurtechnisch handhabbaren Form vereinfachen (vgl. Abschn. 2.2.2, S.13 f.). Daß diese Vereinfachung korrekt ist, wurde zum einen anhand eigener Rechnungen und zum anderen durch den Vergleich mit dem Modell von Wellenhofer (vgl. Abschn. 2.2.3, S.17 f.) nachgewiesen.

Der Einfluß der Eigenschaften des SiC und der Kontaktmaterialien auf die Kontaktbildung ist ein weiterer wichtiger Bestandteil des 2. Kapitels und wurde im Abschn. 2.3, S.18 ff. detailliert beschrieben. Es wurde gezeigt, daß unter ausschließlicher Verwendung von Literaturwerten für die Elektronenaffinität χ_S und für die Austrittsarbeit von Halbleiter Φ_S und Metallisierung Φ_M keine realistische Abschätzung der Schottky-Barrierenhöhe möglich ist. Daher wurde ein

für die Technologie relevantes und möglichst einfaches Meßverfahren zur Bestimmung der Austrittsarbeiten gesucht. Die Kelvin-Sonden-Messungen stellen ein solches praktikables Meßverfahren dar, wie im Abschn. 2.3.3 auf S.22 ff. anhand von Versuchsmessungen gezeigt worden ist.

Der p-SiC-Kontakt ist im Normalfall ein Verarmungstypkontakt, da sich in der Praxis mit hoher Wahrscheinlichkeit keine Metallisierung mit $\Phi_M > \Phi_{S\ SiC}$ definiert und reproduzierbar präparieren läßt bzw. dieses bisher experimentell noch nicht nachgewiesen werden konnte. Der Verarmungstypkontakt weist erst dann eine Ohmsche Charakteristik auf, wenn sich zwischen Metall und Halbleiter entweder eine sehr kleine (geeignete Wahl der Metallisierung) oder eine sehr schmale Barriere (hohe Dotierung im Kontaktgebiet) ausbildet. Letzteres wurde für die Präparation Ohmscher Kontakte der vorliegenden Arbeit genutzt. Der spezifische Kontaktwiderstand errechnet sich dann nach der Gleichung für die Thermische Feldemission (Gl. 2.11).

Die hervorragenden Entwicklungschancen des Siliziumkarbides als Halbleitermaterial wurden im Abschn. 2.4 auf S.28 ff. beschrieben. Des weiteren wurden die vielfältigen Einsatzmöglichkeiten des SiC in der Optoelektronik, der Hochfrequenztechnik, der Leistungselektronik und vor allem in der Hochtemperaturelektronik vorgestellt. Sowohl technologische und ökonomische Aspekte als auch bereits realisierte und zukünftige elektronische Anwendungen des SiC vervollständigen das Gesamtbild der Entwicklungstendenzen und -aufgaben (vgl. Abschn. 2.4.2, S.33 ff.). Erst mit einer wesentlichen Verbesserung des Preis-Leistungs-Verhältnisses der SiC-Substrate (sowohl Preis zu nutzbarer Substratfläche als auch Vergrößerung des Substratdurchmessers) und der SiC-Substratqualität (Verringerung der Defekt- und *micropipe*-Dichte) ist ein verstärktes Wachstum der Produktion von SiC-Bauelementen zu erwarten.

Ionenimplantation und Ausheilung

Im 4. Kapitel werden allgemeine Fragen der Ionenimplantation und Ausheilung behandelt und entsprechende Parameter für die Experimente abgeleitet. Neuartig ist die Implantation durch eine dünne Al-Schicht, um das Maximum der Akzeptorkonzentration zur Substratoberfläche hin zu verschieben und um eine möglichst hohe Akzeptorkonzentration im oberflächennahen Bereich zu erreichen. Entsprechende Implantationsprofile wurden hierfür simuliert.

Im weiteren wurden die genutzten Ausgangswafer der Qualität „*Research*“ charakterisiert. Aufgrund einer breiten Defektzone dieser Wafer sind bis zu 50% der Waferfläche nur bedingt nutzbar (vgl. Abschn. 4.2.1). Daher wird für zukünftige Arbeiten die Verwendung von „*Production Grade*“-Wafern mit viel geringerer Defekt- und *micropipe*-Dichte empfohlen.

Anschließend folgte die Beschreibung jedes einzelnen Prozessschrittes. Die mit TRIM simulierten Implantationsprofile stimmen ausgezeichnet mit den tiefsten erkennbaren Defekten der TEM-Querschnittsaufnahmen (vgl. Abb. 4.3, S.64) überein. Nach der Implantation und Ausheilung waren keine amorphen Bereiche in den hochdotierten SiC-Schichten nachzuweisen. Demnach ist die gewählte Implantations- und Ausheilprozedur für die p-Dotierung des SiC hervorragend geeignet.

Die Oberflächenmorphologie der ausgeheilten Proben wurde mittels Lichtmikroskop und AFM untersucht, wobei eine rauhe und unterschiedlich strukturierte Oberfläche zu erkennen war

(vgl. Abb. 4.5 und Abb. 4.6, S.66). Bei den Strukturen handelt es sich um Makrostufen, die sich durch Sublimation und Akkumulation von beweglichen Si-haltigen Molekülen an der Oberfläche bilden. Die Makrostufen wachsen bevorzugt an den durch die Fehlorientierung der Wafer vorgegebenen Stufen. Unter Verwendung von Silan als Temperatmosphäre lassen sich laut Capano et al. [446] die Makrostufen verhindern und sehr glatte Oberflächen erreichen. Die Reproduzierbarkeit dieses Prozesses bleibt künftigen Experimenten vorbehalten.

Des Weiteren wird im Abschn. 4.3.2 die Homogenität der Proben von der Wafermitte zum Waferrand hin untersucht. Die in den AFM-Aufnahmen zu erkennende Änderung der Oberflächenmorphologie am Waferrand (vgl. Abb. 4.7, S.67 und Abb. 4.8, S.68) deutet auf höhere Temperaturen und eine erhöhte Sublimation und Akkumulation von beweglichen Si-haltigen Molekülen hin. Folgen sind weniger gestörte Makrostufen und eine bessere Aktivierung der Ladungsträger, wie auch anhand des Flächenwiderstandsgradienten nachweisbar war.

Im Anschluß wurden die elektrischen Eigenschaften aller Proben bestimmt. Aus den gemessenen Werten des Flächenwiderstandes wurde sowohl der spezifische Widerstand berechnet als auch die Ladungsträgerkonzentration und -beweglichkeit abgeschätzt. Wie zu erwarten, sind Löcherkonzentration und -beweglichkeit Funktionen der Temperatur, wobei die sehr hohe Löcherbeweglichkeit auf einen nahezu vollständigen Einbau der Akzeptoren durch die Implantations- und Ausheilprozedur schließen läßt, wie er sonst nur bei der Epitaxie erreicht wird.

Metallisierung / Kontaktierung

Das 5. Kapitel setzt sich mit den Funktionen und Anforderungen an die Metallisierung / Kontaktierung von SiC auseinander. Dazu wurde der in der Literatur berichtete Stand der Forschung zu SiC-Kontakten umfassend analysiert (vgl. Abschn. 5.1.2, S.73 ff. und Abschn. 5.1.3, S.76 f.) und zusammengefaßt (vgl. Tab. C.1, S.169-176 und Tab. C.2, S.177-179).

Für die Metallisierung / Kontaktierung der SiC-Proben sollten Metallsilizide und -karbide verwendet werden, um unerwünschte Grenzflächenreaktionen zu vermeiden. Basierend auf einer weitergehenden Literaturlauswertung wurde ein Metall ausgewählt, welches sowohl Silizide als auch Karbide bildet, aber auf SiC thermodynamisch weitestgehend stabil ist, dessen Silizide und Karbide einen spezifischen Widerstand kleiner $100 \mu\Omega \text{ cm}$ aufweisen und das darüber hinaus einen Vergleich mit den Eigenschaften von in der Literatur publizierten Kontakten erlaubt. Die wolframbasierten Silizide und Karbide erfüllen alle gewünschten Anforderungen.

Die Präparation von Wolframsiliziden wird im Abschn. 5.2 auf S.85 ff. beschrieben. Für die Untersuchungen wurden Wolframsilizidschichten durch Sputtern von einem stöchiometrischen WSi_2 -Sintertarget bei Substrattemperaturen von 23°C , 508°C bzw. 544°C auf SiO_2 -Substrate und bei 544°C auf verschiedene Substrate abgeschieden. Die Wolframsilizidschichten auf den ungeheizten Substraten wiesen röntgenamorphes Verhalten auf, wohingegen sich auf den *in vacuo* geheizten Substraten hexagonale WSi_2 -Schichten bildeten. Ein Substrateinfluß auf die Phasenausbildung während des Sputterprozesses konnte nicht festgestellt werden.

Die hexagonalen WSi_2 -Schichten mit einem spezifischen Widerstand von $655,2 \mu\Omega \text{ cm}$ wurden im Quarzrohrföfen zwischen 500°C und 1200°C unter Ar-Atmosphäre 15 min lang *ex-situ* getempert. Dabei ist die hexagonale WSi_2 -Phase bis 800°C stabil. Zwischen 800°C und 900°C findet eine Phasentransformation in tetragonales WSi_2 und tetragonales W_5Si_3 statt,

die mit einer starken Verringerung des spezifischen Widerstandes einhergeht. Unter Normalatmosphäre oxidieren die hexagonalen WSi_2 -Schichten zwischen 430°C und 440°C , was die Einsatztemperaturen der Wolframsilizide ohne zusätzliche Oxidationsschutzschicht auf ca. 400°C begrenzt.

Im Mittelpunkt des Abschn. 5.3 auf S.95 ff. stehen die Untersuchungen von Wolframkarbiden mit der Zielsetzung, einphasiges WC und W_2C zu präparieren. Dafür wurde der Substrateinfluß auf die Bildung der einzelnen Wolframkarbidphasen untersucht und die Zusammensetzung der Temperatmosphäre, die Tempertemperatur und die Schichtzusammensetzung variiert. Die Schichten wurden von einem WC-Sintertarget auf Si_3N_4 -Substrate gesputtert. Auf den ungeheizten Substraten bildeten sich röntgenamorphe bzw. nanokristalline, kohlenstoffverarmte Schichten. Dagegen wurde auf den auf ca. 544°C aufgeheizten Proben unabhängig vom Substrat die kubische WC_{1-x} -Phase mit einem spezifischen elektrischen Widerstand von ca. $250 \mu\Omega \text{ cm}$ nachgewiesen.

Im weiteren wurde der Einfluß der Propankonzentration in der Propan-Wasserstoff-Atmosphäre beim *ex-situ* Tempern sowie der Einfluß der Tempertemperatur auf die Ausbildung der WC- bzw. der W_2C -Phase aus den kubischen WC_{1-x} - bzw. co-gesputterten WC_{1-x} -/W-Schichten untersucht. Phasenreines WC bildet sich sicher bei einer hohen Propankonzentration von 2% und bei Tempertemperaturen oberhalb von 825°C . Die W_2C -Phase indes läßt sich phasenrein bei einer geringen Propankonzentration von $\leq 0,02\%$ und bei Tempertemperaturen im Bereich von 750°C .. 1050°C präparieren.

Die geringsten spezifischen elektrischen Widerstände lagen für die reinen WC- bzw. W_2C -Schichten bei rund $340 \mu\Omega \text{ cm}$ bzw. $62 \mu\Omega \text{ cm}$. Bei der Messung des Flächenwiderstandes unter Normalatmosphäre bis zu Temperaturen von 475°C bildeten sich zwischen 430°C und 470°C auf den Oberflächen der Wolframkarbide elektrisch nicht leitende Oxidfilme. Analog zu den hexagonalen WSi_2 -Schichten sind demnach die Einsatztemperaturen der Wolframkarbide ohne zusätzliche Schutzschicht gegen eine Oxidation auf ca. 400°C begrenzt.

Kontaktpräparation auf p-SiC

Im 6. Kapitel wird der gesamte Probenzyklus nach Abb. 1.1 noch einmal zusammengefaßt und speziell auf die Ergebnisse der Metallisierung / Kontaktierung der implantierten und ausgeheilten p-SiC-Proben eingegangen. Es wurde gezeigt, daß sich auf den p-4H- und p-6H-SiC-Proben hexagonales WSi_2 und phasenreines W_2C bildete, jedoch ließ sich in den WC-Schichten ein geringer Anteil von W_2C nachweisen. Demzufolge ist in weiteren Arbeiten eine Optimierung der Prozeßparameter für die Präparation von WC-Schichten auf p-SiC erforderlich.

Für die drei wolframbasierten Metallisierungen war, wie erwartet, keine Reaktion mit den SiC-Substraten anhand von TEM-Querschnittsaufnahmen (vgl. Abb. 5.15 auf S.93, Abb. 6.4 auf S.108 und Abb. 6.5 auf S.109) nachweisbar. Diese TEM-Aufnahmen zeigen ebenfalls deutlich, daß kein speziell für diese Metallisierungen entwickelter Ätzprozeß verwendet wurde und die Proben zu stark geätzt worden sind (wegätzen von Lackmaske und Metallisierung), da die dargestellten Metallisierungsschichtdicken unterhalb der beabsichtigten Schichtdicken lagen. Das Referenzmaterial Al/Ti wurde mittels eines üblichen naßchemischen Ätzprozesses strukturiert. Für die drei wolframbasierten Metallisierungen ist in Zukunft eine Optimierung des jeweiligen Ätzprozesses notwendig.

Die spezifischen Kontaktwiderstände wurden anhand der CTLM-Strukturen nach dem Modell von Marlow & Das bestimmt und ausgewertet. Das homogenste Kontaktverhalten zeigten die Al/Ti- und die hexagonalen WSi₂-Kontakte. In der Regel lagen die Kontaktwiderstandswerte gleichartig präparierter SiC-Proben auf p-4H-SiC unter denen auf p-6H-SiC. Die bei 70 keV implantierten Proben wiesen im allgemeinen das beste Kontaktverhalten auf. Aus den spezifischen Kontaktwiderständen und der Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren p wurden für eine Temperatur von 300 K die Barrierenhöhen berechnet. Für die annähernd gleichen Barrierenhöhen der wolframbasierten Kontakte von 0,53 eV auf dem 4H-SiC und von 0,5 eV auf dem 6H-SiC sind zum einen Ober- und Grenzflächenzustände und zum anderen die geringen Unterschiede in der Ladungsträgerkonzentration p verantwortlich.

Zukünftige Forschungsschwerpunkte - Ausblick

Die Zielsetzung, Ohmsche Kontakte auf p-SiC zu präparieren wurde erreicht und anhand von vier verschiedenen Metallisierungen (hexagonalem WSi₂, WC, W₂C und dem Referenzmaterial Al/Ti) nachgewiesen. Wie in der vorliegenden Arbeit beschrieben verhalten sich die Kontakte auf n- und p-leitendem SiC unterschiedlich. Das ist besonders dann von Bedeutung, wenn gleichzeitig n- und p-SiC-Gebiete kontaktiert werden müssen, wobei zusätzlich vielfältige, komplexe Zusammenhänge und Abhängigkeiten zu beachten sind. Deshalb wird es auch zukünftig nötig sein, die konkreten Proben und den jeweiligen Probenzyklus zu beurteilen, wofür z.B. Kelvin-Sonden-Messungen geeignet erscheinen.

Im Abschn. 2.3.3 auf S.22 ff. wird das mögliche Potential der Kelvin-Sonden-Messungen dargestellt. So sollte eine gezielte Beeinflussung der Kontakteigenschaften durch stetige Kontrolle der Austrittsarbeit nach jedem Prozessschritt (z.B. Implantation, Ausheilung, Präparation der Metallisierungen und jeder Reinigungsschritt) eine Optimierung der Prozesse möglich sein (vgl. auch S.24).

Für die Zukunft ist zu berücksichtigen, daß eine einzelne Maske zur Herstellung der im Kap. 3 vorgestellten Meßstrukturen nicht ausreicht (vgl. auch Abschn. 6.3, S.112). Die Entwicklung eines Masken-Satzes sowohl für die Messung von Ohmschen als auch von Schottky-Kontakten ist somit sinnvoll.

Die für die Präparation der Wolframkarbidschichten verwendeten WC-Sintertargets mit entsprechender Reinheit sind sehr teuer, was die Suche nach alternativen Präparationsverfahren interessant macht. Im DFG Projekt „Hochtemperaturverhalten elektrisch leitfähiger, hochschmelzender Metallkarbide“ (SP 585/3-1) wurden u.a. solche neuen Verfahren untersucht.

Ziel zukünftiger Arbeiten muß eine entscheidende Verbesserung der Homogenität über die gesamte Probenoberfläche sein, d.h. bei Implantation, Ausheilung, Metallisierung, Strukturierung und Kontaktformierung. Dabei ist davon auszugehen, daß sich mit der Verwendung größerer SiC-Substrate bei gleichzeitig geringerer Defekt- und *micropipe*-Dichte die Randeffekte, wie schnelleres Aufheizen und Abkühlen an den Probenrändern, minimieren lassen.

Literaturverzeichnis

- [1] ROUND, H. J.: *A note on carborundum*. In: Electrical World 19 (1907), S. 309–310
- [2] LELY, J. A.: *Darstellung von Einkristallen von Siliziumcarbid und Beherrschung von Art und Menge der eingebauten Verunreinigungen*. In: Ber. Dt. Keram. Ges. 32 (1955), S. 229–231
- [3] KARMANN, S.: *Über die homoepitaktische Abscheidung einkristalliner Siliziumkarbid-Schichten aus der Gasphase*, Dissertation, Univ. Erlangen-Nürnberg, 1992 – 146 S.
- [4] KNIPPENBERG, W. F.: *Growth phenomena in silicon carbide*. In: Philips Res. Reports 18 (1963), S. 161–274
- [5] SRINIVASAN, M.; RAFANIELLO, W.; U. A.; WEIMER, A. W. (Hrsg.): *Carbide, Nitride and Boride Materials Synthesis and Processing*. 1. Aufl. London u.a.: Chapman & Hall, 1997 – 647 S. – ISBN 0-412-54060-6
- [6] UDER, S.: *Erhöhung der Arbeitsgenauigkeit von Werkzeugmaschinen durch Isolation und Kühlung mittels poröser Materialien*, Dissertation, TU Ilmenau, 1997 – 137 S.
- [7] SHUSHLEBINA, N. Y.; SHASHKOV, Y. M.; BOGONOSOVA, E. K.; GOLOBOKINA, E. E.: *Growing single crystals of SiC from seeds*. In: Inorg. Mater. 13 (1977), S. 682–685
- [8] TAIROV, Y. M.; TSVETKOV, V. F.: *Investigations of growth processes of ingots of silicon carbide single crystals*. In: J. Cryst. Growth 43 (1978), S. 209–212
- [9] LEVIN, V. I.; TAIROV, Y. M.; TRAVADZHYAN, M. G.; TSVETKOV, V. F.: *Growing monocrystalline bars of SiC from gas phase*. In: Inorg. Mater. 14 (1978), S. 830–833
- [10] TAIROV, Y. M.; TSVETKOV, V. F.: *General principles of growing large-size single crystals of various silicon carbide polytypes*. In: J. Cryst. Growth 52 (1981), S. 146–150
- [11] ZIEGLER, G.; LANIG, P.; THEIS, D.; WEYRICH, C.: *Single crystal growth of SiC substrate material for blue light emitting diodes*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-30 (1983), Nr. 4, S. 277–281
- [12] HARRIS, G. L.; YANG, C.: *Springer Proc. Phys.*. Bd. 34: *Amorphous and Crystalline Silicon Carbide and Related Materials: Proceedings of the First International Conference on Amorphous and Crystalline Silicon Carbide and Related Materials, Washington DC, Dec. 10 and 11, 1987*. 1. Aufl. Berlin u.a.: Springer-Verlag, 1989 – 199 S. – ISBN 3-540-50706-X
- [13] RAHMAN, M. M.; YANG, C.; HARRIS, G. L.: *Springer Proc. Phys.*. Bd. 43: *Amorphous and Crystalline Silicon Carbide II: Recent Developments and Proceedings of the 2nd International Conference on Amorphous and Crystalline Silicon Carbide and Related Materials, Santa Clara, CA, Dec. 15 - 16, 1988*. 1. Aufl. Berlin u.a.: Springer-Verlag, 1989 – 232 S. – ISBN 3-540-51656-5
- [14] GLASS, J. T.; MESSIER, R.: *MRS Symp. Proc.*. Bd. 162: *Diamond, silicon carbide and related wide bandgap semiconductors*. 1. Aufl. Pittsburgh, Pa.: Materials Research Society, 1990 – 627 S. – ISBN 1-558-99050-X
- [15] HARRIS, G. L.; SPENCER, M. G.; YANG, C.: *Springer Proc. Phys.*. Bd. 56: *Amorphous and Crystalline Silicon Carbide III and other Group IV-IV Materials: Proceedings of the 3rd International Conference, Howard University, Washington, D.C., April 11-13, 1990*. 1. Aufl. Berlin u.a.: Springer-Verlag, 1992 – 372 S. – ISBN 3-540-53603-5
- [16] GIPPIUS, A. A.; HELBIG, R.; SELLSCHOP, J. F.: *EMRS symposia proceedings and Proceedings of Symposium C on Properties and Applications of SiC, Natural and Synthetic Diamond and Related Materials of the 1990 E-MRS Fall conference, Strasbourg, France, November 27-30, 1990*. Bd. 20: *SiC, natural and synthetic diamond and related materials*. 1. Aufl. Amsterdam u.a.: Elsevier Science Pub. Co, 1992 – 379 S. – ISBN 0-444-89416-0

- [17] YANG, C.; RAHMAN, M. M.; HARRIS, G. L.: *Springer Proc. Phys.*. Bd. 71: *Amorphous and Crystalline Silicon Carbide IV: Proceedings of the 4th International Conference on Amorphous and Crystalline Silicon Carbide, Santa Clara, CA, October 9-11, 1991*. 1. Aufl. Berlin u.a.: Springer-Verlag, 1992 – 432 S. – ISBN 3-540-55687-7
- [18] SPENCER, M. G.: *Inst. Phys. Conf. Ser.*. Bd. 137: *Silicon Carbide and Related Materials: Proceedings of the Fifth Conference on Silicon Carbide and Related Materials, 1-3 November 1993, Washington, DC, USA*. 1. Aufl. Bristol u.a.: Institute of Physics, 1993 – 737 S. – ISBN 0-7503-0302-6
- [19] NAKASHIMA, S.; MATSUNAMI, H.; YOSHIDA, S.; HARIMA, H.: *Inst. Phys. Conf. Ser.*. Bd. 142: *Silicon Carbide and Related Materials 1995: Proc. 6th ICSCRM'95, Kyoto, Japan, 18.-21.09.1995*. 1. Aufl. Great Yarmouth, Norfolk: Galliard (Printers) Ltd., 1996 – 1120 S. – ISBN 0-7503-0335-2
- [20] MESSIER, R.: *Proc. of ECSCRM 1996, the 1st European Conference on Silicon Carbide and Related Materials, 6-9 October 1996, Heraklion, Greece*. In: *Diam. Relat. Mater.* 6 (1997), Nr. 10, S. 1243–1586
- [21] PENSL, G.; MORKOÇ, H.; MONEMAR, B.; JANZÉN, E.: *Mater. Sci. Forum*. Bd. 264-268: *Silicon Carbide, III-Nitrides and Related Materials: Proceedings of the 7th International Conference on Silicon Carbide, III-Nitrides and Related Materials, Stockholm, Sweden, September 1997 / ICSCIII-N'97, pt.1*. 1. Aufl. Switzerland u.a.: Trans Tech Publications Ltd., 1998 – 1-672 S. – ISBN 0-87849-791-9
- [22] PENSL, G.; MORKOÇ, H.; MONEMAR, B.; JANZÉN, E.: *Mater. Sci. Forum*. Bd. 264-268: *Silicon Carbide, III-Nitrides and Related Materials: Proceedings of the 7th International Conference on Silicon Carbide, III-Nitrides and Related Materials, Stockholm, Sweden, September 1997 / ICSCIII-N'97, pt.2*. 1. Aufl. Switzerland u.a.: Trans Tech Publications Ltd., 1998 – 675-1493 S. – ISBN 0-87849-792-7
- [23] BALKANSKI, M.; KAMIMURA, H.; MAHAJAN, S.: *ECSCRM'98, 2nd European Conference on Silicon Carbide and Related Materials, Montpellier, France, 2.-4. Sept. 1998*. In: *Mater. Sci. Eng. B* 61-62 (1999), S. 1-610
- [24] CARTER, C. H., Jr.; DEVATY, R. P.; ROHRER, G. S.: *Mater. Sci. Forum*. Bd. 338-342: *Silicon Carbide and Related Materials: Proceedings of the International Conference on Silicon Carbide and Related Materials, 1999, Research Triangle Park, North Carolina, USA, October 10 - 15, 1999 / ICSCRM'99, pt. 1-2*. 1. Aufl. Switzerland u.a.: Trans Tech Publications Ltd., 2000 – 1684 S. – ISBN 0-87849-854-0
- [25] PENSL, G.: *Mater. Sci. Forum*. Bd. 353-356: *Silicon carbide and related materials, ECSCRM-2000: Proceedings of the 3rd European Conference on Silicon Carbide and Related Materials, Kloster Banz, Germany, Sept. 3-7, 2000*. 1. Aufl. Uetikon-Zürich: Trans Tech Publ., 2001 – 833 S. – ISBN 0-87849-873-7
- [26] CALCAGNO, L.; MARTINS, R.; HALLÉN, A.; SKORUPA, W.: *Amorphous and Crystalline Silicon Carbide: Material and Applications*. In: *Appl. Surf. Sci.* (EMRS 2001 Symposium F: Strasbourg, France, 5-8 June 2001, Symp. Proc. Vol. 112, Elsevier Science Ltd., UK) 184 (2001), Nr. 1-4, S. 1-508
- [27] YOSHIDA, S.; NISHINO, S.; HARIMA, H.; KIMOTO, T.: *Mater. Sci. Forum*. Bd. 389-393: *Silicon Carbide and Related Materials 2001: Proceedings of the 9th International Conference on Silicon Carbide and Related Materials, Tsukuba, Japan, 28 October - 3 November 2001 / ICSCRM2001*. 1. Aufl. Switzerland u.a.: Trans Tech Publications Inc., 2002 – 1-1760 S. – ISBN 0-87849-894-X
- [28] RUFF, M.: *Elektronische Bauelemente aus Siliziumkarbid (SiC): Physikalische Grundlagen und numerische Simulation*, Dissertation, Univ. Erlangen-Nürnberg, 1993 – 127 S.
- [29] CHOYKE, W. J.; PENSL, G.: *Silicon carbide-semiconductor for the nineties*. In: *Phys. Bl.* 47 (1991), Nr. 3, S. 212-214
- [30] PENSL, G.: *Silicon carbide as a semiconductor for extreme conditions*. In: *Int. Wiss. Kolloq. - TU Ilmenau*, 37th 2 (1992), S. 96-101
- [31] NENNEWITZ, O.; SPIESS, L.; BRETERNITZ, V.: *Ohmic contacts to p-type 6H-silicon carbide*. In: *Appl. Surf. Sci.* 91 (1995), S. 347-351
- [32] SPIESS, L.; NENNEWITZ, O.; PEZOLDT, J.: *Improved ohmic contacts to p-type 6H-SiC*. In: *Inst. Phys. Conf. Ser.* 142 (1996), S. 585-588
- [33] SPIESS, L.; NENNEWITZ, O.; WEISHART, H.; LINDNER, J.; SKORUPA, W.; ROMANUS, H.; ERLER, F.; PEZOLDT, J.: *Aluminium implantation of p-SiC for ohmic contacts*. In: *Diam. Relat. Mater.* 6 (1997), Nr. 10, S. 1414-1419

-
- [34] FABRICIUS, A.; NENNEWITZ, O.; SPIESS, L.; CIMALLA, V.; PEZOLDT, J.: *Rapid thermal annealing of tungsten silicide films*. In: MRS Symp. Proc. 402 (1996), S. 625–630
- [35] ERLER, F.; ROMANUS, H.; LINDNER, J. N.; SPIESS, L.: *High temperature stable WSi_2 -contacts on p-6H-silicon carbide*. In: MRS Symp. Proc. 572 (1999), S. 99–104
- [36] KNEDLIK, C.; SPIESS, L.; NENNEWITZ, O.; FABRICIUS, A.; ROMANUS, H.; ERLER, F.; TEICHERT, G.; BRETERNITZ, V.: *SiC - Elektronik, Untersuchungen zur Metallisierung*, Abschlußbericht zum BMBF Projekt 01 BM303/8, 1997 – 78 S.
- [37] BECHSTEDT, F.; KÄCKELL, P.; ZYWIETZ, A.; KARCH, K.; ADOLPH, B.; TENELSEN, K.; FURTHMÜLLER, J.: *Polytypism and properties of silicon carbide*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 35–62
- [38] FISHER, G. R.; BARNES, P.: *Towards a unified view of polytypism in silicon carbide*. In: Philosophical Magazine B 61 (1990), Nr. 2, S. 217–236
- [39] JCPDS-ICDD: *powder diffraction files*. Bd. Sets 1-50, 70-88: JCPDS. PDF-2 45 6A JUN95. Aufl. Newton Square, PA 19073-3273 U.S.A.: International Centre for Diffraction Data, 2000
- [40] NISHINO, S.; KOJIMA, Y.; SARAIE, J.: *Growth and morphology of 6H-SiC prepared by the sublimation method*. In: Springer Proc. Phys. 56 (1992), S. 15–21
- [41] TEICHERT, G.; PEZOLDT, J.; CIMALLA, V.; NENNEWITZ, O.; SPIESS, L.: *Analysis of reflection high energy electron diffraction pattern in silicon carbide grown on silicon*. In: MRS Symp. Proc. 399 (1995), S. 17–22
- [42] CIMALLA, V.; PEZOLDT, J.; ECKE, G.; EICHHORN, G.: *The buffer layer in RTCVD of SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 153–156
- [43] HATAYAMA, T.; FUYUKI, T.; MATSUNAMI, H.: *Initial stages in heteroepitaxy of 3C-SiC on Si by gas source molecular beam epitaxy*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 117–120
- [44] BAHNG, W.; KIM, H. J.: *Heteroepitaxial growth of β -SiC thin films on Si(100) substrate using a new source material: bis-trimethylsilylmethane*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 225–228
- [45] PEZOLDT, J.; CIMALLA, V.; STAUDEN, T.; ECKE, G.; EICHHORN, G.; SCHARMANN, F.; SCHIPANSKI, D.: *Chemical conversion of Si to SiC by solid source MBE and RTCVD*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1311–1315
- [46] FISSEL, A.; PFENNIGHAUS, K.; KAISER, U.; KRÄUSSLICH, J.; HOBERT, H.; SCHRÖTER, B.; RICHTER, W.: *Improved epitaxy of cubic-SiC thin films on Si(111) by solid-source MBE*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 255–258
- [47] CHOYKE, W. J.; YOGANATHAN, M.; CARTER, C. H., JR.: *Comparison of experimental Laue transmission and reflection patterns for 4H, 6H, 15R, and 3C-SiC*. In: Springer Proc. Phys. 56 (1992), S. 165–182
- [48] YOGANATHAN, M.; SUTTROP, W.; DEVATY, P.; CHOYKE, W. J.: *Identification of $\{2\bar{1}\bar{1}0\}$ and $\{10\bar{1}0\}$ Laue patterns of hexagonal and rhombohedral silicon carbide polytypes*. In: J. Appl. Cryst. 27 (1994), S. 497–503
- [49] DRESSLER, L.; GOETZ, K.; KRÄUSSLICH, J.: *X-ray polytype examination of SiC bulk crystals in back-reflection geometry*. In: J. Appl. Cryst. 29 (1996), Nr. 4, S. 378–382
- [50] ROMANUS, H.; TEICHERT, G.; SPIESS, L.: *Investigation of polymorphism and estimation of lattice constants of SiC epilayers by four circle X-ray diffraction*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 437–440
- [51] ROMANUS, H.; TEICHERT, G.; SCHAWOHL, J.; SPIESS, L.: *Röntgenografische Textur- und Einkristalluntersuchungen an SiC*. In: Int. Wiss. Kolloq. - TU Ilmenau, 43rd 2 (1998), S. 654–658
- [52] WALLACE, C. A.: *The study of polytypism in silicon carbide by x-ray diffraction topography*. In: Zeitschrift für Kristallographie 126 (1968), S. 444–459
- [53] FREVEL, L. K.; PETERSEN, D. R.; SAHA, C. K.: *Polytype distribution in silicon carbide*. In: J. Mater. Sci. 27 (1992), Nr. 7, S. 1913–1925
- [54] ELLISON, A.; PERSIO, J. D.; BRYLINSKI, C.: *Investigation of polymorphism and domain distribution in SiC wafers by simple and high-resolution X-ray diffraction*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 441–444

- [55] BAUER, A.; KRÄUSSLICH, J.; KÖCHER, B.; GOETZ, K.; FISSEL, A.; RICHTER, W.: *X-ray investigations of MBE-grown heteroepitaxial SiC layers on 6H-SiC substrates*. In: Mater. Sci. Eng. B 61-62 (1999), S. 179–182
- [56] KARCH, K.; PAVONE, P.; WINDL, W.; SCHÜTT, O.; STRAUCH, D.: *Ab initio calculation of structural and lattice-dynamical properties of silicon carbide*. In: Phys. Rev. B 50 (1994), Nr. 23, S. 17054–17063
- [57] PUJAR, V. V.; CAWLEY, J. D.: *Effect of stacking faults on the X-ray diffraction profiles of beta-SiC powders*. In: J. Am. Ceram. Soc. 78 (1995), Nr. 3, S. 774–782
- [58] PUJAR, V. V.; CAWLEY, J. D.: *Computer simulations of diffraction effects due to stacking faults in β -SiC: I. Simulation results*. In: J. Am. Ceram. Soc. 80 (1997), Nr. 7, S. 1653–1662
- [59] KÄCKELL, P.; WENZHEN, B.; BECHSTEDT, F.: *Influence of atomic relaxations on the structural properties of SiC polytypes from ab initio calculations*. In: Phys. Rev. B 50 (1994), Nr. 23, S. 17037–17046
- [60] BAUER, A.; KRÄUSSLICH, J.; DRESSIER, L.; KUSCHNERUS, P.; WOLF, J.; GOETZ, K.; KÄCKELL, P.; FURTHMÜLLER, J.; BECHSTEDT, F.: *High-precision determination of atomic positions in crystals: The case of 6H- and 4H-SiC*. In: Phys. Rev. B 57 (1998), Nr. 5, S. 2647–2650
- [61] BAUER, A.; KRÄUSSLICH, J.; KUSCHNERUS, P.; GOETZ, K.; KÄCKELL, P.; BECHSTEDT, F.: *High-precision determination of atomic positions in 4H- and 6H-SiC crystals*. In: Mater. Sci. Eng. B 61-62 (1999), S. 217–220
- [62] MOORE, K.; BHATNAGAR, M.; WEITZEL, C.; POND, L.; GEHOSKI, T.; CHATHAM, T.: *Temperature dependent small- and large-signal performance of 4H-SiC MESFET's*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 957–960
- [63] WEITZEL, C.; POND, L.; MOORE, K.; BHATNAGAR, M.: *Effect of device temperature on rf FET power density*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 969–972
- [64] SHOR, J. S.; GOLDSTEIN, D.; KURTZ, A. D.: *Sensor properties of n-type beta-SiC*. In: Springer Proc. Phys. 56 (1992), S. 111–117
- [65] WAGNER, C.; KRÖTZ, G.: *Thermal properties of beta-SiC epitaxial layers between 150°C and 500°C measured by using microstructures*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1338–1341
- [66] MÜLLER, S. G.; ECKSTEIN, R.; FRICKE, J.; HOFMANN, R.; HORN, R.; MEHLING, H.; NILSSON, O.: *Experimental and theoretical analysis of high temperature thermal conductivity of monocrystalline SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 623–626
- [67] TSVETKOV, V. F.; GLASS, R. C.; HENSHALL, D.; ASBURY, D.; CARTER, C. H., Jr.: *SiC seeded boulevards growth*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 3–8
- [68] JANSEN, E.; ZIERMANN, R.; OBERMEIER, E.; KRÖTZ, G.; WAGNER, C.: *Measurement of the thermal conductivity of thin beta-SiC films between 80 K and 600 K*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 631–634
- [69] COLLINS, A. K.; PICKERING, M. A.; TAYLOR, R. L.: *Grain size dependence of the thermal conductivity of polycrystalline chemical vapor deposited beta-SiC at low temperatures*. In: J. Appl. Phys. 68 (1990), Nr. 12, S. 6510–6512
- [70] ROHMFELD, S.; HUNDHAUSEN, M.; LEY, L.: *Contactless measurement of the thermal conductivity of thin SiC layers*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 657–660
- [71] RAJAN, N.; ZORMAN, C. A.; MEHREGANY, M.; DEANNA, R.; HARVEY, R.: *Performance of 3C-SiC thin films as protective coatings for silicon-micromachined atomizers*. In: Thin Sol. Films 315 (1998), Nr. 1-2, S. 170–178
- [72] MEHREGANY, M.; ZORMAN, C. A.: *SiC MEMS: Opportunities and challenges for applications in harsh environments*. In: Thin Sol. Films 355-356 (1999), Nr. 1-2, S. 518–524
- [73] XIAODONG, L.; BHUSHAN, B.: *Micro/nanomechanical characterization of ceramic films for microdevices*. In: Thin Sol. Films 340 (1999), Nr. 1-2, S. 210–217
- [74] FLEISCHMAN, A. J.; WEI, X.; ZORMAN, C. A.; MEHREGANY, M.: *Surface micromachining of polycrystalline-SiC deposited on SiO₂ by APCVD*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 885–888

