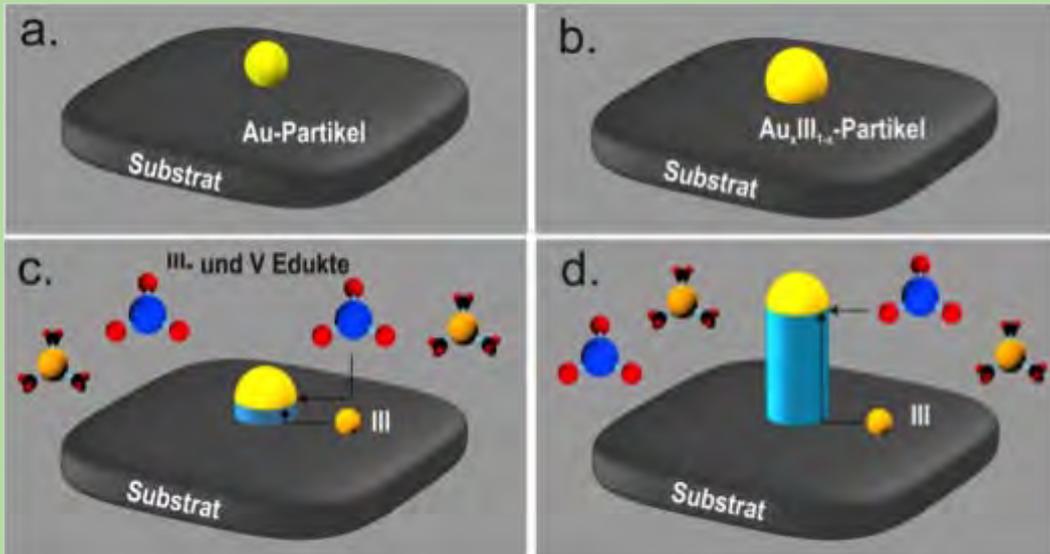


ISSN 2193-3758

Mitteilungsblatt
Nr. 96 / 2013

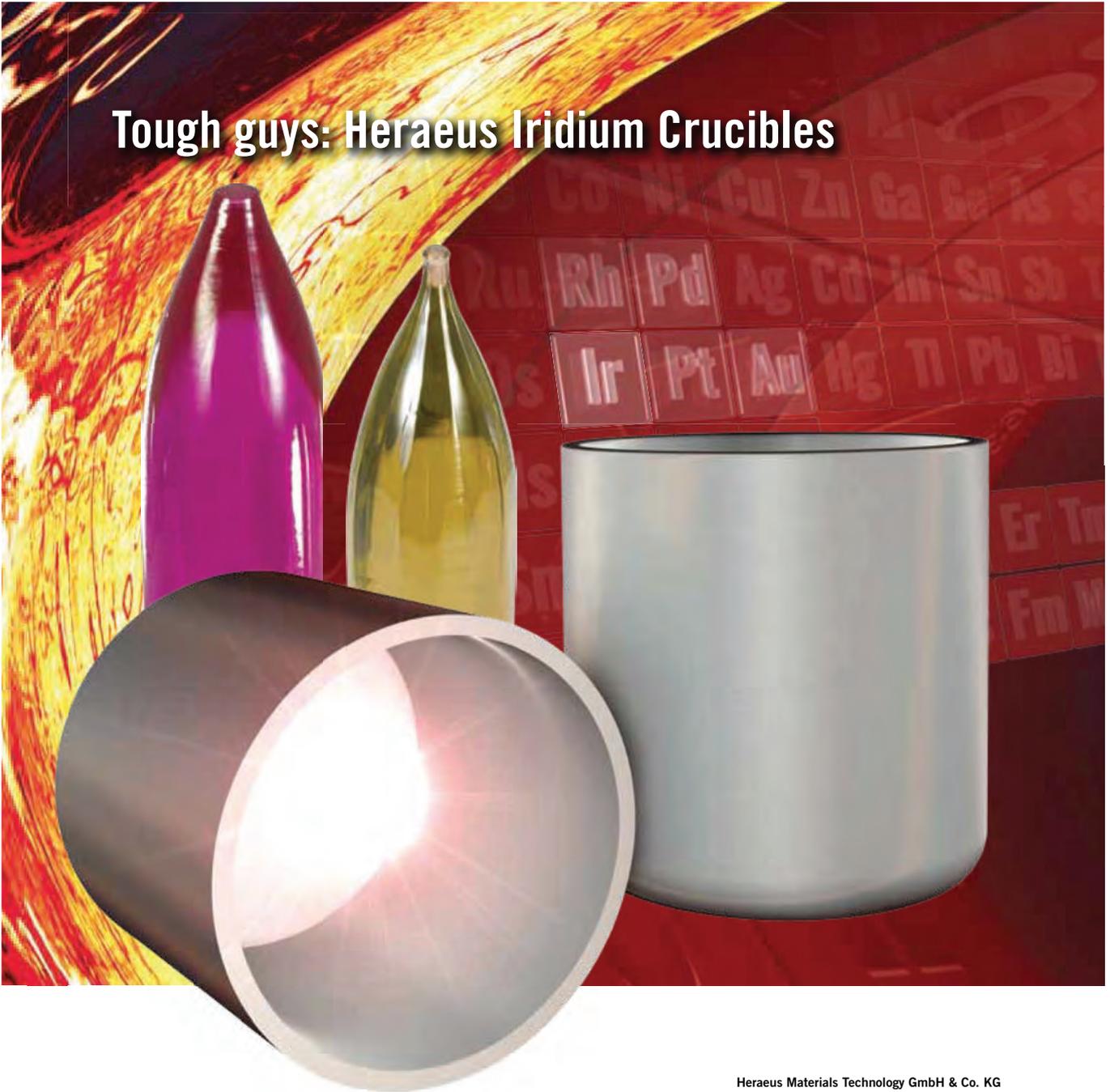


Inhaltsverzeichnis

Der Vorsitzende / Editorial	3
DGKK-intern	5
DGKK-Personen	12
DGKK-Nachrichten	15
DGKK-Fokus	19
DGKK-Forschung	17
Über die DGKK	32
Tagungskalender	33

Heraeus

Tough guys: Heraeus Iridium Crucibles



Precious Metals

Precious Metals are essential tools in laboratories and factories. Our product range extends from standard items to highly specific custom-made equipment.

www.pt-labware.com

Heraeus Materials Technology GmbH & Co. KG

Engineered Materials Division
Business Unit Precious Metals Technology
Heraeusstr. 12 – 14
63450 Hanau, Germany
Phone +49 6181.35-5123
Fax +49 6181.35-3533
precious-metals-technology@heraeus.com