-
- [75] FLEISCHMAN, A. J.; ROY, S.; ZORMAN, C. A.; MEHREGANY, M.: *Behavior of polycrystalline-SiC and Si surface-micromachined lateral resonant structures at elevated temperatures*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 889-892
- [76] KRÖTZ, G.; WAGNER, C.; LEGNER, W.; SONNTAG, H.; MÖLLER, H.; MÜLLER, G.: *Micromachining applications of heteroepitaxially grown β -SiC layers on silicon*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 829-832
- [77] VON BERG, J.; ZIERMANN, R.; REICHERT, W.; OBERMEIER, E.; EICKHOFF, M.; KRÖTZ, G.; THOMA, U.; BOLTSHAUSER, T.; CAVALLONI, C.; NENDZA, J. P.: *High temperature piezoresistive β -SiC-on-SOI pressure sensor for combustion engines*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1101-1104
- [78] CHANDRA, K.; ZORMAN, C. A.; MEHREGANY, M.: *Spatial uniformity of the mechanical properties of 3C-SiC films grown on 4-inch Si wafers as a function of film growth conditions*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 635-638
- [79] SOLZBACHER, F.; IMAWAN, C.; STEFFES, H.; OBERMEIER, E.; MÖLLER, H.: *A modular system of SiC-based microhotplates for the application in metal oxide gas sensors*. In: Sensors and Actuators B 64 (2000), Nr. 1-3, S. 95-101
- [80] KRIZ, J.; GOTTFRIED, K.; SCHOLZ, T.; KAUFMANN, C.; GESSNER, T.: *Ohmic contacts to n-type polycrystalline-SiC for high-temperature micromechanical applications*. In: Mater. Sci. Eng. B 46 (1997), Nr. 1-3, S. 180-185
- [81] GAVRILENKO, V. I.; POSTNIKOV, A. V.; KLYUI, N. I.; LITOVCHENKO, V. G.: *Energy band structure and optical properties of wurtzite-structure silicon carbide crystals*. In: Phys. Stat. Sol. B 162 (1990), S. 477-487
- [82] KÄCKELL, P.; WENZIAN, B.; BECHSTEDT, F.: *Electronic properties of cubic and hexagonal-SiC polytypes from ab initio calculations*. In: Phys. Rev. B 50 (1994), Nr. 15, S. 10761-10768
- [83] WELLENHOFER, G.: *SiC-Polytypen: Grundzustandseigenschaften, bandkanten nahe Zustände und Ionizität*, Dissertation, Universität Regensburg, 1997 - 112 S.
- [84] SRICHAIKUL, P.; CHEN, A.: *Nitrogen donor levels and conduction band edge structures in 3C, 2H, 4H and 6H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 285-288
- [85] CHEN, A.; SRICHAIKUL, P.: *Shallow donor levels and the conduction band edge structures in polytypes of SiC*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 81-106
- [86] VAN HAERINGEN, W.; BOBBERT, P. A.; BACKES, W. H.: *On the band gap variation in SiC polytypes*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 63-79
- [87] LAMBRECHT, W. L.; LIMPIJUMNONG, S.; SEGALL, B.: *Electronic band structure of SiC polytypes*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 263-268
- [88] LAMBRECHT, W. L.; LIMPIJUMNONG, S.; RASHKEEV, S. N.; SEGALL, B.: *Electronic band structure of SiC polytypes: A discussion of theory and experiment*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 5-33
- [89] HARRIS, G. L.; FREITAS, J. A., JR.; CARLOS, W. E.; KENNEDY, T. A.; HENRY, H. S.; JACKSON, A.; YOSHIDA, S.; NASHIYAMA, I.; SPENCER, M. G.; KAPLAN, R.; BERMUDEZ, V. M.; WONGCHOTIGUL, K.; NISHINO, S.; KONSTANTINOV, A. O.; DMITRIEV, V. A.; KELNER, G.; SHUR, M.; HARRIS, G. L. (Hrsg.): *EMIS Datarev. Series. Bd. 13: Properties of silicon carbide*. 1. Aufl. London, United Kingdom: INSPEC, the Institution of Electrical Engineers, Short Run Press Ltd., Exeter, 1995 - 282 S. - ISBN 0-85296-870-1
- [90] WELLENHOFER, G.; KARCH, K.; RÖSSLER, U.: *Elektronische und strukturelle Eigenschaften von SiC Polytypen: Effektive Elektronenmassen von SiC-Polytypen, Zustandsdichtemassen, Löchermassen in SiC-Polytypen, Löchermassen und Ladungsträgerkonzentration in SiC, Zustandsdichten und Ladungsträgerkonzentrationen in SiC*. In: Statusseminar SiC-Elektronik, Forschungsbericht Uni Regensburg (1993-1996), 2.-8. Treffen
- [91] WELLENHOFER, G.; RÖSSLER, U.: *Global band structure and near-band-edge states*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 107-123
- [92] WELLENHOFER, G.; RÖSSLER, U.: *Valence band dispersion of hexagonal-SiC*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1342-1345

- [93] WEITZEL, C. E.: *Silicon carbide high frequency devices*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 907–912
- [94] RAGHUNATHAN, R.; BALIGA, B. J.: *P-type 4H and 6H-SiC high-voltage Schottky barrier diodes*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-19 (1998), Nr. 3, S. 71–73
- [95] KONSTANTINOV, A. O.; WAHAB, Q.; NORDELL, N.; LINDEFELT, U.: *Ionization rates and critical fields in 4H SiC junction devices*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 513–516
- [96] VON MÜNCH, W.; PETTENPAUL, E.: *Saturated electron drift velocity in 6H silicon carbide*. In: J. Appl. Phys. 48 (1977), Nr. 11, S. 4823–4825
- [97] KAHN, I. A.; COOPER, J. A., Jr.: *Measurement of high field electron transport in silicon carbide*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 509–512
- [98] MICKEVICIUS, R.; ZHAO, J. H.: *Comparative Monte Carlo study of electron transport in 3C, 4H, and 6H silicon carbide*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 291–294
- [99] BALIGA, B. J.: *Power semiconductor device figure of merit for high-frequency applications*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-10 (1989), S. 455–457
- [100] PORTER, L. M.; DAVIS, R. F.: *A critical review of ohmic and rectifying contacts for silicon carbide*. In: Mater. Sci. Eng. B 34 (1995), Nr. 2-3, S. 83–105
- [101] FREYHARDT, H.; HILLEBRECHT, F. U.; KISKER, E.; KRONMÜLLER, H.; LAMBECK, M.; LUGER, P.; NELKOWSKI, H.; SCHERZ, U.; SCHILLING, W.; THOMAS, L.; WAGEMANN, H.; WÖRDENWEBER, R.; RAIH, W. (Hrsg.): *Lehrbuch der Experimentalphysik*. Bd. 6: *Bergmann-Schaefer, Festkörper*. 1. Aufl. Berlin, New York: Walter de Gruyter, 1992 – 873 S. – ISBN 3–11–012605–2
- [102] CHEN, J.; LEVINE, Z. H.; WILKINS, J. W.: *Linear and nonlinear optical properties of four polytypes of SiC*. In: Phys. Rev. B 50 (1994), Nr. 16, S. 11514–11519
- [103] LIU, J.; VOHRA, Y. K.: *Raman modes of 6H polytype of silicon carbide to ultrahigh pressures: A comparison with silicon and diamond*. In: Phys. Rev. Lett. 72 (1994), Nr. 26, S. 4105–4108
- [104] KARCH, K.; ZYWIETZ, A.; BECHSTEDT, F.; PAVONE, P.; STRAUCH, D.: *First-principles calculations of pressure-dependent properties of SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 337–340
- [105] KARCH, K.; BECHSTEDT, F.: *Comment on „Raman modes of 6H polytype of silicon carbide to ultrahigh pressures“*. In: Phys. Rev. Lett. 77 (1996), Nr. 8, S. 1660
- [106] HENRY, A.; BERGMAN, J. P.; KORDINA, O.; HALLIN, C.; IVANOV, I. G.; JANZÉN, E.: *The temperature dependence of the band-edge luminescence from high quality 6H-and 4H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 357–360
- [107] SHENOY, P. M.; BALIGA, B. J.: *Planar, high voltage, boron implanted 6H-SiC P-N junction diodes*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 717–720
- [108] BERGMAN, J. P.: *Carrier lifetimes in SiC, studied by time resolved photoluminescence spectroscopy*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1324–1328
- [109] RAMUNGUL, N.; KHEMKA, V.; CHOW, T. P.; GHEZZO, M.; KRETCHMER, J.: *Carrier lifetime extraction from a 6H-SiC high voltage p-i-n rectifier reverse recovery waveform*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1065–1068
- [110] ELLISON, A.; ZHANG, J.; PETERSON, J.; HENRY, A.; WAHAB, Q.; BERGMAN, J. P.; MAKAROV, Y. N.; VOROB'EV, A.; VEHANEN, A.; JANZÉN, E.: *High temperature CVD growth of SiC*. In: Mater. Sci. Eng. B 61-62 (1999), S. 113–120
- [111] UDAL, A.; VELMRE, E.: *Measurement of charge carrier lifetime temperature-dependence in 4H-SiC power diodes*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.1, S. 781–784
- [112] RAMUNGUL, N.; ZHENG, Y.; PATEL, R.; KHEMKA, V.; CHOW, T. P.: *Beryllium-implanted 6H-SiC p⁺n junctions*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1049–1052
- [113] KIMOTO, T.; ITOH, A.; MATSUNAMI, H.: *Step-controlled epitaxial growth of high-quality SiC layers*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 247–262
- [114] VLASKINA, S. I.; KIM, Y. S.; CHO, N. I.; VLASKIN, V. I.; RODIONOV, V. E.; SVECHNIKOV, S. V.; BEREGINSKY, L. I.; SHAGINIAN, L. R.: *Silicon carbide films grown on silicon substrate by chemical vapor deposition*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 173–176

-
- [115] NAKASHIMA, S.; HARIMA, H.: *Characterization of structural and electrical properties in SiC by Raman spectroscopy*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 269–274
- [116] CONTRERAS, S.; DEZAUZIER, C.; THOMAS, P.; ROBERT, J. L.: *Analysis of transport properties of β -SiC films: Determination of donor density and compensation ratio*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1329–1332
- [117] MATSUNAMI, H.; KIMOTO, T.: *Surface polarity dependence in step-controlled epitaxy: Progress in SiC epitaxy*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1276–1281
- [118] KERN, R. S.; JAERRENDAHL, K.; TANAKA, S.; DAVIS, R. F.: *Homoepitaxial SiC growth by molecular beam epitaxy*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 379–404
- [119] NAKASHIMA, S.; HARIMA, H.: *Raman investigation of SiC polytypes*. In: Phys. Stat. Sol. A 162 (1997), Nr. 1, S. 39–64
- [120] KERN, R. S.; JÄRRENDAHL, K.; TANAKA, S.; DAVIS, R. F.: *Growth and doping via gas-source molecular beam epitaxy of SiC and SiC/AlN heterostructures and their microstructural and electrical characterization*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1282–1288
- [121] PANKNIN, D.; WIRTH, H.; ANWAND, W.; BAUER, G.; SKORUPA, W.: *High concentration doping of 6H-SiC by ion implantation: Flash versus furnace annealing*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 877–880
- [122] THOMAS, P.; CONTRERAS, S.; JUILLAGUET, S.; ROBERT, J. L.; CAMASSEL, J.; GIMBERT, J.; BILLON, T.; JAUSSAUD, C.: *Raman, low temperature photoluminescence and transport investigation of N-implanted 6H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 725–728
- [123] PELLETIER, J.; GERVAIS, D.; POMOT, C.: *Application of wide-gap semiconductors to surface ionization: Work functions of AlN and SiC single crystals*. In: J. Appl. Phys. 55 (1984), Nr. 4, S. 994–1002
- [124] NENNEWITZ, O.: *Theoretische und praktische Untersuchungen zur Kontaktierung von SiC-Bauelementen*, Diplomarbeit, TU Ilmenau, 1993
- [125] YODER, M. N.: *Wide bandgap semiconductor materials and devices*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-43 (1996), Nr. 10, S. 1633–1636
- [126] GREULICH-WEBER, S.: *EPR and ENDOR investigations of shallow impurities in SiC polytypes*. In: Phys. Stat. Sol. A 162 (1997), Nr. 1, S. 95–151
- [127] BECHSTEDT, F.: *Electronic properties of SiC polytypes and heterostructures*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 265–270
- [128] CHEN, W. M.; SON, N. T.; JANZÉN, E.; HOFMANN, D. M.; MEYER, B. K.: *Effective masses in SiC determined by cyclotron resonance experiments*. In: Phys. Stat. Sol. A 162 (1997), Nr. 1, S. 79–93
- [129] SON, N. T.; HAI, P. N.; CHEN, W. M.; HALLIN, C.; MONEMAR, B.; JANZÉN, E.: *Hole effective masses in 4H SiC determined by optical detected cyclotron resonance*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.1, S. 563–566
- [130] MORKOÇ, H.; STRITE, S.; GAO, G. B.; LIN, M. E.; SVERDLOV, B.; BURNS, M.: *Large-band-gap SiC, III-V nitride, and II-VI ZnSe-based semiconductor device technologies*. In: J. Appl. Phys. 76 (1994), Nr. 3, S. 1363–1399
- [131] LEE, S.; ZETTERLING, C.; ÖSTLING, M.: *Schottky diode formation and characterization of titanium tungsten to n- and p-type 4H silicon carbide*. In: J. Appl. Phys. 87 (2000), Nr. 11, S. 8039–8044
- [132] CLEMEN, L. L.; DEVATY, R. P.; CHOYKE, W. J.; POWELL, J. A.; LARKIN, D. J.; EDMOND, J. A.; BURK, A. A., Jr.: *Recent developments in the characterization of the aluminum center in 3C, 4H, 6H and 15R-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 137 (1994), S. 297–300
- [133] HENRY, A.; HALLIN, C.; IVANOV, I. G.; BERGMAN, J. P.; KORDINA, O.; LINDEFELT, U.; JANZÉN, E.: *Ga-bound excitons in 3C-, 4H-, and 6H-SiC*. In: Phys. Rev. B 53 (1996), Nr. 20, S. 13503–13506
- [134] IKEDA, M.; MATSUNAMI, H.; TANAKA, T.: *Site effect on the impurity levels in 4H, 6H, and 15R-SiC*. In: Phys. Rev. B 22 (1980), Nr. 6, S. 2842–2854
- [135] CHOYKE, W. J.: *Optical and electronic properties of SiC*. In: NATO ASI Ser. E (Phys. Chem. Carbides, Nitrides Borides) 185 (1990), S. 563–587

- [136] YAMANAKA, M.; IKOMA, K.: *Preparation and characterization of 3C-SiC heteroepitaxial layers on Si(111)*. In: MRS Symp. Proc. 242 (1992), S. 543–548
- [137] KIMOTO, T.; ITOH, A.; AKITA, H.; URUSHIDANI, T.; JANG, S.; MATSUNAMI, H.: *Step-controlled epitaxial growth of α -SiC and application to high-voltage Schottky rectifiers*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 141 (1995), S. 437–442
- [138] SRIDHARA, S. G.; NIZHNER, D. G.; DEVATY, R. P.; CHOYKE, W. J.; TROFFER, T.; PENSL, G.; LARKIN, D. J.; KONG, H. S.: *Boron four particle acceptor bound exciton complex in 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 461–464
- [139] ABE, K.; OHSHIMA, T.; ITOH, H.; AOKI, Y.; YOSHIKAWA, M.; NASHIYAMA, I.; IWAMI, M.: *Hot-implantation of phosphorus ions into 6H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 721–724
- [140] MÖSCHWITZER, A.; LUNZE, K.: *Halbleiterelektronik - Lehrbuch*. Bd. 1. 6. Aufl. Berlin: Verl. Technik, 1984 – 515 S.
- [141] CHOYKE, W. J.; PENSL, G.: *Physical properties of SiC*. In: MRS Bull. 22 (1997), Nr. 3, S. 25–29
- [142] SENZAKI, J.; FUKUDA, K.; IMAI, S.; TANAKA, Y.; KOBAYASHI, N.; TANOUÉ, H.; OKUSHI, H.; ARAI, K.: *Electrical characteristics and surface morphology for arsenic ion-implanted 4H-SiC at high temperature*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 865–868
- [143] RAO, M. V.; TUCKER, J.; HOLLAND, O. W.; PAPANICOLAOU, N.; CHI, P. H.; KRETCHMER, J. W.; GHEZZO, M.: *Donor ion-implantation doping into SiC*. In: J. Electron. Mater. 28 (1999), Nr. 3, S. 334–340
- [144] TONE, K.; WEINER, S. R.; ZHAO, J. H.: *Electrical characterization of p-type 6H-SiC layers created by C and Al co-implantation*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 689–692
- [145] RAO, M. V.; GRIFFITHS, P.; HOLLAND, O. W.; KELNER, G.; FREITAS, J. A., Jr.; SIMONS, D. S.; CHI, P. H.; GHEZZO, M.: *Al and B ion-implantations in 6H- and 3C-SiC*. In: J. Appl. Phys. 77 (1995), Nr. 6, S. 2479–2485
- [146] SUTTROP, W.; PENSL, G.; LANIG, P.: *Boron-related deep centers in 6H-SiC*. In: Appl. Phys. A 51 (1990), Nr. 3, S. 231–237
- [147] TAIROV, Y. M.; KHLEBNIKOV, I. I.; TSVETKOV, V. F.: *Investigation of silicon carbide single crystals doped with scandium*. In: Phys. Stat. Sol. A 25 (1974), Nr. 1, S. 349–357
- [148] ENDERLEIN, R.; SCHENK, A.: *Grundlagen der Halbleiterphysik*. 1. Aufl. Berlin: Akad.-Verl., 1992 – 396 S. – ISBN 3–05–501400–6
- [149] ROMANUS, H.: *Schichtabscheidung und theoretische Untersuchungen von Schichten und Schichtsystemen für SiC-Bauelemente*, Studienjahresarbeit, TU Ilmenau, 1995 – 28 S.
- [150] PERSSON, C.; LINDEFELT, U.: *Calculated density of states and carrier concentration in 4H- and 6H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 275–278
- [151] COLLINS, A. T.: *The electronic and optical properties of diamond and Do they favour device applications?* In: MRS Symp. Proc. 162 (1990), S. 3–14
- [152] DAVIS, R. F.: *Thin films and devices of diamond, silicon carbide and gallium nitride*. In: Physica B 185 (1993), Nr. 1-4, S. 1–15
- [153] OBERNIK, H.; MUNTE, H.; TRESKE, A.; (KOMBINAT VEB HALBLEITERWERK FRANKFURT (ODER)) (Hrsg.): *Probleme der Festkörperelektronik*. Bd. 3: *Metallkontakte an Halbleitern*. 1. Aufl. Berlin: VEB Verlag Technik, 1971 – 147–178 S.
- [154] RUGE, I.; MADER, H.: *Halbleiter-Technologie*. Bd. 1. 2. Aufl. Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo: Springer-Verlag, 1984 – 404 S. – ISBN 3–540–12661–9
- [155] SCHOTTKY, W.: *Halbleitertheorie der Sperrschicht*. In: Naturwissenschaften 26 (1938), S. 843
- [156] BERGER, H.: *Modellbeschreibung planarer Ohmscher Metall-Halbleiter-Kontakte*, Dissertation, TH Aachen, 1970 – 133 S.
- [157] BARDEEN, J.: *Surface states and rectification at a metal semi-conductor contact*. In: Phys. Rev. 71 (1947), S. 717–727

-
- [158] RIDEOUT, V. L.: *A review of the theory and technology for ohmic contacts to group III-V compound semiconductors*. In: Sol. State Electron. 18 (1975), S. 541–550
- [159] BOZACK, M. J.: *Surface studies on SiC as related to contacts*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 549–580
- [160] ANDREEV, A. N.; LEBEDEV, A. A.; RASTEGAEVA, M. G.; SNEGOV, F. M.; SYRKIN, A. L.; CHELNOKOV, V. E.; SHESTOPALOVA, L. N.: *Barrier height in n-SiC-6H based Schottky diodes*. In: Semicond. 29 (1995), Nr. 10, S. 957–962
- [161] CROFTON, J.; PORTER, L. M.; WILLIAMS, J. R.: *The physics of ohmic contacts to SiC*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 581–603
- [162] KRIZ, J.: *Hochtemperaturstabile, ohmsche Kontakte zu 6H-SiC*, Dissertation, Technische Universität Chemnitz, Fakultät für Elektrotechnik, 1999 – 161 S.
- [163] MEAD, C. A.: *Metal-semiconductor surface barriers*. In: Sol. State Electron. 9 (1966), S. 1023–1033
- [164] CHANG, C. Y.; SZE, S. M.: *Carrier transport across metal-semiconductor barriers*. In: Sol. State Electron. 13 (1969), S. 727–740
- [165] YU, A. C.: *Electron tunneling and contact resistance of metal-silicon contact barriers*. In: Sol. State Electron. 13 (1970), Nr. 2, S. 239–247
- [166] MCGILL, T. C.; MEAD, C. A.: *Electrical interface barriers*. In: J. Vac. Sci. Technol. 11 (1974), Nr. 1, S. 122–127
- [167] CARD, H. C.: *Aluminium-silicon Schottky barriers and ohmic contacts in integrated circuits*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-23 (1976), Nr. 6, S. 538–544
- [168] SZE, S. M.: *Physics of semiconductor devices*. 2. Aufl. New York: John Wiley & Sons, 1981 – 868 S. – ISBN 0–471–05661–8
- [169] SCHRODER, D. K.; MEIER, D. L.: *Solar cell contact resistance - a review*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-31 (1984), Nr. 5, S. 637–647
- [170] ANAND, Y.; BACHRACH, R. Z.; FONASH, S. J.; GUPTA, S. C.; NEMANICH, R. J.; PREIER, H.; SCHRODER, D. K.; SHARMA, B. L.; THOMPSON, M. J.; TURNER, J. A.; TYAGI, M. S.; SHARMA, B. L. (Hrsg.): *Metal-semiconductor Schottky barrier junctions and their applications*. 1. Aufl. New York and [u.a.]: Plenum Press, 1984 – 370 S. – ISBN 0–306–41521–6
- [171] COHEN, S. S.; GILDENBLAT, G. S.: *VLSI Electronics, Microstructure Science*. Bd. 13: *Metal-semiconductor contacts and devices*. 1. Aufl. Orlando u.a.: Academic Press, Inc., 1986 – 424 S. – ISBN 0–12–234113–9
- [172] CALLEGARI, A.; RALPH, D.; BRASLAU, N.; LATTA, E.; SPIERS, G. D.: *Effect of interface states on the electrical properties of W , WSi_x , and WAl_x Schottky contacts on GaAs*. In: J. Appl. Phys. 62 (1987), Nr. 12, S. 4812–4820
- [173] LÖCHERER, K.; VASKE, P. P.; FRICKE, P. H.; FROHNE, P. H.; HÖPTNER, P. N.; LÖCHERER, P.: *Leitfaden der Elektrotechnik*. Bd. 1: *Halbleiterbauelemente*. 1. Aufl. Stuttgart: B. G. Teubner, 1992 – 426 S. – ISBN 3–519–06423–5
- [174] BRILLSON, L. J.: *Metal-semiconductor interfaces*. In: Surf. Sci. 299-300 (1994), Nr. 1-3, S. 909–927
- [175] MÖNCH, W.: *Metal-semiconductor contacts: Electronic properties*. In: Surf. Sci. 299-300 (1994), Nr. 1-3, S. 928–944
- [176] MURARKA, S. P.; BUTTERWORTH-HEINEMANN (Hrsg.): *Metallization - Theory and Practice for VLSI and ULSI*. 1. Aufl. Boston u.a.: Reed Publishing (USA) Inc., 1993 – 250 S. – ISBN 0–7506–9001–1
- [177] MICHAELSON, H. B.: *The work function of the elements and its periodicity*. In: J. Appl. Phys. 48 (1977), Nr. 11, S. 4729–4733
- [178] PAUL, R.: *Elektronische Festkörperbauelemente*. Bd. 1: *Halbleiterphysik*. 1. Aufl. Berlin: Verlag Technik, 1974 – 560 S. – ISBN 3–7785–0335–9
- [179] WILLARDSON, R. K.: *Contacts, junctions, emitters*. 1. Aufl. New York: Academic Press, 1981 (Semiconductors and semimetals) – 315 S. – ISBN 0–12–752115–1

- [180] GLASS, R. C.; PALMOUR, J. W.; DAVIS, R. F.; PORTER, L. S.: *Platinum ohmic contact to p-type silicon carbide*. In: US Patent: 5,323,022 (21.06.1994)
- [181] HADAMOVSKY, H. F.; ANDERS, R.; HADAMOVSKY, H. F. (Hrsg.): *Werkstoffe der Halbleitertechnik*. 1. Aufl. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1985 – 368 S.
- [182] SCHULZE, G. R.: *Metallphysik: Ein Lehrbuch*. 2. Aufl. Berlin: Akad.-Verl., 1974 – 494 S.
- [183] KOSOLAPOVA, T. Y.; ALEKSEEV, A. G.; BOLGAR, A. S.; BORISOVA, A. L.; U.A.: *Handbook of high temperature compounds: Properties, production, applications*. 1. Aufl. New York u.a.: Hemisphere Publ., 1990 – 933 S. – ISBN 0-89116-849-4
- [184] HARA, S.; TERAJI, T.; OKUSHI, H.; KAJIMURA, K.: *Control of Schottky and Ohmic interfaces by unpinning Fermi level*. In: Appl. Surf. Sci. 117-118 (1997), Nr. 1-4, S. 394–399
- [185] GLASS, R. C.; PALMOUR, J. W.; DAVIS, R. F.; PORTER, L.: *Ohmic contact structure between platinum and silicon carbide*. In: US Patent: WO 94/06153 (17.03.1994)
- [186] BAIKIE, I. D.; ESTRUP, P. J.: *Low cost PC based scanning Kelvin probe*. In: Rev. of Scientific Instruments 69 (1998), Nr. 11, S. 3902–3907
- [187] BAIKIE, I. D.; PETERMANN, U.; LÄGEL, B.: *UHV-compatible spectroscopic scanning Kelvin probe for surface analysis*. In: Surf. Sci. 433-435 (1999), Nr. 1-3, S. 249–253
- [188] LÄGEL, B.; BAIKIE, I. D.; PETERMANN, U.: *A novel detection system for defects and chemical contamination in semiconductors based upon the Scanning Kelvin Probe*. In: Surf. Sci. 433-435 (1999), Nr. 1-3, S. 622–626
- [189] VAN ELSBERGEN, V.; KAMPEN, T. U.; MÖNCH, W.: *Electronic properties of cesium on 6H-SiC surfaces*. In: J. Appl. Phys. 79 (1996), Nr. 1, S. 316–321
- [190] BAIKIE, I. D.; PETERMANN, U.; LÄGEL, B.: *In situ work function study of oxidation and thin film growth on clean surfaces*. In: Surf. Sci. 433-435 (1999), Nr. 1-3, S. 770–774
- [191] PETERMANN, U.; BAIKIE, I. D.; LÄGEL, B.: *Kelvin probe study of metastable states during initial oxygen adsorption dynamics on Si(111) 7x7*. In: Thin Sol. Films 343-344 (1999), Nr. 1-2, S. 492–494
- [192] DURAKIEWICZ, T.; ARKO, A. J.; JOYCE, J. J.; MOORE, D. P.; HALAS, S.: *Thermal work function shifts for polycrystalline metal surfaces*. In: Surf. Sci. 478 (2001), Nr. 1-2, S. 72–82
- [193] ERLER, F.: *Ohmsche Kontakte auf SiC*, Diplomarbeit, Inst. für Werkstoffe, TU Ilmenau, 1996 – 80 S.
- [194] DMITRIEV, V. A.; IRVINE, K.; SPENCER, M.; KELNER, G.: *Low resistivity ($\sim 10^{-5}\Omega\text{cm}^2$) ohmic contacts to 6H silicon carbide fabricated using cubic silicon carbide contact layer*. In: Appl. Phys. Lett. 64 (1994), Nr. 3, S. 318–320
- [195] COOPER, J. A., Jr.: *Critical material and processing issues of SiC electronic devices*. In: Mater. Sci. Eng. B 44 (1997), Nr. 1-3, S. 387–391
- [196] JOHNSON, M.: *Silicon carbide moves further towards commercialization*. In: Compound Semicond., <http://www.compoundsemiconductor.net/magazine/article/8/1/7/2> (2002), Nr. 1, S. 6
- [197] NISHINO, S.: *Bulk growth of SiC*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 163–169
- [198] CHOYKE, W. J.; MATUSUNAMI, H.; PENSL, G.: *Fundamental questions and applications of SiC (part I)*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 1–642
- [199] CHOYKE, W. J.; MATUSUNAMI, H.; PENSL, G.: *Fundamental questions and applications of SiC (part II)*. In: Phys. Stat. Sol. A 162 (1997), Nr. 1, S. 1–511
- [200] NEUDECK, P. G.: *SiC technology*. In: NASA Lewis Research Center, www.grc.nasa.gov/WWW/SiC/publications/CRCChapterRev.pdf (1998), S. 54
- [201] MÜLLER, S. G.; GLASS, R. C.; HOBGOOD, H. M.; TSVETKOV, V. F.; BRADY, M.; HENSHALL, D.; JENNY, J. R.; MALTA, D.; CARTER, C. H., Jr.: *The status of SiC bulk growth from an industrial point of view*. In: J. Cryst. Growth 211 (2000), Nr. 1-4, S. 325–332
- [202] CARTER, C. H., Jr.; GLASS, R.; BRADY, M.; MALTA, D.; HENSHALL, D.; MÜLLER, S.; TSVETKOV, V.; HOBGOOD, D.; POWELL, A.: *Large diameter, low defect silicon carbide boule growth*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 3–6

-
- [203] CREE: *Last results*. In: CREE RESEARCH INC., New Spec Sheets 95, 96, 97, 98, 99, 00, 01 (1995-2001)
- [204] GLASS, R. C.; HENSHALL, D.; TSVETKOV, V. F.; CARTER, C. H., Jr.: *SiC-seeded crystal growth*. In: MRS Bull. 22 (1997), Nr. 3, S. 30–35
- [205] TSVETKOV, V. F.; ALLEN, S. T.; KONG, H. S.; CARTER, C. H., Jr.: *Recent progress in SiC crystal growth*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 17–22
- [206] KONSTANTINOV, A. O.: *Sublimation growth of SiC*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 170–203
- [207] CHOUROU, K.; ANIKIN, M.; BLUET, J. M.; LAUER, V.; GUILLOT, G.; CAMASSEL, J.; JUILLAGUET, S.; CHAIX, O.; PONS, M.; MADAR, R.: *Experimental investigation of 4H-SiC bulk crystal growth*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 17–20
- [208] OHTANI, N.; KATSUNO, M.; TAKAHASHI, J.; YASHIRO, H.; KANAYA, M.; SHINOYAMA, S.: *Impurity incorporation during sublimation bulk crystal growth of 6H- and 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 49–52
- [209] DMITRIEV, V. A.: *Status of SiC technology: Bulk and epitaxial growth*. In: High-Temperature Electronics in Europe, http://itri2.org/ttec/hte_e/report/ (1999), Nr. 2, S. 5–23
- [210] BARRETT, D. L.; SEIDENSTICKER, R. G.; GAIDA, W.; HOPKINS, R. H.; CHOYKE, W. J.: *SiC boule growth by sublimation vapor transport*. In: J. Cryst. Growth 109 (1991), Nr. 1-4, S. 17–23
- [211] BARRETT, D. L.; SEIDENSTICKER, R. G.; GAIDA, W.; HOPKINS, R. H.; CHOYKE, W. J.: *Sublimation vapor transport growth of silicon carbide*. In: Springer Proc. Phys. 56 (1992), S. 33–39
- [212] NAGASAWA, H.: *HOYA Advanced Semiconductor Technologies Co., Ltd.* In: persönliche Mitteilung, Dr. Hiroyuki Nagasawa, www.hast.co.jp/e/info.html (2003)
- [213] SIERGIEJ, R. R.; CLARKE, R. C.; SRIRAM, S.; AGARWAL, A. K.; BOJKO, R. J.; MORSE, A. W.; BALAKRISHNA, V.; MACMILLAN, M. F.; BURK, A. A., Jr.; BRANDT, C. D.: *Advances in SiC materials and devices: An industrial point of view*. In: Mater. Sci. Eng. B 61-62 (1999), S. 9–17
- [214] NISHINO, S.: *Chemical vapor deposition of SiC*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 204–213
- [215] LARKIN, D. J.: *An overview of SiC epitaxial growth*. In: MRS Bull. 22 (1997), Nr. 3, S. 36–41
- [216] KORDINA, O.; HENRY, A.; JANZÉN, E.; CARTER, C. H., Jr.: *Growth and characterisation of SiC power device material*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 97–102
- [217] SHIBAHARA, K.; SAITO, T.; NISHINO, S.; MATSUNAMI, H.: *Fabrication of inversion-type n-channel MOSFET's using cubic-SiC on Si(100)*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-7 (1986), Nr. 12, S. 692–693
- [218] MATSUNAMI, H.; UEDA, T.; NISHINO, H.: *Step-controlled epitaxial growth of SiC*. In: MRS Symp. Proc. 162 (1990), S. 397–407
- [219] BAHAVAR, B.; CHAUDHRY, M. I.; MCCLUSKEY, R. M.: *Hetero-epitaxial growth of SiC films by CVD from silane, methane, propane, and hydrogen mixtures*. In: MRS Symp. Proc. 242 (1992), S. 555–560
- [220] WU, C. H.; JACOB, C.; NING, X. J.; PIROUZ, P.: *Epitaxial growth of single crystalline 3C-SiC on Si from hexamethyldisilane and void formation mechanism*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 97–100
- [221] HALLIN, C.; KONSTANTINOV, A. O.; KORDINA, O.; JANZÉN, E.: *The mechanism of cubic SiC nucleation on off-axis substrates*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 85–88
- [222] LARKIN, D. J.: *Site-competition epitaxy for n-type and p-type dopant control in CVD SiC epilayers*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 23–28
- [223] STEIN, R. A.; RUPP, R.; DOHNKE, K. O.; VÖLKL, J.; STEPHANI, D.; HÄSSLER, C.; PENSL, G.: *Organic boron compounds as novel boron sources for p-doping of SiC-epilayers. Incorporation and characterization*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 505–508
- [224] JACOB, C.; NISHINO, S.; PIROUZ, P.; ZORMAN, C. A.; FLEISCHMAN, A. J.; MEHREGANY, M.: *Structural and electrical characterization of single-crystal 4" CVD grown 3C-SiC films*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 429–432
- [225] SANO, S.; NISHINO, S.; SARAIE, J.: *Growth of cubic-SiC on Si substrate by CVD using hexamethyldisilane and hexachlorodisilane*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 209–212
- [226] HALLIN, C.; KONSTANTINOV, A. O.; PÉCZ, B.; KORDINA, O.; JANZÉN, E.: *The origin of 3C polytype inclusions in epitaxial layers of silicon carbide grown by chemical vapour deposition*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1297–1300

- [227] STOEMENOS, J.; DI CIOCCIO, L.; PAPAIOANNOU, V.; DAVID, D.; PUDDA, C.: *Defect characterization of homo-epitaxially grown 6H-SiC on (0001) silicon and (000 $\bar{1}$) carbon faces*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 409–412
- [228] WU, C.; FLEISCHMAN, A. J.; ZORMAN, C. A.; MEHREGANY, M.: *Growth and characterization of SiC films on large-area Si wafers by APCVD-temperature dependence*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 179–182
- [229] NISHINO, S.; MIYANAGI, T.; NISHIO, Y.: *Epitaxial growth of SiC on α -SiC using $Si_2Cl_6 + C_3H_8 + H_2$ system*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 139–142
- [230] WU, C. H.; CHUNG, J.; HONG, M. H.; ZORMAN, C. A.; PIROUZ, P.; MEHREGANY, M.: *A comparison of SiO_2 and Si_3N_4 masks for selective epitaxial growth of 3C-SiC films on Si*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 171–174
- [231] MASUDA, Y.; OHSHIMA, S.; JACOB, C.; NISHINO, S.: *Surface morphology of 4H-SiC inclined towards $\langle 1100 \rangle$ and $\langle 1120 \rangle$ grown by APCVD using the $Si_2Cl_6 + C_3H_8$ system*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 139–142
- [232] ISHIDA, Y.; TAKAHASHI, T.; OKUMURA, H.; YOSHIDA, S.; SEKIGAWA, T.: *CVD growth mechanism of 3C-SiC on Si substrates*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 183–186
- [233] GOLECKI, I.; REIDINGER, F.; MARTI, J.: *Epitaxial monocrystalline SiC films grown on Si by low-pressure chemical vapor deposition at 750°C*. In: MRS Symp. Proc. 242 (1992), S. 519–524
- [234] NAGASAWA, H.; MITSUI, H.; KAWAHARA, T.; YAGI, K.; YAMAGUCHI, Y.: *Electronic properties of 3C-SiC films grown by alternate gas supply*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 141–144
- [235] WEE, A. S.; LI, K.; TIN, C. C.: *Surface chemical states on LPCVD-grown 4H-SiC epilayers*. In: Appl. Surf. Sci. 126 (1998), Nr. 1-2, S. 34–42
- [236] UCHIDA, M.; DEGUCHI, M.; TAKAHASHI, K.; KITABATAKE, M.; KITAGAWA, M.: *Heteroepitaxial growth of 3C-SiC on surface-structure-controlled MBE layer by low-pressure CVD*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 243–246
- [237] EICKHOFF, M.; ZAPPE, S.; NIELSEN, A.; KRÖTZ, G.; OBERMEIER, E.; VOUROUTZIS, N.; STOEMENOS, J.: *Selective deposition of 3C-SiC epitaxially grown on SOI substrates*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 175–178
- [238] INTERRANTE, L. V.; AMATO, C.; LARKIN, D. J.: *CVD of SiC and AlN using cyclic organometallic precursors*. In: MRS Symp. Proc. 250 (1992), S. 283–290
- [239] STECKL, A. J.; LI, J. P.: *Epitaxial growth of β -SiC on Si by RTCVD with C_3H_8 and SiH_4* . In: IEEE Trans. Electron Devices ED-39 (1992), Nr. 1, S. 64–74
- [240] SEO, Y. H.; NAHM, K. S.; SUH, E.; LEE, H. J.; HWANG, Y. G.: *Epitaxial growth of 3C-SiC(111) on Si wafer from tetramethylsilane by rapid thermal chemical vapor deposition: Growth mechanism*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 169–172
- [241] STECKL, A. J.; YUAN, C.; DEVRAJAN, J.; CHAUDHURI, J. C.; THOKALA, R.; LOBODA, M. J.: *Growth of SiC by CVD from silacyclobutane*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 181–184
- [242] SEO, Y. H.; KIM, K. C.; SHIM, H. W.; NAHM, K. S.; SUH, E.; LEE, H. J.; HWANG, Y. G.; KIM, D.; LEE, B.: *The mechanism of void formation in the growth of 3C-SiC thin film on Si substrate*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 199–202
- [243] SHIMIZU, H.: *Low temperature and large-area deposition of 3C-SiC on Si by AC plasma-assisted CVD*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 161–164
- [244] HENRY, A.; IVANOV, I. G.; EGILSSON, T.; HALLIN, C.; ELLISON, A.; KORDINA, O.; LINDEFELT, U.; JANZÉN, E.: *High quality 4H-SiC grown on various substrate orientations*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1289–1292
- [245] KIM, H. J.; SHIN, D. W.: *Growth of 6H-SiC single crystals by the modified sublimation method*. In: Springer Proc. Phys. 56 (1992), S. 23–28
- [246] MALTSEV, A. A.; LITVIN, D. P.; SCHEGLOV, M. P.; NIKITINA, I. P.: *High-resistivity epitaxial films of 4H-SiC doped by scandium*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 137–140