Der Vorsitzende

Liebe Kolleginnen und Kollegen,

das bisherige Jahr 2013 war aus DGKK-Sicht bereits sehr ereignisreich. An erster Stelle möchte ich die DKT2013 in Erlangen erwähnen. Den 140 Teilnehmern bot sich eine ausgezeichnete Möglichkeit, sich über die neuesten Entwicklungen bei der Herstellung von unterschiedlichen Kristallmaterialien, bei der Verbesserung der physikalisch-chemischen Eigenschaften und die daraus resultierende Erschließung neuer Anwendungsgebiete zu informieren. Gleichzeitig erfuhr man auch Historisches speziell über die Anfänge der Mikroelektronik im fränkischen Raum. Die DKT2013 war auch Anlass für die Vergabe der verschiedenen Preise der DGKK. So wurde Herrn Prof. Alois Krost von der Universität Magdeburg der Preis der DGKK für seine herausragenden wissenschaftlichen und technischen Leistungen auf dem Gebiet der Epitaxie von GaN auf Si verliehen. Für den Nachwuchsforscherpreis gab es zwei Gewinner: Herr Benjamin Reuters von der RWTH Aachen erhielt den Nachwuchsforscherpreis für seine herausragenden Untersuchungen von quaternären Nitrid-Mischkristallen (AlGaInN). Der zweite Gewinner des Nachwuchsforscherpreises, Herr Kaspar Dadzis von der SolarWorld AG in Freiberg, hatte Simulationsmodelle entwickelt und angewandt, um den Wärme- und Stofftransport bei der gerichteten Erstarrung von multikristallinem Silizium für die Photovoltaik zu untersuchen und durch den Einsatz von magnetischen Feldern zu optimieren. Der Preis für das Beste Poster der DKT2013 ging an Frau Birgitta Bauer von der LMU München mit ihrem Poster "Quasikristall und periodischer Approximant – wie passt das zusammen?". Meinen herzlichen Glückwunsch an alle Preisträger! Auch wenn ich aus persönlichen Gründen nicht anwesend sein konnte, so hatte ich von verschiedenen Teilnehmern der DKT2013 ein sehr positives Feedback erhalten. Deshalb möchte ich an dieser Stelle den Organisatoren der

DKT2013, Peter Wellmann und Christian Reimann und ihrem Team, meinen herzlichen Dank für die sehr gelungene Veranstaltung aussprechen. Mein besonderer Dank gilt auch Ludwig Stockmeier und Tina Sorgenfrei, die im Vorfeld der DKT2013 das Treffen der „jungen“ DGKK mit Vorlesungen, Postern und Exkursion organisiert hatten. Ich hoffe, dass sich diese Treffen verstetigen werden.

Bedanken möchte ich mich auch bei den auf der Mitgliederversammlung anwesenden Teilnehmern für das Vertrauen, dass sie dem jetzigen Vorstand ausgesprochen haben, die wertvollen Hinweise, die sie uns im Hinblick auf die noch zu erledigenden Aufgaben gegeben haben, und dafür, dass sie den Vorschlag für den neuen Vorstand für die Periode 2014-2015 unterstützt haben.

Lassen Sie mich an dieser Stelle noch Prof. em. Klaus Benz zu seinem 75. Geburtstag ganz herzlich gratulieren, den er im Januar bereits feiern durfte. Leider muss ich Ihnen aber auch berichten, dass plötzlich und unerwartet Prof. Andris Muiznieks von der Uni Riga verstorben ist. Prof. Muiznieks war ein ausgewiesener Experte im Bereich der numerischen Simulation. Unsere Gedanken sind bei seiner Familie, die einen wunderbaren Menschen verloren hat.

Lassen Sie mich abschließend noch an die ISSCG-15 in Danzig und die ICCGE-17 in Warschau erinnern. Mein Dank gilt zum einen den Organisatoren aus der DGKK, aber insbesondere den polnischen Kollegen, denen zwei sehr ausgezeichnete Veranstaltungen gelungen sind. Ich wünsche Ihnen nun viel Spaß beim Lesen der neuen Ausgabe des Mitteilungsblattes.

Ihr

Jochen Friedrich

Inhaltsverzeichnis

Der Vorsitzende	3
Editorial	4
Titelbild	4
DGKK-intern	5
DGKK-Arbeitskreis-Treffen „Intermetallische und oxydische Systeme mit Spin- und Ladungskorrelationen“	5
Internationaler Workshop „Floating zone technique“	6
JDGKK und DKT 2013	7
Protokoll der Mitgliederversammlung 2013	8
DGKK-Personen	12
Prof. Dr. Klaus-Werner Benz feierte seinen 75. Geburtstag	12
Nachruf für Prof. Dr.-Phys. Andris Muiznieks (1961 – 2013)	14
DGKK-Nachrichten	15

Maßgeschneiderte Substrate für energieeffiziente Wide-Bandgap-Bauelemente – 14. Jahrestagung des Fraunhofer IISB elektrisiert die Halbleitermaterial-Szene	15
Das Stromnetz lernt Energiesparen – Projekt SiC-WinS erforscht Technologien zur Herstellung von SiC-Hochvoltbauelementen	15
DGKK-Forschung	17
Konferenzbericht zur Electronic Materials Conference (EMC) 2013 in Notre Dame (South Bend, USA)	17
DGKK-Fokus	19
Nanotechnologie	19
Neue Mitglieder 2013	21
III/V-Nanodrähte	22
Einkristalline metallische Nanowhisker	26
Über die DGKK	32
Arbeitskreise der DGKK	33
Tagungskalender	33

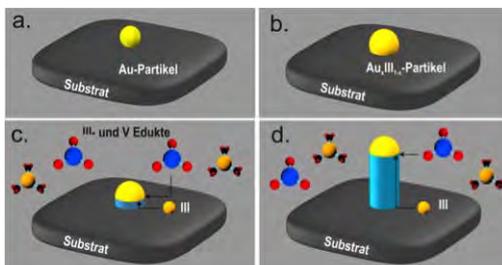
4 Editorial

Leider erst nach der Sommerpause liegt das erste Mitteilungsblatt des Jahres 2013 vor. Mit diesem Heft haben wir eine alte Idee wieder aufgegriffen, nämlich einen Themenschwerpunkt zu setzen. Drei Artikel aus unterschiedlichen Arbeitsgruppen beleuchten das Thema „Nanodrähte“ - herzlichen Dank allen Au-

toren! Ideen für neue Themenschwerpunkte nehmen wir gerne entgegen. Auch sind aktuelle für die Titelseite passende Bilder willkommen.

Die Redaktion

Titelbild



Das Titelbild zeigt die schematische Abbildung des VLS-Mechanismus' zur Herstellung von III-V Nanodrähten mittels MOVPE und ist dem Beitrag **III/V-Nanodrähte** von Sebastian Lehmann, Karla Hillerich und Knut Deppert entnommen, den Sie auf Seite 22 finden.

DGKK-Arbeitskreis-Treffen „Intermetallische und oxydische Systeme mit Spin- und Ladungskorrelationen“

Wolfgang Löser, IFW Dresden

Am 10./11. Oktober 2012 fand das 14. Treffen des Arbeitskreises „Intermetallische und oxydische Systeme mit Spin- und Ladungskorrelationen“ der DGKK statt. Es wurde von Herrn Prof. C. Krellner und Frau H. Döring an der Goethe-Universität in Frankfurt a. M. organisiert und mit einem Workshop des DFG-Schwerpunktprogramms (SPP) 1458 „Hochtemperatur-Supraleitung in Eisenpniktiden“ verbunden. Das sicherte eine Rekordbeteiligung von 45 Teilnehmern aus Deutschland und Österreich. Naturgemäß standen Vorträge zur Kristallzüchtung der neuen Eisenpniktid-Supraleiter im Mittelpunkt des Interesses, da mehrere Gruppen aus Frankfurt, Karlsruhe und Dresden an dem SPP 1458 beteiligt sind. Mit Prof. Janusz Karpinski (EPF Lausanne) war einer der international führenden Experten der Kristallzüchtung auf diesem Gebiet eingeladen. Sein Vortrag *“LnFeAsO (Ln=La, Pr, Nd, Sm, Gd) single crystals grown at high pressure: influence of doping and substitutions on superconducting properties and structure”* wurde intensiv diskutiert. Die Vorträge von A. Haghghirad (Uni Frankfurt) und F. Nitsche (LMU München) waren ebenfalls der Kristallzüchtung dieser sogenannten 1111-Eisenpniktide gewidmet. S. Aswartham (IFW Dresden) und T. Wolf (KIT Karlsruhe) sprachen zu 122-Verbindungen (u. a. BaFe_2As_2 , KFe_2Se_2). Die kritische Bewertung von Supraleitungsmessungen dieser Einkristalle führte zu einem angeregten Meinungsaustausch. R. Beck (IFW Dresden), C. Koz (MPI CPfS Dresden) und V. Tsurkan (Uni Augsburg) trugen zur Einkristallzüchtung in supraleitenden NaFeAs bzw. tetragonalen Fe-Chalcogeniden und im System Rb-Fe-Se vor. Schließlich sprach L. Alff (TU Darmstadt) zur MBE-Synthese neuer arsenfreier Pniktid-Supraleiter.

Auch die Beiträge am zweiten Tag beinhalteten vorwiegend die Kristallzüchtung weiterer intermetallischer Verbindungen, u.a. von V. Hlukhyy (TU München) zur Strukturinstabilität in BaNi_2Ge_2 , A. Prokofiev (TU Wien) zu CeAuGe , W. Löser (IFW Dresden) zu Lu_2PdSi_3 , N. van Well (Uni Frankfurt) zu quantenkritischen Materialien, C. Grimm-Allio (Uni Frankfurt) zu $\text{Ba}_8\text{Ni}_{3,5}\text{Ge}_{42,1}$ Clathraten sowie V. Fritsch (KIT Karlsruhe) zur Kristallzüchtung aus dem Ge-Fluss. Mehrere Beiträge des IFW Dresden waren der Züchtung von Heusler-Verbindungen gewidmet: Rh_2MnGe (M. Gellesch), Co_2CrAl (A. Omar), $\text{NiZr}_{0,5}\text{Hf}_{0,5}\text{Sn}$ (C. Blum). Dieser neue Schwerpunkt wird im Rahmen eines Emmy-Noether-Projektes von Frau Dr. S. Wurmel bearbeitet.

Schließlich gab es auch mehrere Vorträge zur Kristallzüchtung von Oxiden: A. Erb (WMI Garching) zu CaWO_4 , A. Mohan (IFW Dresden) zu 5-Sprossen-Leiter Kuprat-Verbindungen, K. Wang (Uni Heidelberg) zu Li-basierten Olivine-Phosphaten und S. Mani (Uni Göttingen) zu A_2IrO_3 (A= Na, Li).

Erfreulich war, dass sich der internationale Charakter unseres Arbeitskreistreffens deutlich ausgeprägt hat. Die Mehrzahl der Vorträge wurde in englischer Sprache gehalten, ohne dass die Intensität und der praxisbezogene Charakter der Diskussionen litten.

Der Abend des ersten Tages klang wieder mit vielen interessanten Gesprächen in der Apfelweinschänke „Zum Lahmen Esel“ aus (siehe Foto). Die abschließende Führung durch das Frankfurter Kristall- und Materiallabor gab Einblicke in die Kristallzüchtung, Probenpräparation und Messmethoden in diesem neu eingerichteten Labor. Prof. Aßmus öffnete schließlich seinen Koffer mit den herrlichen dotierten Zirkonia-Kristallen. Das ließ nicht nur die Herzen der weiblichen Kristallzüchter höher schlagen.

Das nächste AK-Treffen wird voraussichtlich im Oktober 2013 Prof. Dr. Andrey Prokofiev am Institut für Festkörperphysik der TU Wien organisieren.



Dr. Thomas Wolf, Prof. Cornelius Krellner, Dr. Christoph Geibel und Prof. Janusz Karpinski (von links) beim gemeinsamen Abendbrot in der Apfelweinschänke „Zum Lahmen Esel“. Foto: privat

Kontaktadresse:

Dr. Wolfgang Löser,
IFW Dresden,

Tel.: 0351-4659 647,

Fax: 0351-4659 313,

E-Mail: loeser@ifw-dresden.de

6 Internationaler Workshop „Floating zone technique“

Sabine Wurmehl, IFW Dresden

19.-21. Februar 2013 in Dresden

Neben der industriellen Kristallzüchtung von Si findet das „Floating Zone (FZ)“ Verfahren auch in der Grundlagenforschung zur Synthese neuer Substanzen eine breite Anwendung. Am 19.-21. Februar 2013 fand im IFW Dresden ein *Internationaler Workshop „Floating zone technique“* mit ca. 40 Teilnehmern aus 7 Ländern (Australien, Deutschland, Frankreich, Indien, Japan, Rumänien und den USA) statt. Die Veranstaltung war dem Gedenken an Dr. Günter Behr gewidmet, der im IFW Dresden und als Leiter des Arbeitskreises „Intermetallische und oxydische Systeme mit Spin- und Ladungskorrelationen“ der DGKK großen Anteil an der Nutzung des FZ-Verfahrens hatte.