-
- [247] SUGIYAMA, N.; OKAMOTO, A.; TANI, T.: *Growth orientation dependence of dopant incorporation in bulk SiC single crystals*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 489–492
- [248] ONOUE, K.; NISHIKAWA, T.; KATSUNO, M.; OHTANI, N.; YASHIRO, H.; KANAYA, M.: *Fabrication of low resistivity n-type 6H and 4H-SiC substrates by the sublimation growth*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 65–68
- [249] YOSHIKAWA, T.; NISHINO, S.; SARAIE, J.: *Sublimation growth of cubic-SiC bulk*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 57–60
- [250] SYVAJARVI, M.; YAKIMOVA, R.; HENRY, A.; JANZÉN, E.: *Polytype inclusions and triangular stacking faults in 4H-SiC layers grown by sublimation epitaxy*. In: Physica Scripta T79 (1999), S. 64–66
- [251] GRIVICKAS, P.; GALECKAS, A.; LINNROS, J.; SYVAJARVI, M.; YAKIMOVA, R.; GRIVICKAS, V.; TELLEFSEND, J. A.: *Carrier lifetime investigation in 4H-SiC grown by CVD and sublimation epitaxy*. In: Mater. Sci. in Semicond. Processing 4 (2001), Nr. 1-3, S. 191–194
- [252] SYVÄJÄRVI, M.; YAKIMOVA, R.; JACOBSSON, H.; JANZÉN, E.: *Growth of 3C-SiC using off-oriented 6H-SiC substrates*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 143–146
- [253] PEZOLDT, J.; SCHRÖTER, B.; CIMALLA, V.; STAUDEN, T.; GOLDHAHN, R.; ROMANUS, H.; SPIESS, L.: *Carbonization induced change of polarity for MBE grown 3C-SiC/Si(111)*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 179–182
- [254] ZEKENTES, K.; CALLEC, R.; TSAGARAKI, K.; SAGNES, B.; ARNAUD, G.; PASCUAL, J.; CAMASSEL, J.: *Carbonization of Si surfaces by solid source molecular beam epitaxy*. In: Mater. Sci. Eng. B 29 (1995), Nr. 1-3, S. 138–141
- [255] FISSEL, A.; KAISER, U.; PFENNIGHAUS, K.; DUCKE, E.; SCHRÖTER, B.; RICHTER, W.: *A layer-determined epitaxial growth of SiC on Si-stabilized alpha-SiC(0001) by solid-source MBE*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 121–124
- [256] KAISER, U.; BROWN, P. D.; CHUVILIN, A.; KHODOS, I.; FISSEL, A.; RICHTER, W.; PRESTON, A.; HUMPHREYS, C. J.: *Observation of 3-fold periodicity in 3C-SiC layers grown by MBE*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 259–262
- [257] PEZOLDT, J.; STAUDEN, T.; CIMALLA, V.; ECKE, G.; ROMANUS, H.; EICHHORN, G.: *Growth of SiC layers on (111) Si by solid source molecular beam epitaxy*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 251–254
- [258] FISSEL, A.; RICHTER, W.: *Epitaxial growth and properties of SiC layers grown on alpha-SiC(0001) by solid-source MBE: A photoluminescence study*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 409–412
- [259] TANAKA, S.; KING, S. W.; KERN, R. S.; DAVIS, R. F.: *Control of the polytypes (3C, 2H) of silicon carbide thin films deposited on pseudomorphic aluminum nitride (0001) surfaces*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 109–112
- [260] SCHMITT, J.; TROFFER, T.; CHRISTIANSEN, K.; CHRISTIANSEN, S.; HELBIG, R.; PENSL, G.; STRUNK, H. P.: *Formation of pyramidal pits at the interface of 3C-SiC and Si(001) substrates grown by gas source MBE*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 247–250
- [261] CHEN, J.; STECKL, A. J.; LOBODA, M. J.: *Heteroepitaxial growth of SiC on Si by gas source MBE with silacyclobutane*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 239–242
- [262] HATAYAMA, T.; FUYUKI, T.; MATSUNAMI, H.: *Gas source molecular beam epitaxial growth of 3C-SiC on Si with heterointerface modification by a Si-C-Ge ternary system*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 235–238
- [263] WANG, Y. S.; LI, J. M.; LIN, L. Y.; ZHANG, F. F.: *The growth of SiC on Si substrates with C₂H₄ and Si₂H₆*. In: Appl. Surf. Sci. 148 (1999), Nr. 3-4, S. 189–195
- [264] TAKAMI, T.; IGARI, Y.; ABE, I.; ISHIDZUKA, S.; KUSUNOKI, I.: *AFM study of a SiC film grown on Si(100) surface using a C₂H₄ beam*. In: Appl. Surf. Sci. 169-170 (2001), Nr. 1-4, S. 300–304
- [265] DMITRIEV, V. A.: *LPE of SiC and SiC-AlN*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 214–227
- [266] SYVÄJÄRVI, M.; YAKIMOVA, R.; JANZÉN, E.: *Growth of SiC from the liquid phase: Wetting and dissolution of SiC*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1266–1268

- [267] RENDAKOVA, S.; IVANTSOV, V.; DMITRIEV, V.: *High quality 6H- and 4H-SiC pn structures with stable electric breakdown grown by liquid phase epitaxy*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 163–166
- [268] LINDNER, J. N.; FROHNWIESER, A.; RAUSCHENBACH, B.; STRITZKER, B.: *keV- and MeV-ion beam synthesis of buried SiC layers in silicon*. In: MRS Symp. Proc. 354 (1995), S. 171–176
- [269] LINDNER, J. N.; VOLZ, K.; STRITZKER, B.: *Buried epitaxial layers of 3C-SiC in Si(100) and Si(111) by ion beam synthesis: A structural characterization*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 145–148
- [270] LINDNER, J. N.; REIBER, W.; STRITZKER, B.: *Mechanisms of SiC formation in the ion beam synthesis of 3C-SiC layers in silicon*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 215–218
- [271] PÉCZ, B.; BARNA, A.; HEERA, V.; FONTAINE, F.; SKORUPA, W.: *TEM investigation of Si implanted natural diamond*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 199–202
- [272] BAUMANN, U.; PEZOLDT, J.; CIMALLA, V.; SCHWIERZ, F.; NENNEWITZ, O.; SCHIPANSKI, D.: *Electrical characterization of SiC/Si-heterostructures formed by rapid thermal carbonization of Si*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 149–152
- [273] ROMANUS, H.; CIMALLA, V.; KROMKA, A.; SCHEINER, J.; SPIESS, L.; PEZOLDT, J.: *AFM investigations of rapid thermal carbonized silicon*. In: Mater. Sci. Eng. B 47 (1997), Nr. 3, S. 274–278
- [274] WU, C. H.; CHUNG, J.; HONG, M. H.; ZORMAN, C. A.; PIROUZ, P.; MEHREGANY, M.: *The microstructure and surface morphology of thin 3C-SiC films grown on (100)Si substrates using an APCVD-based carbonization process*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 167–170
- [275] RIMAI, L.; AGER, R.; LOGOTHETIS, E. M.; WEBER, W. H.; HANGAS, J.: *Characterization of silicon carbide thin films deposited by laser ablation on [001] and [111] silicon wafers*. In: MRS Symp. Proc. 242 (1992), S. 549–554
- [276] RIMAI, L.; AGER, R.; HANGAS, J.; SAMMAN, A.: *Growth of epitaxially oriented silicon carbide on silicon by laser ablation of carbon targets and the structure of the silicon-silicon carbide interface*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 205–208
- [277] CARTER, C. H., JR.; TSVETKOV, V. F.; GLASS, R. C.; HENSHALL, D.; BRADY, M.; MÜLLER, S. G.; KORDINA, O.; IRVINE, K.; EDMOND, J. A.; KONG, H.; SINGH, R.; ALLEN, S. T.; PALMOUR, J. W.: *Progress in SiC: From material growth to commercial device development*. In: Mater. Sci. Eng. B 61-62 (1999), S. 1–8
- [278] ITOH, A.; MATSUNAMI, H.: *Single crystal growth of SiC and electronic devices*. In: Critical Rev. in Sol. State and Mater. Sci. 22 (1997), Nr. 2, S. 111–197
- [279] VAN OPDORP, C.: *Anomalous diffusion of Al into SiC*. In: Sol. State Electron. 14 (1971), S. 613–625
- [280] CASADY, J. B.; JOHNSON, R. W.: *Status of silicon carbide (SiC) as a wide-bandgap semiconductor for high-temperature applications: A review*. In: Sol. State Electron. 39 (1996), Nr. 10, S. 1409–1422
- [281] CONSTANTINIDIS, G.: *Processing technologies for SiC*. In: CAS'97 Proc., IEEE 1 (1997), S. 161–170
- [282] HARRIS, G. L.; KELNER, G.; SHUR, M.: *Ohmic contacts to SiC*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 231–234
- [283] KOPANSKI, J. J.: *Oxidation of SiC*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 121–129
- [284] LU, W.; STECKL, A. J.; CHOW, T. P.; KATZ, W.: *Thermal oxidation of sputtered silicon carbide thin films*. In: J. Electrochem. Soc. 131 (1984), Nr. 8, S. 1907–1913
- [285] SRIDEVAN, S.; MISRA, V.; McLARTY, P. K.; BALIGA, B. J.; WORTMAN, J. J.: *High quality oxides on 6H-silicon carbide using rapid thermal chemical vapor deposition*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 645–648
- [286] GÖLZ, A.; HORSTMANN, G.; v. KAMIENSKI, E. S.; KURZ, H.: *Oxidation kinetics of 3C, 4H and 6H silicon carbide*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 633–636
- [287] CHRISTIANSEN, K.; CHRISTIANSEN, S.; ALBRECHT, M.; STRUNK, H. P.; HELBIG, R.: *Anisotropic oxidation of silicon carbide*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1467–1471
- [288] v. KAMIENSKI, E. S.; PORTHEINE, F.; GÖLZ, A.; KURZ, H.: *Defects in differently annealed oxides on 4H- and 6H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 641–644

-
- [289] YANO, H.; KIMOTO, T.; MATSUNAMI, H.; BASSLER, M.; PENSL, G.: *MOSFET performance of 4H-, 6H-, and 15R-SiC processed by dry and wet oxidation*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1109–1112
- [290] UENO, K.; SEKI, Y.: *Enhanced oxidation of ion-implanted Si-face of 6H-SiC*. In: Jpn. J. Appl. Phys. 33 (1994), Nr. 8A pt.2, S. 1121–1123
- [291] BANO, E.; OUISSE, T.; LASSAGNE, P.; BILLON, T.; JAUSSAUD, C.: *Electrical properties of the SiC/SiO₂ system*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 729–732
- [292] LIPKIN, L. A.; SLATER, D. B., Jr.; PALMOUR, J. W.: *Low interface state density oxides on p-type SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 853–856
- [293] CAMPI, J.; SHI, Y.; LUO, Y.; YAN, F.; LEE, Y. K.; ZHAO, J. H.: *Effect of post-metal annealing on the quality of thermally grown silicon dioxide on 6H- and 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 849–852
- [294] V. KAMIENSKI, E. S.; GÖLZ, A.; STEIN, J.; KURZ, H.: *Characterization of annealed oxides on n-type 6H-SiC by high- and low-frequency CV-measurements*. In: Microelectron. Eng. 28 (1995), Nr. 1-4, S. 201–204
- [295] AFANAS'EV, V. V.; BASSLER, M.; PENSL, G.; SCHULZ, M. J.: *Charge trapping and interface state generation in 6H-SiC MOS structures*. In: Microelectron. Eng. 28 (1995), Nr. 1-4, S. 197–200
- [296] UENO, K.: *Orientation dependence of the oxidation of SiC surfaces*. In: Phys. Stat. Sol. A 162 (1997), Nr. 1, S. 299–304
- [297] KINGETSU, T.; TAKEHARA, M.; YARII, T.; ITO, K.; MASUMOTO, H.: *Correlation between the oxidation behavior and the microstructure of SiC coatings deposited on graphite substrates via chemical vapor deposition*. In: Thin Sol. Films 315 (1998), Nr. 1-2, S. 139–143
- [298] RAYNAUD, C.: *Silica films on silicon carbide: A review of electrical properties and device applications*. In: J. Non-Cryst. Sol. 280 (2001), Nr. 1-3, S. 1–11
- [299] UENO, K.; SEKI, Y.: *Local oxidation of 6H-SiC*. In: Jpn. J. Appl. Phys. 33-1 (1994), Nr. 8, S. 4797–4798
- [300] SRIDEVAN, S.; BALIGA, B. J.: *Inversion layer mobility in SiC MOSFETs*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 997–1000
- [301] LIPKIN, L. A.; PALMOUR, J. W.: *SiC devices with ONO stacked dielectrics*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1093–1096
- [302] HARRIS, G. L.: *Chemical etching of SiC*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 134–135
- [303] KATSUNO, M.; OHTANI, N.; TAKAHASHI, J.; YASHIRO, H.; KANAYA, M.: *Mechanism of molten KOH etching of SiC single crystals: Comparative study with thermal oxidation*. In: Jpn. J. Appl. Phys. 38 (1999), Nr. 8 pt.1, S. 4661–4665
- [304] EVERSON, W. J.; SNYDER, D. W.; HEYDEMANN, V. D.: *Polishing and surface characterization of SiC substrates*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 837–840
- [305] WONGCHOTIGUL, K.: *Dry etching of SiC*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 136–140
- [306] LUTHER, B. P.; RUZYLLO, J.; MILLER, D. L.: *Nearly isotropic etching of 6H-SiC in NF₃ and O₂ using a remote plasma*. In: Appl. Phys. Lett. 63 (1993), Nr. 2, S. 171–173
- [307] YIH, P. H.; SAXENA, V.; STECKL, A. J.: *A review of SiC reactive ion etching in fluorinated plasmas*. In: Phys. Stat. Sol. B 202 (1997), Nr. 1, S. 605–642
- [308] SAXENA, V.; STECKL, A. J.: *Fast and anisotropic reactive ion etching of 4H and 6H SiC in NF₃*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 829–832
- [309] SO, M. S.; LIM, S.; JACKSON, T. N.: *Fast, smooth, and anisotropic etching of SiC using SF₆/Ar*. In: J. Vac. Sci. Technol. B 17 (1999), Nr. 5, S. 2055–2057
- [310] CASADY, J. B.; LUCKOWSKI, E. D.; BOZACK, M.; SHERIDAN, D.; JOHNSON, R. W.; WILLIAMS, J. R.: *Reactive ion etching of 6H-SiC using NF₃*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 625–628
- [311] CHO, H.; LEERUNGNAWARAT, P.; HAYS, D. C.; PEARTON, S. J.; CHU, S. G.; STRONG, R. M.; ZETTERLING, C.; ÖSTLING, M.; REN, F.: *Ultradeep, low-damage dry etching of SiC*. In: Appl. Phys. Lett. 76 (2000), Nr. 6, S. 739–741

- [312] SHOR, J. S.: *Electrochemical etching of SiC*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 141–149
- [313] SHOR, J. S.; ZHANG, X. G.; OSGOOD, R. M.: *Laser assisted photoelectrochemical etching of n-type beta-SiC*. In: J. Electrochem. Soc. 139 (1992), Nr. 4, S. 1213–1216
- [314] COLLINS, D. M.; HARRIS, G. L.; ZHANG, D.; WONGCHOTIGUL, K.: *The photoelectrochemical (pec) etching of α and β silicon carbide (SiC) and its characterization*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 617–620
- [315] POWELL, J. A.; NEUDECK, P. G.; MATUS, L. G.; PETIT, J. B.: *Progress in silicon carbide semiconductor technology*. In: MRS Symp. Proc. 242 (1992), S. 495–505
- [316] CHOYKE, W. J.; U.A.; COMMITTEE ON MATERIALS FOR HIGH-TEMPERATURE SEMICONDUCTOR DEVICES, (Hrsg.): *Materials for high temperature semiconductor devices*. 1. Aufl. Washington, D.C.: National Acad. Press, 1995 – 119 S. – ISBN 0–309–05335–8
- [317] SAVRUN, E.; SARIKAYA, M.; LUAN, A.; PEARSALL, T.: *Silicide metallization of aluminum nitride substrates for high-temperature microelectronics*. In: MRS Symp. Proc. 402 (1996), S. 561–566
- [318] DAVIS, R. F.: *Recent advances regarding the definition of the atomic environment, film growth and microelectronic device development in silicon carbide*. In: NATO ASI Ser. E (Phys. Chem. Carbides, Nitrides Borides) 185 (1990), S. 589–623
- [319] DAVIS, R. F.; KELNER, G.; SHUR, M.; PALMOUR, J. W.; EDMOND, J. A.: *Thin film deposition and microelectronic and optoelectronic device fabrication and characterization in monocrystalline alpha and beta silicon carbide*. In: Proc. of the IEEE 79 (1991), Nr. 5, S. 677–701
- [320] CHELNOKOV, V. E.; SYRKIN, A. L.: *High temperature electronics using SiC: Actual situation and unsolved problems*. In: Mater. Sci. Eng. B 46 (1997), Nr. 1-3, S. 248–253
- [321] CHELNOKOV, V. E.; SYRKIN, A. L.; DMITRIEV, V. A.: *Overview of SiC power electronics*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1480–1484
- [322] CHOW, T. P.; RAMUNGUL, N.; GHEZZO, M.: *Wide bandgap semiconductor power devices*. In: MRS Symp. Proc. 483 (1998), S. 89–102
- [323] CHOW, T. P.: *SiC and GaN high-voltage power switching devices*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1155–1160
- [324] KELNER, G.; SHUR, M.: *SiC field effect transistors*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 247–264
- [325] ALLEN, S. T.; PALMOUR, J. W.; TSVETKOV, V. F.; MACKO, S. J.; CARTER, C. H., Jr.; MOORE, K. E.; WEITZEL, C. E.; NORDQUIST, K. J.; L. L., I. P.: *Frequency and power performance of microwave SiC FET's*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 761–764
- [326] SRIRAM, S.; SIERGIEJ, R. R.; CLARKE, R. C.; AGARWAL, A. K.; BRANDT, C. D.: *SiC for microwave power transistors*. In: Phys. Stat. Sol. A 162 (1997), Nr. 1, S. 441–457
- [327] WEITZEL, C. E.; MOORE, K. E.: *Silicon carbide and gallium nitride rf power devices*. In: MRS Symp. Proc. 483 (1998), S. 111–120
- [328] TYE, S.; ARNODO, C.: *High-frequency MESFETs in 6H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 137 (1994), S. 671–674
- [329] KONDO, Y.; TAKAHASHI, T.; ISHII, K.; HAYASHI, Y.; SAKUMA, E.; MISAWA, S.; DAIMON, H.; YAMANAKA, M.; YOSHIDA, S.: *Experimental 3C-SiC-MOSFET*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-7 (1986), Nr. 7, S. 404–406
- [330] KONDO, Y.; TAKAHASHI, T.; K., I.; HAYASHI, Y.; SAKUMA, E.; MISAWA, S.; DAIMON, H.; YAMANAKA, M.; YOSHIDA, S.: *High-temperature operation of silicon carbide MOSFET*. In: Jpn. J. Appl. Phys. 26 (1987), Nr. 2, S. 310–311
- [331] PALMOUR, J. W.; KONG, H. S.; DAVIS, R. F.: *High-temperature depletion-mode metal-oxide-semiconductor field-effect transistors in beta-SiC thin films*. In: Appl. Phys. Lett. 51 (1987), Nr. 24, S. 2028–2030
- [332] FUMA, H.; MIURA, A.; TADANO, H.; SUGIYAMA, S.; TAKIGAWA, M.: *Fabrication of MOSFETs on β -SiC single crystalline layers grown on Si(100) substrates*. In: Springer Proc. Phys. 43 (1989), S. 178–183
- [333] PALMOUR, J. W.; ALLEN, S. T.; SINGH, R.; LIPKIN, L. A.; WALTZ, D. G.: *4H-silicon carbide power switching devices*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 813–816

-
- [334] CASADY, J. B.; AGARWAL, A. K.; ROWLAND, L. B.; SESHADRI, S.; SIERGIEJ, R. R.; MANI, S. S.; SHERIDAN, D. C.; SANGER, P. A.; BRANDT, C. D.: *4H-SiC power devices: Comparative overview of UMOS, DMOS and GTO device structure*. In: MRS Symp. Proc. 483 (1998), S. 27–38
- [335] SPITZ, J.; MELLOCH, M. R.; COOPER, J. A., Jr.; CAPANO, M. A.: *High-voltage (2.6 kV) lateral DMOS-FETs in 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1005–1008
- [336] SPITZ, J.; MELLOCH, M. R.; COOPER, J. A., Jr.; CAPANO, M. A.: *2.6 kV 4H-SiC lateral DMOSFET's*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-19 (1998), Nr. 4, S. 100–102
- [337] SUVOROV, A. V.; LIPKIN, L. A.; JOHNSON, G. M.; SINGH, R.; PALMOUR, J. W.: *4H-SiC self-aligned implant-diffused structure for power DMOSFETs*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1275–1278
- [338] SVENNINGSTORP, H.; UNÉUS, L.; TOBIAS, P.; LUNDSTRÖM, I.; EKEDAHL, L.; SPETZ, A. L.: *High temperature gas sensors based on catalytic metal field effect transistor*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1435–1438
- [339] ZETTERLING, C.; ÖSTLING, M.; YANO, H.; KIMOTO, T.; MATSUNAMI, H.; LINTHICUM, K.; DAVIS, R. F.: *SiC MISFETs with MBE-grown AlN gate dielectric*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1315–1318
- [340] YANO, H.; HIRAO, T.; KIMOTO, T.; MATSUNAMI, H.; ASANO, K.; SUGAWARA, Y.: *Anisotropy of inversion channel mobility in 4H- and 6H-SiC MOSFETs on (11 $\bar{2}$ 0) face*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1105–1108
- [341] SLATER, D. B., Jr.; LIPKIN, L. A.; JOHNSON, G. M.; SUVOROV, A. V.; PALMOUR, J. W.: *NMOS and PMOS high temperature enhancement-mode devices and circuits in 6H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 805–808
- [342] SCOZZIE, C. J.; MCGARRITY, J. M.: *Charge pumping measurements on SiC MOSFETs*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 985–988
- [343] GODIGNON, P.; JORDA, X.; VELLVEHI, M.; BERBERICH, S.; MONTERRAT, J.; OTTAVIANI, L.: *Effect of boron implantation on 6H-SiC N-MOSFET interface properties*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1303–1306
- [344] SCHMID, U.; SHEPPARD, S. T.; WONDRAK, W.: *High temperature performance of NMOS integrated inverters and ring oscillators in 6H-SiC*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-47 (2000), Nr. 4, S. 687–691
- [345] IVANOV, P. A.; MALTSEV, A. A.; PANTELEEV, V. N.; SAMSONOVA, T. P.; MAKSIMOV, A. Y.; YUSHIN, N. K.; CHELNOKOV, V. E.: *4H-SiC field-effect transistor hetero-epitaxially grown on 6H-SiC substrate by sublimation*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 757–760
- [346] ALOK, D.; BALIGA, B. J.: *High voltage (450 V) 6H-SiC substrate gate JFET (SG-JFET)*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 749–752
- [347] IVANOV, P. A.; KON'KOV, O. I.; KONSTANTINOV, A. O.; PANTELEEV, V. N.; SAMSONOVA, T. P.; NORDELL, N.; KARLSSON, S.; HARRIS, C. I.: *SiC surface engineering for high voltage JFET applications*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1081–1084
- [348] SHEPPARD, S. T.; LAUER, V.; WONDRAK, W.; NIEMANN, E.: *High temperature performance of implanted-gate n-channel JFETs in 6H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1077–1080
- [349] LEVINSHTEIN, M. E.; PALMOUR, J. W.; RUMYANTSEV, S. L.; SINGH, R.: *Frequency properties of 4H-SiC thyristors at high current density*. In: Semicond. Sci. Technol. 14 (1999), S. 207–209
- [350] AGARWAL, A.; RYU, S.; SINGH, R.; KORDINA, O.; PALMOUR, J. W.: *2600 V, 12 A, 4H-SiC, asymmetrical gate turn off (GTO) thyristor development*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1387–1390
- [351] FEDISON, J. B.; CHOW, T. P.: *Characteristics of epitaxial and implanted N-base 4H-SiC GTO thyristors*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 739–742
- [352] KELNER, G.; SHUR, M.: *SiC bipolar junction transistors and thyristors*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 265–269
- [353] DMITRIEV, V. A.; KOGAN, L. M.; MOROZENKO, Y. V.; TSARENKOV, B. V.; CHELNOKOV, V. E.; CHERENKOV, A. E.: *Violet-light-emitting SiC-4H diodes*. In: Sov. Phys. Semicond. 23 (1989), Nr. 1, S. 23–25

- [354] MATSUNAMI, H.; IKEDA, M.; SUZUKI, A.; TANAKA, T.: *SiC blue LED's by liquid-phase epitaxy*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-24 (1977), Nr. 7, S. 958–961
- [355] HOFFMANN, L.; ZIEGLER, G.; THEIS, D.; C., W.: *Silicon carbide blue light emitting diodes with improved external quantum efficiency*. In: J. Appl. Phys. 53 (1982), Nr. 10, S. 6962–6967
- [356] VISHNEVSKAYA, B. I.; DMITRIEV, V. A.; KOVALENKO, I. D.; KOGAN, L. M.; MOROZENKO, Y. V.; RODKIN, V. S.; SYRKIN, A. L.; TSARENKOV, B. V.; CHELNOKOV, V. E.: *Silicon carbide (6H) diodes emitting blue light*. In: Sov. Phys. Semicond. 22 (1988), Nr. 4, S. 414–417
- [357] SUVOROV, A. V.; MAKAROV, V. N.; PLOTKIN, D. A.: *Highly effective ion-implanted green 6H-SiC LEDs*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 137 (1994), S. 531–532
- [358] EDMOND, J.; KONG, H.; DMITRIEV, V.; BULMAN, G.; CARTER, C. H., Jr.: *Blue/UV emitters from SiC and its alloys*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 137 (1994), S. 515–518
- [359] RAGHUNATHAN, R.; ALOK, D.; BALIGA, B. J.: *High voltage 4H-SiC Schottky barrier diodes*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-16 (1995), Nr. 6, S. 226–227
- [360] ITOH, A.; KIMOTO, T.; MATSUNAMI, H.: *High performance of high-voltage 4H-SiC Schottky barrier diodes*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-16 (1995), Nr. 6, S. 280–282
- [361] ROTTNER, K.; FRISCHHOLZ, M.; MYRTVEIT, T.; MOU, D.; NORDGREN, K.; HENRY, A.; HALLIN, C.; GUSTAFSSON, U.; SCHÖNER, A.: *SiC power devices for high voltage applications*. In: Mater. Sci. Eng. B 61-62 (1999), S. 330–338
- [362] HELD, R.; FÜLLMAN, M.; NIEMANN, E.: *SiC-power rectifiers*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1407–1410
- [363] WAHAB, Q.; MACAK, E. B.; ZHANG, J.; MADSEN, L. D.; JANZÉN, E.: *Improvements in the electrical performance of high voltage 4H-SiC Schottky diodes by hydrogen annealing*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 691–694
- [364] BHATNAGAR, M.; MCLARTY, P. K.; BALIGA, B. J.: *Silicon-carbide high-voltage (400 V) Schottky barrier diodes*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-13 (1992), Nr. 10, S. 501–503
- [365] KIMOTO, T.; URUSHIDANI, T.; KOBAYASHI, S.; MATSUNAMI, H.: *High-voltage (>1 kV) SiC Schottky barrier diodes with low on resistance*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-14 (1993), Nr. 12, S. 548–550
- [366] KORDINA, O.; BERGMAN, J. P.; HENRY, A.; JANZÉN, E.; SAVAGE, S.; ANDRE, J.; RAMBERG, L. P.; LINDEFELT, U.; HERMANSSON, W.; BERGMAN, K.: *A 4.5 kV 6H silicon carbide rectifier*. In: Appl. Phys. Lett. 67 (1995), Nr. 11, S. 1561–1563
- [367] ROTTNER, K. H.; SCHÖNER, A.; SAVAGE, S. M.; FRISCHHOLZ, M.; HALLIN, C.; KORDINA, O.; JANZÉN, E.: *2.5 kV ion-implanted p⁺n diodes in 6H-SiC*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1485–1488
- [368] ZOLPER, J. C.: *Junction field effect transistors for high-temperature or high-power electronics*. In: MRS Symp. Proc. 483 (1998), S. 83–87
- [369] KELNER, G.; SHUR, M.: *SiC p-n junction and Schottky barrier diodes*. In: EMIS Datav. Ser. 13 (1995), S. 238–246
- [370] SPETZ, A. L.; BARANZAH, A.; TOBIAS, P.; LUNDSTRÖM, I.: *High temperature sensors based on metal-insulator-silicon carbide devices*. In: Phys. Stat. Sol. A 162 (1997), Nr. 1, S. 493–511
- [371] SPETZ, A. L.; TOBIAS, P.; BARANZAH, A.; MARTENSSON, A.; LUNDSTRÖM, I.: *Current status of silicon carbide based high-temperature gas sensors*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-46 (1999), Nr. 3, S. 561–566
- [372] SPETZ, A. L.; TOBIAS, P.; UNÉUS, L.; SVENNINGSTORP, H.; EKEDAHL, L.; LUNDSTRÖM, I.: *High temperature catalytic metal field effect transistors for industrial applications*. In: Sensors and Actuators B 70 (2000), Nr. 1-3, S. 67–76
- [373] BRYLINSKI, C.: *Silicon carbide for microwave power applications*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1405–1413
- [374] MOORE, K.; TREW, R. J.: *Radio-frequency power transistors based on 6H- and 4H-SiC*. In: MRS Bull. 22 (1997), Nr. 3, S. 50–56
- [375] LANDWEHR, G.; WAAG, A.; FISCHER, F.; LUGAUER, H.; SCHÜLL, K.: *Blue emitting heterostructure laser diodes*. In: Physica E 3 (1998), Nr. 1-3, S. 158–168

- [376] NAKAMURA, S.: *InGaN-based violet laser diodes*. In: *Semicond. Sci. Technol.* 14 (1999), S. R27–R40
- [377] EDMOND, J.; KONG, H.; LEONARD, M.; BULMAN, G.; NEGLEY, G.: *The state of SiC: GaN-based blue LEDs*. In: *Inst. Phys. Conf. Ser.* 142 (1996), S. 991–994
- [378] EDMOND, J.; BULMAN, G.; KONG, H. S.; LEONARD, M.; DOVERSPIKE, K.; WEEKS, W.; NICCUM, J.; SHEPPARD, S. T.; NEGLEY, G.; SLATER, D.; BROWN, J. D.; SWINDELL, J. T.; OVEROCKER, T.; SCHETZINA, J. F.; SONG, Y.; KUBALL, M.; NURMIKKO, A.: *Nitride-based emitters on SiC substrates*. In: *Mater. Sci. Forum* 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1421–1424
- [379] HÄRLE, V.; HAHN, B.; LUGAUER, H.; BADER, S.; BRÜDERL, G.; BAUR, J.; EISERT, D.; STRAUSS, U.; ZEHNDER, U.; LELL, A.; HILLER, N.: *GaN-based LEDs and lasers on SiC*. In: *Phys. Stat. Sol. A* 180 (2000), Nr. 5, S. 5–13
- [380] HONDA, T.; YAMAMOTO, Y.; KAWANISHI, H.: *Direct growth of GaN on (0001)6H-SiC*. In: *Blue Laser and Light Emitting Diodes II* (1998), S. 150–153
- [381] ZHOU, W. L.; PIROUZ, P.; NAMAVAR, F.; COLTER, P. C.; YOGANATHAN, M.; LEKSONO, M. W.; PANKOVE, J. I.: *Transmission electron microscopy study of GaN on SiC on SIMOX grown by metalorganic chemical vapor deposition*. In: *Mater. Sci. Forum* 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1239–1242
- [382] YOSHIMOTO, M.; HATANAKA, A.; ITOH, H.; MATSUNAMI, H.: *GaN growth on sapphire and 6H-SiC by metalorganic molecular beam epitaxy*. In: *J. Cryst. Growth* 188 (1998), Nr. 1-4, S. 92–97
- [383] OKUMURA, H.; HAMAGUCHI, H.; OHTA, K.; FEUILLET, G.; BALAKRISHNAN, K.; ISHIDA, Y.; CHICHIBU, S.; NAKANISHI, H.; NAGATOMO, T.; YOSHIDA, S.: *Surface reconstruction and As surfactant effects on MBE-grown GaN epilayers*. In: *Mater. Sci. Forum* 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1167–1172
- [384] TRAMPERT, A.; BRANDT, O.; YANG, B.; JENICHEN, B.; PLOOG, K. H.: *Structural properties of GaN epilayers directly grown on on-axis 6H-SiC(0001) by plasma-assisted MBE*. In: *J. Cryst. Growth* 201-202 (1999), Nr. 1-4, S. 407–410
- [385] JOHNSON, M. L.; EL-MASRY, N. A., Jr.; COOK, J. W., Jr.; SCHETZINA, J. F.: *MBE growth of III-V nitride thin films and quantum well structures*. In: *Mater. Sci. Forum* 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1161–1166
- [386] KONG, H. S.; EDMOND, J.; DOVERSPIKE, K.; EMERSON, D.; BULMAN, G.; HABERERN, K.; DIERINGER, H.; SLATER, D.: *Pendeoepitaxy of GaN and InGaN LEDs on SiC*. In: *Mater. Sci. Forum* 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1477–1482
- [387] ABOUGHÉ-NZÉ, P.; CHASSAGNE, T.; CHAUSENDE, D.; MONTEIL, Y.; CAUWET, F.; BUSTARRET, E.; DENEUVILLE, A.; BENTOUMI, G.; MARTINEZ-GUERRERO, E.; DAUDIN, B.; FEUILLET, G.: *3C-SiC pseudosubstrates for the growth of cubic GaN*. In: *Mater. Sci. Forum* 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1467–1470
- [388] GERTHSEN, D.; NEUBAUER, B.; DIEKER, C.; LANTIER, R.; RIZZI, A.; LÜTH, H.: *Molecular beam epitaxy (MBE) growth and structural properties of GaN and AlN on 3C-SiC(001) substrates*. In: *J. Cryst. Growth* 200 (1999), Nr. 3-4, S. 353–361
- [389] MELNIK, Y.; NIKOLAEV, A.; STEPANOV, S.; KIKITINA, I.; VASSILEVSKI, K.; ANKUDINOV, A.; MUSIKHIN, Y.; DMITRIEV, V.: *HVPE GaN and AlGaN „substrates“ for homoepitaxy*. In: *Mater. Sci. Forum* 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1121–1124
- [390] GEHRKE, T.; LINTHICUM, K. J.; RAJAGOPAL, P.; PREBLE, E. A.; CARLSON, E. P.; ROBIN, B. M.; DAVIS, R. F.: *Pendeo-epitaxy process for aluminum gallium nitride thin films on silicon carbide substrates via metalorganic chemical vapor deposition*. In: *Mater. Sci. Forum* 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1491–1494
- [391] MORAN, B.; HANSEN, M.; CRAVEN, M. D.; SPECK, J. S.; DENBAARS, S. P.: *Growth and characterization of graded AlGaIn conducting buffer layers on n^+ SiC substrates*. In: *J. Cryst. Growth* 221 (2000), Nr. 1-4, S. 301–304
- [392] JÄRREND AHL, K.; SMITH, S. A.; ZHELEVA, T.; KERN, R. S.; DAVIS, R. F.: *Growth of highly (0001)-oriented aluminum nitride thin films with smooth surfaces on silicon carbide by gas-source molecular beam epitaxy*. In: *Vacuum* 49 (1998), Nr. 3, S. 189–191
- [393] FERRO, G.; OKUMURA, H.; YOSHIDA, S.: *Growth mode of AlN epitaxial layers on 6H-SiC by plasma assisted molecular beam epitaxy*. In: *J. Cryst. Growth* 209 (2000), Nr. 2-3, S. 415–418

- [394] TANAKA, Y.; HASEBE, Y.; INUSHIMA, T.; SANDHU, A.; OHOYA, S.: *Comparison of AlN thin films grown on sapphire and cubic-SiC substrates by LP-MOCVD*. In: J. Cryst. Growth 209 (2000), Nr. 2-3, S. 410–414
- [395] SPIESS, L.: *Rechnerunterstützte komplexe Festkörperanalytik für Mikroelektronikwerkstoffe, insbesondere von Siliciden zur Metallisierung von höchstintegrierten Schaltkreisen*, Promotion zum Dr. sc. techn., TH Ilmenau, Sektion PHYTEB, 1990 – 143 S.
- [396] SCHRODER, D. K.: *Semiconductor material and device characterization*. 1. Aufl. New York and u.a.: J. Wiley and Sons, Inc., 1990 – 599 S. – ISBN 0-471-51104-8
- [397] SPIESS, L.: *Zur Silizidproblematik in Metallisierungssystemen für integrierte Schaltkreise der VLSI-Technik*, Promotion zum Dr.-Ing., TH Ilmenau, Sektion PHYTEB, 1985 – 118 S.
- [398] WOLF, S.; TAUBER, R. N.: *Silicon processing for the VLSI*. Bd. 1: *Process technology*. 1. Aufl. Sunset Beach, California: Lattice Press, 1986 – 660 S. – ISBN 0-9616721-3-7
- [399] AHLERS, H.; WALDMANN, J.: *Entwurf elektronischer Bauelemente und Schaltkreise*. 1. Aufl. Berlin: Verlag Technik Berlin, 1984 – 411 S.
- [400] VERSNEL, W.: *Analysis of the Greek cross, a van der Pauw structure with finite contacts*. In: Sol. State Electron. 22 (1979), Nr. 11, S. 911–914
- [401] BERGER, H. H.: *Contact resistance and contact resistivity*. In: J. Electrochem. Soc. 119 (1972), Nr. 4, S. 507–514
- [402] RECHID, J.: *Elektrische Charakterisierung von SiGe und Optimierung von Metall-Halbleiter-Kontakten*, Diplomarbeit, Inst. f. Halbleitertechnik, RWTH Aachen, 1994 – 61 S.
- [403] AHMAD, M.; GANGULI, T.; PATIL, S.; MAJOR, S.; PATRO, Y. K.; ARORA, B. M.: *Determination of contact resistivity by a modified Cox and Strack method in case of finite metal sheet resistance*. In: Sol. State Electron. 38 (1995), Nr. 8, S. 1437–1440
- [404] PROCTOR, S. J.; LINHOLM, L. W.: *A direct measurement of interfacial contact resistance*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-3 (1982), Nr. 10, S. 294–296
- [405] PROCTOR, S. J.; LINHOLM, L. W.; MAZER, J. A.: *Direct measurements of interfacial contact resistance and contact resistance and interfacial contact layer uniformity*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-30 (1983), Nr. 11, S. 1535–1542
- [406] LOH, W. M.; SARASWAT, K.; DUTTON, R. W.: *Analysis and scaling of Kelvin resistors for extraction of specific contact resistivity*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-6 (1985), Nr. 3, S. 105–108
- [407] LOH, W. M.; SWIRHUN, S. E.; SCHREYER, T. A.; SWANSON, R. M.; SARASWAT, K. C.: *Modeling and measurement of contact resistances*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-34 (1987), Nr. 3, S. 512–523
- [408] SCORZONI, A.; FINETTI, M.; GRAHN, K.; SUNI, I.; CAPPELLETTI, P.: *Current crowding and misalignment effects as sources of error in contact resistivity measurements-part I: Computer simulation of conventional CER and CKR structures*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-34 (1987), Nr. 3, S. 525–530
- [409] GILLENWATER, R. L.; HAFICH, M. J.; ROBINSON, G. Y.: *The effect of lateral current spreading on the specific contact resistivity in D-resistor Kelvin devices*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-34 (1987), Nr. 3, S. 537–543
- [410] LUNDBERG, N.; ÖSTLING, M.: *CoSi₂ ohmic contacts to n-type 6H-SiC*. In: Sol. State Electron. 38 (1995), Nr. 12, S. 2023–2028
- [411] MARINOVA, T.; KRASSTEV, V.; HALLIN, C.; YAKIMOVA, R.; JANZÉN, E.: *Interface chemistry and electric characterisation of nickel metallisation on 6H-SiC*. In: Appl. Surf. Sci. 99 (1996), Nr. 2, S. 119–125
- [412] ZHANG, H.: *Über die elektrischen und optischen Eigenschaften von Siliziumkarbid (6H-SiC)*, Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 1990 – 200 S.
- [413] REEVES, G. K.; HARRISON, H. B.: *Obtaining the specific contact resistance from transmission line model measurements*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-3 (1982), Nr. 5, S. 111–113
- [414] BERGER, H. H.: *Models for contacts to planar devices*. In: Sol. State Electron. 15 (1972), Nr. 2, S. 145–158
- [415] NAGUIB, H. M.; HOBBS, L. H.: *Al/Si and Al/Poly-Si contact resistance in integrated circuits*. In: J. Electrochem. Soc. 124 (1977), Nr. 4, S. 573–577

-
- [416] COHEN, S. S.: *Contact resistance and methods for its determination*. In: Thin Sol. Films 104 (1983), S. 361–379
- [417] GETTO, R.; FREYTAG, J.; KOPNARSKI, M.; OECHSNER, H.: *Characterization of sputtered titanium silicide ohmic contacts on n-type 6H-silicon carbide*. In: Mater. Sci. Eng. B 61-62 (1999), S. 270–274
- [418] MARLOW, G. S.; DAS, M.: *The effects of contact size and non-zero metal resistance on the determination of specific contact resistance*. In: Sol. State Electron. 25 (1982), S. 91–94
- [419] AHMAD, M.; ARORA, B. M.: *Investigation of AuGeNi contacts using rectangular and circular transmission line model*. In: Sol. State Electron. 35 (1992), Nr. 10, S. 1441–1445
- [420] LUNDBERG, N.; ÖSTLING, M.: *Thermally stable low ohmic contacts to p-type 6H-SiC using cobalt silicides*. In: Sol. State Electron. 39 (1996), Nr. 11, S. 1559–1565
- [421] MCLACHLAN, N. W.: *Bessel functions for engineers*. 2. Aufl. London: Oxford Univ. Press., 1961 (The Oxford engineering science series) – 239 S.
- [422] KAMKE, E.: *Differentialgleichungen, Lösungsmethoden und Lösungen: Gewöhnliche Differentialgleichungen*. 6. Aufl. Leipzig: Akadem. Verl.-Ges. Geest & Portig, 1959 (Mathematik und ihre Anwendungen in Physik und Technik: Reihe A) – 666 S.
- [423] ABRAMOWITZ, M.; STEGUN, I. A.: *Handbook of mathematical functions*. 7. Aufl. New York, NY: Dover Publ., 1970 (Dover books on intermediate and advanced mathematics) – ISBN 0-486-61272-4
- [424] REEVES, G. K.: *Specific contact resistance using a circular transmission line model*. In: Sol. State Electron. 23 (1980), S. 487–490
- [425] KRIZ, J.; GOTTFRIED, K.; KAUFMANN, C.; GESSNER, T.: *Determination of ohmic contacts to n-type 6H- and polycrystalline 3C-SiC using circular transmission line structures*. In: Diam. Relat. Mater. 7 (1998), Nr. 1, S. 77–80
- [426] MCMULLIN, P. G.; SPITZNAGEL, J. A.; SZEDON, J. R.; COSTELLO, J. A.: *Contact resistance of high-temperature SiC metallization*. In: Springer Proc. Phys. 56 (1992), S. 275–281
- [427] CHEN, J. S.; BÄCHLI, A.; NICOLET, M.; BAUD, L.; JAUSSAUD, C.; MADAR, R.: *Contact resistivity of Re, Pt and Ta films on n-type β -SiC: Preliminary results*. In: Mater. Sci. Eng. B 29 (1995), Nr. 1-3, S. 185–189
- [428] FABRICIUS, A.: *Schichtherstellung und deren Charakterisierung für den Einsatz als Kontaktwerkstoff*, Diplomarbeit, TU Ilmenau, 1994 – 84 S.
- [429] SPIESS, L.; TEICHERT, G.; SCHAWOHL, J.; ROMANUS, H.: *Der Göbelspiegel in der Pulverdiffraktometrie - Erfahrungen aus einem 2-jährigen Einsatz*, Vortrag Bruker AXS Anwendertreffen 29.-30.4.1999 Niedernhausen/Wiesbaden, http://phase.e-technik.tu-ilmenau.de/Veroeffentlichungen/vortrag29_4-99/, 1999 – 12 S.
- [430] NITZSCHE, K.: *Schichtmeßtechnik*. 1. Aufl. Leipzig: Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, 1975 – 416 S.
- [431] ROMANUS, H.: *Strukturelle und theoretische Untersuchungen zu Metall-SiC-Systemen*, Diplomarbeit, TU Ilmenau, 1995 – 77 S.
- [432] HARRIS, G. L.: *Diffusion and solubility of impurities in SiC*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 153–156
- [433] DAVIS, R. F.; SITAR, Z.; WILLIAMS, B. E.; KONG, H. S.; KIM, H. J.; PALMOUR, J. W.; EDMOND, J. A.; RYU, J.; GLASS, J. T.; CARTER, C. H., Jr.: *Critical evaluation of the status of the areas for future research regarding the wide band gap semiconductors diamond, gallium nitride and silicon carbide*. In: Mater. Sci. Eng. B 1 (1988), Nr. 1, S. 77–104
- [434] PENSL, G.; AFANAS'EV, V. V.; BASSLER, M.; FRANK, T.; LAUBE, M.; WEIDNER, M.: *Physics of SiC processing*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 831–836
- [435] RAO, M. V.; GARDNER, J.; HOLLAND, O. W.; KELNER, G.; GHEZZO, M.; SIMONS, D. S.; CHI, P. H.: *Al and N ion implantations in 6H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 521–524
- [436] ITOH, H.; AOKI, Y.; OHSHIMA, T.; YOSHIKAWA, M.; NASHIYAMA, I.; OKUMURA, H.; YOSHIDA, S.: *Characterization of defects in hot-implanted 3C-SiC epitaxially grown on Si*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 549–552

- [437] KAWASE, D.; OHNO, T.; IWASAKI, T.; YATSUO, T.: *Amorphization and re-crystallization of Al-implanted 6H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 513–516
- [438] PENSL, G.; AFANAS'EV, V. V.; BASSLER, M.; SCHADT, M.; TROFFER, T.; HEINDL, J.; STRUNK, H. P.; MAIER, M.; CHOYKE, W. J.: *Electrical properties of silicon carbide polytypes*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 275–280
- [439] TROFFER, T.; SCHADT, M.; FRANK, T.; ITOH, H.; PENSL, G.; HEINDL, J.; STRUNK, H. P.; MAIER, M.: *Doping of SiC by implantation of boron and aluminum*. In: Phys. Stat. Sol. A 162 (1997), Nr. 1, S. 277–298
- [440] SUVOROV, A. V.; LEBEDEV, O. I.; SUVOROVA, A. A.; VAN LANDUYT, J.; USOV, I. O.: *Defect characterization in high temperature implanted 6H-SiC using TEM*. In: Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B 127-128 (1997), Nr. 1-4, S. 347–349
- [441] KIMOTO, T.; ITOH, A.; INOUE, N.; TAKEMURA, O.; YAMAMOTO, T.; NAKAJIMA, T.; MATSUNAMI, H.: *Conductivity control of SiC by in-situ doping and ion implantation*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 675–680
- [442] CAPANO, M. A.; RYU, S.; MELLOCH, M. R.; COOPER, J. A., Jr.; BUSS, M. R.: *Dopant activation and surface morphology of ion implanted 4H- and 6H-silicon carbide*. In: J. Electron. Mater. 27 (1998), Nr. 4, S. 370–376
- [443] WIRTH, H.; PANKNIN, D.; SKORUPA, W.; NIEMANN, E.: *Efficient p-type doping of 6H-SiC: Flash-lamp annealing after aluminum implantation*. In: Appl. Phys. Lett. 74 (1999), Nr. 7, S. 979–981
- [444] USOV, I. O.; SUVOROVA, A. A.; SOKOLOV, V. V.; KUDRYAVTSEV, Y. A.; SUVOROV, A. V.: *Transient enhanced diffusion of aluminum in SiC during high temperature ion implantation*. In: J. Appl. Phys. 86 (1999), Nr. 11, S. 6039–6042
- [445] RAO, M. V.; TUCKER, J. B.; RIDGWAY, M. C.; HOLLAND, O. W.; PAPANICOLAOU, N.; MITTEREDER, J.: *Ion-implantation in bulk semi-insulating 4H-SiC*. In: J. Appl. Phys. 86 (1999), Nr. 2, S. 752–758
- [446] CAPANO, M. A.; RYU, S.; COOPER, J. A., Jr.; MELLOCH, M. R.; ROTTNER, K.; KARLSSON, S.; NORDELL, N.; POWELL, A.; WALKER, D. E., Jr.: *Surface roughening in ion implanted 4H-silicon carbide*. In: J. Electron. Mater. 28 (1999), Nr. 3, S. 214–218
- [447] PANKNIN, D.; WIRTH, H.; MÜCKLICH, A.; SKORUPA, W.: *Correlation of electrical and microstructural properties after high dose aluminium implantation into 6H-SiC*. In: Mater. Sci. Eng. B 61-62 (1999), S. 363–367
- [448] STOEMENOS, J.; PÉCZ, B.; HEERA, V.: *Epitaxial aluminum carbide formation in 6H-SiC by high-dose Al⁺ implantation*. In: Appl. Phys. Lett. 74 (1999), Nr. 18, S. 2602–2604
- [449] STOEMENOS, J.; PÉCZ, B.; HEERA, V.: *Consequence of high-dose, high temperature Al⁺ implantation in 6H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 881–884
- [450] TANAKA, Y.; KOBAYASHI, N.; OKUMURA, H.; SUZUKI, R.; OHDAIRA, T.; HASEGAWA, M.; OGURA, M.; YOSHIDA, S.; TANOUE, H.: *Electrical and structural properties of Al and B implanted 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 909–912
- [451] HALLÉN, A.; PERSSON, P. Å.; KUZNETSOV, A. Y.; HULTMAN, L.; SVENSSON, B. G.: *Damage evolution in Al-implanted 4H SiC*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 869–872
- [452] BLUET, J. M.; PERNOT, J.; BILLON, T.; CONTRERAS, S.; MICHAUD, J. F.; ROBERT, J. L.; CAMASSEL, J.: *Al and Al/C high dose implantation in 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 885–888
- [453] BLUET, J. M.; PERNOT, J.; CAMASSEL, J.; CONTRERAS, S.; ROBERT, J. L.; MICHAUD, J. F.; BILLON, T.: *Activation of aluminium implanted at high doses in 4H-SiC*. In: J. Appl. Phys. 88 (2000), Nr. 4, S. 1971–1977
- [454] KALININA, E.; KHOLUJANOV, G.; SOLOV'EV, V.; STREL'CHUK, A.; ZUBRILOV, A.; KOSSOV, V.; YAFAEV, R.; HALLEN, A.; KONSTANTINOV, A.; KARLSSON, S.; ADAS, C.; RENDAKOVA, S.; DMITRIEV, V.: *High-dose Al-implanted 4H-SiC p⁺-n-n⁺ junctions*. In: Appl. Phys. Lett. 77 (2000), Nr. 19, S. 3051–3053
- [455] SATOH, M.; NAKAIKE, Y.; UCHIMURA, K.; KURIYAMA, K.: *Characterization of implantation layer in (1100) oriented 4H- and 6H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 905–908

- [456] LEE, S.; ZETTERLING, C.; DANIELSSON, E.; ÖSTLING, M.; PALMQUIST, J.; HÖGGER, H.; JANSSON, U.: *Electrical characterization of TiC ohmic contacts to aluminum ion implanted 4H-silicon carbide*. In: Appl. Phys. Lett. 77 (2000), Nr. 10, S. 1478–1480
- [457] LAZAR, M.; OTTAVIANI, L.; LOCATELLI, M. L.; PLANSON, D.; CANUT, B.; CHANTE, J. P.: *Improved annealing process for 6H-SiC p^+ - n junction creation by Al implantation*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 921–924
- [458] STIEF, R.: *Dotierung von 4H-SiC durch Ioneneimplantation*, Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 1999, 2000 – 149 S.
- [459] SUGIMOTO, H.; KINOCHI, S.; TARUI, Y.; IMAIZUMI, M.; OHTSUKA, K.; TAKAMI, T.; OZEKI, T.: *Planar p - n diodes fabricated by MeV-energy and high temperature selective implantation of aluminum to 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 731–734
- [460] HARRIS, G. L.; HENRY, H. S.; JACKSON, A.: *Carrier mobilities and concentrations in SiC*. In: EMIS Datarev. Ser. 13 (1995), S. 63–68
- [461] MEAD, C. A.; SPITZER, W. G.: *Fermi level position at metal-semiconductor interfaces*. In: Phys. Rev. 134 (1964), Nr. 3A, S. 713–716
- [462] HAGEN, S. H.: *Surface-barrier diodes on silicon carbide*. In: J. Appl. Phys. 39 (1968), Nr. 3, S. 1458–1461
- [463] GAO, G.; STERNER, J.; MORKOÇ, H.: *High frequency performance of SiC heterojunction bipolar transistors*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-41 (1994), Nr. 7, S. 1092–1097
- [464] MELLOCH, M. R.; COOPER, J. A., Jr.: *Fundamentals of SiC-based device processing*. In: MRS Bull. 22 (1997), Nr. 3, S. 42–47
- [465] RASTEGAeva, M. G.; ANDREEV, A. N.; PETROV, A. A.; BABANIN, A. I.; YAGOVKINA, M. A.; NIKITINA, I. P.: *The influence of temperature treatment on the formation of Ni-based Schottky diodes and ohmic contacts to n -6H-SiC*. In: Mater. Sci. Eng. B 46 (1997), Nr. 1-3, S. 254–258
- [466] TYAGI, R.; CHOW, T. P.: *Self-enclosed vs. LOPOS-terminated lateral planar p^+n and n^+p junctions in 3C-SiC/Si*. In: 8th Int. Symp. on Power Semicond. Devices and ICs. ISPSD '96 Proc. (Cat. No.96CH35883) Editor(s): Salama, C.A.T. and Williams, R.K. New York, NY, USA: IEEE, 1996. Conf.: Maui, HI, USA, 20-23 May 1996 Sponsor(s): IEEE Electron Devices Soc. and IEE of Japan (1996), S. 115–118
- [467] ARNODO, C.; TYC, S.; WYCZISK, F.; BRYLINSKI, C.: *Nickel and molybdenum ohmic contacts on silicon carbide*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 577–580
- [468] CROFTON, J.; McMULLIN, P. G.; WILLIAMS, J. R.; BOZACK, M. J.: *A high temperature ohmic contact to n -type 6H-silicon carbide using Ni*. In: Trans. 2nd Int. High Temp. Electron. Conf., Charlotte NC, June 5-10 (1994), S. XIII–15–XII–25
- [469] CROFTON, J.; McMULLIN, P. G.; WILLIAMS, J. R.; BOZACK, M. J.: *High-temperature ohmic contact to n -type 6H-SiC using nickel*. In: J. Appl. Phys. 77 (1995), Nr. 3, S. 1317–1319
- [470] TONE, K.; WEINER, S. R.; ZHAO, J. H.: *Carbon and aluminium co-implantation for p -type doping in 6H-SiC*. In: Electron. Lett. 33 (1997), Nr. 22, S. 1904–1906
- [471] TONE, K.; ZHAO, J. H.: *A comparative study of C plus Al coimplantation and Al implantation in 4H and 6H-SiC*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-46 (1999), Nr. 3, S. 612–619
- [472] CROFTON, J.; BARNES, P. A.; WILLIAMS, J. R.; EDMOND, J. A.: *Contact resistance measurements on p -type 6H-SiC*. In: Appl. Phys. Lett. 62 (1993), Nr. 4, S. 384–386
- [473] LUO, Y.; YAN, K.; ZHAO, J. H.; CROFTON, J.: *Searching for device processing compatible ohmic contacts to implanted p -type 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1013–1016
- [474] ZHAO, J. H.; TONE, K.; WEINER, S. R.; CALECA, M. A.; DU, H.; WITHROW, S. P.: *Evaluation of ohmic contacts to p -type 6H-SiC created by C and Al coimplantation*. In: IEEE Electron Device Lett. EDL-18 (1997), Nr. 8, S. 375–377
- [475] HANSEN, M.; ANDERKO, K.: *Constitution of binary alloys*. 2. Aufl. New York u.a.: McGraw-Hill, 1958 – 1305 S. – ISBN 0-07-026050-8
- [476] HANSEN, M.; ELLIOTT, R. P.; SHUNK, F. A.: *Constitution of binary alloys*. 2. Aufl. Schenectady, N.Y.: Genium Publ. Corp., 1991 – 1305 S. – ISBN 0-931690-18-8

- [477] ELLIOTT, R. P.: *Constitution of binary alloys*. Bd. 1. 2. Aufl. Schenectady, N.Y.: Genium Publ. Corp., 1991 – 877 S. – ISBN 0-931690-19-6
- [478] SHUNK, F. A.: *Constitution of binary alloys*. Bd. 2. 2. Aufl. Schenectady, N.Y.: Genium Publ. Corp., 1991 – 720 S. – ISBN 0-931690-20-X
- [479] MAEX, K.; VAN ROSSUM, M.; READER, A.; U.A.; MAEX, K. (Hrsg.); VAN ROSSUM, M. (Hrsg.): *EMIS Datarev. Ser.* Bd. 14: *Properties of metal silicides*. 1. Aufl. London, United Kingdom: INSPEC, the Institution of Electrical Engineers, 1995 – 335 S. – ISBN 0-85296-859-0
- [480] WALDROP, J. R.; GRANT, R. W.: *Formation and Schottky barrier height of metal contacts to β -SiC*. In: *Appl. Phys. Lett.* 56 (1990), Nr. 6, S. 557–559
- [481] WALDROP, J. R.; GRANT, R. W.; WANG, Y. C.; DAVIS, R. F.: *Metal Schottky barrier contacts to alpha 6H-SiC*. In: *J. Appl. Phys.* 72 (1992), Nr. 10, S. 4757–4760
- [482] KENNOU, S.: *An x-ray photoelectron spectroscopy and work-function study of the Er/ α -SiC(0001) interface*. In: *J. Appl. Phys.* 78 (1995), Nr. 1, S. 587–589
- [483] PORTER, L. M.; DAVIS, R. F.; BOW, J. S.; KIM, M. J.; CARPENTER, R. W.: *Deposition and characterization of Schottky and Ohmic contacts on n-type alpha (6H) SiC (0001)*. In: *Inst. Phys. Conf. Ser.* 137 (1994), S. 581–584
- [484] CHOU, T. C.; JOSHI, A.; WADSWORTH, J.: *High temperature interfacial reactions of SiC with metals*. In: *J. Vac. Sci. Technol. A* 9 (1991), Nr. 3, S. 1525–1534
- [485] ODER, T. N.; WILLIAMS, J. R.; BRYANT, K. W.; BOZACK, M. J.; CROFTON, J.: *Low resistance ohmic contacts to n-SiC using niobium*. In: *Mater. Sci. Forum* 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 997–1000
- [486] GEIB, K. M.; WILSON, C.; LONG, R. G.; WILMSEN, C. W.: *Reaction between silicon carbide and tungsten, molybdenum and tantalum at elevated temperatures*. In: *J. Appl. Phys.* 68 (1990), Nr. 6, S. 2796–2800
- [487] CHEN, J. S.; KOLAWA, E.; NICOLET, M.; RUIZ, R. P.; BAUD, L.; JAUSSAUD, C.; MADAR, R.: *Reaction of Ta thin film with single crystalline (001) β -SiC*. In: *J. Appl. Phys.* 76 (1994), Nr. 4, S. 2169–2175
- [488] OLOWOLAFE, J. O.; LIU, J.; GREGORY, R. B.: *Effect of Si or Al interface layers on the properties of Ta and Mo contacts to p-type SiC*. In: *J. Electron. Mater.* 29 (2000), Nr. 3, S. 391–397
- [489] EDMOND, J. A.; RYU, J.; GLASS, J. T.; DAVIS, R. F.: *Electrical contacts to beta silicon carbide thin films*. In: *J. Electrochem. Soc.* 135 (1988), Nr. 2, S. 359–362
- [490] PETIT, J. B.; ZELLER, M. V.: *Electrical and chemical characterization of contacts to silicon carbide*. In: *MRS Symp. Proc.* 242 (1992), S. 567–572
- [491] JANG, T.; PORTER, L. M.; RUTSCH, G. M.; ODEKIRK, B.: *Tantalum carbide ohmic contacts to n-type silicon carbide*. In: *Appl. Phys. Lett.* 75 (1999), Nr. 25, S. 3956–3958
- [492] JANG, T.; RUTSCH, G.; ODEKIRK, B.; PORTER, L. M.: *A comparison of single- and multi-layer ohmic contacts based on tantalum carbide on n-type and osmium on p-type silicon carbide at elevated temperatures*. In: *Mater. Sci. Forum* 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1001–1004
- [493] JANG, T.; ODEKIRK, B.; MADSEN, L. D.; PORTER, L. M.: *Thermal stability and contact degradation mechanisms of TaC ohmic contacts with W/WC overlayers to n-type 6H SiC*. In: *J. Appl. Phys.* 90 (2001), Nr. 9, S. 4555–4559
- [494] CHO, H. J.; HWANG, C. S.; BANG, W.; KIM, H. J.: *Effect of reaction products in monocrystalline β -SiC/metal contact on contact resistivity*. In: *Inst. Phys. Conf. Ser.* 137 (1994), S. 663–666
- [495] NISHIKAWA, K.; SHIMIZU, M.; FOSTER, B.; IWAKURO, H.: *Stability of molybdenum Schottky contact to silicon carbide*. In: *Mater. Sci. Forum* 353-356 (2001), S. 611–614
- [496] KRIZ, J.; SCHOLZ, T.; GOTTFRIED, K.; LEIBELT, J.; KAUFMANN, C.; GESSNER, T.: *Metal disilicide contacts to 6H-SiC*. In: *Mater. Sci. Forum* 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 775–778
- [497] CHEN, J. S.; BÄCHLI, A.; NICOLET, M.; BAUD, L.; JAUSSAUD, C.; MADAR, R.: *Solid-state reaction of Ti thin film with single crystalline (001) β -SiC*. In: *Trans. 2nd Int. High Temp. Electron. Conf.*, Charlotte NC, June 5-10 (1994), S. P-203–P-208
- [498] BHATNAGAR, M.; NAKANISHI, H.; MCLARTY, P. K.; BALIGA, B. J.; PATNAIK, B.; PARIKH, N.: *Comparison of Ti and Pt silicon carbide Schottky rectifiers*. In: *IEDM and IEEE Int. Electron Devices Meeting*, San Francisco CA, USA, Dec. 13-16, (1992) Piscataway: IEEE (1992), S. 789–792

-
- [499] WALDROP, J. R.; GRANT, R. W.: *Schottky barrier height and interface chemistry of annealed metal contacts to alpha 6H-SiC: Crystal face dependence*. In: Appl. Phys. Lett. 62 (1993), Nr. 21, S. 2685–2687
- [500] WALDROP, J. R.: *Schottky barrier height of metal contacts to p-type alpha 6H-SiC*. In: J. Appl. Phys. 75 (1994), Nr. 9, S. 4548–4550
- [501] PORTER, L. M.; DAVIS, R. F.; BOW, J. S.; KIM, M. J.; CARPENTER, R. W.: *Characterization of contacts to n- and p-type alpha silicon carbide (0001)*. In: Trans. 2nd Int. High Temp. Electron. Conf., Charlotte NC, June 5-10 (1994), S. XIII-3–XIII-8
- [502] PORTER, L. M.; DAVIS, R. F.; BOW, J. S.; KIM, M. J.; CARPENTER, R. W.; GLASS, R. C.: *Chemistry, microstructure, and electrical properties at interfaces between thin films of titanium and alpha (6H) silicon carbide (0001)*. In: J. Mater. Res. 10 (1995), Nr. 3, S. 668–679
- [503] GOESMANN, F.; SCHMID-FETZER, R.: *Temperature-dependent interface reactions and electrical contact properties of titanium on 6H-SiC*. In: Semicond. Sci. Technol. 10 (1995), S. 1652–1658
- [504] SCHMID-FETZER, R.; GOESMANN, F.: *Metals on 6H-SiC: Contact formation from the materials science point of view*. In: Mater. Sci. Eng. B 46 (1997), Nr. 1-3, S. 357–362
- [505] TANG, S.: *Oxide films and titanium silicide ohmic contacts for high temperature beta-SiC devices*, Dissertation, University of Notre Dame, Indiana, 1988 – 135 S.
- [506] CHAUDHRY, M. I.; BERRY, W. B.; ZELLER, M. V.: *Ohmic contacts on beta-SiC*. In: MRS Symp. Proc. 162 (1990), S. 507–512
- [507] SCHMID, U.; GETTO, R.; SHEPPARD, S. T.; WONDRAK, W.: *Temperature behavior of specific contact resistance and resistivity on nitrogen implanted 6H-SiC with titanium silicide ohmic contacts*. In: J. Appl. Phys. 85 (1999), Nr. 5, S. 2681–2686
- [508] PARSONS, J. D.; KRUAVAL, G. B.; CHADDHA, A. K.: *Low specific resistance ($<6 \cdot 10^{-6} \Omega \text{cm}^2$) TiC ohmic contacts to n-type beta-SiC*. In: Appl. Phys. Lett. 65 (1994), Nr. 16, S. 2075–2077
- [509] CHADDHA, A. K.; PARSONS, J. D.; KRUAVAL, G. B.: *Thermally stable, low specific resistance ($1.30 \cdot 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$) TiC ohmic contacts to n-type 6H alpha-SiC*. In: Appl. Phys. Lett. 66 (1995), Nr. 6, S. 760–762
- [510] LEE, S.; ZETTERLING, C.; ÖSTLING, M.; PALMQUIST, J.; HÖGBERG, H.; JANSSON, U.: *Low resistivity ohmic titanium carbide contacts to n- and p-type 4H-silicon carbide*. In: Sol. State Electron. 44 (2000), Nr. 7, S. 1179–1186
- [511] GEIB, K. M.; MAHAN, J. E.; WILMSEN, C. W.: *W/SiC contact resistance at elevated temperatures*. In: Springer Proc. Phys. 43 (1989), S. 224–228
- [512] BAUD, L.; JAUSSAUD, C.; MADAR, R.; BERNARD, C.; CHEN, J. S.; NICOLET, M.: *Interfacial reactions of W thin film on single-crystal (001) beta-SiC*. In: Mater. Sci. Eng. B 29 (1995), Nr. 1-3, S. 126–130
- [513] LUNDBERG, N.; ÖSTLING, M.; TÄGTSTRÖM, P.; JANSSON, U.: *Chemical vapor deposition tungsten Schottky diodes to 6H-SiC*. In: J. Electrochem. Soc. 143 (1996), Nr. 5, S. 1662–1667
- [514] LUNDBERG, N.; TÄGTSTRÖM, P.; JANSSON, U.; ÖSTLING, M.: *CVD of tungsten Schottky diodes to 6H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 677–680
- [515] GOESMANN, F.; SCHMID-FETZER, R.: *Stability of W as electrical contact on 6H-SiC: Phase relations and interface reactions in the ternary system W-Si-C*. In: Mater. Sci. Eng. B 34 (1995), Nr. 2-3, S. 224–231
- [516] KRIZ, J.; GOTTFRIED, K.; KAUFMANN, C.; GESSNER, T.: *Ohmsche Kontakte auf Siliziumkarbid (SiC) für Hochtemperaturanwendungen*. In: internal paper (1996), S. 7
- [517] LUNDBERG, N.; ÖSTLING, M.; ZETTERLING, C.; TÄGTSTRÖM, P.; JANSSON, U.: *CVD-based tungsten carbide Schottky contacts to 6H-SiC for very high temperature operation*. In: J. Electron. Mater. 29 (2000), Nr. 3, S. 372–375
- [518] CROFTON, J.; FERRERO, J. M.; BARNES, P. A.; WILLIAMS, J. R.; BOZACK, M. J.; TIN, C. C.; ELLIS, C. D.; SPITZNAGEL, J. A.; McMULLIN, P. G.: *Metallization studies on epitaxial 6H-SiC*. In: Springer Proc. Phys. 71 (1992), S. 176–182
- [519] CROFTON, J.; WILLIAMS, J. R.; BOZACK, M. J.; BARNES, P. A.: *A TiW high-temperature ohmic contact to n-type 6H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 137 (1994), S. 719–722

- [520] GOTTFRIED, K.; FRITSCHKE, H.; KRIZ, J.; LEIBELT, J.; KAUFMANN, C.; RUDOLF, F.; GESSNER, T.: *A high-temperature stable metalization scheme for SiC-technology operating at 400°C in air*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 795–798
- [521] FABRICIUS, A.; NENNEWITZ, O.; SPIESS, L.; CIMALLA, V.; PEZOLDT, J.: *Preparation of WSi_2 and $TiSi_2$ by co-sputtering and rapid thermal annealing processing (RTA)*. In: Int. Wiss. Kolloq. - TU Ilmenau, 40th 3 (1995), S. 724–729
- [522] ROMANUS, H.; CIMALLA, V.; AHMED, S.; SCHÄFER, J. A.; ECKE, G.; AVCI, R.; SPIESS, L.: *Preparation of conductive tungsten carbide layers for SiC for high temperature applications*. In: MRS Symp. Proc. 572 (1999), S. 111–116
- [523] ROMANUS, H.; CIMALLA, V.; SCHÄFER, J. A.; SPIESS, L.; ECKE, G.; PEZOLDT, J.: *Preparation of single phase tungsten carbide by annealing of sputtered tungsten-carbon layers*. In: Thin Sol. Films 359 (2000), Nr. 2, S. 146–149
- [524] LEITZ, G.; PEZOLDT, J.; PATZSCHKE, I.; ZÖLLNER, J.; EICHHORN, G.: *Investigation of dynamical temperature behaviour in RTP*. In: MRS Symp. Proc. 303 (1993), S. 171–176
- [525] ZHU, D. H.; LIU, B. X.: *Refractory metal silicides synthesized by metal vapor vacuum arc ion source implantation*. In: J. Appl. Phys. 77 (1995), Nr. 8, S. 3690–3696
- [526] SAITO, T.; SHIMOGAKI, Y.; EGASHIRA, Y.; KOMIYAMA, H.; YUYAMA, Y.; SUGAWARA, K.; TAKAHIRO, K.; NAGATA, S.; YAMAGUCHI, S.: *Deposition of WSi_x films from preactivated mixture of WF_6/SiH_4* . In: Jpn. J. Appl. Phys. 33 (1994), Nr. 1A, S. 275–279
- [527] PAN, P.; LIU, L.: *Formation and mechanism of dimple/pit on Si substrate during WSi_x /poly-Si gate stack etch*. In: J. Vac. Sci. Technol. B 15 (1997), Nr. 5, S. 1752–1757
- [528] SANTUCCI, S.; LOZZI, L.; PASSACANTANDO, M.; PICOZZI, P.; PETRICOLA, P.; MOCCIA, G.; ALFONSETTI, R.; DIAMANTI, R.: *Studies on structural, electrical, compositional, and mechanical properties of WSi_x thin films produced by low-pressure chemical vapor deposition*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 16 (1998), Nr. 3, S. 1207–1212
- [529] GAMBINO, J. P.; COLGAN, E. G.: *Silicides and ohmic contacts*. In: Mater. Chem. and Phys. 52 (1998), S. 99–146
- [530] BABBAR, H. L.; ANAGNOSTOPOULOS, C. N.; FISCHER, J. R.: *Al/SiO₂/WSi₂/Si double-level metallization for charge-coupled-device imagers*. In: J. Vac. Sci. Technol. B 3 (1985), Nr. 6, S. 1645–1649
- [531] CHOI, K. W.; AHN, K. Y.: *Effects of biased cosputtering on resistivity and step coverage in tungsten silicide films*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 3 (1985), Nr. 6, S. 2272–2277
- [532] DURBHA, A.; PEARTON, S. J.; ABERNATHY, C. R.; LEE, J. W.; HOLLOWAY, P. H.; REN, F.: *Microstructural stability of ohmic contacts to $In_xGa_{1-x}N$* . In: J. Vac. Sci. Technol. B 14 (1996), Nr. 4, S. 2582–2587
- [533] PEARTON, S. J.; DONOVAN, S. M.; ABERNATHY, C. R.; REN, F.; ZOLPER, J. C.; COLE, M. W.; ZEITOUNY, A.; EIZENBERG, M.; SHUL, R. J.: *High temperature stable WSi_x ohmic contacts on GaN*. In: Fourth Int. High Temp. Electron. Conf. HITEC (1998), S. 296–300
- [534] CAO, X. A.; REN, F.; PEARTON, S. J.; ZEITOUNY, A.; EIZENBERG, M.; ZOLPER, J. C.; ABERNATHY, C. R.; HAN, J.; SHUL, R. J.; LOTHIAN, J. R.: *W and WSi_x Ohmic contacts on p- and n-type GaN*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 17 (1999), Nr. 4, S. 1221–1225
- [535] NEBAUER, E.; MERKEL, U.; WÜRFL, J.: *Structure and stability studies on W, WSi, WSiN/GaAs systems by XRD*. In: Semicond. Sci. Technol. 12 (1997), Nr. 9, S. 1072–1078
- [536] OKU, T.; FURUMAI, M.; UCHIBORI, C. J.; MURAKAMI, M.: *Formation of WSi-based ohmic contacts to n-type GaAs*. In: Thin Sol. Films 300 (1997), Nr. 1-2, S. 218–222
- [537] ZHONGDE, Z.; CHEUNG, N. W.; LEMNIOS, Z. J.; STRATHMAN, M. D.; STIMMELL, J. B.: *Tungsten silicide Schottky contacts on GaAs*. In: J. Vac. Sci. Technol. B 4 (1986), Nr. 6, S. 1389–1403
- [538] BRUCE, R.; EICHER, S.; WESTWOOD, W. D.: *Effect of resputtering on composition of WSi_x films deposited by multilayer sputtering*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 6 (1988), Nr. 3, S. 1642–1645
- [539] LAHAV, A. G.; WU, C. S.; BAIOCCHI, F. A.: *WSi_x refractory metallization for GaAs metal-semiconductor field-effect transistors*. In: J. Vac. Sci. Technol. B 6 (1988), Nr. 6, S. 1785–1795

- [540] TAKANO, H.; HOSOGI, K.; OKU, T.; KOHNO, Y.; NAKANO, H.; SATO, K.; FUNADA, M.; ISHIHARA, O.; TSUBOUCHI, N.: *Novel WSi/Au T-shaped gate GaAs metal-semiconductor field-effect-transistor fabrication process for super low-noise microwave monolithic integration circuit amplifiers*. In: J. Vac. Sci. Technol. B 13 (1995), Nr. 3, S. 1014–1017
- [541] KATZ, A.; FEINGOLD, A.; NAKAHARA, S.; PEARTON, S. J.; GEVA, M.; LANE, E.; JONES, K. S.: *Rapid thermal processing of WSi_x contacts to InP in low-pressure N₂:H₂ and tertiarybutylphosphine ambients*. In: J. Appl. Phys. 69 (1991), Nr. 11, S. 7664–7673
- [542] REN, F.; ANTONELL, M. J.; ABERNATHY, C. R.; PEARTON, S. J.; LAROCHE, J. R.; COLE, M. W.; LOTHIAN, J. R.; GEDRIDGE, R. W., Jr.: *Nonalloyed high temperature ohmic contacts on Te-doped InP*. In: Appl. Phys. Lett. 74 (1999), Nr. 13, S. 1845–1847
- [543] VARTULI, C. B.; PEARTON, S. J.; ABERNATHY, C. R.; MACKENZIE, J. D.; SHUL, R. J.; ZOLPER, J. C.; LOVEJOY, M. L.; BACA, A. G.; HAGEROTT-CRAWFORD, M.: *Thermal stability of W, WSi_x, and Ti/Al ohmic contacts to InGaN, InN, and InAlN*. In: J. Vac. Sci. Technol. B 14 (1996), Nr. 6, S. 3520–3522
- [544] VARTULI, C. B.; PEARTON, S. J.; ABERNATHY, C. R.; MACKENZIE, J. D.; LOVEJOY, M. L.; SHUL, R. J.; ZOLPER, J. C.; BACA, A. G.; HAGEROTT-CRAWFORD, M.; JONES, K. A.; REN, F.: *Current transport in W and WSi_x ohmic contacts to InGaN and InN*. In: MRS Symp. Proc. 468 (1997), S. 413–420
- [545] REN, F.; VARTULI, C. B.; PEARTON, S. J.; ABERNATHY, C. R.; DONOVAN, S. M.; MACKENZIE, J. D.; SHUL, R. J.; ZOLPER, J. C.; LOVEJOY, M. L.; BACA, A. G.; HAGEROTT-CRAWFORD, M.; JONES, K. A.: *Comparison of ohmic metallization schemes for InGaIn*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 15 (1997), Nr. 3, S. 802–806
- [546] WANG, M. T.; LIN, Y. C.; CHUANG, M. S.; CHUN, M. C.; CHEN, L. J.; CHEN, M. C.: *Properties and thermal stability of chemically vapor deposited W-rich WSi_x thin films*. In: J. Vac. Sci. Technol. B 17 (1999), Nr. 2, S. 385–391
- [547] BACKHOUSE, C. J.; ESTE, G.; SIT, J. C.; DEW, S. K.; BRETT, M. J.: *WSi_x thin films for resistors*. In: Thin Sol. Films 311 (1997), Nr. 1-2, S. 299–303
- [548] KREIDER, K. G.: *High temperature silicide thin-film thermocouples*. In: MRS Symp. Proc. 322 (1994), S. 285–290
- [549] WEIR, R. D.: *Thermophysics of advanced engineering materials*. In: Pure Appl. Chem. 71 (1999), Nr. 7, S. 1215–1226
- [550] WALSER, R.; BENÉ, R.: *First phase nucleation in silicon-transition-metal planar interface*. In: Appl. Phys. Lett. 28 (1976), Nr. 10, S. 624–625
- [551] LIN, J. S.; BUDHANI, R. C.; POLLOCK, G.; DESHPANDEY, C. V.; BUNSHAH, R. F.: *Metastable phase formation in reactively sputtered W_xSi_y films*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 4 (1986), Nr. 6, S. 3117–3120
- [552] HARA, T.; HAYASHIDA, H.; TAKAHASHI, S.: *Composition and resistivity of sputtered tungsten silicides*. In: J. Electrochem. Soc. 135 (1988), Nr. 4, S. 970–973
- [553] MURAKAMI, Y.; SHINGYOJI, T.: *Compositional difference between films and targets in sputtering of refractory metal silicides*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 8 (1990), Nr. 2, S. 851–854
- [554] DOMENICUCCI, A.; DEHM, C.; LOH, S.; CLEVINGER, L. A.; DZIOBKOWSKI, C.; CABRAL, C.; LAVOIE, C.; JORDEN-SWEET, J.: *Phase transformation and microstructural properties in sputtered vs. CVD WSi_x films*. In: MRS Symp. Proc. 441 (1997), S. 3–8
- [555] LOURO, C.; CAVALEIRO, A.: *The oxidation behaviour of mixed tungsten silicon sputtered coatings*. In: Thin Sol. Films 343-344 (1999), Nr. 1-2, S. 51–56
- [556] AHN, K. Y.; HERD, S. R.; BAGLIN, J. E.; HAN, J. U.: *Structure and properties of coevaporated WSi_x films*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 3 (1985), Nr. 6, S. 2268–2271
- [557] LUBY, S.; MAJKOVA, E.; DANISKA, V.; SENDERAK, R.; D’ANNA, E.; LUCHES, A. L.; MARTINO, M.: *Pulsed excimer laser induced reactions at the tungsten-silicon interface*. In: NATO ASI Ser. E (Multicomponent and Multilayered Thin Films for Advanced Microtechnologies: Techniques, Fundamentals and Devices) 234 (1993), S. 545–549
- [558] KOTTKE, M.; PINTCHOVSKI, F.; WHITE, T. R.; TOBIN, P. J.: *Redistribution of excess Si in chemical vapor deposited WSi_x films upon post-deposition annealing*. In: J. Appl. Phys. 60 (1986), Nr. 8, S. 2835–2841