Anliegen waren technische und methodische Weiterentwicklungen verschiedener Typen von „Floating zone“-Apparaturen mit optischer Strahlungsheizung und die damit verbundenen Möglichkeiten der Züchtung von Einkristallen intermetallischer Verbindungen und Oxide. Mehrere Beiträge waren Kupraten mit Hochtemperatur-Supraleitung sowie verwandten Oxidsystemen gewidmet (C.T. Lin, MPI-FKF Stuttgart; A. Erb, Walter-Meissner-Institut, München; H. Eisaki, AIST Tsukuba, Japan). A. Revcolevschi (Universität Paris - SUD, France) präsentierte langjährige Erfahrungen zu Oxidkristallen in Systemen mit korrelierten Elektronen. Beiträge zur FZ Kristallzüchtung von magnetischen Oxiden (J.F. Mitchell, Argonne NL, USA), von multiferroischem DyVO_3 (J. Yan, Oak Ridge national lab, USA), niedrigdimensionalen Quantenmagneten (S. Singh, IISER Pune, Indien), CoAl_2O_4 -Spinel mit exotischer magnetischer Ordnung (A. Maljuk, IFW Dresden), $\text{Nd}_{1-x}\text{Y}_x\text{MnO}_3$ mit konkurrierenden magnetischen Wechselwirkungen (S. Landsgesell, Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie) und zum Wachstumsmechanismus von $\beta\text{-CuNb}_2\text{O}_6$ (N. Islam, Helmholtz-Zentrum Berlin für Materialien und Energie) rundeten die Ausführungen zu Oxidsystemen ab. Schließlich stellte Frau J. E. Auckett (Universität Sydney) mit „Neutronenstreu-Untersuchungen an ionenleitfähigen Brownmilleriten“ Ergebnisse an Kristallen, gezüchtet in der wohl einzigen FZ-Anlage der südlichen Hemisphäre, vor.

Mehrere Beiträge waren der Prozesskontrolle und der Weiterentwicklung des FZ-Verfahrens gewidmet: Kann ein FZ-Experiment immer kontrolliert werden? (M. Apostu, UAIC, Rumänien), Kontrolle der Grenzfläche Kristall-Flüssigkeit während FZ-Wachstums von Oxiden, (I. Tanaka, Universität Yamana-shi, Japan), Einfluss der Facetten auf die Perfektion und Form von FZ-Kristallen (D. Souptel, FCM Freiberg). Schließlich stellte D. Lindackers (IFW Dresden) das Konzept der im Institut entwickelten FZ-Hochdruck-Kristallzüchtungsanlage mit optischer Heizung mit neuen technischen Komponenten vor.

Neben einer Vielzahl an Beiträgen zu oxidischen Systemen gab es auch



Die Teilnehmer des Workshops „Floating zone technique“ im IFW Dresden.
(Foto: A. Revcolevschi)

einige wenige Beiträge zur Kristallzüchtung metallischer Materialien: „FZ-Kristallzüchtung von R_2PdSi_3 intermetallischen Verbindungen“ (W. Löser, IFW Dresden) und „Optisches FZ von intermetallischen Verbindungen unter UHV-kompatiblen Bedingungen“ mit dem C. Pfeleiderer (TU München) einen Weg zur Verbesserung der Einkristall-Perfektion aufzeigte. In einer Postersitzung konnten junge Wissenschaftler vorwiegend aus dem IFW Dresden ihre Ergebnisse berichten und mit den internationalen Experten diskutieren.

Während der Veranstaltung gab es neben Laborbesuchen im IFW Dresden Gelegenheiten zur Besichtigung der Fa. SciDre (Scientific Instruments Dresden GmbH) mit ausführlichen Vorführungen der neuen kommerziellen Hochdruck-Kristallzüchtungsanlage ‚Smart Floating Zone‘ für Atmosphärendrücke bis 150 bar. Hierfür gebührt den Herren R. Schöndube und M. Schulze herzlicher Dank. Auch beim Konferenzdinner in der traditionsreichen Dresdener Gaststätte „Omage“ kam es zu angeregten fachlichen Gesprächen.

Wir möchten uns an dieser Stelle bei Frau Schmiedel und weiteren Mitarbeitern des IFW Dresden für die hervorragende Organisation danken und hoffen, dass der Erfahrungsaustausch zur Anwendung der Floating Zone Methode in Zukunft an anderer Stelle weitergeführt wird.

Kontaktadresse:

Dr. Sabine Wurmehl, IFW Dresden,

Tel.: 0351-4659 519,

Fax: 0351-4659 313,

E-Mail: s.wurmehl@ifw-dresden.de

JDGKK und DKT 2013

Tilo Haas, Frederic Hofherr, Kristallographie, Albert-Ludwigs-Universität Freiburg

05.-06. März - JDGKK-Treffen

Mit mehr als 30 angemeldeten Teilnehmern fand dieses Jahr das zweite Treffen der JDGKK in Erlangen statt. Die Organisation und Planung des Treffens oblag Ludwig Stockmaier vom THM Freiburg. Nach einer kurzen und freundlichen Begrüßung sowie ein paar Worten zum Fraunhofer IISB folgten zwei Vorträge zu den Themen "Epitaxie" sowie "Wachstumskinetik und Wachstumsstörungen", diese wurden von Frau Dr. B. Kallinger vom Fraunhofer IISB und Herrn Dr. A. Danilewsky von der Universität Freiburg gehalten.

Des Weiteren wurde eine ausgedehnte Postersession der Jungteilnehmer angeboten, bei der 24 Poster aus vielerlei Schwerpunktbereichen vorgestellt wurden. So zum Beispiel die Arbeit von C. Ehlers, in der er den positiven Zusammenhang von Chlorwasserstoffgas auf die Wachstumsraten dicker SiC Schichten durch chemische Gasphasenabscheidung nachweisen konnte.

Trotz der Fülle an Postern und der oft unbekanntem Teilnehmern ergab sich schnell eine gelöste und kollegiale Atmosphäre, welche zu vielerlei Gesprächen einlud. Selbige konnten am Abend bei einem gemeinsamen Essen fortgeführt werden.

Am Folgetag wurde eine Werksbesichtigung bei der Firma Semikron Electronics GmbH in Nürnberg angeboten.

Als weltweiter Marktführer für Dioden und Thyristor-Module mit einem Produktionsanteil von 30% ist die Firma Semikron seit ihrer Gründung im Jahre 1951 immer noch in Familienbesitz und somit der einzige unabhängige Hersteller für Halbleiterbauelemente. Mit weltweit 3900 Mitarbeitern in vielerlei Ländern stellt das Unternehmen Leistungselektronikmodule sowie Komplettsysteme her. Zur Produktpalette gehören IGBT- und MOSFET Module, Dioden, Thyristoren sowie CIBs und IPMs.

Am Standort Nürnberg ist Semikron in der Lage vielerlei Produktionsschritte durchzuführen. So werden im Waferlab auf 4000 m², 60.000 Wafer pro Monat, für Thyristoren und Dioden, verarbeitet. Mit 15 Centrothermöfen sind im eigenen Diffusionslabor Hochtemperatur Dotierungen mittels Phosphor, Aluminium, Gallium und Bor möglich. Desweiteren können täglich bis zu 10 kg Aluminium für die Metallisierung verarbeitet werden, wobei Bedampfungsdicken bis 20 µm möglich sind. Zur Strukturierung stehen im Lithographielabor sechs Mask-Aligner mit einer Auflösung von bis zu 10 µm zur Verfügung. Im Bereich elektrische Messung und Mechanische Bearbeitung wird jeder einzelne Chip hinsichtlich seines Sperrstroms und Widerstands gemessen und geprüft.

Die abschließende Fertigung der Leistungselektronik-Module wird ebenso am Standort durchgeführt. Hierbei verfügt die Firma Semikron über mehr als 30 vollautomatische Verdrahtungsanlagen, bei welchen fehlerhafte Exemplare direkt markiert und ausgesondert werden. Somit kann ein hoher Standard gehalten und hohe Funktionalität gewährleistet werden.

Die Firma Semikron konnte somit im Laufe ihrer Geschichte viele Innovationen und neue Prozessschritte hervorbringen und

Entwicklungen im Halbleitermarkt vorantreiben. Die erste spannungsfeste Avalanche-Gleichrichterdiode (1961), Bipolare Darlington-Transistormodule (1984), integrierte Umrichter für Elektro- und Hybridantriebe (2001) sowie Bond- und lötfreie, pastenlose Montagetechnik für Hochleistungs-Halbleiter, gehören zu den vielen Entwicklungen des Unternehmens.

Als Student war der Einblick in die Fertigung eines solch großen Unternehmens äußerst interessant und aufschlussreich, denn viele dieser Prozesse sind sonst nur in der Theorie oder in wesentlich kleinerem Maßstab bekannt. Vielen Dank daher, dass uns ein Besuch ermöglicht wurde.

06.-08. März - DK-Tagung

Die diesjährige Tagung stand im Zeichen des 60. Todestages von Prof. J. Czochralski sowie der Entdeckung der III-V Halbleiter. Hierfür konnte es keinen geeigneteren Tagungsort als Erlangen geben, da hier bereits seit 60 Jahren erfolgreich an der Siliziumtechnologie geforscht wird. Die Plenarvorträge des Eröffnungstages behandelten diese Geschichte und boten somit den Einstieg in die folgenden Sessions.

Unter der Leitung von Albrecht Seidl wurden vier Vorträge zum Thema Modellierung gehalten. Dabei wurde auf die Optimierung von Züchtungsprozessen für Saphir und GaAs Kristallen eingegangen sowie Simulationsmodelle für die Bildung von Quantenpunkten und 3D Konvektionsmodelle.

Darauf folgte eine Session mit Vorträgen der DGKK Preisträger. Den Auftakt machte der Nachwuchspreisträger Benjamin Reuters von der RWTH Aachen mit seinem Vortrag "Polarisationsoptimierte Heterostrukturen mit quaternären AlInGaN-Schichten für neuartige Bauelemente", gefolgt von Herrn K. Dadzis (Solar World) und Herrn A. Krost (Uni Magdeburg). An dieser Stelle nochmals Gratulation den Preisträgern für ihre Arbeiten. Somit endete der erste Vortragstag.

Der zweite Tag begann mit vier Vorträgen zum Thema von GaN Epitaxieschichten. Gefolgt wurden diese Vorträge von einer allgemein gehaltenen Session zu den Oxiden. Besonders interessant hierbei der Vortrag von T. Marzahl (Uni Hamburg) zur Erforschung oxydischer Lasermaterialien. Bei der anschließenden Kinetik-Session war der Vortrag von M. Azizi zum Schmelzverhalten von Si/SiC-Überresten aus Drahtsägeslurrys besonders interessant, gerade im Hinblick auf Recyclingfragen bezüglich der verwendeten Slurrys.

Am Nachmittag folgte die große Postersession mit zwölf interessanten Postern. Hierfür waren eineinhalb Stunden angedacht wobei es sich, aufgrund der vielen Teilnehmer, manchmal etwas schwer gestaltete an die einzelnen Poster vorzudringen. Nichts desto trotz war ausreichend Zeit für die Betrachtung der Poster und Fragen an die Ersteller gegeben. Bei der anschließenden Wahl für die Vergabe eines Posterpreises konnte sich Birgitta Bauer von der LMU München mit ihrem Poster "Quasikristall und periodischer Approximant - wie passt das zusammen?" durch-

8 setzen. Eine interessante Arbeit gerade im Hinblick auf den Nobelpreis für Chemie von 2011.

Mit der Massive Halbleiter-Session, welche einen aufschlussreichen Vortrag zur 3-D Computertomographie eines SiC - Kristalls beinhaltet, endete der zweite Vortragstag.

Nach zwei interessanten und erkenntnisreichen Tagen mit vielen Vorträgen und Postern, nahmen alle Teilnehmer gemeinsam an einer gelungenen fränkischen Abendveranstaltung teil.

Der dritte und letzte Tag begann mit einer Session zu Spin & Ladungskorrelation, gefolgt von der letzten Session, welche das

klassische Silizium zum Thema hatte.

Für uns als Tagungsneulinge war der Besuch der DKT ein besonderes Erlebnis, mit vielen neuen Eindrücken. Bereichert an fundiertem Fachwissen, welches auf jahrelanger Erfahrung beruht, freuen wir uns jetzt schon bei der nächsten DGKK-Tagung wieder mit dabei zu sein.

Die beiden Autoren möchten sich recht herzlich für eine finanzielle Unterstützung seitens der DGKK bedanken, die uns den Besuch der DKT ermöglicht hat. Vielen Dank!