- [559] SHIOYA, Y.; IKEGAMI, K.; KOBAYASHI, I.; MAEDA, M.: *Properties of chemical vapor deposited tungsten silicide films using reaction of WF_6 and Si_2H_6* . In: J. Electrochem. Soc. 134 (1987), Nr. 5, S. 1220–1224
- [560] CHEN, J.; FANG, Y.; HSU, S.: *Growth of tungsten silicide films by low pressure CVD method*. In: Vacuum 37 (1987), Nr. 3-4, S. 357–361
- [561] STREIT, L. A.; WILLIAMS, P.: *Quantitative analysis of chemical vapor deposition refractory metal silicides*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 5 (1987), Nr. 4, S. 1979–1983
- [562] NAVA, F.; AMICO, A. D.; BEARZOTTI, A.: *Phase transformations induced by rapid thermal annealing in Ti-Si and W-Si alloys*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 7 (1989), Nr. 5, S. 3023–3029
- [563] TRINCAT, F.; REGOLINI, J. L.; MERCIER, J.; BENSANEL, D.: *Selective WSi_2 Schottky diodes made by rapid thermal chemical vapor deposition of WCl_6* . In: Appl. Phys. Lett. 59 (1991), Nr. 25, S. 3291–3293
- [564] TELFORD, S. G.; EIZENBERG, M.; CHANG, M.; SINHA, A. K.; GOW, T. R.: *Chemically vapor deposited tungsten silicide films using dichlorosilane in a single-wafer reactor-growth, properties, and thermal stability*. In: J. Electrochem. Soc. 140 (1993), Nr. 12, S. 3689–3701
- [565] ADACHI, J. Y.; MCINTOSH, B. C.; BADT, D. E.: *Integrated tungsten polycide: Analysis of interface composition*. In: Thin Sol. Films 320 (1998), Nr. 1, S. 128–133
- [566] GÖLTZ, G.; TORRES, J.; LAJZEROWICZ, J.; BOMCHIL, G.: *Formation and characterization of tungsten silicide layers*. In: Thin Sol. Films 124 (1985), S. 19–26
- [567] SIEGAL, M.; SANTIAGO, J. J.; VAN DER SPIEGEL, J.: *Characterization of tungsten silicides formed by rapid thermal annealing*. In: MRS Symp. Proc. 52 (1986), S. 289–295
- [568] WEI, C. S.; VAN DER SPIEGEL, J.; SETTON, M.; SANTIAGO, J.; TANIELIAN, M.: *Rapid thermal annealing of W-Ti bilayers on silicon*. In: MRS Symp. Proc. 52 (1986), S. 297–303
- [569] DUCHATEAU, J. B.; KUIPER, A. T.; LATHOUWERS, E. C.; READER, A. H.: *Surface and interface effects in WSi_2 formation*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 11 (1993), Nr. 1, S. 6–10
- [570] SINGH, A.; KHOKLE, W. S.; LAL, K.: *The effect of substrate orientation on WSi_2 formation*. In: Thin Sol. Films 238 (1994), S. 155–157
- [571] YANG, F.; CHEN, M.: *Phase transformation of Mo and W over Co or its alloy in contact with Si*. In: Thin Sol. Films 238 (1994), Nr. 1, S. 146–154
- [572] GOH, W. L.; CAMPBELL, D. L.; ARMSTRONG, B. M.; GAMBLE, H. S.: *Buried metallic layers with silicon direct bonding*. In: Proc. Electrochem. Soc. 95-7 (1995), S. 553–560
- [573] GESHEVA, K. A.; STOYANOV, G. I.; GOGOVA, D. S.; BESHKOV, G. D.: *Preparation of WSi_2 by RTA annealing of CVD-W thin films*. In: MRS Symp. Proc. 402 (1996), S. 637–642
- [574] SHIN, Y.; LEE, B.: *Interfacial reactions between W thin film and 6H-SiC during heat treatments*. In: Han'guk Chaelyo Hakhoechi 8 (1998), Nr. 6, S. 545–550
- [575] DENEUVILLE, A.; KADRI, M.; BRUNEL, M.: *Formation of hexagonal WSi_2 by W ion mixing of a-Si:H/W/a-Si:H sandwich. Influence of film deposition conditions*. In: Le Vide les Couches Minces 42 (1987), Nr. 236, S. 37–39
- [576] WEISHART, H.; MATZ, W.; SKORUPA, W.: *Ion beam synthesis by tungsten implantation into 6H-silicon carbide at elevated temperatures*. In: MRS Symp. Proc. 423 (1996), S. 195–200
- [577] WEISHART, H.; MATZ, W.; SKORUPA, W.: *Ion beam synthesis by high dose tungsten implantation into 6H-silicon carbide*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 541–544
- [578] WEISHART, H.; STEFFEN, H. J.; MATZ, W.; VOELSKOW, M.; SKORUPA, W.: *Ion beam synthesis by tungsten-implantation into 6H-silicon carbide*. In: Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B 112 (1996), Nr. 1-4, S. 338–341
- [579] YAMAGUCHI, T.; NAKATA, J.: *Tetragonal WSi_2 formation by 0.5-5 MeV Xe-ion-beam irradiation at 250° C and 450° C*. In: J. Appl. Phys. 81 (1997), Nr. 5, S. 2219–2228
- [580] LIU, B. X.; GAO, K. Y.; ZHU, H. N.: *Metal silicides synthesized by high current metal-ion implantation*. In: J. Vac. Sci. Technol. B 17 (1999), Nr. 5, S. 2277–2283
- [581] LIANG, J. H.; CHAO, D. S.: *Formation of tungsten silicide films by ion beam synthesis*. In: Surf. Coat. Technol. 140 (2001), Nr. 2, S. 116–121

- [582] MAGEE, T. J.; WOOLHOUSE, G. R.; KAWAYOSHI, H. A.; NIEMEYER, I. C.; RODRIGUES, B.; ORMOND, R. D.; BHANDIA, A. S.: *Microstructural investigations of refractory metal silicide films on silicon*. In: J. Vac. Sci. Technol. B 2 (1984), Nr. 4, S. 756–761
- [583] LI, B. Z.; AITKEN, R. G.: *Electrical transport properties of tungsten silicide thin films*. In: Appl. Phys. Lett. 46 (1985), Nr. 4, S. 401–403
- [584] MATTHEISS, L. F.: *Calculated structural properties of $CrSi_2$, $MoSi_2$, and WSi_2* . In: Phys. Rev. B 45 (1992), Nr. 7, S. 3252–3259
- [585] CAVALEIRO, A.; VIEIRA, M. T.; LEMPÉRIERE, G.: *The structure of thin films deposited from a sintered tungsten carbide with a high cobalt content (15 wt.%)*. In: Thin Sol. Films 185 (1990), Nr. 2, S. 199–217
- [586] PRAKASH, L. J.: *Application of fine grained tungsten carbide based cemented carbides*. In: Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 13 (1995), Nr. 5, S. 257–264
- [587] MOUSTAKAS, T. D.; KOO, J. Y.; OZEKIN, A.; SCALON, J.: *Structure of tungsten carbide-cobalt multilayers*. In: J. Appl. Phys. 65 (1989), Nr. 11, S. 4256–4259
- [588] LAIDANI, N.; DORIGONI, C.; MIOTELLO, A.; CALLIARI, L.; SCAREL, G.; SANCROTTI, M.: *Depth-profiling via x-ray photoemission and Auger spectroscopies of N^+ implanted tungsten carbides grown on the Ti-6Al-4V alloy*. In: Thin Sol. Films 317 (1998), Nr. 1-2, S. 477–480
- [589] BRILLO, J.; KUHNENBECK, H.; FREUND, H.: *Interaction of O_2 with $WC(0001)$* . In: Surf. Sci. 409 (1998), Nr. 2, S. 199–206
- [590] VOITOVICH, V. B.; SVERDEL, V. V.; VOITOVICH, R. F.; GOLOVKO, E. I.: *Oxidation of WC-Co, WC-Ni and WC-Co-Ni hard metals in the temperature range 500-800° C*. In: Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 14 (1996), Nr. 4, S. 289–295
- [591] YEH, J. J.; PFEFFER, R. L.; COLE, M. W.; OHRING, M.; YEHODA, J. E.: *Reactions between tungsten and molybdenum thin films and polycrystalline diamond substrates*. In: Diam. Relat. Mater. 5 (1996), Nr. 10, S. 1195–1203
- [592] CLINARD, F. W., Jr.; KEMPTER, C. P.: *Low-temperature electrical properties of some transition metals and transition-metal carbides*. In: J. Less-Common Met. 15 (1968), Nr. 1, S. 59–73
- [593] MACHIDA, K.; ENYO, M.: *Preparation of tungsten carbide (WC_x) thin films by RF sputtering and their electrocatalytic property for anodic methanol oxidation*. In: J. Electrochem. Soc. 137 (1990), Nr. 3, S. 871–876
- [594] GHASIAS, S.; OGALE, S. B.: *Small cluster effects in tungsten carbide /platinum thin film catalyst deposited by pulsed laser co-ablation method*. In: Mater. Lett. 10 (1991), Nr. 11-12, S. 540–544
- [595] CHEN, J. S.; KOLAWA, E.; NICOLET, M.; RUIZ, R. P.; BAUD, L.; JAUSSAUD, C.; MADAR, R.: *Solid-state reaction of Pt thin film with single-crystal (001) β -SiC*. In: J. Mater. Res. 9 (1994), Nr. 3, S. 648–657
- [596] RASTEGAIEVA, M. G.; SYRKIN, A. L.: *Electrical characteristics of tungsten-contacts to 6H-SiC at temperatures between 300 and 950 K*. In: Sensors and Actuators A 33 (1992), S. 95–96
- [597] WINTERS, H. F.; SEKI, H.; RYE, R. R.; COLTRIN, M. E.: *Interaction of hydrogen, methane, ethylene and cyclopentane with hot tungsten: Implications for the growth of diamond films*. In: J. Appl. Phys. 76 (1994), Nr. 2, S. 1228–1243
- [598] YANG, H. Y.; ZHAO, X. A.; NICOLET, M.: *Cosputtered tungsten carbide ($W_{75}C_{25}$) thin film diffusion barriers*. In: Thin Sol. Films 158 (1988), Nr. 1, S. 45–50
- [599] YANG, H. Y.; ZHAO, X.: *Investigation of cosputtered W-C thin films as diffusion barriers*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 6 (1988), Nr. 3, S. 1646–1649
- [600] GHASIAS, S.: *Diffusion barrier performance of pulsed laser deposited amorphous tungsten carbide films*. In: J. Appl. Phys. 70 (1991), Nr. 12, S. 7626–7628
- [601] EHRHARDT, H.: *Plasma assisted thin film production of tungsten carbide, amorphous hydrogenated carbon and diamond films*. In: NATO ASI Ser. B (Nonequilibrium processes in partially ionized gases) 220 (1990), S. 251–259
- [602] KELLER, G.; BARZEN, I.; DÖTTER, W.; ERZ, R.; ULRICH, S.; JUNG, K.; EHRHARDT, H.: *Correlation of particle flux parameters with the properties of thin tungsten carbide films*. In: Mater. Sci. Eng. A 139 (1991), S. 137–143

- [603] KELLER, G.; BARZEN, I.; ERZ, R.; DÖTTER, W.; ULRICH, S.; JUNG, K.; EHRHARDT, H.: *Crystal structure, morphology and composition of magnetron sputtered tungsten carbide films*. In: Fresenius' J. Anal. Chem. 341 (1991), Nr. 5-6, S. 349–352
- [604] EHRHARDT, H.; ULRICH, S.; BARZEN, I.; SCHERER, J.; JUNG, K.: *Phase transitions and multiphase systems in magnetron sputtered hard coatings*. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 24 (1993), Nr. 3-4, S. 74–79
- [605] ZAMBRANO, G.; PRIETO, P.; PEREZ, F.; RINCON, C.; GALINDO, H.; COTA-ARAIZA, L.; ESTEVE, J.; MARTINEZ, E.: *Hardness and morphological characterization of tungsten carbide thin films*. In: Surf. Coat. Technol. 108-109 (1998), Nr. 1-3, S. 323–327
- [606] WANG, S. J.; TSAI, H. Y.; SUN, S. C.: *A comparative study of sputtered TaC_x and WC_x films as diffusion barriers between Cu and Si*. In: Thin Sol. Films 394 (2001), Nr. 1-2, S. 180–188
- [607] SRIVASTAVA, P. K.; RAO, T. V.; VANKAR, V. D.; CHOPRA, K. L.: *Synthesis of tungsten carbide films by rf magnetron sputtering*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 2 (1984), Nr. 3, S. 1261–1265
- [608] SRIVASTAVA, P. K.; VANKAR, V. D.; CHOPRA, K. L.: *High rate reactive magnetron sputtered tungsten carbide films*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 3 (1985), Nr. 6, S. 2129–2134
- [609] SRIVASTAVA, P. K.; VANKAR, V. D.; CHOPRA, K. L.: *R.F. magnetron sputtered tungsten carbide thin films*. In: Bull. Mater. Sci. 8 (1986), Nr. 3, S. 379–384
- [610] FARGES, G.; BOSCH, J. P.; BERGMANN, E.: *Friction and adhesive wear behaviour of W-C coatings against steel and titanium nitride*. In: Wear 135 (1989), S. 1–14
- [611] PAULEAU, Y.; GOUY-PAILLER, P.; PAIDASSI, S.: *Structure and mechanical properties of hard W-C coatings deposited by reactive magnetron sputtering*. In: Surf. Coat. Technol. 54-55 (1992), Nr. 1-3, S. 324–328
- [612] GOUY-PAILLER, P.; PAULEAU, Y.: *Characterization of tungsten films and hard tungsten-carbon coatings prepared by dc magnetron sputtering process*. In: NATO ASI Ser. E (Multicomponent and Multilayered Thin Films for Advanced Microtechnologies: Techniques, Fundamentals and Devices) 234 (1993), S. 539–543
- [613] GOUY-PAILLER, P.; PAULEAU, Y.: *Tungsten and tungsten-carbon thin films deposited by magnetron sputtering*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 11 (1993), Nr. 1, S. 96–102
- [614] RENIERS, F.; DETROYE, M.; KACIM, S.; KONS, P.; MAOUJOUR, M.; SILBERBERG, E.; SOUSSI, M.; BEGRANI; VANDELDELDE, T.; BUSS-HERMAN, C.: *Synthesis of thin films of Cr, Mo and W carbides and nitrides*. In: Chem. Transition Met. Carbides Nitrides (1996), S. 274–289
- [615] RADIC, N.; GRZETA, B.; MILAT, O.; IVKOV, J.; STUBICAR, M.: *Tungsten-carbon films prepared by reactive sputtering from argon-benzene discharges*. In: Thin Sol. Films 320 (1998), Nr. 2, S. 192–197
- [616] REBHOLZ, C.; SCHNEIDER, J. M.; ZIEGELE, H.; RÄHLE, B.; LEYLAND, A.; MATTHEWS, A.: *Deposition and characterisation of carbon-containing tungsten coatings prepared by reactive magnetron sputtering*. In: Vacuum 49 (1998), Nr. 4, S. 265–272
- [617] ESTEVE, J.; ZAMBRANO, G.; RINCON, C.; MARTINEZ, E.; GALINDO, H.; PRIETO, P.: *Mechanical and tribological properties of tungsten carbide sputtered coatings*. In: Thin Sol. Films 373 (2000), Nr. 1-2, S. 282–286
- [618] CARVALHO, N. M.; DEHOSSON, J. M.: *Microstructure investigation of magnetron sputtered WC/C coatings deposited on steel substrates*. In: Thin Sol. Films 388 (2001), Nr. 1-2, S. 150–159
- [619] QUESNEL, E.; PAULEAU, Y.; MONGE-CADET, P.; BRUN, M.: *Tungsten and tungsten-carbon PVD multilayered structures as erosion-resistant coatings*. In: Surf. Coat. Technol. 62 (1993), S. 474–479
- [620] RACK, P. D.; PETERSON, J. J.; LI, J.; GEICULESCU, A. C.; RACK, H. J.: *Thin film growth of reactive sputter deposited tungsten-carbon thin films*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 19 (2001), Nr. 1, S. 62–65
- [621] WAGH, B. G.; GODBOLE, V. P.; OGALE, S. B.: *Ion implantation effects in pulsed laser deposited tungsten carbide films*. In: Surf. Coat. Technol. 49 (1991), Nr. 1-3, S. 439–442
- [622] SUDA, Y.; NAKAZONO, T.; EBIHARA, K.; BABA, K.: *Pulsed laser deposition of tungsten carbide thin films on silicon (100) substrate*. In: Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B 121 (1997), Nr. 1-4, S. 396–399

- [623] CHITICA, N.; GYORGY, E.; LITA, A.; MARIN, G.; MIHAILESCU, I. N.; PANTELICA, D.; PETRASCU, M.; HATZIAPOSTOULOU, A.; GRIVAS, C.; BROLL, N.; CORNET, A.; MIRICA, C.; ANDREI, A.: *Synthesis of tungsten carbide thin films by reactive pulsed laser deposition*. In: Thin Sol. Films 301 (1997), Nr. 1-2, S. 71–76
- [624] SUDA, Y.; NAKAZONO, T.; EBIAHRA, K.; BABA, K.; HATADA, R.: *Properties of WC films synthesized by pulsed YAG laser deposition*. In: Mater. Chem. and Phys. 54 (1998), Nr. 1-3, S. 177–180
- [625] MIHAILESCU, I. N.; GYORGY, E.; MARIN, G.; POPESCU, M.; TEODORESCU, V. S.; VAN LANDUYT, J.; GRIVAS, C.; HATZIAPOSTOULOU, A.: *Crystalline structure of very hard tungsten carbide thin films obtained by reactive pulsed laser deposition*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 17 (1999), Nr. 1, S. 249–255
- [626] WAGH, B. G.; GODBOLE, V. P.; KANETKAR, S. M.; OGALE, S. B.: *Ion beam induced atomic mixing at the W-C interface*. In: Surf. Coat. Technol. 66 (1994), Nr. 1-3, S. 296–299
- [627] WEISHART, H.; HEERA, V.; MATZ, W.; SKORUPA, W.: *Ion beam assisted deposition of a tungsten compound layer on 6H-silicon carbide*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1432–1435
- [628] SEMENOV, A. P.; SMIRNYAGINA, N. N.: *Preparation of silicon carbide, tungsten carbide, and carbyne films by high-power electron-beam processing*. In: Inorg. Mater. 34 (1998), Nr. 8, S. 819–822
- [629] BÄCHLI, A.; CHEN, J. S.; RUIZ, R. P.; NICOLET, M.: *Solid-phase reaction of tungsten thin films with polycrystalline diamond*. In: MRS Symp. Proc. 339 (1994), S. 247–252
- [630] TÄGTSTRÖM, P.; HÖGBERG, H.; JANSSON, U.; CARLSSON, J. O.: *Low pressure CVD of tungsten carbides*. In: J. de Physique IV (Colloque) 5 (1995), Nr. C5 pt.2, S. 967–974
- [631] HIRATA, G. A.; CONTRERAS, O.; FARIAS, M. H.; COTA-ARAIZA, L.: *Stoichiometric tungsten carbide coatings*. In: AIP Conf. Proc. 378 (1996), S. 348–351
- [632] HÖGBERG, H.; TÄGTSTRÖM, P.; LU, J.; JANSSON, U.: *Chemical vapour deposition of tungsten carbides on tantalum and nickel substrates*. In: Thin Sol. Films 272 (1996), S. 116–123
- [633] YANG, H.; ZHAO, X.; NICOLET, M.: *Characterization of cosputtered tungsten carbide thin films*. In: Thin Sol. Films 158 (1988), Nr. 1, S. 37–44
- [634] GONZALEZ-HERNANDEZ, J.; CHAO, B. S.; PAWLIK, D. A.; ALLRED, D. D.; WANG, Q.: *Characterization of as-prepared and annealed tungsten/carbon multilayer thin films*. In: J. Vac. Sci. Technol. A 10 (1992), Nr. 1, S. 145–151
- [635] PORTER, L. M.; DAVIS, R. F.: *Issues and status of ohmic contacts for p-type silicon carbide*. In: HiTEC 1996, Juni (1996), S. VII-3/VII-7
- [636] KHEMKA, V.; CHATTY, K.; CHOW, T. P.; GUTMACHER, R. J.: *Breakdown voltage improvement of 4H-SiC Schottky diodes by a thin surface implant*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1211–1214
- [637] GEORGE, M. A.; LARKIN, D. J.; PETIT, J.; BURGER, A.; MORGAN, S. H.; COLLINS, W. E.: *Characterization of the interface between metal contacts and epilayers of doped silicon carbide*. In: MRS Symp. Proc. 405 (1996), S. 513–517
- [638] KAMIMURA, K.; OKADA, S.; ITO, H.; NAKAO, M.; ONUMA, Y.: *Characterization of Schottky contact on p-type 6H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1227–1230
- [639] KELNER, G.; SHUR, M. S.; BINARI, S.; SLEGER, K. J.; KONG, H.: *High-transconductance β -SiC buried-gate JFET's*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-36 (1989), Nr. 6, S. 1045–1049
- [640] LANG, M.; ISAAC-SMITH, T.; TIN, C. C.; WILLIAMS, J. R.: *Ni, Al and Ti Schottky diodes and their electrical characterization on 6H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 681–684
- [641] LIU, S.; SMITH, S. R.; ADAMS, S.; SEVERT, C.; LEONARD, J.: *Ohmic contacts to 6H-silicon carbide semiconductors*. In: Trans. 2nd Int. High Temp. Electron. Conf., Charlotte NC, June 5-10 (1994), S. XIII-9–XIII-14
- [642] LIU, S.; SCOFIELD, J. D.: *Ohmic contacts to p-type SiC with improved thermal stability*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 791–794
- [643] PAPANICOLAOU, N. A.; EDWARDS, A.; RAO, M. V.; ANDERSON, W. T.: *Si/Pt Ohmic contacts to p-type 4H-SiC*. In: Appl. Phys. Lett. 73 (1998), Nr. 14, S. 2009–2011

- [644] ANDREEV, A. N.; RASTEGAEVA, M. G.; BABANIN, A. I.; YAGOVKINA, M. A.; SAVKINA, N. S.; RENDAKOVA, S. V.: *Fabrication and advanced study of high temperature Ti-Al-based ohmic contacts to p-6H-SiC*. In: ECSCRM'98, abstract, 2nd European Conference on Silicon Carbide and Related Materials, Montpellier, France, 2.-4. Sept. 1998 (1998), S. 187–188
- [645] NORDELL, N.; SAVAGE, S.; SCHÖNER, A.: *Aluminium doped 6H-SiC: CVD growth and formation of ohmic contacts*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 573–576
- [646] VASSILEVSKI, K. V.; ZEKENTES, K.; CONSTANTINIDIS, G.; PAPANICOLAOU, N.; NIKITINA, I. P.; BABANIN, A. I.: *Structural and morphological characterization of Al/Ti-based ohmic contacts on p-type 4H-SiC annealed under various conditions*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1017–1020
- [647] VASSILEVSKI, K. V.; CONSTANTINIDIS, G.; PAPANICOLAOU, N.; MARTIN, N.; ZEKENTES, K.: *Study of annealing conditions on the formation of ohmic contacts on p+4H-SiC layers grown by CVD and LPE*. In: Mater. Sci. Eng. B 61-62 (1999), S. 296–300
- [648] ANIKIN, M. M.; RASTEGAEVA, M. G.; SYRKIN, A. L.; CHUIKO, I. V.: *Ohmic contacts to silicon carbide devices*. In: Springer Proc. Phys. 56 (1992), S. 183–189
- [649] DAIMON, H.; YAMANAKA, M.; SAKUMA, E.; MISAWA, S.; YOSHIDA, S.: *Annealing effects on Al and Al-Si contacts with 3C-SiC*. In: Jpn. J. Appl. Phys. 25 (1986), Nr. 7 pt.2, S. L592–L594
- [650] KAKANAKOV, R.; KASSAMAKOVA, L.; KASSAMAKOV, I.; ZEKENTES, K.; KUZNETSOV, N.: *Improved Al/Si ohmic contacts to p-type 4H-SiC*. In: 5th International Workshop on Expert Evaluation & Control of Compound Semiconductor Materials & Technologies, May 21-24 (2000), S. 1–4
- [651] KAKANAKOV, R.; KASSAMAKOVA, L.; KASSAMAKOV, I.; ZEKENTES, K.; KUZNETSOV, N.: *Improved Al/Si ohmic contacts to p-type 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Eng. B 80 (2001), S. 374–377
- [652] KASSAMAKOVA, L.; KAKANAKOV, R.; KASSAMAKOV, I.; ZEKENTES, K.; TSAGARAKI, K.; ATANASOVA, G.: *Origin of the excellent thermal stability of Al/Si-based ohmic contacts to p-type LPE 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 251–254
- [653] CROFTON, J.; BEYER, L.; WILLIAMS, J. R.; LUCKOWSKI, E. D.; MOHNEY, S. E.; DELUCCA, J. M.: *Titanium and aluminum-titanium ohmic contacts to p-type SiC*. In: Sol. State Electron. 41 (1997), Nr. 11, S. 1725–1729
- [654] KOJIMA, K.; YOSHIKAWA, M.; OHSHIMA, T.; ITOH, H.; OKADA, S.: *Characterization of Au Schottky contacts on p-type 3C-SiC grown by low pressure chemical vapor deposition*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1239–1242
- [655] SYRKIN, A. L.; BLUET, J. M.; BASTIDE, G.; BRETAGNON, T.; LEBEDEV, A. A.; RASTEGAEVA, M. G.; SAVKINA, N. S.; CHELNOKOV, V. E.: *Surface barrier height in metal-SiC structures of 6H, 4H and 3C polytypes*. In: Mater. Sci. Eng. B 46 (1997), Nr. 1-3, S. 236–239
- [656] LUNDBERG, N.; ZETTERLING, C.; ÖSTLING, M.: *Temperature stability of cobalt Schottky contacts on n- and p-type 6H silicon carbide*. In: Appl. Surf. Sci. 73 (1993), S. 316–321
- [657] LUNDBERG, N.; ÖSTLING, M.: *Cobalt disilicide (CoSi₂) Schottky contacts to 6H-SiC*. In: Physica Scripta T54 (1994), S. 273–277
- [658] VERENCHIKOVA, R. G.; SANKIN, V. I.: *Influence of thermal annealing on the properties of Cr-SiC Schottky barriers formed from n- and p-type material*. In: Semicond. 22 (1988), Nr. 9, S. 1067–1069
- [659] ODER, T. N.; WILLIAMS, J. R.; MOHNEY, S. E.; CROFTON, J.: *Refractory metal boride ohmic contacts to p-type 6H-SiC*. In: J. Electron. Mater. 27 (1998), Nr. 1, S. 12–16
- [660] HWANG, J. D.; FANG, Y. K.; SONG, Y. J.: *Transparent contacts to β -SiC for optical electronic device applications*. In: Thin Sol. Films 283 (1996), Nr. 1-2, S. 8–11
- [661] PETIT, J. B.; NEUDECK, P. G.; SALUPO, C. S.; LARKIN, D. J.; POWELL, J. A.: *Metal contacts to n- and p-type 6H-SiC: Electrical characteristics and high-temperature stability*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 137 (1994), S. 679–682
- [662] FURSIN, L. G.; ZHAO, J. H.; WEINER, M.: *Nickel ohmic contacts to p- and n-type 4H-SiC*. In: Electron. Lett. 37 (2001), Nr. 17, S. 1092–1093

-
- [663] PARSONS, J. D.: *Os rectifying Schottky and ohmic junction and W/WC/TiC ohmic contacts on SiC*. In: US Patent: 5,929,523 (7.3.1996)
- [664] KALININA, E. V.; KHOLUYANOV, G. F.; SHCHUKAREV, A. V.; SAVKINA, N. S.; BABANIN, A. I.; YAGOVKINA, M. A.; KUZNETSOV, N. I.: *Pd ohmic contacts to p-SiC 4H, 6H and 15R polytypes*. In: Diam. Relat. Mater. 8 (1999), Nr. 6, S. 1114–1117
- [665] KASSAMAKOVA, L.; KAKANAKOV, R.; NORDELL, N.; SAVAGE, S.: *Thermostable Ohmic contacts on p-type SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 787–790
- [666] KASSAMAKOVA, L.; KAKANAKOV, R.; NORDELL, N.; SAVAGE, S.; A., K.; MARINOVA, T.: *Study of electrical, thermal, and chemical properties of Pd ohmic contacts to p-type 4H-SiC and their dependence on annealing conditions*. In: Mater. Sci. Eng. B 61-62 (1999), S. 291–295
- [667] KASSAMAKOVA, L.; KAKANAKOV, R. D.; KASSAMAKOV, I. V.; NORDELL, N.; SAVAGE, S.; HJÖRVARSSÖN, B.; SVEDBERG, E. B.; ÅBOM, L.; MADSEN, L. D.: *Temperature stable Pd ohmic contacts to p-type 4H-SiC formed at low temperatures*. In: IEEE Trans. Electron Devices ED-46 (1999), Nr. 3, S. 605–611
- [668] ILIADIS, A. A.; ANDRONESCU, S. N.; EDINGER, K.; ORLOFF, J. H.; TALYANSKY, V.; VISPUTE, R. D.; SHARMA, R. P.; VENKATESAN, T.; WOOD, M. C.; JONES, K. A.: *PLD epitaxial TiN and Pt ohmic metallization to p-type 6H-SiC using focused ion beam surface modification*. In: MRS Symp. Proc. 483 (1998), S. 253–258
- [669] SAMIJI, M. E.; VAN WYK, E.; WU, L.; VENTER, A.; LEITCH, A. R.: *Ru Schottky barrier contacts to n- and p-type 6H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 607–610
- [670] KASSAMAKOVA, L.; KAKANAKOV, R.; KASSAMAKOV, I.; NORDELL, N.; SAVAGE, S.; SVEDBERG, E. B.; MADSEN, L. D.: *Al/Si ohmic contacts to p-type 4H-SiC for power devices*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1009–1012
- [671] RAGHUNATHAN, R.; BALIGA, B. J.: *High voltage Schottky barrier diodes on p-type 4H and 6H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 933–936
- [672] NAKASHIMA, K.; ERYU, O.; UKAI, S.; YOSHIDA, K.; WATANABE, M.: *Improved ohmic contacts to 6H-SiC by pulsed laser processing*. In: Mater. Sci. Forum 338-342 (2000), Nr. pt.2, S. 1005–1008
- [673] UEMOTO, T.: *Reduction of ohmic contact resistance on n-type 6H-SiC by heavy doping*. In: Jpn. J. Appl. Phys. 34 (1995), Nr. 1A pt.2, S. L7–L9
- [674] VASILEVSKI, K. V.; RENDAKOVA, S. V.; NIKITINA, I. P.; BABANIN, A. I.; ANDREEV, A. N.; ZEKENTES, K.: *Electrical characteristics and structural properties of ohmic contacts to p-type 4H-SiC epitaxial layers*. In: Semicond. 33 (1999), Nr. 11, S. 1206–1211
- [675] RASTEGAIEVA, M. G.; ANDREEV, A. N.; BABANIN, A. I.; YAGOVKINA, M. A.; SAVKINA, N. S.: *Silicon-containing ohmic contacts to p-6H-SiC*. In: ECSCRM'98, abstract, 2nd European Conference on Silicon Carbide and Related Materials, Montpellier, France, 2.-4. Sept. 1998 (1998), S. 185–186
- [676] ILIADIS, A. A.; ANDRONESCU, S. N.; EDINGER, K.; ORLOFF, J. H.; VISPUTE, R. D.; TALYANSKY, V.; SHARMA, R. P.; VENKATESAN, T.; WOOD, M. C.; JONES, K. A.: *Ohmic contacts to p-6H-SiC using focused ion-beam surface-modification and pulsed laser epitaxial TiN deposition*. In: Appl. Phys. Lett. 73 (1998), Nr. 24, S. 3545–3547
- [677] JACOB, C.; NISHINO, S.; MEHREGANY, M.; POWELL, J. A.; PIROUZ, P.: *Effect of metal work function on the formation of W and Mo contacts to 3C-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 137 (1994), S. 247–250
- [678] JACOB, C.; PIROUZ, P.; KUO, H.; MEHREGANY, M.: *High temperature characterization of Ni, W and Al contacts to 3C-silicon carbide thin films*. In: MRS Symp. Proc. 483 (1998), S. 321–326
- [679] JACOB, C.; PIROUZ, P.; KUO, H.; MEHREGANY, M.: *High temperature ohmic contacts to 3C-silicon carbide films*. In: Sol. State Electron. 42 (1998), Nr. 12, S. 2329–2334
- [680] CONSTANTINIDIS, G.; KORNILIOS, N.; ZEKENTES, K.; STOEMENOS, J.; CIOCCIO, L. D.: *High temperature ohmic contacts to 3C-SiC grown on Si substrates by chemical vapor deposition*. In: Mater. Sci. Eng. B 46 (1997), Nr. 1-3, S. 176–179
- [681] SHOR, J. S.; WEBER, R. A.; PROVOST, L. G.; GOLDSTEIN, D.; KURTZ, A. D.: *High temperature ohmic contacts for n-type β -SiC sensors*. In: MRS Symp. Proc. 242 (1992), S. 573–581

- [682] SHOR, J. S.; WEBER, R. A.; PROVOST, L. G.; GOLDSTEIN, D.; KURTZ, A. D.: *High temperature ohmic contact metallizations for n-type 3C-SiC*. In: J. Electrochem. Soc. 141 (1994), Nr. 2, S. 579–581
- [683] DEFIVES, D.; DURAND, O.; WYCZISK, F.; NOBLANC, O.; BRYLINSKI, C.; MEYER, F.: *Electrical behaviour and microstructural analysis of metal Schottky contacts on 4H-SiC*. In: Microelectron. Eng. 55 (2001), S. 369–374
- [684] YAKIMOVA, R.; HEMMINGSSON, C.; MACMILLAN, M. F.; YAKIMOV, T.; JANZÉN, E.: *Barrier height determination for n-type 4H-SiC Schottky contacts made using various metals*. In: J. Electron. Mater. 27 (1998), Nr. 7, S. 871–875
- [685] BAUD, L.; BILLON, T.; LASSAGNE, P.; JAUSSAUD, C.; MADAR, R.: *Low contact resistivity W ohmic contacts to n-type 6H-SiC*. In: Inst. Phys. Conf. Ser. 142 (1996), S. 597–600
- [686] NAKASHIMA, K.; ERYU, O.; KUME, T.; NAKATA, T.; INOUE, M.: *Formation of tungsten ohmic contact on n-type 6H-SiC by pulsed laser processes*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 779–782
- [687] NOBLANC, O.; ARNODO, C.; CASSETTE, S.; BRYLINSKI, C.; KAKANAKOVA-GEORGIEVA, A.; MARINOVA, T.; KASSAMAKOVA, L.; KAKANAKOV, R.; PÉCZ, B.; SÜLYÖK, A.; RADNÓCZI, G.: *Physical and electrical characterization of WN Schottky contacts on 4H-SiC*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 817–820
- [688] KAKANAKOVA-GEORGIEVA, A.; KASSAMAKOVA, L.; MARINOVA, T.; KAKANAKOV, R.; NOBLANC, O.; ARNODO, C.; CASSETTE, S.; BRYLINSKI, C.: *Interface chemistry of WN/4H-SiC structures*. In: Appl. Surf. Sci. 151 (1999), Nr. 3-4, S. 225–232
- [689] KAKANAKOVA-GEORGIEVA, A.; MARINOVA, T.; NOBLANC, O.; ARNODO, C.; CASSETTE, S.; BRYLINSKI, C.: *XPS characterization of tungsten-based contact layers on 4H-SiC*. In: Thin Sol. Films 337 (1999), Nr. 1-2, S. 180–183

Abbildungsverzeichnis

1.1	Probenzyklus, Beispiel anhand des Wafers H24	3
2.1	Temperaturabhängigkeit a) von n_i , b) des Exciton Energie Gaps von SiC	11
2.2	Bändermodell für einen a) n-, b) p- und c) partiell kompensierten p-Halbleiter .	12
2.3	Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren a) $p = f(T, N_A, n_i(T))$, b) Ionisationsgrad	15
2.4	Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren $p = f(T, N_A, N_D)$ - 2D-Darstellung	15
2.5	Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren $p = f(T, N_A, N_D)$ - 3D-Darstellung	16
2.6	Vergleich der Modelle zur Berechnung der Ladungsträgerdichte	18
2.7	Energieniveauschemata der Metall-Halbleiter Übergänge allgemein	19
2.8	Austrittsarbeit von WSi ₂ -Teststrukturen auf p-6H-SiC	23
2.9	Energieniveauschemata der Metall-Halbleiter Übergänge als $f(N_A)$	25
2.10	Kontaktwiderstand als $f(N_A^-, \Phi_B)$	27
3.1	Photolithographiemaske einer Strukturfolge	38
3.2	Lineare Vier-Spitzen-Anordnung	40
3.3	Balkenstruktur zur Messung des spezifischen Widerstandes der Metallisierung .	41
3.4	Greek-Struktur zur Messung des spezifischen Widerstandes der Metallisierung .	42
3.5	Prinzipskizze des Stromflusses im Horizontaltypkontakt	43
3.6	Punktkontaktstruktur zur Kontaktwiderstandsbestimmung	44
3.7	Schematische Darstellung der TLM	45
3.8	Kontaktanordnung nach dem Modell von Marlow & Das	48
3.9	Kontaktanordnung nach dem Modell von Reeves – 3-Ring Struktur	49
3.10	Kontaktanordnung nach dem Modell von Reeves – 4-Ring Struktur	50
3.11	Schematische Darstellung der XRD-Meßanordnung	52
3.12	Schematische Darstellung des AFM-Prinzips	53
3.13	Schichtdickenbestimmung	53
4.1	Berechnete Al-Implantationsprofile	58
4.2	Mikroskopische Aufnahmen einer originalen SiC-Oberfläche	60
4.3	TEM-Querschnittsaufnahmen von Implantationsschäden	64
4.4	TEM-Querschnittsaufnahme von Versetzungen	65
4.5	Mikroskopische Aufnahmen der implantierten und ausgeheilten SiC-Proben . .	66
4.6	AFM an den Proben nach Implantation und Ausheilung	66
4.7	Oberflächenprofil und Flächenwiderstand einer 4H-SiC-Probe	67
4.8	Oberflächenprofil und Flächenwiderstand einer 6H-SiC-Probe	68
4.9	Implantiertes und ausgeheiltes SiC a) R_F und b) p als $f(T)$	68