Protokoll der Mitgliederversammlung 2013

Anwesende

DGKK Mitglieder:

W. Aßmus, B. Bauer, R.-U. Barz, M. Bickermann, A. Danilewsky, A. Dennstedt, P. Dold, K. Dupré, Ch. Ehlers, B. Epelbaum, T. Flade, R. Fornari, Ch. Frank-Rotsch, B. Freudenberg, M. Germann, P. Gille, A. Glacki, P. Görnert, M. Hahne, A. Hess, M. Heuken, T. Jauß, M. Jurisch, F.-M. Kießling, F. Krahl, C. Kreller, R. Lauck, K.-D. Luther, G. Meisterernst, A. Miller, W. Miller, E. Mörsen, M. Mühlberg, M. Müller, M. Neubert, D. Oriwol, L. Parthier, Th. Richter, Ch. Reimann, F. Ritter, H.-J. Rost, P. Rudolph, S. Schimmel, C. Schmid, S. Schütt, J. Schwerin, A. Seidl, D. Siche, T. Sorgenfrei, J. Stenzenberger, R.R. Sumathi, L. Sylla, A. Vogt, W. von Ammon, N. von Well, P. Wellmann, Th. Wolf, J. Wollweber, U. Wunderwald, M. Zschorsch

Gäste:

M. Beier, L. Hubenthal, Th. Stauber

Ort:

Technische Fakultät der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), Hörsaal 8

Zeit:

Mittwoch, 06. März 2013, 19:30 Uhr

TOP 1 Begrüßung und Feststellen der Beschlussfähigkeit

Es sind 60 Mitglieder und 3 Gäste anwesend, d.h. laut Satzung ist die Versammlung beschlussfähig. Der stellvertretende Vorsitzende der DGKK, Peter Rudolph, begrüßt die anwesenden Mitglieder und Gäste. Er übermittelt die Grüße des Vorsitzenden Jochen Friedrich, welcher leider erkrankt ist und nicht an der Mitgliederversammlung teilnehmen kann.

Er begrüßt besonders die Mitglieder, die kürzlich der DGKK beigetreten sind und gratuliert den Jubilaren des letzten Jahres. Er weist besonders darauf hin, dass auch Kollegen aus dem Ausland, z.B. Prof. Lan aus Taiwan, der DGKK beigetreten sind, dies ist besonders erfreulich.

T. Flade konnte im August 2012 seinen 70. Geburtstag und K. Benz im Januar 2013 seinen 75. Geburtstag feiern. Weiterhin gratuliert er allen Preisträgern, die im vergangenen Jahr auf dem Gebiet der Kristallzüchtung eine Auszeichnung erhielten.

Leider sind auch langjährige Mitglieder für immer von uns gegangen.

Die DGKK-Mitgliederversammlung gedenkt der Verstorbenen Prof. Dr. Heinz Follner (Clausthal) und Dr. Gerhard Winkler (Hamburg).

TOP 2 Bericht des Vorsitzenden

Der Bericht des Vorsitzenden wird durch den stellvertretenden Vorsitzenden Peter Rudolph gegeben. Er beginnt mit einer Übersicht über Veranstaltungen, die unter Schirmherrschaft und Beteiligung der DGKK im letzten Jahr stattgefunden haben. Insgesamt haben über 800 Teilnehmer an diesen Veranstaltungen teilgenommen. Er berichtet auch über die nicht ganz unproblematische Entwicklung der Europäischen Kristallzüchterlandschaft und stellt dem die erfolgreiche Durchführung der Europäischen Kristallzüchtertagung 2012 in Glasgow entgegen, an der auch Vertreter der EU aus Brüssel teilnahmen.

Positiv hat sich die Teilnehmerzahl bei den Treffen der Jungen DGKK entwickelt, so nahmen in diesem Jahr 35 junge Wissenschaftler gegenüber 20 im vorigen Jahr teil.

P. Rudolph stellte die Empfehlung des Vorstandes vor, bei Veranstaltungen, die unter der Schirmherrschaft der DGKK stattfinden, für die Mitglieder einen Rabatt bei den Teilnahmegebühren zu gewähren. Hierauf soll in Zukunft geachtet werden.

Er weist auf die noch für 2013 geplanten Veranstaltungen, insbesondere auf die „17th International Conference on Crystal Growth and Epitaxy - ICCGE-17“ in Warschau und die „15th International Summer School on Crystal Growth - ISSCG-15“ in Danzig hin. Für die Internationale Sommerschule in Danzig wurden auch vier Lehrer-Einladungen an DGKK-Mitglieder ausgesprochen. Insgesamt wurden etwa 9 Einladungsvorträge zur ICCGE-17 nach Deutschland vergeben, dies ist eine sehr positive Bilanz. Ist doch somit die Deutsche Kristallzüchtungsgesellschaft auf der internationalen Ebene gut sichtbar. Im letzten Jahr erfolgte die Neuwahl des „Executive Committee der International Organization of Crystal Growth (IOCG)“. R. Fornari wurde als Präsident wiedergewählt und M. Heuken als Mitglied des Executive Committee's

gewählt. Von Seiten der DGKK sind folgende Mitglieder im Council der IOCG: J. Friedrich, P. Rudolph und Ch. Frank-Rotsch. W. ABmus ist aus dem Council ausgeschieden, P. Rudolph dankt ihm für die geleistete langjährige Arbeit.

Die DGKK hat sich auch auf dem Gebiet der Aus- und Weiterbildung engagiert, so wurde beispielsweise in Braşov (Rumänien) im August 2012 erfolgreich eine „International Summer School on Crystal Growth“ mit Unterstützung der DGKK organisiert und durchgeführt.

Im Dezember 2012 ist die neu gestaltete DGKK-Homepage ans Netz gegangen, welche inhaltlich sowie im Layout sehr gut gelungen ist. P. Rudolph dankt allen, die daran beteiligt waren, insbesondere S. Bergmann und A. Danilewsky. Er dankt auch der Redaktion des Mitteilungsblattes U. Rehse und W. Miller für deren Unterstützung bei der Webseite sowie die geleistete Arbeit am Mitteilungsblatt. Er erinnert noch einmal daran, stets Beiträge zu Pressemitteilungen, Zusammenfassungen zu abgeschlossenen Arbeiten und Berichte zu relevanten erschienenen Veröffentlichungen einzureichen. Im Jahr 2015 wird das hundertste MB erscheinen, was langfristig vorbereitet werden soll.

Der Vorstand hatte sich zum langfristigen Ziel gesetzt, die Außenwirkung der DGKK zu verstärken. Hierzu hat der Vorstand beschlossen, neben dem bereits auf der DGKK 2012 vorgestellten Strategiepapier (siehe MB 94) einen „Kristallzüchtungsatlas“ in Angriff zu nehmen. Dazu wurde E. Mörsen beauftragt. Auf Basis einer solchen Zusammenstellung wird gegenwärtig eine Übersicht erarbeitet, die nach Fertigstellung zunächst den Mitgliedern zugänglich gemacht wird. P. Rudolph stellt erste Beispiele dieser Systematisierung vor.

Die auf der letzten Mitgliederversammlung beschlossene Satzungsänderung ist umgesetzt worden und der Eintrag im Vereinsregister ist vollzogen. Neuer Sitz ist jetzt Erlangen.

Der Vorstand hat sich im letzten Jahr insgesamt dreimal getroffen, in Erlangen und per Telefonkonferenz. Bei diesen Treffen wurde neben der Regelung der Nutzung der DGKK-Newsletter folgender Beschluss getroffen:

Vorstandsbeschluss vom 29.11.2012

- Für Universitäten und Non-Profit-Forschungseinrichtungen ist die Nutzung des Newsletter für das Versenden von Ankündigungen und Stellenanzeigen kostenlos.
- Für DGKK-Firmenmitglieder ist die Nutzung des Newsletter für das Versenden von Ankündigungen und Stellenanzeigen kostenlos.
- Für NICHT-DGKK-Firmenmitglieder entscheidet der Vorstand über die Nutzung des Newsletter für das Versenden von Ankündigungen und Stellenanzeigen. In der Regel werden Gebühren erhoben in Anlehnung an die Anzeigenpreise im Mitteilungsblatt.

- DGKK-Mitglieder können kostenlos Stellengesuche über den DGKK-Verteiler, Newsletter verschicken. Für Nicht-DGKK-Mitglieder entscheidet der Vorstand über die Nutzung des Newsletter.
- Der DGKK-Vorstand berichtet über den DGKK-Verteiler von wichtigen Ereignissen.

Ein weiterer Beschluss betrifft die Anpassung der Anzeigenpreise. Darüber hinaus wurde folgende Anpassung zur möglichen Vergabe von Reisekostenzuschüssen beschlossen:

„Reisekostenzuschüsse können jederzeit von DGKK-Mitgliedern für StudentInnen und DoktorandInnen (auch Nichtmitglieder) beantragt werden. Dem Vorstand ist ein Begründungsschreiben vorzulegen, in dem auf den Stipendiaten und die zu besuchende Veranstaltung eingegangen wird und warum die betreuende Einrichtung die Reisemittel nicht selbst komplett zur Verfügung stellen kann. Der engere Vorstand entscheidet über den Antrag und die Höhe des Reisekostenzuschusses.“

P. Rudolph legte eine Beschlussvorlage zum Beitragssatz für korporative Mitglieder vor, die Abstimmung und Diskussion hierzu erfolgt unter TOP 6.

P. Rudolph beendet den Bericht des Vorsitzenden mit einem Ausblick auf die wichtigen Themen des Vorstandes für 2013:

- Gewinnung von Firmenmitgliedern
- Aufbereitung des Kristallzüchtungsatlas als Basis der Fortführung des Strategieprozesses
- Zusammenstellung bisheriger DGKK-Preisträger, Vorstände und Veranstaltungsorte der DGKK-Jahrestagungen für das MB100
- ICCG-17 und ISSCG-15

TOP 3 Bericht der Schriftführerin

Im Berichtszeitraum ist die Mitgliederzahl um 14 Mitglieder angestiegen, so dass sich der erfreuliche Trend der letzten zwei Jahre fortsetzte.

Es steht aber immer noch eine Mahnaktion aus, die erfahrungsgemäß aufgrund von Ausschluss säumiger Mitglieder zu einer Abnahme der Mitgliederzahl führen wird. Der DGKK-Mitgliederstand beträgt zum 01.03.2013:

394 Mitglieder, davon 353 Vollmitglieder, 31 Studenten und 10 Firmen.

TOP 4 Bericht des Schatzmeisters

Der Kassenstand der DGKK beträgt zum 31.12.2012:

Sparkasse Karlsruhe:	10.226,41 Euro
Festgeldeinlagen:	12.309,86 Euro
	22.536,27 Euro

Der Kassenstand hat sich im Vergleich zu 2012 um 2.193,17 Euro erhöht. Die Zuflüsse stammen dabei zum größten Teil aus

10 Überschüssen der letzten beiden Jahrestagungen, die 2012 eingingen.

Die Hauptausgaben 2012 erfolgten für die Zahlung von Preisgeldern, Reisekostenzuschüsse und den Druck des Mitteilungsblattes.

P. Wellmann stellt einen Ausgabenplan für 2013 vor, der einen nahezu ausgeglichenen Haushalt vorsieht. Es wird 2013 eine Aktualisierung der Buchhaltungssoftware nötig, der Preis hierfür muss noch geprüft werden. Es stehen weitere Ausgaben für beschlossene Preise, Kosten und die Verbesserung der Außendarstellung an, so dass es zur Reduzierung von Rücklagen in der Größenordnung von ca. 4.000 Euro kommen könnte. Wie hoch die einzunehmende Summe aus säumigen Mitgliedsbeiträgen sein kann, ist gegenwärtig noch offen. R. Fornari fragt an, welche Ausgaben für die Außendarstellung geplant sind. Ein Hauptbestandteil der Ausgaben wird voraussichtlich für externe Aufträge, wie z.B. im Zusammenhang mit der Erstellung des Kristallzüchtungsatlas anfallen.

Die Kassenprüfung erfolgte durch H.-J. Rost und E. Meissner.

Der Bericht von H.-J. Rost bestätigt eine korrekte Kassenführung.

Er merkt an, für die Rücklagen eine Anlageform zu wählen, bei der höhere Zinsen als die gegenwärtigen 0,1 % erzielt werden.

TOP 5 Entlastung des Vorstandes

Aus den Reihen der Mitglieder beantragt W. Miller die Entlastung des Vorstandes:

Der Antrag wird einstimmig angenommen, wobei sich der Vorstand bei der Abstimmung enthielt.

TOP 6 Beschluss Beitrag Firmenmitglieder

Vor der Abstimmung gab es seitens der Mitglieder Einwände zur Erteilung von Rabatten bei DGKK-Veranstaltungen. So können z.B. nicht bei allen Arbeitskreisen Nachlässe auf Ausstellergebühren gewährt werden, so dass dieser Passus aus der Beschlussvorlage entfernt wurde. Die nach eingehender Diskussion verfasste Beschlussvorlage, insbesondere zu den möglichen Anreizen einer Firmenmitgliedschaft, wird wie folgt einstimmig beschlossen:

Beschluss:

Staffelung der Mitgliedsbeiträge

- < 20 Mitarbeiter mindestens 50 Euro/Jahr
- < 100 Mitarbeiter mindestens 100 Euro/Jahr
- ≥ 100 Mitarbeiter mindestens 200 Euro/Jahr

Anreize

- Kostenlose Nutzung des DGKK-News-Verteilers
- 10% Ermäßigung auf Werbe/Stellenanzeigen im Mitteilungsblatt

TOP 7 Wahl des Vorstands für die Zeit von 01.01.2014-31.12.2015

Wahlleiter ist A. Seidl.