4.10	Spezifischer Widerstand von allen 4H- und 6H-SiC Proben	69
4.11	Löcherbeweglichkeit der 4H- und 6H-SiC Proben	70
5.1	Publikationen a) pro Erscheinungsjahr und b) zu Kontakten	73
5.2	Publikationen zu Kontakten aus reinen Elementen, Legierungen, Siliziden, Kar- biden und Nitriden	74
5.3	Schottky- und Ohmsche-Kontakte auf n-SiC	75
5.4	Schottky- und Ohmsche-Kontakte auf p-SiC	75
5.5	Verbindungen mit Silizium	79
5.6	Verbindungen mit Kohlenstoff	79
5.7	Schematische Darstellung der Anlagen zur Schichtabscheidung	83
5.8	Temperatur-Zeit-Verläufe beim Tempern	84
5.9	Phasendiagramm Wolfram-Silizium	86
5.10	AFM-Aufnahme einer getemperten Ringstruktur und Schichtdickenbestimmung	88
5.11	TEM-Aufnahme von tetragonalen WSi_2 auf Al implantierten 6H-SiC	88
5.12	XRD – Phasentransformation beim Tempern von hexagonalen WSi_2	91
5.13	Wolframsilizid – Tempertemperaturabhängigkeit von ϱ_0 und α_0	91
5.14	XRD – Substrateinfluß beim Sputtern vom WSi_2 -Sintertarget	92
5.15	TEM-Aufnahmen von hexagonalem WSi_2 auf 4H-SiC	93
5.16	Phasendiagramm Wolfram-Kohlenstoff	96
5.17	XRD – Substrateinfluß beim Sputtern vom WC-Sintertarget	99
5.18	Röntgendiffraktogramme gesputterter WC-Schichten $f(c)$	100
5.19	Röntgendiffraktogramme gesputterter WC-Schichten $f(T)$	100
5.20	Röntgendiffraktogramme co-gesputterter WC-/W-Schichten $f(c)$	101
5.21	Röntgendiffraktogramme co-gesputterter WC-W-Schichten $f(T)$	102
6.1	Röntgendiffraktogramme von hexagonalem WSi_2 auf p-4H- und p-6H-SiC . . .	107
6.2	Röntgendiffraktogramme von hexagonalem WC auf p-4H- und p-6H-SiC . . .	107
6.3	Röntgendiffraktogramme von hexagonalem W_2C auf p-4H- und p-6H-SiC . . .	108
6.4	TEM-Aufnahmen von WC auf 4H-SiC	108
6.5	TEM-Aufnahmen von W_2C auf 6H-SiC	109
6.6	TEM-Aufnahme einer geätzten Struktur	111

Tabellenverzeichnis

2.1	Ausgewählte Materialdaten und -eigenschaften einiger SiC-Polytypen	9
2.2	Berechnung der Eigenleitungskonzentration ausgewählter Halbleiter	10
2.3	Berechnung elektrisch aktiver Akzeptoren ausgewählter Halbleiter	16
2.4	Ausgewählte Metallisierungen, deren Austrittsarbeit Φ_M und die berechnete theoretische Barrierenhöhen Φ_{Bp} bei Kontaktbildung mit p-6H-SiC	21
2.5	Produzenten von SiC-Wafern	30
2.6	Anwendungen von SiC und deren Vorteile	34
2.7	Produzenten von SiC-Bauelementen	37
3.1	Methoden zur Bestimmung des spezifischen Kontaktwiderstandes	44
4.1	Implantationsplan für 4H- und 6H-SiC Wafer	59
5.1	Spezifische elektrische Widerstände ausgewählter Metallisierungen	80
5.2	Gitterparameter verschiedener Wolframsilizidphasen, JCPDS-Kartei	85
5.3	Spezifische Kontaktwiderstände der tetragonalen WSi_2 /p-6H-SiC-Kontakte	89
5.4	Gitterparameter verschiedener Wolframkarbidphasen, JCPDS-Kartei	95
6.1	Zusammenfassung der spezifischen Kontaktwiderstände der 4H- und 6H-SiC-Proben	113
A.1	Berechnung der Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren	166
B.1	Spezifikation der SiC-Wafer lt. Hersteller	167
C.1	Kontakte auf p-leitendem SiC	176
C.2	Wolframbasierte Kontakte auf SiC	179

Symbolverzeichnis

Formelzeichen

α	Dämpfungskonstante
α	thermischer Ausdehnungskoeffizient
$\alpha, \alpha_0, \alpha_{20}$	Temperaturkoeffizient allgemein, für 0°C bzw. 20°C
χ_S	Elektronenaffinität des Halbleiters
λ	Wärmeleitfähigkeit
μ, μ_n, μ_p	Ladungsträger-, Elektronen- und Löcherbeweglichkeit
Φ_{Bn}, Φ_{Bp}	Barrierrhöhe im n-, p-Halbleiter
Φ_S, Φ_M	Austrittsarbeit des Halbleiters, des Metalls
τ	Ladungsträgerlebenszeit
θ	Glanzwinkel
θ_{DSZ}	Einstrahlwinkel in Dünnschichtgeometrie
ε_r	relative Dielektrizitätskonstante
ε_S	Dielektrizitätskonstante des Halbleiters $\varepsilon_S = \varepsilon_0 \cdot \varepsilon_r$
$\varphi(x)$	räumlich veränderliches elektrostatisches Potential
$\varrho, \varrho_{\vartheta}, \varrho_0, \varrho_{20}$	spezifischer Widerstand allgemein, für ϑ , 0°C bzw. 20°C
ϱ_K, ϱ_C	spezifischer Kontaktwiderstand
A^*	effektive Richardson-Konstante
$A_{K\,eff}$	effektive Kontaktfläche
$A_{K\,g}$	geometrisch vorgegebene Kontaktfläche
A_K	Kontaktfläche
B	Breite der geätzten bzw. diffundierten Halbleiterschicht
b	Kontaktbreite
b_i	Elektrodenabstand
D	Diffusionskoeffizient
d	Schichtdicke
d_{dp}	Breite der Verarmungszone
d_{S-Al}	Aluminiumschichtdicke für die Durchimplantation
d_S	Dicke der Halbleiterschicht
E_0	Nullniveau des Potentials und der Energie bzw. Vakuumniveau
$E_{B(D)}, E_{B(A)}$	energetische Lage der Donatoren bzw. Akzeptoren bezogen auf die Leitungsbandunterkante bzw. die Valenzbandoberkante
E_C	Leitungsbandunterkante
E_D, E_A	Donatorniveau, Akzeptorniveau
E_{FM}	oberstes besetztes Energieniveau des Metalles
E_{Fn}, E_{Fp}	Position des Fermi-niveaus zur Leitungsbandunterkante bzw. Valenzbandoberkante

E_{FS}	Ferminiveau des Halbleiters
E_F	Ferminiveau
E_{gx}	Exciton Energie Gap
E_g	Bandabstand, Breite der verbotenen Zone, Bandlücke
$E_{Imp.}$	Implantationsenergie
E_{krit}	kritische Durchbruchfeldstärke
E_V	Valenzbandoberkante
$E_x, E_{x(D)}, E_{x(A)}$	Exciton Bindungsenergie allgemein, der Donatoren bzw. Akzeptoren
I	Stromstärke
I_0	Primärstrahlintensität
J	Stromdichte
K	geometrieabhängigen Korrekturfaktor
l	Kontaktabstand
L_T	Transferlänge
m_C^*, m_V^*	effektive Masse der Elektronen und der Löcher
m_e^*, m_{hh}^*	effektive Masse der Elektronen und der Löcher nach Wellenhofer
N	Ladungsträgerkonzentration
n, p	Elektronen-, Löcherkonzentration oder auch elektrisch aktive Donatoren, Akzeptoren
n_1, p_1	normierte Größe für die Elektronen-, Löcherkonzentration
n_ν	Zahl parabolischer Leitungsbänder
N_C, N_V	effektive Zustandsdichte des Leitungs-, Valenzbandes
N_D, N_A	Donator-, Akzeptorkonzentration
N_D^+, N_A^-	Konzentration ionisierter Donatoren, Akzeptoren
n_i	intrinsische Ladungsträger- oder auch Eigenleitungskonzentration
R_{FD}, R_{SH}	Flächenwiderstand im Diffusionsgebiet bzw. im dotierten Halbleitergebiet bzw. der dotierten Halbleiterschicht oder Bahnwiderstand
R_F	Flächenwiderstand
R_G, R_{Gi}	Gesamtwiderstand
$r_i, r_0 \dots r_7$	Radien
R_{KA}	Kontaktanfangswiderstand
R_{KE}	Kontaktendwiderstand
R_K, R_C	Kontaktwiderstand
$R_K^{außen}$	Kontaktwiderstand über die äußere Kante gemessen
R_K^{innen}	Kontaktwiderstand über die innere Kante gemessen
R_{Ltg}	Widerstand der Meßleitungen
R_{SK}	Flächenwiderstand der Halbleiterschicht direkt unter dem Kontakt
R_{spre}	Ausbreitungswiderstand - <i>spreading resistance</i>
s_1, s_2, s_3	Spitzenabstand
T, ϑ	Temperatur in K bzw. °C
$T_{max.}$	maximale Einsatztemperatur / Betriebstemperatur des Halbleiters
U	Spannung
U_B	Durchbruchspannung
U_G	Gate Treiberspannung
v_s	Sättigungsdriftgeschwindigkeit

Chemische Formeln

AlN	Aluminiumnitrid
GaAs	Galliumarsenid
GaN	Galliumnitrid
GaP	Galliumphosphid
GaTe	Galliumtellurid
Si ₃ N ₄	Siliziumnitrid
SiC	Siliziumkarbid
SiH ₂ Cl ₂	Dichlorsilan
WC, W ₂ C	Wolframkarbid, Diwolframkarbid
WF ₆	Wolframhexafluorid
WSi ₂ , W ₅ Si ₃	Wolframsilizide

Konstanten

ϵ_0	Dielektrizitätskonstante des Vakuums $\epsilon_0 = 8,85419 \cdot 10^{-12} \text{ As V}^{-1}\text{m}^{-1}$
a, b, c	Gitterkonstanten
c	Lichtgeschwindigkeit $c = 299.792 \text{ km s}^{-1}$
h	Plancksches Wirkungsquantum $h = 6,62618 \cdot 10^{-34} \text{ Ws}^2$
k	Boltzmannkonstante $k = 1,38066 \cdot 10^{-23} \text{ Ws K}^{-1}$
m_0	Elektronenruhemasse $m_0 = 9,10810 \cdot 10^{-31} \text{ kg}$
q, e	Elementarladung $q = e = 1,60219 \cdot 10^{-19} \text{ As}$

Abkürzungen

3K u. Extrap.	3 Kontakt und Extrapolation
a.u.	<i>arbitrary unit</i> - ohne Einheiten
Abb.	Abbildung
Abschn.	Abschnitt
AES	Auger-Elektronen-Spektroskopie
AFM	<i>Atomic Force Microscopy</i> - Rasterkraftmikroskopie
APCVD	<i>Atmospheric Pressure CVD</i>
at. %	Atom %
BFOM	Baliga's FOM - Gütezahl nach Baliga
BHFFOM	Baliga's HFFOM - Gütezahl nach Baliga für HF-Anwendungen
C-V	<i>Capacitance-Voltage</i> - Kapazitäts-Spannungs-Messungen
CCP	<i>Capacitive Coupled Plasma</i> - Kapazitiv gekoppeltes Plasma
CR	<i>Cyclotron Resonance</i>
CTLM	<i>Circular TLM</i>
CVD	<i>Chemical Vapor Deposition</i> - Chemische-Gasphasen-Abscheidung
DC-Sputtern	<i>Direct Current</i> -, Gleichstrom-Sputtern
DFT	<i>Density Functional Theory</i> - Dichtefunktionaltheorie
DLTS	<i>Deep Level Transient Spectroscopy</i>
DSZ	Dünnschichtzusatz
ECR	<i>Electron Cyclotron Resonance</i>
EL	Elektrolumineszenz
El.-Strahl-Verd.	Elektronenstrahl-Verdampfen
EMA, EMT	<i>Effective Mass Approximation, Effective Mass Theory</i>

FE	Feldemission / <i>Field Emission</i>
FET	<i>Field Effect Transistor</i> - Feld-Effekt-Transistoren
FIB	<i>Focused Ion Beam</i>
FIR	<i>Far-Infra-Red</i>
FOM	<i>Figure Of Merit</i>
gesp.	gesputtert
GSMBE	<i>Gas Source MBE</i>
GTO	<i>Gate Turn-Off Thyristor</i>
HBT	<i>Hetero-junction Bipolar Transistor</i> - Hetero-Bipolartransistoren
HEMT	<i>High Electron Mobility Transistor</i>
HF, r.f.	<i>High Frequency, radio frequency</i> - Hochfrequenz
HTCVD	<i>High Temperature CVD</i>
HV	<i>High Vacuum</i> - Hochvakuum
I-V	<i>Current-voltage</i> - Strom-Spannungs-Messungen
ICP	<i>Inductively Coupled Plasma</i> - Induktiv gekoppeltes Plasma
IGBT	<i>Insulated Gate Bipolar Transistor</i>
IPE	<i>Internal Photoemission Spectroscopy</i>
IR	<i>Infra-Red</i>
ISE	Inverser Sputterätzer
JCPDS	<i>Joint Committee of Powder Diffraction Standard</i>
JFET	<i>Junction FET</i> - Sperrschicht FET
JFOM	Johnson's FOM - Gütezahl nach Johnson
Kap.	Kapitel
KFOM	Keyes' FOM - Gütezahl nach Keyes
KS	Kelvinstruktur
LDA	<i>Local Density Approximation</i> - Lokale-Dichte-Näherung
LED	<i>Light Emitting Diode</i> - Lumineszenzdiode
LPCVD	<i>Low-Pressure CVD</i>
LPE	<i>Liquid Phase Epitaxy</i> - Flüssigphasen-Epitaxie
MBE	<i>Molecular Beam Epitaxy</i> - Molekular-Strahl-Epitaxie
MEMS	<i>Microelectromechanical Systems</i> - Mikroelektromechanische-Systeme
MESFET	<i>Metal Semiconductor FET</i>
MOSFET, MISFET	<i>Metal Oxide Semiconductor FET, Metal Insulator Semiconductor FET</i>
n.a.	nicht angegeben
NMOS, PMOS	N-Kanal MOS, P-Kanal MOS
NVRAM	<i>NonVolatile Random Access Memory</i> - Nichtflüchtiger Speicher
ODCR	<i>Optically Detected Cyclotron Resonance</i>
OF-Präp.	Oberflächenpräparation
OMCVD, MOCVD	<i>Organo-Metallic CVD, Metal-Organic CVD</i>
PDF	<i>Powder Diffraction File</i>
PEC	<i>Photo-Electro-Chemical</i> - Photoelektrochemisch
PECVD, PACVD	<i>Plasma Enhanced CVD, Plasma Assisted CVD</i>
PIN	<i>Positive Intrinsic Negative</i>
PL	Photolumineszenz
PLD, PLA	<i>Pulsed Laser Deposition / Ablation</i>
PR	<i>Photoresponse</i>

PVD	Physikalische Gasphasen Abscheidung - <i>Physical Vapor Deposition</i>
PVT	<i>Physical Vapor Transport</i>
r.f.-Sputtern	<i>radio frequency</i> -, HF-Sputtern
RCA	in den RCA Laboratorien entwickelte Reinigungsprozedur
REM, SEM	Raster-Elektronen-Mikroskopie - <i>Scanning Electron Microscopy</i>
RFA	Röntgenfluoreszenzanalyse
RHEED	<i>Reflection High Energy Electron Diffraction</i>
RIE	<i>Reactive Ion Etching</i> - Reaktives Ionenätzen
RT	Raumtemperatur
RTA	<i>Rapid Thermal Annealing</i>
RTCVD	<i>Rapid Thermal CVD</i>
RTP	<i>Rapid Thermal Processing</i>
SIMS	<i>Secondary Ion Mass Spectroscopy</i> - Sekundärionenmassenspektroskopie
SIT	<i>Static Induction Transistor</i>
SOI	<i>Silicon On Insulator</i>
SSMBE	<i>Solid Source MBE</i>
Tab.	Tabelle
TE	Thermische Emission - <i>Thermionic Emission</i>
TEM	Transmissions-Elektronen-Mikroskopie
TFE	Thermische Feldemission - <i>Thermionic Field Emission</i>
therm. Verd.	thermisches Verdampfen
TL	Thermolumineszenz
TLM	<i>Transmission Line Method</i>
unget.	ungetempert
UV	<i>Ultraviolet</i> - Ultraviolett
Vak.	Vakuum
VLSI	<i>Very-Large-Scale-Integration</i>
vol. %	Volumen %
VSM	Vier-Spitzen-Methode
wt. %	Gewichts %
XPS	<i>X-ray Photoelectron Spectroscopy</i>
XRD	<i>X-Ray Diffraction</i> - Röntgendiffraktometrie

A Berechnung der Ladungsträgerkonzentration

A.1 Ladungsträgerkonzentration im p-SiC

A.1.1 Allgemeine Lösung der Gleichung für die Löcherkonzentration

Es wird angenommen, daß nur Akzeptoren $N_A \neq 0$, aber keine Donatoren $N_D = 0$ vorhanden sind.

Die Neutralitätsbedingung

$$n - p - N_D^+ + N_A^- = 0 \quad (\text{A.1})$$

wird nach der Löcherkonzentration p umgeformt. Dazu benötigt man die Konzentration der ionisierten Akzeptoren

$$N_A^- = N_A f(E_A) \quad (\text{A.2})$$

und der ionisierten Donatoren

$$N_D^+ = N_D [1 - f(E_D)] . \quad (\text{A.3})$$

Da für den betrachteten Fall des p-SiC $N_D = 0$ ist, wird auch $N_D^+ = 0$. Aus der energetischen Lage des Akzeptorniveaus $E_B = E_A$ ergibt sich für die Fermiverteilung die Form

$$[1 - f(E_A)] = \frac{1}{2 e^{(E_B - E_F) / kT} + 1} . \quad (\text{A.4})$$

Durch Einführung der Löcherkonzentration

$$p = N_V e^{-E_F / kT} \quad (\text{A.5})$$

läßt sich die Fermienergie eliminieren. Es gilt dann

$$f(E_A) = \frac{p_1}{p + p_1} , \quad \text{wobei} \quad (\text{A.6})$$

$$p_1 = 2 N_V e^{-E_B / kT} \quad \text{und} \quad (\text{A.7})$$

$$N_V = 2 \left(2 \pi \frac{m_V^* k T}{h^2} \right)^{3/2} \text{ ist.} \quad (\text{A.8})$$

Mit dem Massenwirkungsgesetz

$$n = n_i^2 / p \quad (\text{A.9})$$

nimmt die Neutralitätsbedingung die Form

$$p - \frac{n_i^2}{p} - N_A \frac{p_1}{p + p_1} = 0 \quad (\text{A.10})$$

an, welche sich in eine Gleichung 3. Grades umschreiben läßt. Sie lautet dann

$$p^3 + p^2 p_1 - p (n_i^2 + p_1 N_A) - n_i^2 p_1 = 0 \quad (\text{A.11})$$

und ist allgemein lösbar. Die nähere Betrachtung der komplizierten allgemeinen Lösung ist aufgrund der im Anschluß beschriebenen Vereinfachung nicht notwendig.

A.1.2 Vereinfachung durch die spezielle Betrachtung der SiC-Problematik

Die Eigenleitungskonzentration n_i des SiC verändert sich zwischen 273...1073 K um Größenordnungen (Abbildung 2.1 a), ist aber dennoch sehr viel kleiner als p_1 und N_A , was die Vereinfachung der Gl. A.11 zur Gl. A.12 rechtfertigt. Da $p = 0$ eine Lösung dieser Gleichung ist, erhält man die quadratische Gl. A.13, deren positive Lösung in Gl. A.14 angegeben ist.

$$p^3 + p^2 p_1 - p p_1 N_A = 0 \quad (\text{A.12})$$

$$p^2 + p p_1 - p_1 N_A = 0 \quad (\text{A.13})$$

$$p = -\frac{p_1}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{p_1(p_1 + 4 N_A)} \quad (\text{A.14})$$

A.2 Ladungsträgerkonzentration im n-SiC

Alle Überlegungen zur Berechnung der Ladungsträgerkonzentration für p-SiC lassen sich auf n-SiC übertragen ($N_A = 0$, $N_A^- = 0$) und sollen der Vollständigkeit halber kurz dargestellt werden. An Stelle der Gleichungen A.4, A.5, A.6, A.7 und A.8 treten die Beziehungen

$$f(E_D) = \frac{1}{\frac{1}{2} e^{(E_g - E_B - E_F) / k T} + 1}, \quad (\text{A.15})$$

$$n = N_C e^{(E_F - E_g) / k T}, \quad (\text{A.16})$$

$$[1 - f(E_D)] = \frac{n_1}{n + n_1}, \quad (\text{A.17})$$

$$n_1 = \frac{1}{2} N_C e^{-E_B/kT} \quad \text{und} \quad (\text{A.18})$$

$$N_C = 2 \left(2 \pi \frac{m_C^* kT}{h^2} \right)^{3/2}, \quad (\text{A.19})$$

die eingesetzt in die Neutralitätsbedingung wieder eine Gleichung 3. Grades ergeben

$$n^3 + n^2 n_1 - n (n_i^2 + n_1 N_D) - n_i^2 n_1 = 0. \quad (\text{A.20})$$

Analog zu Abschnitt A.1.2 ist n_i sehr viel kleiner als n_1 und N_D . Nach der Vereinfachung ergibt sich die positive Lösung

$$n = -\frac{n_1}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{n_1(n_1 + 4N_D)}. \quad (\text{A.21})$$

A.3 Ladungsträgerkonzentration im kompensierten-SiC

In den vorangestellten Betrachtungen wurden Halbleiter berücksichtigt, die nur Akzeptor- oder nur Donatoratome enthielten. Im realen Halbleiter treten beide Atomsorten meist gleichzeitig auf (z.B. wirkt im SiC durch den Herstellungsprozeß eingebrachter Stickstoff als Donator) und kompensieren sich bis zu einem gewissen Grad. Im weiteren wird die Berechnung der Kompensation von Ladungsträgern betrachtet.

Auf Grundlage der Neutralitätsbedingung (Gl. A.1) folgt unter Nutzung weiterer Gleichungen der Abschnitte A.1 und A.2 für die Löcherkonzentration

$$p - \frac{n_i^2}{p} + N_D \left[\frac{n_1 p}{n_i^2 + n_1 p} \right] - N_A \left[\frac{p_1}{p + p_1} \right] = 0 \quad (\text{A.22})$$

und für die Elektronenkonzentration

$$n - \frac{n_i^2}{n} - N_D \left[\frac{n_1}{n + n_1} \right] + N_A \left[\frac{p_1 n}{n_i^2 + p_1 n} \right] = 0. \quad (\text{A.23})$$

Die Gleichungen A.22 und A.23 lassen sich in Gleichungen 4. Grades umformen und lösen, was jedoch aufgrund der sehr kleinen Eigenleitungsichte n_i (vgl. A.1.2) nicht notwendig ist. Die beiden positiven Lösungen lauten dann für $N_A > N_D$

$$p = \frac{-N_D - p_1 + \sqrt{4(N_A - N_D)p_1 + (N_D + p_1)^2}}{2} \quad (\text{A.24})$$

und für $N_A < N_D$

$$n = \frac{-N_A - n_1 + \sqrt{4(N_D - N_A)n_1 + (N_A + n_1)^2}}{2}. \quad (\text{A.25})$$

A.4 Ergebnisdarstellung

Tabelle A.1 stellt die in Abschnitt 2.2.2 beschriebenen Abhängigkeiten noch einmal für je zwei Temperaturen ($T = 273$ bzw. 1073 K) und Donatorgrundkonzentrationen ($N_D = 10^{14}$ bzw. 10^{16} cm^{-3}) wertmäßig dar.

T	N_A	N_D	p nach Gl. A.11	p nach Gl. A.14	Abw. Gl. A.11- A.14 [%]	Ionisa- tions- grad Gl.A.14 [%]	p nach Gl. A.22	p nach Gl. A.24	Abw. Gl. A.22- A.24 [%]	Ionisa- tions- grad Gl.A.24 [%]
[K]	$[\text{cm}^{-3}]$	$[\text{cm}^{-3}]$	$[\text{cm}^{-3}]$	$[\text{cm}^{-3}]$			$[\text{cm}^{-3}]$	$[\text{cm}^{-3}]$		
273	10^{14}	10^{14}	$9,448 \cdot 10^{13}$	$9,448 \cdot 10^{13}$	0	94,5	$8,785 \cdot 10^{-3}$	0	100	0,0
273	10^{15}	10^{14}	$6,984 \cdot 10^{14}$	$6,984 \cdot 10^{14}$	0	69,8	$6,222 \cdot 10^{14}$	$6,222 \cdot 10^{14}$	0	62,2
273	10^{16}	10^{14}	$3,294 \cdot 10^{15}$	$3,294 \cdot 10^{15}$	0	32,9	$3,234 \cdot 10^{15}$	$3,234 \cdot 10^{15}$	0	32,3
273	10^{17}	10^{14}	$1,193 \cdot 10^{16}$	$1,193 \cdot 10^{16}$	0	11,9	$1,188 \cdot 10^{16}$	$1,188 \cdot 10^{16}$	0	11,9
273	10^{18}	10^{14}	$3,942 \cdot 10^{16}$	$3,942 \cdot 10^{16}$	0	3,9	$3,937 \cdot 10^{16}$	$3,937 \cdot 10^{16}$	0	3,9
273	10^{19}	10^{14}	$1,264 \cdot 10^{17}$	$1,264 \cdot 10^{17}$	0	1,3	$1,263 \cdot 10^{17}$	$1,263 \cdot 10^{17}$	0	1,3
273	10^{20}	10^{14}	$4,014 \cdot 10^{17}$	$4,014 \cdot 10^{17}$	0	0,4	$4,013 \cdot 10^{17}$	$4,013 \cdot 10^{17}$	0	0,4
273	10^{16}	10^{16}	$3,294 \cdot 10^{15}$	$3,294 \cdot 10^{15}$	0	32,9	$1,007 \cdot 10^{-1}$	0	100	0,0
273	10^{17}	10^{16}	$1,193 \cdot 10^{16}$	$1,193 \cdot 10^{16}$	0	11,9	$7,583 \cdot 10^{15}$	$7,583 \cdot 10^{15}$	0	7,6
273	10^{18}	10^{16}	$3,942 \cdot 10^{16}$	$3,942 \cdot 10^{16}$	0	3,9	$3,463 \cdot 10^{16}$	$3,463 \cdot 10^{16}$	0	3,5
273	10^{19}	10^{16}	$1,264 \cdot 10^{17}$	$1,264 \cdot 10^{17}$	0	1,3	$1,214 \cdot 10^{17}$	$1,214 \cdot 10^{17}$	0	1,2
273	10^{20}	10^{16}	$4,014 \cdot 10^{17}$	$4,014 \cdot 10^{17}$	0	0,4	$3,964 \cdot 10^{17}$	$3,964 \cdot 10^{17}$	0	0,4
1073	10^{14}	10^{14}	$1,287 \cdot 10^{14}$	$1,000 \cdot 10^{14}$	22,32	100	$6,083 \cdot 10^{13}$	0	100	0,0
1073	10^{15}	10^{14}	$1,003 \cdot 10^{15}$	$0,999 \cdot 10^{15}$	0,367	100	$9,040 \cdot 10^{14}$	$8,999 \cdot 10^{14}$	0,453	90,0
1073	10^{16}	10^{14}	$9,996 \cdot 10^{15}$	$9,996 \cdot 10^{15}$	0,004	100	$9,896 \cdot 10^{15}$	$9,896 \cdot 10^{15}$	0,004	99,0
1073	10^{17}	10^{14}	$9,960 \cdot 10^{16}$	$9,960 \cdot 10^{16}$	0	99,6	$9,950 \cdot 10^{16}$	$9,950 \cdot 10^{16}$	0	99,5
1073	10^{18}	10^{14}	$9,633 \cdot 10^{17}$	$9,633 \cdot 10^{17}$	0	96,3	$9,632 \cdot 10^{17}$	$9,632 \cdot 10^{17}$	0	96,3
1073	10^{19}	10^{14}	$7,674 \cdot 10^{18}$	$7,674 \cdot 10^{18}$	0	76,7	$7,674 \cdot 10^{18}$	$7,674 \cdot 10^{18}$	0	76,7
1073	10^{20}	10^{14}	$3,923 \cdot 10^{19}$	$3,923 \cdot 10^{19}$	0	39,2	$3,923 \cdot 10^{19}$	$3,923 \cdot 10^{19}$	0	39,2
1073	10^{16}	10^{16}	$9,996 \cdot 10^{15}$	$9,996 \cdot 10^{15}$	0,004	100	$6,083 \cdot 10^{13}$	0	100	0,0
1073	10^{17}	10^{16}	$9,960 \cdot 10^{16}$	$9,960 \cdot 10^{16}$	0	99,6	$8,964 \cdot 10^{16}$	$8,964 \cdot 10^{16}$	0	89,6
1073	10^{18}	10^{16}	$9,633 \cdot 10^{17}$	$9,633 \cdot 10^{17}$	0	96,3	$9,537 \cdot 10^{17}$	$9,537 \cdot 10^{17}$	0	95,4
1073	10^{19}	10^{16}	$7,674 \cdot 10^{18}$	$7,674 \cdot 10^{18}$	0	76,7	$7,666 \cdot 10^{18}$	$7,666 \cdot 10^{18}$	0	76,7
1073	10^{20}	10^{16}	$3,923 \cdot 10^{19}$	$3,923 \cdot 10^{19}$	0	39,2	$3,922 \cdot 10^{19}$	$3,922 \cdot 10^{19}$	0	39,2

Tabelle A.1: Berechnung der Konzentration elektrisch aktiver Akzeptoren

als Funktion $p = f(T, n_i(T), N_A, N_D)$ mit $n_i(T = 273 \text{ K}) = 3,698 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^{-3}$ bzw. $n_i(T = 1073 \text{ K}) = 6,083 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$, $E_{B(A)} = 0,24 \text{ eV}$ der Aluminiumakzeptoren, $E_{B(D)} = 0,1 \text{ eV}$ der Stickstoffdonatoren im 6H-SiC und $m_C^* = m_V^* = m_0$

B Probenplan

Probe	SiC-Polytyp	Wafer-nummer	Wafer-orientierung	Wafer-typ	Wafer-dotierung ⁽¹⁾ [At./cm ³]	Wafer-dicke [mm]	epi-typ	epi-Dotierung ⁽¹⁾ [At./cm ³]	epi-Dicke [μm]
H20	4H	C4SiC-B-NXXXXXS8R1 AD0034-4	8° off	n (N)	6,0E18	0,356	p (Al)	1,5E18	10
H21	4H	C4SiC-B-NXXXXXS8R1 AD0034-3	8° off	n (N)	5,5E18	0,353	p (Al)	2,0E18	10
H23	4H	C4SiC-B-NXXXXXS8R1 AB0047-8	8° off	n (N)	6,5E18	0,356	p (Al)	3,6E18	10
H24	4H	C4SiC-B-NXXXXXS8R1 K0215-8	8° off	n (N)	5,3E17	0,351	p (Al)	1,7E18	10
H25	4H	C4SiC-B-NXXXXXS8R1 K0215-7	8° off	n (N)	4,7E17	0,356	p (Al)	1,7E18	10
H31	6H	C6SiC-B-NXXXXXS1R1 Q0076-3	3,5° off	n (N)	3,1E18	0,353	p (Al)	2,3E18	10
H32	6H	C6SiC-B-NXXXXXS1R1 Q0053-12	3,5° off	n (N)	5,2E18	0,356	p (Al)	1,5E18	10
H33	6H	C6SiC-B-NXXXXXS1R1 S0070-3	3,5° off	n (N)	3,1E18	0,353	p (Al)	2,5E18	10
H34	6H	C6SiC-B-NXXXXXS1R1 Q0067-6	3,5° off	n (N)	4,4E18	0,353	p (Al)	1,7E18	10
H35	6H	C6SiC-B-NXXXXXS1R1 Q0069-7	3,5° off	n (N)	4,2E18	0,351	p (Al)	2,1E18	10

Tabelle B.1: Spezifikation der SiC-Wafer lt. Hersteller (für alle Wafer: Qualität - „Research“ , Oberfläche - Si(0001), ⁽¹⁾ N_A-N_D mittels C-V Messung)

C Übersicht zu Ohmschen und Schottky-Kontakten auf SiC

In den folgenden Tabellen sind Kontakte auf p-leitendem SiC (Tab. C.1) und wolframbasierte Kontakte auf SiC (Tab. C.2) dargestellt. Sowohl die den Kontaktcharakter beeinflussenden Größen wie Polytyp, Dotierung und Oberflächenpräparation des SiC-Halbleitermaterials, Abscheidemethode und Temperbedingungen der Metallisierung als auch Meßmethode und -ergebnis sind für die bei Raumtemperatur (RT) gemessenen Kontakte aufgeführt. Dabei sind die Literaturangaben alphabetisch nach Metallisierung und Polytyp geordnet.

Die direkte Metallisierung des SiC ist von links beginnend dargestellt. Legierungen mit bekannter Zusammensetzung werden in Atom- (at. %), Gewichts- (wt. %) und Volumenprozent (vol. %) angegeben. Die Abscheidemethode ist untergliedert in das Verfahren zur Metallisierung und die Substrattemperatur bei der Abscheidung. Verfahren zur Metallisierung sind das *Direct Current*-Sputtern (DC-Sputtern), das *radio frequency*-Sputtern (r.f.-Sputtern), die *Pulsed Laser Deposition / Ablation* (PLD), das Elektronenstrahl-Verdampfen (El.-Strahl-Verd.), das thermischen Verdampfen (therm. Verd.) und die *Chemical Vapor Deposition* (CVD). In der Spalte Temperbedingungen sind Tempertemperatur {ungetempert (unget.) oder bis zu 2000°C}, -zeit und -umgebung {im Vakuum (Vak.), im *High Vacuum* (HV) oder in inerter Atmosphäre} aufgeführt. Die SiC-Substratdotierung durch Al Implantation bzw. durch Al/C co-Implantation ist mit [†] bzw. [‡] extra gekennzeichnet, da eine hohe Dotierung im Kontaktgebiet im Bezug auf Ohmsche p-SiC Kontakte von Bedeutung ist.

Je nachdem, ob es sich um Ohmsche oder Schottky-Kontakte handelt, ist in der folgenden Spalte der spezifische Kontaktwiderstand ρ_K oder die Barrierenhöhe Φ_B dargestellt. Wurden mittels verschiedener Meßmethoden Ohmsche {3 Kontakt und Extrapolation (3K u. Extrap.), Vier-Spitzen-Methode (VSM), Kelvinstruktur (KS), *Transmission Line Method* (TLM) oder *Circular TLM* (CTLM)} bzw. Schottky-Kontakte {*Current-Voltage* (I-V), *Photoresponse* (PR), *Internal Photoemission Spectroscopy* (IPE), *X-ray Photoelectron Spectroscopy* (XPS) oder *Capacitance-Voltage* (C-V)} gemessen, sind die Ergebnisse der Messungen durch Semikolons entsprechend getrennt.

Die qualitative Einschätzung der Oberflächenpräparation (OF-Präp.) in sehr gut, gut oder annehmbar wurde entsprechend [100] getroffen (vgl. Abschn. 4.2.2 auf S.61). Ausgenommen von der Bewertung sind gesputterte (gesp.), im Vakuum (Vak.) gespaltete, mittels *Reactive Ion Etching* (RIE), *Focused Ion Beam* (FIB), *Inductively Coupled Plasma* (ICP) oder *Electron Cyclotron Resonance* (ECR) präparierte Oberflächen. In Publikationen ohne Angabe der Reinigungsprozedur oder anderer in den beiden Tabellen dargestellten Größen ist dieser Fakt mit nicht angegeben (n.a.) bezeichnet.

Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperaturbedingungen	Dotierung [cm ⁻³]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder ρ_K [Ω cm ²]*	Meßmethode	OF-Präp.	Quelle
p-6H-SiC(1100)	Ag	therm. Verd., RT	unget.	5x10 ¹⁸	Schottky	1,11...1,19	PR	Vak. gespalten	[462]
p-6H-SiC(0001)	Ag	therm. Verd., RT	unget.	~8x10 ¹⁶	Schottky	1,87	XPS	sehr gut	[500]
p-6H-SiC(0001)	Ag	therm. Verd., RT	unget.	~2x10 ¹⁶	Schottky	1,72...1,74	XPS	sehr gut	[500]
p-3C-SiC(100)	Al	therm. Verd., RT	877°C, 3 min	1x10 ¹⁶	Ohmsch	3,1x10 ⁻²	3K u. Extrap.	gut	[489]
p-4H-SiC(0001)	Al	n.a.	unget.	1,8x10 ¹⁶	Schottky	1,74	I-V	n.a.	[636]
p-4H-SiC(0001)	Al	therm. Verd.; ...	950°C, 5 min in Ar	mittlerer 10 ²⁰ †	Ohmsch	6x10 ⁻⁵	TLM	gut	[473]
p-4H-SiC(0001)	Al	therm. Verd.	950°C, 5 min in Ar	~10 ²⁰ † ~3x10 ²⁰ † ~6x10 ²⁰ † ~10 ²¹ † ~2x10 ²¹ † ~10 ²⁰ ‡ ~3x10 ²⁰ ‡ ~6x10 ²⁰ ‡ ~10 ²¹ ‡ ~2x10 ²¹ ‡	Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch	~3x10 ⁻² ~2x10 ⁻⁴ ~10 ⁻⁴ ~2x10 ⁻⁴ ~9x10 ⁻⁴ ~2x10 ⁻³ ~10 ⁻⁴ ~6,1x10 ⁻⁵ ~9x10 ⁻⁵ ~9x10 ⁻⁵	TLM	n.a.	[471]
p-6H-SiC(0001)	Al	El.-Strahl Verd., RT	unget. 700°C, 10 min in Ar/H ₂ (10%)	1,8x10 ¹⁸	Schottky Ohmsch	n.a. 1,7x10 ⁻³	I-V TLM	gut	[518]
p-6H-SiC(0001)	Al	n.a.	n.a.	n.a.	Ohmsch	~10 ⁻⁵	TLM	n.a.	[637]
p-6H-SiC(1100)	Al	therm. Verd., RT	unget.	5x10 ¹⁸ ~10 ¹⁸	Schottky Schottky	1,43...1,47; 1,26...1,35 1,3...1,47	C-V; PR PR	Vak. gespalten	[462]
p-6H-SiC	Al	Verd.	unget.	1,82... 9,14x10 ¹⁵	Schottky	1,23	I-V	gut	[638]
p-6H-SiC(0001)	Al	therm. Verd.	900°C, 3 min in Ar	n.a.	Ohmsch	n.a.	n.a.	n.a.	[639]
p-6H-SiC(0001)	Al	n.a.	unget.	2x10 ¹⁷	Schottky	1,71	I-V	n.a.	[640]
p-6H-SiC(0001)	Al	Sputtern	800°C, 10 min	8x10 ¹⁸	Ohmsch	10 ⁻² ... 10 ⁻³	TLM	gut	[641]
p-6H-SiC(0001)	Al	therm. Verd.	950°C, 5 min in Ar	~8x10 ¹⁹ † ~4x10 ²⁰ † ~6x10 ²⁰ † ~6x10 ²⁰ † ~8x10 ²⁰ † ~10 ²¹ † ~2x10 ²¹ † ~8x10 ¹⁹ ‡ ~4x10 ²⁰ ‡ ~6x10 ²⁰ ‡ ~8x10 ²⁰ ‡ ~10 ²¹ ‡ ~8x10 ¹⁹ ‡ ~4x10 ²⁰ ‡ ~6x10 ²⁰ ‡ ~8x10 ²⁰ ‡ ~10 ²¹ ‡ ~2x10 ²¹ ‡	Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch	~7,5x10 ⁻³ ~7,5x10 ⁻² 3,2x10 ⁻² ... 10 ⁻¹ ~7,5x10 ⁻² ~2,5x10 ⁻³ ~7,5x10 ⁻⁴ ~7,5x10 ⁻³ ~5x10 ⁻² ~2,5x10 ⁻⁴ <3,2x10 ⁻⁵ <3,2x10 ⁻⁵ ~7,5x10 ⁻⁴ ~7,5x10 ⁻³ ~2,5x10 ⁻³ <3,2x10 ⁻⁵ ~2,5x10 ⁻³ ~7,5x10 ⁻⁴ ~2,5x10 ⁻³ ~7,5x10 ⁻⁴ <3,2x10 ⁻⁵	TLM	n.a.	[471], [470]
p-6H-SiC(0001)	Al	therm. Verd.	950°C, 5 min in Ar	~10 ²⁰ † ~3x10 ²⁰ † ~6x10 ²⁰ † ~10 ²¹ † ~2x10 ²¹ †	Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch	~8x10 ⁻¹ ~5x10 ⁻⁴ ~5x10 ⁻⁴ ~5x10 ⁻⁴ ~10 ⁻⁴	TLM	n.a.	[471]
p-6H-SiC(0001)	Al	therm. Verd., RT	unget. 600°C, 30 s	~8x10 ¹⁶	Schottky	2,22	XPS	sehr gut	[500]
p-6H-SiC(0001)	Al	therm. Verd., RT	unget. 600°C, 30 s	~2x10 ¹⁶	Schottky Schottky Schottky	1,04 2,47 1,58	XPS	sehr gut	[500]
p-6H-SiC(0001)	Al	n.a.	950°C, 5 min in Ar	4x10 ²⁰ † 4x10 ²⁰ ‡	Ohmsch Ohmsch	2,4x10 ⁻¹ ... 1,1x10 ⁻² ... 9,7x10 ⁻⁴ ... <10 ⁻⁶	TLM	n.a.	[474]

* Φ_B für Schottky- und ρ_K für Ohmsche-Kontakte, † durch Al Implantation, ‡ durch Al/C co-Implantation

weiter auf der nächsten Seite

Fortsetzung von der vorangegangenen Seite									
Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperaturbedingungen	Dotierung [cm ⁻³]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder ϱ_K [Ω cm ²]*	Messmethode	OF-Präp.	Quelle
p-6H-SiC	Al/Mo	r.f./DC-Sputtern, RT	unget. 1000°C, 40 s in N ₂ /H ₂ 1100°C, 40 s in N ₂ /H ₂ 1200°C, 40 s in N ₂ /H ₂	10 ¹⁸	nicht Ohmsch Ohmsch Ohmsch	n.a. 1,04x10 ⁻² 1,4x10 ⁻⁴ 4,5x10 ⁻⁵	I-V	gut	[488]
p-4H-SiC(0001)	Al/Ni	Sputtern	unget. 850...1050°C, 2...5 min	10 ¹⁹	Schottky Ohmsch	n.a. 10 ⁻³ ... 4x10 ⁻⁵	I-V TLM	gut	[642]
p-6H-SiC(0001)	Al/Ni	Sputtern	unget. 850...1050°C, 2...5 min	10 ¹⁹	Schottky Ohmsch	n.a. 10 ⁻³ ... 4x10 ⁻⁵	I-V TLM	gut	[642]
p-4H-SiC(0001)	Al/Ni/W	Sputtern	unget. 850°C, 2 min 850...1050°C, 2...5 min	10 ¹⁹	Schottky Ohmsch	n.a. 4x10 ⁻⁵ 10 ⁻³ ... 4x10 ⁻⁵	I-V TLM TLM	gut	[642]
p-6H-SiC(0001)	Al/Ni/W	Sputtern	unget. 850°C, 2 min 850...1050°C, 2...5 min	10 ¹⁹	Schottky Ohmsch	n.a. 4x10 ⁻⁵ 10 ⁻³ ... 4x10 ⁻⁵	I-V TLM TLM	gut	[642]
p-4H-SiC(0001)	Al/Pd	therm. Verd.; ...	1050°C, 5 min in Ar 1050°C, 5 min in N ₂	mittlerer 10 ²⁰ † mittlerer 10 ²⁰ †	Ohmsch Ohmsch	1,2... 1,4x10 ⁻⁴ 8,6x10 ⁻⁴ ... 5,7x10 ⁻⁵	TLM	gut	[473]
p-6H-SiC(0001)	Al/Pt/W	Sputtern	850°C, 10 min	8x10 ¹⁸	Ohmsch	10 ⁻² ... 10 ⁻³	TLM	gut	[641]
p-6H-SiC	Al/Ta	r.f./DC-Sputtern, RT	400°C, 3 min / 1100°C, 20 s in Ar/H ₂ 400°C, 3 min / 1100°C, 20 s in N ₂ /H ₂	10 ¹⁸	Ohmsch Ohmsch	1,04x10 ⁻⁴ 4,22x10 ⁻⁴	TLM	gut	[488]
p-3C-SiC(100)	Al/TaSi ₂	therm. Verd., Sputtern, RT	1200°C, 30 min	1x10 ¹⁶	Ohmsch	2,0x10 ⁻¹	3K u. Extrap.	gut	[489]
p-3C-SiC	Al/Ti	Sputtern	925°C	10 ²⁰ †	Ohmsch	~10 ⁻⁵	I-V	n.a.	[466]
p-4H-SiC(0001)	Al/Ti	therm. Verd.; ...	1050°C, 5 min in N ₂	mittlerer 10 ²⁰ †	Ohmsch	3,3x10 ⁻⁴	TLM	gut	[473]
p-4H-SiC(0001)	Al/Ti	El.-Strahl Verd.	unget. bis 700°C, 3 min 900°C, 3 min	10 ¹⁹	Schottky Ohmsch	n.a. 6,4x10 ⁻⁴	I-V TLM	gut	[643]
p-6H-SiC (Cree)	Al/Ti	Sputtern	800°C, 2 min	2,7x10 ¹⁸	Ohmsch	~2x10 ⁻³	TLM	n.a.	[644]
p-6H-SiC (Subl. epi)	Al/Ti		1400°C, 2 min	10 ¹⁹	Ohmsch	~1,5x10 ⁻⁴			
p-6H-SiC (LPE)	Al/Ti				Ohmsch	~2x10 ⁻⁴			
p-6H-SiC(0001)	Al/Ti	Sputtern, RT	1000°C, 5 min	5,5x10 ¹⁵ 10 ¹⁷ 2x10 ¹⁹	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	2,9x10 ⁻² 1,7x10 ⁻³ 1,5x10 ⁻⁵	CTLM	gut	[472]
p-6H-SiC(0001)-3C-SiC	Al/Ti	LPCVD-El.-Strahl Verd.	950°C, 2 min in N ₂	n.a.	Ohmsch	2...3x10 ⁻⁵	TLM	sehr gut	[194]
p-6H-SiC(0001)	Al/Ti	DC-Sputtern, RT	unget. 230°C, 20 min 500°C, 20 min	~3,5x10 ¹⁸ †	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	4,5x10 ⁻¹ 7,9x10 ⁻² 2,5x10 ⁻²	VSM (u. TLM)	gesp.	[31-33]

* Φ_B für Schottky- und ϱ_K für Ohmsche-Kontakte, † durch Al Implantation, ‡ durch Al/C co-Implantation
weiter auf der nächsten Seite

Fortsetzung von der vorangegangenen Seite									
Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperaturbedingungen	Dotierung [cm ⁻³]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder ρ_K [Ω cm ²]*	Meßmethode	OF-Präp.	Quelle
			unget. 230°C, 20 min 500°C, 20 min unget. 230°C, 20 min 500°C, 20 min unget. 230°C, 20 min 500°C, 20 min	$\sim 10^{19} \ddagger$ $\sim 3 \times 10^{19} \ddagger$ $\sim 9 \times 10^{19} \ddagger$	Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch	$1,7 \times 10^{-1}$ $3,1 \times 10^{-2}$ $1,8 \times 10^{-2}$ $3,3 \times 10^{-1}$ $3,6 \times 10^{-2}$ 2×10^{-2} $9,7 \times 10^{-3}$ $5,6 \times 10^{-3}$ $5,6 \times 10^{-4}$			
p-6H-SiC(0001)	Al/Ti	DC-Sputtern, RT	unget. bis 1050°C, 20 min unget. bis 1050°C, 20 min unget. bis 350°C, 20 min 550°C, 20 min 1050°C, 20 min	$1,3 \times 10^{15}$ $2,6 \times 10^{17}$ $1,4 \times 10^{18}$ $1,4 \times 10^{18}$ $1,4 \times 10^{18}$	nicht Ohmsch nicht Ohmsch nicht Ohmsch Ohmsch Ohmsch	n.a. n.a. n.a. $6,1 \times 10^{-2}$ $1,2 \times 10^{-2}$	VSM (u. TLM)	gesp.	[31, 32]
p-6H-SiC	Al/Ti/Al	Verd.	unget. 650...800°C, RTA in Ar/H ₂ (10%)	$10^{17} \dots$ 10^{21} 8×10^{17} 10^{20} 9×10^{21}	Schottky Ohmsch Ohmsch Ohmsch	n.a. $\sim 10^{-3} \dots$ 2×10^{-4} $10^{-3} \dots$ 2×10^{-4} $1 \times 10^{-4} \dots$ 2×10^{-4}	n.a. TLM	n.a.	[645]
p-4H-SiC	Al/Ti/Ni/Pt	El.-Strahl Verd.	n.a.	$1,5 \times 10^{20}$	Ohmsch	$\sim 10^{-4}$	CTLTM	n.a.	[646]
p-4H-SiC(0001)	Al/Ti/Ni/Pt	El.-Strahl Verd.	unget. 800°C, 60 s 900°C, 60 s 950°C, 60 s 1000°C, 60 s	$\approx 10^{20}$	nicht Ohmsch nicht Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch	n.a. n.a. 9×10^{-3} 7×10^{-3} 10^{-2}	I-V CTLTM	n.a.	[647]
p-4H-SiC	Al/Ti/Pd/Ni	El.-Strahl Verd.	n.a.	$1,5 \times 10^{20}$	Ohmsch	$\sim 10^{-4}$	CTLTM	n.a.	[646]
p-4H-SiC(0001)	Al/Ti/Pd/Ni	El.-Strahl Verd.	unget. 1130°C, 50 s (Vak.) 1150°C, 50 s (Vak.) 1200°C, 50 s (Vak.) 1200°C, 200 s (Vak.) unget. 1000°C, 180 s (HV) 1100°C, 180 s (HV) 1200°C, 180 s (HV) 1100°C, 60 s (HV)	$\approx 10^{20}$	nicht Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch nicht Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch	n.a. $\approx 3 \times 10^{-4}$ 8×10^{-5} $5,2 \times 10^{-4}$ $8,6 \times 10^{-4}$ n.a. 2×10^{-4} 2×10^{-4} 3×10^{-4} 3×10^{-4}	I-V CTLTM I-V CTLTM	n.a.	[647]
p-4H-SiC	Al/Ti/Pt/Ni	El.-Strahl Verd. El.-Strahl Verd., RT	n.a. 1000°C, 120 s (Vak.)	$1,5 \times 10^{20}$ $\sim 1,5 \times 10^{19}$	Ohmsch Ohmsch	$\sim 10^{-4}$ 9×10^{-5}	CTLTM TLM	n.a. gut	[646]
p-4H-SiC(0001)	Al/W	therm. Verd.; ...	1050°C, 5 min in Ar	mittlerer $10^{20} \ddagger$	Ohmsch	$1,5 \times 10^{-3}$	TLM	gut	[473]

* Φ_B für Schottky- und ρ_K für Ohmsche-Kontakte, \ddagger durch Al Implantation, \ddagger durch Al/C co-Implantation
weiter auf der nächsten Seite

Fortsetzung von der vorangegangenen Seite									
Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperaturbedingungen	Dotierung [cm ⁻³]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder ϱ_K [Ω cm ²]*	Messmethode	OF-Präp.	Quelle
p-6H-SiC(0001) p-6H-SiC(0001)	Al/W/AuW/W Al/W/AuW/W	Sputtern, ...	1800°C, 120 s	n.a.	Ohmsch Ohmsch	2...5x10 ⁻⁴ 2...5x10 ⁻⁴	VSM	verschieden	[648]
p-3C-SiC(100)	AlSi (89:11 wt.%)	n.a., RT	930°C, 3 min	1x10 ¹⁶ ... 4x10 ¹⁷	Ohmsch	n.a.	-	annehmbar	[649]
p-6H-SiC	AlSi (88,7:11,3 at.%)	Schmelzen	900...1000°C	n.a.	Ohmsch	n.a.	-	gut	[100]
p-4H-SiC	AlSi(2%)Ti (0,15%)	El.-Strahl Verd.	unget. 700°C, 45 min 750°C, 40 min 900°C, 5 min 950°C, 5 min	3...5x10 ¹⁹	Schottky Ohmsch Ohmsch Ohmsch	n.a. 2,21x10 ⁻³ 1,85x10 ⁻³ 4,32x10 ⁻⁴ 9,6x10 ⁻⁵	I-V TLM	Ar-Plasma	[650], [651]
p-4H-SiC	AlSi(2%)Ti (0,15%)	El.-Strahl Verd.	700°C 750°C 800°C 850°C 900°C 950°C	3...5x10 ¹⁹	Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch	~2x10 ⁻³ ~2x10 ⁻³ ~1,2x10 ⁻³ ~9x10 ⁻⁴ ~4x10 ⁻⁴ 9,5x10 ⁻⁵	TLM	n.a.	[652]
p-3C-SiC(100)	Al-Ta-Au (91:2:7 at.%)	therm. Verd., RT	1200°C, 30 min	1x10 ¹⁶	Ohmsch	4,7x10 ⁻¹	3K u. Extrap.	gut	[489]
p-SiC	AlTi (90:10 wt.%)	Sputtern	1000°C, 1 min 975°C, 2 min 1000°C, 2 min 1025°C, 2 min	8,5x10 ¹⁸ 1,3x10 ¹⁹	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	4x10 ⁻⁴ 3,2... 3,5x10 ⁻⁵ 2,4x10 ⁻⁵ ... 5,3x10 ⁻⁶ 2,8... 4x10 ⁻⁶	TLM	n.a.	[653]
p-3C-SiC(100)	Au	n.a., RT	unget.	1...5x10 ¹⁶	Schottky	1,12; 1,11; 1,4	C-V; I-V; XPS	gut	[654]
p-4H-SiC(0001)	Au	Verd., RT	unget.	~2x10 ¹⁸ ~10 ¹⁹ ~2x10 ¹⁹	Schottky Schottky Schottky	2,08 1,86 1,54	C-V	sehr gut	[655]
p-6H-SiC(1100)	Au	therm. Verd., RT	unget.	5x10 ¹⁸ ~10 ¹⁸	Schottky Schottky	1,2...1,59; 0,9...1,16 1,14...1,24	C-V; PR PR	Vak. ge spal- tet	[462]
p-6H-SiC	Au	Verd.	unget.	1,82... 9,14x10 ¹⁵	Schottky	1,18	I-V	gut	[638]
p-6H-SiC(0001)	Au	El.-Strahl Verd., RT	unget.	2x10 ¹⁶	Schottky	1,27	I-V	sehr gut	[501]
p-6H-SiC(0001) p-6H-SiC(0001)	Au Au	therm. Verd., RT	unget.	~8x10 ¹⁶ ~2x10 ¹⁶	Schottky Schottky	1,52...1,53 1,45	XPS	sehr gut	[500]
p-6H-SiC(0001)	B-Si (wenige % B)	Schmelzen	1700... 2000°C	n.a.	Ohmsch	n.a.	-	n.a.	[100]
p-6H-SiC(0001)	Co	El.-Strahl Verd., RT	unget. 700°C, 1 h 900°C, 1 h	2x10 ¹⁶	Schottky Schottky Schottky	1,73 2,21; 1,17 2,81; 1,32	I-V C-V; I-V C-V; I-V	O ₂ Plas- ma, gut	[656]
p-6H-SiC(0001)	Co	El.-Strahl Verd.	500°C, 5 h, danach 900°C, 2 h	2x10 ¹⁹	Ohmsch	~10 ⁻³	TLM	gut	[420]
p-6H-SiC	Co/Si	El.-Strahl Verd.	500°C 700°C 900°C	8x10 ¹⁶ ... 10 ¹⁷	Schottky Schottky Schottky	1,9; 1,41 2,1; 1,3 2,69; 1,15	C-V; I-V	an- nehm- bar	[657]
p-6H-SiC(0001)	CoSi ₂	El.-Strahl Verd.	500°C, 5 h, danach 900°C, 2 h	2x10 ¹⁹	Ohmsch	<4x10 ⁻⁶	TLM	gut	[420]
p-6H-SiC(0001)	Cr	Verd., ~127°C	unget. 300°C	n.a.	Schottky Schottky	~2,16 ~1,8	C-V	sehr gut	[658]
p-6H-SiC	CrB ₂ /Au	Sputtern	unget. 1100°C, 2 min 1100°C, 30 min 1100°C, 60 min 1100°C, 90 min	1,3x10 ¹⁹	Schottky Ohmsch Ohmsch Ohmsch	n.a. 8,3x10 ⁻⁴ ... 8,6x10 ⁻⁵ 3,2x10 ⁻⁵ 2,6x10 ⁻⁵ 1,9x10 ⁻⁵	I-V TLM	an- nehm- bar	[659]

* Φ_B für Schottky- und ϱ_K für Ohmsche-Kontakte, † durch Al Implantation, ‡ durch Al/C co-Implantation
weiter auf der nächsten Seite

Fortsetzung von der vorangegangenen Seite									
Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperbedingungen	Dotierung [cm ⁻³]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder ρ_K [Ω cm ²]*	Meßmethode	OF-Präp.	Quelle
p-6H-SiC(0001)	Cs	Verd., -143°C	unget.	n.a.	Schottky	2,28	XPS	sehr gut	[189]
p-6H-SiC	Cu	Verd.	unget.	1,82... 9,14x10 ¹⁵	Schottky	1,22	I-V	gut	[638]
p-6H-SiC	Cu-Ti (71:29 at.%)	Schmelzen	>880°C	n.a.	Ohmsch	n.a.	-	gut	[100]
p-3C-SiC(111)	In ₂ O ₃ -SnO ₂ (90:10 wt.%)	Sputtern, 200°C	unget.	3... 8,5x10 ¹⁶	Schottky	1,61	C-V	gut	[660]
p-6H-SiC(0001)	Mg	therm.	unget.	~8x10 ¹⁶	Schottky	2,52	XPS	sehr gut	[500]
p-6H-SiC(0001)	Mg	Verd., RT	unget.	~2x10 ¹⁶	Schottky	2,56		gut	
p-3C-SiC(111)	Mo	Verd., RT	unget.	n.a.	Schottky	1,218	C-V	sehr gut	[655]
p-6H-SiC(0001)	Mo	Verd., RT	unget.	~9x10 ¹⁷ ~10 ¹⁹ ~2x10 ¹⁹	Schottky Schottky Schottky	1,81 1,43 1,2	C-V	sehr gut	[655]
p-6H-SiC	Mo	DC-Sputtern, RT	unget. 800°C, 20 s in N ₂ /H ₂ 900°C, 20 s in N ₂ /H ₂ 1000°C, 20 s in N ₂ /H ₂ 1100°C, 20 s in N ₂ /H ₂ 1100°C, 20 s in Ar/H ₂	10 ¹⁸	nicht Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch nicht Ohmsch Ohmsch	n.a. 7,76x10 ⁻¹ 1,35x10 ⁻¹ 4,08x10 ⁻³ n.a. 4,37x10 ⁻²	I-V TLM TLM TLM I-V TLM	gut	[488]
p-6H-SiC(0001)	Mo	Sputtern	unget.	>10 ¹⁹	Ohmsch	2x10 ⁻⁴	VSM (u. TLM)	gut	[661]
p-3C-SiC(100)	Ni	El.-Strahl Verd.	unget. 700°C, 15 min	10 ¹⁷ ... 10 ¹⁸	Ohmsch Ohmsch	4,1x10 ⁻² 2,8x10 ⁻²	Extrap.	n.a.	[494]
p-4H-SiC	Ni	Sputtern	1050°C, 10 min in Ar:H ₂ (5%)	~10 ²¹ †	Ohmsch	1,5x10 ⁻⁴	TLM	ICP	[662]
p-4H-SiC(0001)	Ni	Sputtern	unget. 850...1050°C, 2...5 min	10 ¹⁹	Schottky Ohmsch	n.a. 10 ⁻³ ... 4x10 ⁻⁵	I-V TLM	gut	[642]
p-6H-SiC(0001)	Ni	Sputtern	unget. 850...1050°C, 2...5 min	10 ¹⁹	Schottky Ohmsch	n.a. 10 ⁻³ ... 4x10 ⁻⁵	I-V TLM	gut	[642]
p-6H-SiC(0001)	Ni	n.a.	unget.	2x10 ¹⁷	Schottky	0,96	I-V	n.a.	[640]
p-6H-SiC(0001)	Ni	El.-Strahl Verd., RT	unget.	2,1... 4,5x10 ¹⁶	Schottky	1,31	I-V	sehr gut	[635]
p-6H-SiC(0001)	Ni	therm.	unget.	~8x10 ¹⁶	Schottky	1,17	XPS	sehr gut	[500]
p-6H-SiC(0001)	Ni	Verd., RT	unget.	~2x10 ¹⁶	Schottky	1,56		gut	
p-4H-SiC(0001)	Ni/W	Sputtern	unget. 850...1050°C, 2...5 min	10 ¹⁹	Schottky Ohmsch	n.a. 10 ⁻³ ... 4x10 ⁻⁵	I-V TLM	gut	[642]
p-6H-SiC(0001)	Ni/W		unget. 850...1050°C, 2...5 min		Schottky Ohmsch	n.a. 10 ⁻³ ... 4x10 ⁻⁵	I-V TLM		
p-6H-SiC(0001)	NiAl/Ni	El.-Strahl Verd., RT	unget. 1000°C, 10...80 s	1,6x10 ¹⁶ 3,8x10 ¹⁸ 1,5x10 ¹⁹	Schottky Schottky Ohmsch	1,37 1,26 1,9... 3,1x10 ⁻²	I-V I-V TLM	sehr gut	[635]
p-6H-SiC(0001)	Os	Sputtern, RT	1020°C, 1 h; 1075°C, 15 min	10 ¹⁹	Ohmsch	6,8x10 ⁻⁴	TLM	sehr gut	[492]
p-SiC	Os	DC-Sputtern	≤1150°C	>10 ¹⁸	Ohmsch	<10 ⁻⁴	n.a.	gesp.	[663]
p-15R-SiC(0001)	Pd	therm. Verd., 25...600°C	600°C	5x10 ¹⁶ 4x10 ¹⁸	Ohmsch Ohmsch	2x10 ⁻² 4x10 ⁻⁴	CTL	gut	[664]
p-4H-SiC(0001)	Pd			5x10 ¹⁶ 4x10 ¹⁸	Ohmsch Ohmsch	2x10 ⁻² 4x10 ⁻⁴			
p-4H-SiC	Pd	El.-Strahl Verd.	700°C, 15 min	5x10 ¹⁹	Ohmsch	5,5x10 ⁻⁵	TLM	gesp.	[665]
p-4H-SiC	Pd	El.-Strahl Verd.	600°C, 5...30 min 650°C, 5...30 min 700°C, 5...30 min	5x10 ¹⁹	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	3,4x10 ⁻⁴ 2,8... 2,9x10 ⁻⁴ 5,5... 5,6x10 ⁻⁵	TLM	Ar-Plasma	[666]

* Φ_B für Schottky- und ρ_K für Ohmsche-Kontakte, † durch Al Implantation, ‡ durch Al/C co-Implantation
weiter auf der nächsten Seite

Fortsetzung von der vorangegangenen Seite									
Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperaturbedingungen	Dotierung [cm ⁻³]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder ϱ_K [Ω cm ²]*	Messmethode	OF-Präp.	Quelle
p-4H-SiC	Pd	El.-Strahl Verd.	unget. 600°C 650°C 700°C unget. 600°C 650°C 700°C	3x10 ¹⁹ 5x10 ¹⁹	Schottky Ohmsch Ohmsch Ohmsch Schottky Ohmsch Ohmsch Ohmsch	n.a. 1,1x10 ⁻³ 7,8x10 ⁻⁴ 5,6x10 ⁻⁴ n.a. 3,4x10 ⁻⁴ 2,7x10 ⁻⁴ 5,5x10 ⁻⁵	I-V TLM TLM TLM I-V TLM TLM TLM	Ar-Plasma	[667]
p-4H-SiC(0001)	Pd	n.a.	800°C, 25 min in N ₂ 950°C, 25 min in N ₂ 1050°C, 5 min in N ₂	mittlerer 10 ²⁰ †	Ohmsch Ohmsch	3,8x10 ⁻⁴ 9,6x10 ⁻⁴ 7,8x10 ⁻⁴	TLM	gut	[473]
p-6H-SiC(0001)	Pd	therm. Verd., 25...600°C	600°C	5x10 ¹⁶ 4x10 ¹⁸	Ohmsch Ohmsch	2x10 ⁻² 4x10 ⁻⁴	CTLM	gut	[664]
p-6H-SiC(0001)	Pd	therm. Verd., RT	unget.	~8x10 ¹⁶	Schottky	1,25	XPS	sehr gut	[500]
p-6H-SiC(0001)	Pd	therm. Verd., RT	unget.	~2x10 ¹⁶	Schottky	1,61...1,63		gut	
p-4H-SiC	Pd/Au	El.-Strahl Verd.	700°C	5x10 ¹⁹	Ohmsch	8,8x10 ⁻⁵	TLM	Ar-Plasma	[667]
p-4H-SiC(0001)	Pd/Au	n.a.	700°C, 25 min in N ₂ 800°C, 25 min in N ₂	mittlerer 10 ²⁰ †	Ohmsch	2,6x10 ⁻⁴	TLM	gut	[473]
p-4H-SiC(0001)	Pd/Ti	n.a.	800°C, 25 min in N ₂	mittlerer 10 ²⁰ †	Ohmsch	5,2x10 ⁻⁴	TLM	gut	[473]
			800°C, 25 min in N ₂		Ohmsch	1,4x10 ⁻⁴			
			800°C, 25 min Vak.		Ohmsch	4,1x10 ⁻⁴			
p-4H-SiC(0001)	Pd/W	n.a.	800°C, 25 min in N ₂	mittlerer 10 ²⁰ †	Ohmsch	5,2x10 ⁻⁴	TLM	gut	[473]
			950°C, 25 min in N ₂		Ohmsch	2,9x10 ⁻⁴			
			1050°C, 5 min in N ₂		Ohmsch	4,3x10 ⁻⁴			
p-4H-SiC(0001)	Pd/W	n.a.	800°C, 25 min in N ₂	mittlerer 10 ²⁰ †	Ohmsch	6,4x10 ⁻⁴	TLM	gut	[473]
			950°C, 25 min in N ₂		Ohmsch	10 ⁻³			
			1050°C, 5 min in N ₂		Ohmsch	10 ⁻³			
p-6H-SiC(0001)	Pt	El.-Strahl Verd.	>650°C, 20 min	>10 ¹⁹ †	Ohmsch	n.a.	I-V	sehr gut	[180]
p-6H-SiC	Pt	El.-Strahl Verd., RT	450...850°C, 20 min	>10 ¹⁸	Ohmsch	n.a.	-	sehr gut	[100]
p-6H-SiC(0001)	Pt	PLD, 600°C	unget.	10 ¹⁹	Ohmsch	2,5x10 ⁻⁴	TLM	FIB	[668]
p-6H-SiC	Ru	El.-Strahl Verd.	unget. 200...450°C	1,5x10 ¹⁸	Schottky Schottky	1,06 ~1,06	I-V	gut	[669]
p-4H-SiC	Si/Al	Sputtern	unget. 650°C, 40 min	3x10 ¹⁹ 5x10 ¹⁹	Schottky	n.a.	TLM	Ar-Plasma	[670]
			700°C, 35 min		Ohmsch	~2x10 ⁻³			
			unget. 650°C, 45 min		Schottky	n.a.			
			700°C, 45 min		Ohmsch	~8x10 ⁻⁴			
p-4H-SiC	Si/Al	El.-Strahl Verd.	700°C	3...5x10 ¹⁹	Ohmsch	~7x10 ⁻⁴	TLM	n.a.	[652]
			700°C		Ohmsch	~2,3x10 ⁻⁴			
			750°C		Ohmsch	3,8x10 ⁻⁵			
			800°C		Ohmsch	~1,2x10 ⁻³			

* Φ_B für Schottky- und ϱ_K für Ohmsche-Kontakte, † durch Al Implantation, ‡ durch Al/C co-Implantation
weiter auf der nächsten Seite

Fortsetzung von der vorangegangenen Seite									
Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperbedingungen	Dotierung [cm ⁻³]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder ϱ_K [$\Omega \text{ cm}^2$]*	Meßmethode	OF-Präp.	Quelle
p-4H-SiC(0001)	Si/Pt	El.-Strahl Verd.	unget. bis 1000°C, 3 min 1100°C, 3 min	10 ¹⁹	Schottky	n.a.	I-V	gut	[643]
p-4H-SiC(0001)	Si/Pt/Au		1100°C, 3 min		Ohmsch	$\sim 6 \times 10^{-4}$	TLM		
p-4H-SiC(0001)	Si/Pt/Ni/Au		1100°C, 3 min		Ohmsch	$\sim 2 \times 10^{-4}$			
p-6H-SiC	p-Si/Ta	r.f./DC-Sputtern, RT	unget. 1100°C, 10 min in N ₂ /H ₂	10 ¹⁸	nicht Ohmsch Ohmsch	n.a. 1,47x10 ⁻¹	I-V TLM	gut	[488]
p-4H-SiC	SiAl	Sputtern	600...650°C, 20 min 700°C, 20 min	5x10 ¹⁹	Ohmsch Ohmsch	1,8x10 ⁻³ 3,8x10 ⁻⁵	TLM	gesp.	[665]
p-6H-SiC(0001)	SiAl (1:1)	Schmelzen	1700°C	n.a.	Ohmsch	n.a.	-	n.a.	[100]
p-6H-SiC	Ta	DC-Sputtern, RT	unget. 1100°C, 10 min in N ₂ /H ₂	10 ¹⁸	nicht Ohmsch Ohmsch	n.a. 2,13x10 ⁻³	I-V TLM	gut	[488]
p-6H-SiC(0001)	Ta	Sputtern	unget.	>10 ¹⁹	Ohmsch	7x10 ⁻⁴	VSM (u. TLM)	gut	[661]
p-4H-SiC(0001)	Ti	El.-Strahl Verd., 300°C	unget. 700°C, 180 s in Ar:H ₂ (10%) 950°C, 180 s in Ar:H ₂ (10%)	>10 ²⁰	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	3,44x10 ⁻⁴ 4,7x10 ⁻⁴ 7,7x10 ⁻⁴	TLM	sehr gut	[510]
p-4H-SiC(0001)	Ti	n.a.	1050°C, 5 min in N ₂	mittlerer 10 ²⁰ ‡	Ohmsch	3,7x10 ⁻³	TLM	gut	[473]
p-6H-SiC(0001)	Ti	n.a.	unget.	2x10 ¹⁷	Schottky	0,51	I-V	n.a.	[640]
p-6H-SiC(0001)	Ti	Sputtern	unget.	>10 ¹⁹	Ohmsch	3x10 ⁻⁴	VSM (u. TLM)	gut	[661]
p-6H-SiC(0001)	Ti	therm. Verd., RT	unget. 400°C, 30 s	$\sim 8 \times 10^{16}$	Schottky Schottky	1,79 1,76	XPS	sehr gut	[500]
p-6H-SiC(0001)	Ti		unget. 400°C, 30 s	$\sim 2 \times 10^{16}$	Schottky Schottky	2,16 1,94			
p-SiC	Ti	Sputtern	800°C, 1 min	1,3x10 ¹⁹	Ohmsch Ohmsch	2... 2,6x10 ⁻⁵ 2,2... 3,7x10 ⁻⁵	TLM	n.a.	[653]
p-6H-SiC	Ti ₂ B/Au	Sputtern	unget. 1100°C, 10 min	1,3x10 ¹⁹	Schottky Ohmsch	n.a. 1,2x10 ⁻³	I-V TLM	annehmbar	[659]
p-4H-SiC(0001)	Ti/Al	n.a.	950°C, 5 min in Ar 800°C Vak.	mittlerer 10 ²⁰ ‡	Ohmsch Ohmsch	4x10 ⁻⁴ 7,1x10 ⁻⁴	TLM	gut	[473]
p-4H-SiC	Ti/Al	Verd.	unget.	10 ¹⁶	Schottky	1,5; 1,4	C-V; I-V	gut	[94]
p-4H-SiC	Ti/Al	Verd.	unget.	10 ¹⁶	Schottky	1,4...1,5	C-V und I-V	gut	[671]
p-6H-SiC(0001)	Ti/Al	PLD	Laser 1,5 J/cm ² , 100 Pulse 1000°C, 5 min in Ar	1,5x10 ¹⁸	Ohmsch Ohmsch	2,2... 1x10 ⁻³ 7,4x10 ⁻⁴	TLM	gut	[672]
p-6H-SiC	Ti/Al	Verd.	unget.	6x10 ¹⁵	Schottky	1,95; 1,8	C-V; I-V	gut	[94]
p-6H-SiC	Ti/Al	Verd.	unget.	6x10 ¹⁵	Schottky	1,8...2,0	C-V und I-V	gut	[671]
p-6H-SiC(0001)	Ti/Al	therm. Verd.	1000°C, 5 min	n.a.	Ohmsch	n.a.	-	gut	[673]
p-4H-SiC(0001)	Ti/Al/Ti/Pd/Ni	El.-Strahl Verd.	1150°C, 50 s in H ₂ 1200°C, 5 min in H ₂	1,5x10 ²⁰	Ohmsch Ohmsch	1,5x10 ⁻⁴ 8,5x10 ⁻⁴	I-V	gut	[674]
p-4H-SiC(0001)	Ti/Mo	n.a.	1050°C, 5 min in Ar 800°C Vak.	mittlerer 10 ²⁰ ‡	Ohmsch Ohmsch	1,8x10 ⁻³ 1,5x10 ⁻²	TLM	gut	[473]
p-6H-SiC	Ti/Si	Sputtern/El.-Strahl Verd., 300°C	>1000°C und <900°C	1...3x10 ¹⁸	Ohmsch	3x10 ⁻³ ... 10 ⁻²	I-V	n.a.	[675]

* Φ_B für Schottky- und ϱ_K für Ohmsche-Kontakte, † durch Al Implantation, ‡ durch Al/C co-Implantation
weiter auf der nächsten Seite

Fortsetzung von der vorangegangenen Seite									
Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperaturbedingungen	Dotierung [cm^{-3}]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder q_K [Ωcm^2]*	Messmethode	OF-Präp.	Quelle
p-4H-SiC(0001)	Ti/W	n.a.	1050°C, 5 min in Ar 800°C Vak.	mittlerer $10^{20} \ddagger$	Ohmsch Ohmsch	$5,3 \times 10^{-3}$ $7,7 \times 10^{-4}$	TLM	gut	[473]
p-4H-SiC(0001)	TiC	Knudsen Effusionszelle und El.-Strahl Verd., 500°C	unget. 500°C, in Ar:H ₂ (10%) 700°C, in Ar:H ₂ (10%) 850°C, in Ar:H ₂ (10%)	$2 \times 10^{19} \ddagger$	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	$8,7 \times 10^{-5}$ $1,9 \times 10^{-5}$ $4,8 \times 10^{-5}$ 10^{-4}	TLM	gut	[456]
p-4H-SiC(0001)	TiC(111)	co-Verd., 500°C	unget. 700°C, 180 s in Ar:H ₂ (10%) 950°C, 180 s in Ar:H ₂ (10%)	$> 10^{20}$	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	$1,08 \times 10^{-4}$ $1,75 \times 10^{-4}$ $5,62 \times 10^{-5}$	TLM	sehr gut	[510]
p-6H-SiC(0001)	TiN	PLD, RT	unget.	10^{19}	Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch	$2,8 \times 10^{-3}$ $3,2 \times 10^{-4}$ 6×10^{-4} $8,5 \times 10^{-4}$ $4,4 \times 10^{-5}$	TLM	n.a. FIB FIB n.a. FIB	[676], [668]
p-6H-SiC(0001)	TiN	PLD, 600°C							
p-6H-SiC(0001)	W	Schmelzen	1900°C	n.a.	Ohmsch	n.a.	-	n.a.	[100]
p-6H-SiC(0001)	W	CVD, 400°C	unget. 800°C, 2 h	$1,9 \times 10^{15}$ $4,6 \times 10^{15}$	Schottky Schottky	2,22; 1,8 $\sim 2,25$; 1,57	C-V; I-V	gut	[513]
p-6H-SiC(0001)	W	CVD, 397°C	800°C, 2 h	$\sim 1,9 \times 10^{15}$	Schottky	$\sim 2,22$; 1,57	C-V; I-V	gut	[514]
p-6H-SiC	W ₂ B/Au	Sputtern	unget. 1100°C, 5,5 min 1100°C, 30 min	$1,3 \times 10^{19}$	Schottky Ohmsch Ohmsch	n.a. $8,7 \times 10^{-5}$ $6,1 \times 10^{-5}$	I-V TLM TLM	annehmbar	[659]
p-6H-SiC(0001)	WC	CVD, 900°C	unget.	7×10^{15}	Schottky	$\sim 1,85$; 1,81	C-V; I-V	gut	[517]
p-6H-SiC(0001)	WSi ₂	co-Sputtern, RT	unget. 1050°C, 20 min in Ar unget. 1050°C, 20 min in Ar unget. 1050°C, 20 min in Ar	$\sim 4 \times 10^{19} \ddagger$ $\sim 8 \times 10^{19} \ddagger$ $\sim 4,8 \times 10^{20} \ddagger$	Schottky Schottky Schottky Ohmsch	n.a. n.a. n.a. 0,25... 1,7	I-V CTLM	gesp.	[35]
p-6H-SiC	WSi ₂	Sputtern, RT	n.a.	10^{19}	nicht Ohmsch	n.a.	I-V	RCA	[162]
p-6H-SiC	WSi ₂	co-Sputtern	unget. bis 1050°C	$\sim 4 \times 10^{19} \ddagger$ $\sim 4 \times 10^{20} \ddagger$	nicht Ohmsch	n.a.	TLM u. CTLM	n.a.	[33]
p-4H-SiC(0001)	WTi (70:30 wt.%)	DC-Sputtern, 120°C	unget. 500°C, 30 min	$7,76 \times 10^{15}$	Schottky Schottky	2,11; 1,41 1,66; 1,91	C-V; I-V	gut	[131]
p-6H-SiC	WTi (90:10 at.%) / Al	Sputtern, RT	n.a.	10^{19}	nicht Ohmsch	n.a.	I-V	RCA	[162]

* Φ_B für Schottky- und q_K für Ohmsche-Kontakte, \ddagger durch Al Implantation, \ddagger durch Al/C co-Implantation

Tabelle C.1: Kontakte auf p-leitendem SiC

Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperaturbedingungen	Dotierung [cm^{-3}]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder ϱ_K [Ωcm^2]*	Meßmethode	OF-Präp.	Quelle
n-3C-SiC	W	r.f.-Sputtern, RT	900°C, 30 min in Ar	n.a.	Ohmsch	$6,6 \times 10^{-1}$	I-V	gut	[677]
n-3C-SiC(100)	W	Sputtern, RT	unget. 900°C, 30 min	2×10^{17}	Ohmsch Ohmsch	$2,4 \times 10^{-1}$ 8×10^{-2}	Kontaktfläche	gesp.	[511]
n-3C-SiC(100)	W	Sputtern, RT	unget. bis 600°C, 10 min	$10^{17} \dots 10^{18}$	Ohmsch	$1,5 \times 10^{-2} \dots 2,3 \times 10^{-3}$	VSM	gut	[100]
n-3C-SiC(100)	W	Sputtern	unget.	$10^{17} \dots 10^{18}$	Ohmsch	10^{-3}	CTLM	gut	[512]
n-3C-SiC(100)	W	Sputtern	unget. 500°C, 30 min in Ar/H ₂ (8%)	$\sim 10^{17}$	Ohmsch Ohmsch	2×10^{-3} 2×10^{-3}	CTLM	gesp.	[678], [679]
n-3C-SiC(100)	W	Sputtern	unget. 300°C, 30 min 300°C, 390 min 600°C, 10 min	$10^{17} \dots 10^{18}$	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	$1,5 \times 10^{-2}$ $6,1 \times 10^{-3}$ $1,5 \times 10^{-2}$ $2,3 \times 10^{-2}$	VSM	gut	[506]
n-3C-SiC	W/Au	Sputtern, $\sim 100^\circ \text{C}$	800°C, 1 h	n.a.	Ohmsch	$8 \times 10^{-4} \dots 1 \times 10^{-2}$	CTLM	annehmbar	[426]
n-3C-SiC(100)	W/Au	El.-Strahl Verd.	unget. 600°C, 10 min >900°C, 10 min	$2,4 \times 10^{17}$	Ohmsch Ohmsch nicht Ohmsch	$1,39 \times 10^{-1}$ $8,56 \times 10^{-2}$ n.a.	TLM	gut	[680]
n-3C-SiC	W/Pt/Au	Sputtern	unget. 650°C, 4 h 650°C, 8 h	n.a.	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	$\sim 1,5 \times 10^{-4}$ $\sim 1,45 \times 10^{-4}$ $\sim 1,4 \times 10^{-4}$	VSM	RCA und gesp.	[681]
n-3C-SiC(100)	W/Pt/Au	Sputtern	unget. 650°C, 1 h 650°C, 8 h	$10^{16} \dots 10^{17}$	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	$1,98 \times 10^{-4}$ $1,5 \times 10^{-4}$ $1,4 \times 10^{-4}$	VSM	gesp.	[682]
n-3C-SiC(polykristallin)	W/WTi (90:10 vol.%)	Sputtern	unget. 900°C, 30 min in Ar	$1,7 \times 10^{20}$	Ohmsch Ohmsch	$9,3 \times 10^{-5}$ $5,43 \times 10^{-5}$	CTLM	annehmbar	[516], [425]
n-4H-SiC	W	Sputtern	unget.	$7,8 \times 10^{15}$	Schottky	1,27	C-V und I-V	RCA	[683]
n-4H-SiC(0001)	W	r.f.-Sputtern	unget.	2×10^{15}	Schottky Schottky	1,08; 1,29 1,45; 1,93	C-V; IPE	5 min gesp. 10 min gesp.	[684]
n-6H-SiC	W	Sputtern	unget. 1000°C, 1 h 1200°C, 1 h 1300°C, 1 h	n.a.	nicht Ohmsch Ohmsch Ohmsch	n.a. 1,7... $2,7 \times 10^{-1}$ $8 \times 10^{-2} \dots$ $8,2 \times 10^{-1}$ 3,5... $6,7 \times 10^{-1}$	TLM	gut	[515]
n-6H-SiC	W	DC-Sputtern, RT	1000°C, 60 min	10^{16}	Ohmsch	$2,5 \times 10^{-1}$	n.a.	gut	[504]
n-6H-SiC(0001)	W	therm. Verd.	1200... 1600°C	$5 \times 10^{17} \dots 10^{19}$	Ohmsch	$10^{-2} \dots 5 \times 10^{-4}$	VSM	verschieden	[648]
n-6H-SiC(0001)	W	therm. Verd.	800... 1800°C	$10^{17} \dots 10^{19}$	Ohmsch	$5 \times 10^{-3} \dots 1 \times 10^{-4}$	VSM	verschieden	[648]
n-6H-SiC(0001)	W	CVD, 397°C	800°C, 2 h	10^{16}	Schottky	0,79	I-V	gut	[514]
n-6H-SiC(0001)	W	DC-Sputtern	unget. 1070°C, 60 s in Ar	$1,5 \times 10^{18} \dots 3,6 \times 10^{19}$ $1,5 \times 10^{18}$ 3×10^{18} 4×10^{18} 7×10^{18} $\sim 10^{19}$ $3,6 \times 10^{19}$ 6×10^{19}	Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch	$1,8 \times 10^{-2} \dots 1,5 \times 10^{-4}$ 4×10^{-5} $2,7 \times 10^{-5}$ 3×10^{-5} 2×10^{-5} 10^{-5} 8×10^{-6} $2,5 \times 10^{-6}$	CTLM CTLM KS CTLM CTLM CTLM CTLM KS	gut	[685]
n-6H-SiC(0001)	W	CVD, 400°C	unget. 800°C, 2 h	5×10^{15} 10^{16}	Schottky Schottky	0,79; 0,87 0,98; 0,79	C-V; I-V	gut	[513]
p-6H-SiC(0001)	W	CVD, 400°C	unget. 800°C, 2 h	$1,9 \times 10^{15}$ $4,6 \times 10^{15}$	Schottky Schottky	2,22; 1,8 $\sim 2,25$; 1,57	C-V; I-V	gut	[513]

* Φ_B für Schottky- und ϱ_K für Ohmsche-Kontakte, † durch Al Implantation

weiter auf der nächsten Seite

Fortsetzung von der vorangegangenen Seite									
Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperaturbedingungen	Dotierung [cm ⁻³]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder ϱ_K [Ω cm ²]*	Messmethode	OF-Präp.	Quelle
p-6H-SiC(0001)	W	CVD, 397°C	800°C, 2 h	$\sim 1,9 \times 10^{15}$	Schottky	$\sim 2,22$; 1,57	C-V; I-V	gut	[514]
p-6H-SiC(0001)	W	Schmelzen	1900°C	n.a.	Ohmsch	n.a.	-	n.a.	[100]
n-6H-SiC(0001)	W/Au	PLD, RT	unget. 1000°C, 1 h	2×10^{18}	Ohmsch Ohmsch	$1 \dots 2 \times 10^{-2}$ 0,7... $1,3 \times 10^{-2}$	TLM	gut	[686]
p-6H-SiC	W ₂ B/Au	Sputtern	unget. 1100°C, 5,5 min 1100°C, 30 min	$1,3 \times 10^{19}$	Schottky Ohmsch Ohmsch	n.a. $8,7 \times 10^{-5}$ $6,1 \times 10^{-5}$	I-V TLM	annehmbar	[659]
n-6H-SiC(0001)	WC	CVD, 900°C	unget.	10^{15}	Schottky	0,85; 0,79	C-V; I-V	gut	[517]
p-6H-SiC(0001)	WC	CVD, 900°C	unget.	7×10^{15}	Schottky	$\sim 1,85$; 1,81	C-V; I-V	gut	[517]
n-4H-SiC(0001)	WN	reaktives Sputtern	unget. bis 950°C	$9,5 \times 10^{16}$	Schottky	0,94	I-V	n.a.	[687]
n-4H-SiC(0001)	WN	reaktives Sputtern, RT	unget.	$9,5 \times 10^{16}$	Schottky	1,1	I-V	n.a.	[688]
n-4H-SiC(0001)	WN	reaktives Sputtern, RT	800°C, 4 min	$9,5 \times 10^{16}$	Schottky	0,91...0,94	I-V	n.a.	[688, 689]
n-3C-SiC	WSi ₂	Sputtern, RT	n.a.	n.a.	Ohmsch	$3,5 \times 10^{-5}$	CTLM	RCA	[162]
n-3C-SiC(100)	WSi ₂	Sputtern, RT	1000°C, 10 s ... 450°C, 390 min	10^{17} ... 10^{18}	Ohmsch	$3,9 \times 10^{-4}$	VSM	gut	[100]
n-3C-SiC(100)	WSi ₂	co-Sputtern	1000°C, 10 s 1000°C, 10 s und 300°C, 390 min 1000°C, 10 s und 450°C, 10... 120 min 1000°C, 10 s und 450°C, 270 min	10^{17} ... 10^{18}	Ohmsch Ohmsch Ohmsch Ohmsch	$3,7 \times 10^{-2}$ 2×10^{-2} 3×10^{-4} $3,9 \times 10^{-4}$	VSM	gut	[506]
n-3C-SiC(polykristallin)	WSi ₂	co-Sputtern, RT	unget. 1050°C, 20 min in Ar/H ₂	$1,7 \times 10^{20}$	Ohmsch Ohmsch	$1 \dots 2 \times 10^{-3}$ 2×10^{-4} ... 2×10^{-5}	CTLM	annehmbar	[516], [425]
n-6H-SiC	WSi ₂	DC-co-Sputtern DC-co-Sputtern DC-Sputtern	1000°C, 20 min in H ₂ 1000°C, 20 min und 400°C, 150 h 1000°C, 20 min in H ₂	$> 10^{19}$	Ohmsch Ohmsch Ohmsch	$2,1 \times 10^{-5}$ $2 \dots 20 \times 10^{-5}$ $7,2 \times 10^{-5}$	CTLM	RCA	[496]
n-6H-SiC	WSi ₂	co-Sputtern, RT	unget. 1050°C, 20 min in Ar/H ₂	6×10^{18}	Schottky Ohmsch	n.a. $2,09 \times 10^{-5}$	I-V CTLM	annehmbar	[425]
n-6H-SiC	WSi ₂	co-Sputtern, RT	1000°C, 20 min in H ₂	$> 10^{19}$	Ohmsch	$2,1 \times 10^{-5}$	CTLM	RCA	[162]
n-6H-SiC	WSi ₂	Sputtern, RT	1000°C, 20 min in H ₂ 1100°C, 30 s in N ₂	2×10^{19}	Ohmsch Ohmsch	$7,9 \times 10^{-5}$ $8,3 \times 10^{-5}$	CTLM	RCA	[162]
p-6H-SiC	WSi ₂	co-Sputtern	unget. bis 1050°C	$\sim 4 \times 10^{19}$... $\sim 4 \times 10^{20}$ †	nicht Ohmsch	n.a.	TLM und CTLM	n.a.	[33]
p-6H-SiC	WSi ₂	Sputtern, RT	n.a.	10^{19}	nicht Ohmsch	n.a.	I-V	RCA	[162]

* Φ_B für Schottky- und ϱ_K für Ohmsche-Kontakte, † durch Al Implantation

weiter auf der nächsten Seite

Fortsetzung von der vorangegangenen Seite									
Substrat	Metallisierung	Abscheidemethode	Temperaturbedingungen	Dotierung [cm ⁻³]	Kontaktart	Φ_B [eV] oder ϱ_K [$\Omega \text{ cm}^2$]*	Meßmethode	OF-Präp.	Quelle
p-6H-SiC(0001)	WSi ₂	co-Sputtern, RT	unget. 1050°C, 20 min in Ar	$\sim 4 \times 10^{19} \uparrow$	Schottky	n.a.	I-V	gesp.	[35]
			unget. 1050°C, 20 min in Ar	$\sim 8 \times 10^{19} \uparrow$	Schottky	n.a.			
			unget. 1050°C, 20 min in Ar	$\sim 4,8 \times 10^{20} \uparrow$	Schottky Ohmsch	n.a. 0,25... 1,7	CTLM		
n-6H-SiC	WSi ₂ /Al	DC-Sputtern	1000°C, 20 min in H ₂	$> 10^{19}$	Ohmsch	$2,4 \times 10^{-4}$	CTLM	RCA	[496]
			1000°C, 20 min und 400°C, 125 h		Ohmsch	$1,1 \times 10^{-4}$			
n-6H-SiC	WSi ₂ /Al	Sputtern, RT	n.a.	9×10^{18}	Ohmsch	$2,4 \times 10^{-4}$	CTLM	RCA	[162]
			n.a., 400°C, 200 h		Ohmsch	$1,1 \times 10^{-4}$			
			n.a., 400°C, 400 h		Ohmsch	$1,5 \times 10^{-4}$			
n-3C-SiC	WTi (90:10 at.%)	Sputtern, RT	n.a.	n.a.	Ohmsch	$7,5 \times 10^{-4}$	CTLM	RCA	[162]
n-3C-SiC(polykristallin)	WTi (90:10 vol.%)	Sputtern	unget. 900°C, 30 min in Ar	$1,5 \times 10^{20}$	Ohmsch	$1,4 \times 10^{-4}$	CTLM	annehmbar	[80], [425], [516]
			Ohmsch		$7,1 \times 10^{-5}$				
n-3C-SiC(polykristallin)	WTi (90:10 vol.%)	Sputtern	unget. 900°C, 30 min in Ar	$1,9 \times 10^{20}$	Ohmsch	$1,03 \times 10^{-4}$	CTLM	annehmbar	[80]
			Ohmsch		$8,4 \times 10^{-5}$				
n-4H-SiC(0001)	WTi (70:30 wt.%)	DC-Sputtern, 120°C	unget. 500°C, 30 min	10^{16}	Schottky Schottky	1,23; 1,22 1,19; 1,18	C-V; I-V	gut	[131]
p-4H-SiC(0001)	WTi (70:30 wt.%)	DC-Sputtern, 120°C	unget. 500°C, 30 min	$7,76 \times 10^{15}$	Schottky Schottky	2,11; 1,41 1,66; 1,91	C-V; I-V	gut	[131]
n-6H-SiC	WTi (90:10 at.%)	Sputtern, RT	900°C, 20 min in Ar/H ₂	$> 10^{19}$	Ohmsch	$3,7 \times 10^{-4}$	CTLM	RCA	[162]
			900°C, 20 min in H ₂		Ohmsch	$1,3 \times 10^{-4}$			
n-6H-SiC	WTi (90:10 at.%) / Al	Sputtern	unget. 400°C, 150 h	$> 10^{19}$	Ohmsch Ohmsch	5×10^{-4} 5×10^{-4}	CTLM	RCA	[520]
n-6H-SiC	WTi (90:10 at.%) / Al	Sputtern, RT	n.a.	2×10^{19}	Ohmsch	$5,4 \times 10^{-4}$	CTLM	RCA	[162]
			n.a., 400°C, 200 h		Ohmsch	$4,2 \times 10^{-4}$			
			n.a., 400°C, 400 h		Ohmsch	$3,2 \times 10^{-4}$			
p-6H-SiC	WTi (90:10 at.%) / Al	Sputtern, RT	n.a.	10^{19}	nicht Ohmsch	n.a.	I-V	RCA	[162]
n-6H-SiC	WTi (90:10 vol.%)	Sputtern	unget. 950°C, 45 s in Ar	6×10^{18}	Schottky	n.a.	I-V CTLM	annehmbar	[80], [425]
			Ohmsch		$3,68 \times 10^{-4}$				
n-6H-SiC(0001)	WTi (90:10 wt.%)	Sputtern, RT	600°C, 5 min in Ar/H ₂ (10%)	2×10^{18}	Schottky	n.a.	I-V	O ₂ Plasma gut	[518]
			600°C, 5 min in Ar/H ₂ (10%)		7×10^{18}	Schottky			
			unget. 600°C, 5 min in Ar/H ₂ (10%)	$4,7 \times 10^{18}$ $4,7 \times 10^{18}$	Schottky Ohmsch	1,45 $7,8 \times 10^{-4}$	C-V CTLM	O ₂ Plasma	
n-6H-SiC(0001)	WTi (90:10 wt.%)	Sputtern, RT	750°C, 5 min	$7 \dots 8 \times 10^{18}$	Ohmsch	$1,5 \times 10^{-4} \dots$ $5,6 \times 10^{-5}$	TLM u. CTLM	gut	[519]

* Φ_B für Schottky- und ϱ_K für Ohmsche-Kontakte, \uparrow durch Al Implantation

Tabelle C.2: Wolframbasierte Kontakte auf SiC

Lebenslauf

PERSÖNLICHE DATEN

Name Henry Romanus
Anschrift Neunkirchener Str. 19, 04318 Leipzig
Familienstand ledig
Geburtsdatum 08. Juli 1969

BILDUNGSWEG

1976 bis 1986 Polytechnische Oberschule in Leipzig, Abschluß 10. Klasse
1986 bis 1988 Erweiterte Oberschule „Humboldt“ in Leipzig, Abitur
1988 bis 1989 Grundwehrdienst, Bereitschaftspolizei in Leipzig
1989 bis 1990 Facharbeiterausbildung zum Elektromontierer
1990 bis 1995 Technische Universität Ilmenau
Studium: Elektrotechnik
Spezialisierung: Werkstoffe der Elektrotechnik
weiterer Schwerpunkt: Oberflächentechnik
Praktikum: „Aufbau bauphysikalischer Prüfeinrichtungen“ bei der
Materialforschungs- und Prüfanstalt Weimar
Studienarbeit: „Schichtabscheidung und theoretische Untersuchungen von
Schichten und Schichtsystemen für SiC-Bauelemente“
Diplomarbeit: „Strukturelle und theoretische Untersuchungen zu Metall-
SiC-Systemen“
Abschluß Dipl.-Ing. Elektrotechnik (TU)

BERUFSTÄTIGKEIT

1996 bis 1998 Stipendiat der Hanns-Seidel Stiftung
1996 bis 2003 Promotionsstudent und Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für
Werkstofftechnik, am Institut für Physik und am Zentrum für Mikro- und
Nanotechnologien der TU Ilmenau

Ilmenau, im September 2003

Henry Romanus

Wissenschaftliche Publikationen

VERÖFFENTLICHUNGEN

- [1] ROMANUS, H.; CIMALLA, V.; KROMKA, A.; SCHEINER, J.; SPIESS, L.; PEZOLDT, J.: *AFM investigations of rapid thermal carbonized silicon*. In: Mater. Sci. Eng. B 47 (1997), Nr. 3, S. 274–278
- [2] SPIESS, L.; NENNEWITZ, O.; WEISHART, H.; LINDNER, J.; SKORUPA, W.; ROMANUS, H.; ERLER, F.; PEZOLDT, J.: *Aluminium implantation of p-SiC for ohmic contacts*. In: Diam. Relat. Mater. 6 (1997), Nr. 10, S. 1414–1419
- [3] PEZOLDT, J.; STAUDEN, T.; CIMALLA, V.; ECKE, G.; ROMANUS, H.; EICHHORN, G.: *Growth of SiC layers on (111) Si by solid source molecular beam epitaxy*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 251–254
- [4] GOLDHAHN, R.; SHOKHOVETS, S.; ROMANUS, H.; CHENG, T. S.; FOXON, C. T.: *Free exciton recombination in tensile strained GaN grown on GaAs*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.2, S. 1271–1274
- [5] ROMANUS, H.; TEICHERT, G.; SPIESS, L.: *Investigation of polymorphism and estimation of lattice constants of SiC epilayers by four circle X-ray diffraction*. In: Mater. Sci. Forum 264-268 (1998), Nr. pt.1, S. 437–440
- [6] ROMANUS, H.; TEICHERT, G.; SCHAWOHL, J.; SPIESS, L.: *Röntgenografische Textur- und Einkristalluntersuchungen an SiC*. In: Int. Wiss. Kolloq. - TU Ilmenau, 43rd 2 (1998), S. 654–658
- [7] SPIESS, L.; ROMANUS, H.; TEICHERT, G.; PEZOLDT, J.: *Werkstoffanalytische Probleme bei der Charakterisierung von Siliziumkarbid für Mikrotechnikanwendungen*. In: Int. Wiss. Kolloq. - TU Ilmenau, 43rd 2 (1998), S. 546–551
- [8] ERLER, F.; ROMANUS, H.; LINDNER, J. N.; SPIESS, L.: *High temperature stable WSi₂-contacts on p-6H-silicon carbide*. In: MRS Symp. Proc. 572 (1999), S. 99–104
- [9] ROMANUS, H.; CIMALLA, V.; AHMED, S.; SCHÄFER, J. A.; ECKE, G.; AVCI, R.; SPIESS, L.: *Preparation of conductive tungsten carbide layers for SiC for high temperature applications*. In: MRS Symp. Proc. 572 (1999), S. 111–116
- [10] ROMANUS, H.; CIMALLA, V.; SCHÄFER, J. A.; SPIESS, L.; ECKE, G.; PEZOLDT, J.: *Preparation of single phase tungsten carbide by annealing of sputtered tungsten-carbon layers*. In: Thin Sol. Films 359 (2000), Nr. 2, S. 146–149
- [11] PEZOLDT, J.; SCHRÖTER, B.; CIMALLA, V.; STAUDEN, T.; GOLDHAHN, R.; ROMANUS, H.; SPIESS, L.: *Carbonization induced change of polarity for MBE grown 3C-SiC/Si(111)*. In: Mater. Sci. Forum 353-356 (2001), S. 179–182

-
- [12] DOPPLEB, C.; HIRRLER, R.; ROGGENDORF, H.; ROMANUS, H.: *Sol-gel preparation and structural characterisation of alumina films on silica glass*. In: presented at EURO-MAT 2001, Rimini, 10.-14.06.2001
- [13] TEICHERT, G.; GRÄBNER, F.; BLASCHTA, F.; ROMANUS, H.; KNEDLIK, C.: *Ni-Zn ferrite thin films and multilayers for EMC applications*. In: Journal of Electrical Engineering 53 (2002), Nr. 10/S, 10-11, 4 S.
- [14] CUI, S.; SCHARFF, P.; SIEGMUND, C.; SPIESS, L.; ROMANUS, H.; SCHAWOHL, J.; RISCH, K.; SCHNEIDER, D.; KLÖTZER, S.: *Preparation of multiwalled carbon nanotubes by DC arc discharge under a nitrogen atmosphere*. In: Carbon 41 (2003), Nr. 8, S. 1648–1651
- [15] ERLER, F.; JAKOB, C.; ROMANUS, H.; SPIESS, L.; WIELAGE, B.; LAMPKE, T.; STEINHÄUSER, S.: *Interface behaviour in nickel composite coatings with nano-particles of oxidic ceramic*. In: Electrochimica Acta 48 (2003), Nr. 20-22, S. 3063–3070
- [16] GRÄBNER, F.; TEICHERT, G.; KNEDLIK, C.; HILDENBRAND, S.; ROMANUS, H.; HUNGSBERG, A.; KOLEDINTSEVA, M.: *Simulation of layer sequence of Ni-Zn ferrite thin films and multilayers for EMC applications >1000 Mhz*. In: Mat.-wiss. u. Werkstofftechnik (WILEY Verlag) 34 (2003), Nr. 7, S. 603–607
- [17] CUI, S.; SCHARFF, P.; SIEGMUND, C.; SPIESS, L.; ROMANUS, H.; SCHAWOHL, J.; RISCH, K.; SCHNEIDER, D.; KLÖTZER, S.: *Investigation of preparation of carbon nanotubes by DC arc discharge under helium atmosphere*. In: Carbon 2003, Oviedo, Spain (2003)
- [18] CUI, S.; SCHARFF, P.; SIEGMUND, C.; SPIESS, L.; ROMANUS, H.; SCHAWOHL, J.; RISCH, K.; SCHNEIDER, D.; KLÖTZER, S.: *Investigation of preparation of carbon nanotubes by DC arc discharge under nitrogen atmosphere*. In: E-MRS Spring Meeting, Strasburg, France (2003)

VORTRÄGE

- [1] ROMANUS, H.; CIMALLA, V.; SCHÄFER, J. A.; ECKE, G.; SPIESS, L.: *Herstellung elektrisch leitfähiger Wolframkarbidschichten durch PVD*. In: DPG Frühjahrstagung, Münster (1999)
- [2] ROMANUS, H.; CIMALLA, V.; AHMED, S.; SCHÄFER, J. A.; ECKE, G.; AVCI, R.; SPIESS, L.: *Preparation of conductive tungsten carbide layers for SiC for high temperature applications*. In: MRS Symp. Proc. 572 (1999), S. 111–116 – MRS Spring Meeting 1999, San Francisco

PATENT

- [1] KNEDLIK, Ch.; TEICHERT, G.; ROMANUS, H.; GRÄBNER, F.; HUNGSBERG, A.; HILDENBRAND, S.; FESTAG, M.; FISCHER, U.; BEIL, P.; SÜLLAU, W.; WEISS, J.: *Neue EMV - Leiterplatte*. In: Nationale Erfindungsanmeldung der TU Ilmenau gemeinsam mit dem IMG Nordhausen, der INFINEON AG Berlin, der ILFA GmbH Hannover und dem WTB Ingenieurbüro beim Deutschen Patent- und Markenamt, 2003

MITARBEIT AN FORSCHUNGSBERICHTEN

- [1] KNEDLIK, C.; SPIESS, L.; NENNEWITZ, O.; FABRICIUS, A.; ROMANUS, H.; ERLER, F.; TEICHERT, G.; BRETERNITZ, V.: *SiC - Elektronik, Untersuchungen zur Metallisierung*, Statusseminare SiC-Elektronik, Zwischenberichte zum BMBF Projekt 01 BM303/8, 1994-1996
- [2] SPIESS, L.; ROMANUS, H.; SCHAWOHL, J.; TEICHERT, G.: *Röntgendiffraktometrische Untersuchungen an Ti(C,N) und Zr(C,N) Schichten*, Untersuchungsberichte für die Fachhochschule Schmalkalden, 1995-1998
- [3] SPIESS, L.; NENNEWITZ, O.; ROMANUS, H.: *Belagsbildung in Röntgenröhren*, Untersuchungsbericht für SIEMENS Rudolstadt, 1996
- [4] KNEDLIK, C.; SPIESS, L.; NENNEWITZ, O.; FABRICIUS, A.; ROMANUS, H.; ERLER, F.; TEICHERT, G.; BRETERNITZ, V.: *SiC - Elektronik, Untersuchungen zur Metallisierung*, Abschlußbericht zum BMBF Projekt 01 BM303/8, 1997 – 78 S.
- [5] SPIESS, L.; TEICHERT, G.; SCHAWOHL, J.; ROMANUS, H.: *Der Göbelspiegel in der Pulverdiffraktometrie - Erfahrungen aus einem 2-jährigen Einsatz*, Vortrag Bruker AXS Anwendertreffen 29.-30.4.1999 Niedernhausen/Wiesbaden, http://phase.e-technik.tu-ilmenau.de/Veroeffentlichungen/vortrag29_4-99/index.htm, 1999 – 12 S.
- [6] DOLL, T.; SCHEINERT, M.; HAASE, F.; TRAUTE, R.; DRUE, K.; FISCHER, M.; FRIEDEL, K.; BAUER, G.; ROMANUS, H.; SPIESS, L.: *Miniaturized „intelligent“ gas sensing systems*, TU Ilmenau, ZMN-Jahresbericht '02, 2003 – S. 18–19
- [7] FACHMANN, C.; DOLL, T.; AMBACHER, O.; FISCHER, M.; FÖRSTER, C.; FRIEDEL, K.; ROMANUS, H.; KNEDLIK, C.; MARUFKE, O.; PARIS, R.; PEZOLDT, J.; SÄNDIG, T.; SCHWIERZ, F.; SPIESS, L.; WEIH, P.: *Design, technology and materials towards silicon carbide MESFETs*, TU Ilmenau, ZMN-Jahresbericht '02, 2003 – S. 20–21
- [8] WEIH, P.; STAUDEN, T.; KOSIBA, R.; ECKE, G.; ROMANUS, H.; SPIESS, L.; PEZOLDT, J.: *SiC:Ge alloys grown on Si(111)*, TU Ilmenau, ZMN-Jahresbericht '02, 2003 – S. 58–59
- [9] BREITER, M.; ROMANUS, H.; SPIESS, L.: *Wolframkarbid-Schichten für die Metallisierung*, TU Ilmenau, ZMN-Jahresbericht '02, 2003 – S. 66–67
- [10] ROMANUS, H.; CUI, S.; SCHARFF, P.; SIEGMUND, C.; SCHAWOHL, J.; SPIESS, L.: *Investigation of the effect of helium pressure on preparation of carbon nanotubes by DC arc discharge*, TU Ilmenau, ZMN-Jahresbericht '02, 2003 – S. 68–69
- [11] ERLER, F.; JAKOB, C.; ROMANUS, H.; SPIESS, L.: *Interface behaviour in nickel composite coatings with nano-particles*, TU Ilmenau, ZMN-Jahresbericht '02, 2003 – S. 70–71
- [12] GUBISCH, M.; SPIESS, L.; TEICHERT, G.; ROMANUS, H.; KNEDLIK, C.: *EBSD-Analyse an technischen Oberflächen*, TU Ilmenau, ZMN-Jahresbericht '02, 2003 – S. 72–73
- [13] ROMANUS, H.; TEICHERT, G.; KNEDLIK, C.: *EMC PCB Layer (Dünne ferritische Schichten / Schichtsysteme für den Einsatz in Mehrlagenleiterplatten zur Verbesserung der elektromagnetischen Verträglichkeit (IT-Bereich) für den Frequenzbereich $f = 1000 \text{ MHz} - 4000 \text{ MHz}$)*, Abschlußbericht der TU Ilmenau als Unterauftragnehmer im Verbundprojekt, 2003 – 26 S.

Thesen

1. SiC-Bauelemente gewinnen zunehmend in der Hochtemperaturelektronik und -sensorik, in der Leistungs-, Hochfrequenz- und Optoelektronik an Bedeutung. Einige dieser Bauelemente befinden sich gegenwärtig in der kommerziellen Markteinführung. Weitere werden mit der Lösung spezieller technologischer Anforderungen folgen. Dazu zählen insbesondere die Kristallzucht, die Aktivierung der implantierten Dotanden und die Erzeugung von thermisch stabilen Ohmschen Kontakten mit geringem Kontaktwiderstand. Neben den technologischen Anforderungen sind ökonomische Aspekte für eine mögliche Markteinführung wesentlich. Erst mit einer erheblichen Verbesserung des Preis-Leistungs-Verhältnisses der SiC-Substrate (Preis zu nutzbarer Substratfläche, Vergrößerung des Substratdurchmessers) und der SiC-Substratqualität (Verringerung der Defekt- und *micropipe*-Dichte) ist ein Wachstumsschub in der Produktion von SiC-Bauelementen zu erwarten.
2. Anhand von theoretischen Betrachtungen und vergleichenden Berechnungen der Ladungsträgerkonzentration wird gezeigt, daß sich die Berechnung der elektrisch aktiven Akzeptoren stark vereinfachen läßt. Der Einfluß der Eigenschaften des SiC und der Kontaktmaterialien auf die Kontaktbildung wird dargestellt. Unter ausschließlicher Verwendung von Literaturwerten der Elektronenaffinität χ_S und der Austrittsarbeit von Halbleiter Φ_S und Metallisierung Φ_M ist keine realistische Abschätzung der Schottky-Barrierenhöhe möglich. Für den Stromtransport über den Metall-Halbleiter-Übergang sind die Majoritätsladungsträger verantwortlich, die je nach Breite der Raumladungszone die Barriere infolge verschiedener Mechanismen überwinden. Die Thermische Emission, die Thermische Feldemission und die Feldemission sind die bestimmenden Stromtransportmechanismen für das elektrische Verhalten der Kontakte.
3. Die Herstellung Ohmscher p-SiC-Kontakte erfordert eine hohe Löcherkonzentration an der Grenzfläche zwischen p-SiC und Metallisierung, welche sich durch Ionenimplantation mit Aluminium erreichen läßt. Mittels Implantation durch eine dünne Al-Schicht wird das Maximum der Akzeptorkonzentration zur Substratoberfläche hin verschoben und somit eine hohe Akzeptorkonzentration im oberflächennahen Bereich erreicht. Durch eine Temperung der implantierten Siliziumkarbidsubstrate bei 1650°C werden die Implantationsschäden ausgeheilt, d.h. die teilweise amorphisierte Siliziumkarbidoberfläche rekristallisiert, und die Aluminiumakzeptoren werden in das Kristallgitter eingebaut. Nach der Implantation und Ausheilung waren keine amorphen Bereiche in den hochdotierten SiC-Schichten nachzuweisen. Die mit TRIM simulierte Implantationsprofile stimmen ausgezeichnet mit den tiefsten erkennbaren Defekten der TEM-Querschnittsaufnahmen überein.

-
4. Die ausgeheilten Proben weisen eine rauhe und unterschiedlich strukturierte Oberfläche auf. Bei den Strukturen handelt es sich um Makrostufen, die sich durch Sublimation und Akkumulation von beweglichen Si-haltigen Molekülen an der Oberfläche bilden und bevorzugt an den durch die Fehlorientierung der Wafer vorgegebenen Stufen wachsen. Bei der Ausheilung verursacht ein Temperaturgradient über die Wafer einen Gradienten der Oberflächenmorphologie und des Flächenwiderstandes. Aus den temperaturabhängig gemessenen Flächenwiderstandswerten wurde sowohl der spezifische Widerstand berechnet als auch die Ladungsträgerkonzentration und -beweglichkeit abgeschätzt. Die Löcherkonzentration und -beweglichkeit ist eine Funktion der Temperatur, wobei die sehr hohe Löcherbeweglichkeit auf einen nahezu vollständigen Einbau der Akzeptoren durch die Implantations- und Ausheilprozedur schließen läßt.
 5. Unerwünschte Grenzflächenreaktionen zwischen Metallisierung und Halbleiter lassen sich durch die Verwendung von Metallsiliziden und -karbiden nahezu vermeiden. Wolfram ist das geeignete Metall, welches sowohl Silizide als auch Karbide bildet, aber auf SiC thermodynamisch weitestgehend stabil ist. Seine Silizide (WSi_2) und Karbide (WC und W_2C) weisen einen spezifischen Widerstand kleiner $100 \mu\Omega \text{ cm}$ auf und erlauben darüber hinaus einen Vergleich mit den Eigenschaften von in der Literatur publizierten Kontakten. Neben den wolframbasierten Metallisierungen wurde eine Al/Ti-Standardmetallisierung als Referenzmaterial verwendet, um zum einen den Erfolg der Implantation und Ausheilung des p-leitenden SiC zu kontrollieren und zum anderen das Kontaktverhalten der verschiedenen Materialien direkt bzw. mit der Literatur vergleichen zu können.
 6. Tetragonales und hexagonales Wolframsilizid wurde unter definierten Bedingungen durch co-Sputtern von Silizium und Wolfram und anschließendem Tempern bzw. Sputtern von einem stöchiometrischen WSi_2 -Sintertarget präpariert. Auf *in-vacuo* geheizten Substraten (544°C Substrattemperatur) bildeten sich hexagonale WSi_2 -Schichten, wobei kein Substrateinfluß festgestellt werden konnte. Die Schichten wachsen kolumnar und weisen keine Textur auf. Beim *ex-situ*-Tempern (Ar-Atmosphäre, 15 min) findet zwischen 800°C und 900°C eine Phasentransformation der hexagonalen in die tetragonale WSi_2 - und W_5Si_3 -Phase statt. Die Einsatztemperatur der hexagonalen WSi_2 -Schichten ist unter Normalatmosphäre, bedingt durch die Oxidation, auf ca. 400°C begrenzt.
 7. Von einem WC-Sintertarget wurden Wolframkarbidschichten gesputtert. Auf den ungeheizten Substraten bildeten sich röntgenamorphe bzw. nanokristalline, kohlenstoffverarmte Schichten. Dagegen wurde auf den auf ca. 544°C aufgeheizten Proben unabhängig vom Substrat die kubische WC_{1-x} -Phase mit einem spezifischen elektrischen Widerstand von ca. $250 \mu\Omega \text{ cm}$ nachgewiesen. Unter Variation der Temperatmosphäre, der Tempertemperatur und der Schichtzusammensetzung (WC_{1-x} , WC_{1-x}/W) wurden die Schichten getempert, um einphasiges hexagonales WC und W_2C zu erhalten. Das phasenreine WC bildet sich bei einer hohen Propankonzentration von 2% in einer Propan-Wasserstoff-Atmosphäre bei Tempertemperaturen oberhalb von 825°C . Die W_2C -Phase indes läßt sich phasenrein bei einer geringen Propankonzentration von $\leq 0,02\%$ und bei Tempertemperaturen im Bereich von 750°C bis 1050°C präparieren. Die geringsten spezifischen elektrischen Widerstände lagen für die reinen WC- bzw. W_2C -Schichten bei

rund $340 \mu\Omega \text{ cm}$ bzw. $62 \mu\Omega \text{ cm}$. Die Einsatztemperatur der hexagonalen Wolframkarbid-schichten ist unter Normalatmosphäre, bedingt durch die Oxidation, auf ca. 400°C begrenzt.

8. Auf den implantierten und ausgeheilten p-4H- und p-6H-SiC-Proben wurden wolfram-basierte Kontakte präpariert. Es wurde gezeigt, daß sich hexagonales WSi_2 und phasenreines W_2C bildete, sich jedoch in den WC-Schichten ein geringer Anteil von W_2C nachweisen ließ. Anhand von TEM-Querschnittsaufnahmen waren keine Grenzflächenreaktionen mit den SiC-Substraten nachweisbar. Die spezifischen Kontaktwiderstände wurden anhand der CTLM-Strukturen nach dem Modell von Marlow & Das bestimmt und ausgewertet. In der Regel lagen die Kontaktwiderstandswerte gleichartig präparierter SiC-Proben auf p-4H-SiC unter denen auf p-6H-SiC. Die bei 70 keV implantierten Proben wiesen im allgemeinen das beste Kontaktverhalten auf.
9. Die erzielten spezifischen Kontaktwiderstände von hexagonalem WSi_2 auf p-4H- bzw. p-6H-SiC stellen mit $\rho_K = 6 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ bzw. $1,2 \cdot 10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$ eine Verbesserung bisheriger Ergebnisse um mehr als zwei Größenordnungen dar. Die minimalen spezifischen Kontaktwiderstände von WC bzw. W_2C auf p-4H-SiC liegen bei $8,9 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ bzw. $1,7 \cdot 10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$ und auf p-6H-SiC bei $1,8 \cdot 10^{-2} \Omega \text{ cm}^2$ bzw. $2,5 \cdot 10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$. Die präparierten WC- und W_2C -Kontakte auf p-4H- und p-6H-SiC sind die ersten bekannten Ohmschen Wolframkarbidkontakte. Der geringste spezifische Kontaktwiderstand aller Proben wurde mit dem Referenzmaterial Al/Ti auf einer 4H-SiC-Probe mit $1,9 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ erzielt. Die spezifischen Kontaktwiderstände der wolframbasierten Metallisierungen und des Referenzmaterials liegen in der gleichen Größenordnung. Die erreichten Ergebnisse auf dem Gebiet Ohmscher p-SiC-Kontakte stellen im internationalen Vergleich einen wesentlichen Erkenntnisgewinn dar.