Er gibt einleitend einen Überblick über den Wahlvorschlag des Vorstandes. Weitere Vorschläge gehen nicht ein. A. Seidl erläutert den Anwesenden den Wahlablauf, bevor die geheime Wahl stattfindet.

Wahl des 1.Vorsitzenden

J. Friedrich	54	Stimmen
W. Miller	2	Stimmen
P. Rudolph	1	Stimme
A. Danilewski	1	Stimme
Enthaltung	1	Stimme

J. Friedrich hat vor der Versammlung dem Vorstand bestätigt, dass er im Falle einer Wahl diese annimmt.

Wahl des Stellvertreters

W. Miller	52	Stimmen
T. Sorgenfrei	2	Stimmen
P. Rudolph	1	Stimme
P. Gille	1	Stimme
J. Friedrich	1	Stimme
M. Bickermann	1	Stimme
Enthaltung	1	Stimme

W. Miller bedankt sich für das Vertrauen und nimmt die Wahl gern an.

Wahl des Schatzmeisters

P. Wellmann	57	Stimmen
M. Heuken	1	Stimme
Enthaltung	0	Stimmen

P. Wellmann bedankt sich für das Vertrauen und nimmt die Wahl gern an.

Wahl der Schriftführerin

Ch. Frank-Rotsch	59	Stimmen
Enthaltung	1	Stimme

Ch. Frank-Rotsch bedankt sich für das Vertrauen und nimmt die Wahl gern an.

Wahl der drei Beisitzer

T. Sorgenfrei	54	Stimmen
B. Weinert	45	Stimmen
A. Miller	45	Stimmen
P. Rudolph	5	Stimmen
P. Gille	5	Stimmen
M. Bickermann	3	Stimmen

Fortsetzung von Seite 10

O. Dold	2	Stimmen
Seifert	2	Stimmen
B. Bauer	1	Stimme
J. Stenzenberger	1	Stimme
B. Freudenberg	1	Stimme
J. Wollweber	1	Stimme
F. Kießling	1	Stimme
A. Danilewsky	1	Stimme
M. Heuken	1	Stimme
W. von Ammon	1	Stimme
F. Ritter	1	Stimme

T. Sorgenfrei und A. Müller bedanken sich für das Vertrauen und nehmen die Wahl gern an.

B. Weinert hat vor der Versammlung dem Vorstand bestätigt, dass er im Falle einer Wahl diese annimmt.

TOP 8 Wahl der Kassenprüfer

Die Wahl der Kassenprüfer erfolgt für die Dauer der Wahlperiode des gegenwärtigen Vorstandes gemäß §11 (13) bis 31.12.2013. Es lagen vier Vorschläge des Vorstandes zur Wahl vor.

Ergebnis:

U. Wunderwald	53	Stimmen
H.-J. Rost	54	Stimmen
F. Ritter	45	Stimmen
E. Meissner	34	Stimmen
Ch. Reimann	2	Stimmen
M. Heuken	2	Stimmen
R.-U. Barz	1	Stimme
A. Danilewsky	1	Stimme
R. R. Sumathi	1	Stimme
G. Meisterernst	1	Stimme
M. Hahne	1	Stimme
B. Freudenberg	1	Stimme
R. Lauck	1	Stimme
F.-M. Kießling	1	Stimme
D. Siche	1	Stimme
A. Seidl	1	Stimme
M. Mühlberg	1	Stimme

Gewählt wurden U. Wunderwald, F. Ritter, H.-J. Rost und E. Meissner.

A. Seidl dankt den Helfern für die Unterstützung bei den Wahldurchführungen.

TOP 9 Diskussionen über Tagungen und Symposien

Es wird vorgeschlagen, die Deutsche Kristallzüchtungstagung (DKT) 2014 in Halle (Saale) durchzuführen. Dazu erfolgt eine

einstimmige Annahme bei einer Enthaltung.

P. Dold, vorgesehener Tagungsleiter, nennt als Termin der **DKT 2014 den 12.-14. März in Halle (Saale)**, stellt kurz den gegenwärtigen Stand der Vorbereitung vor und bekräftigte seine Bereitschaft zur Organisation. Er würde sich freuen, wenn er wieder viele Teilnehmer auch in Halle begrüßen könnte.

Nachfolgend erfolgt eine Diskussion zu möglichen Tagungsorten für das Jahr 2015. C. Krellner stellt sich der Mitgliederversammlung vor und erklärt die Bereitschaft seines Teams, die DKT 2015 in Frankfurt/M. zu organisieren. Somit wird Frankfurt/M. als Tagungsort vorgemerkt.

TOP 10 Berichte zu den DGKK – Arbeitskreisen

Angewandte Simulation in der Kristallzüchtung:

Der Vorstand hat beschlossen, nach Antrag der Sprecher, den Arbeitskreis ruhen zu lassen. Dieser Schritt wurde notwendig, da sich die gegenwärtig anfallenden Schwerpunkte und Fragestellungen in Industrie und Forschung in den letzten Jahren geändert haben und die Beteiligung am Arbeitskreis stark rückläufig war. Es ist anzumerken, dass der Arbeitskreis die Aufgabe, die er bei Gründung hatte, voll erfüllte und die Simulation in die Kristallzüchtung Einzug gehalten hat und gegenwärtig fest etabliert ist. Um aktuelle Fragestellungen der Simulation der Kristallzüchtung auch weiter bei den Deutschen Kristallzüchtungstagungen zu vertreten, wird beschlossen, L. Kadinski als Sprecher des ruhenden Arbeitskreises bei den Programmvorbereitungen weiterer Deutscher Kristallzüchtungstagungen mit einzubeziehen.

Industrielle Kristallzüchtung:

Es ist ein neuer Arbeitskreis gegründet worden. Der Sprecher ist A. Seidl. Hierzu ist bereits per Rundbrief informiert worden. A. Seidl stellt kurz das Anliegen des neuen Arbeitskreises vor. Ein erstes Treffen ist geplant am 4.-5.11.13 in Miltenberg. Die Organisation erfolgt durch A. Seidl, F. Mosel und K. Dupré.

Arbeitskreis Massive Verbindungshalbleiter:

P. Wellmann: Der letzte Arbeitskreis fand in Freiberg Anfang Oktober mit ca. 50-60 Teilnehmern statt. Er ist mit einem jährlichen Treffen gegenwärtig stabil. Das nächste Treffen findet am 16./17. Oktober 2013 in Erlangen statt.

Kristalle für Laser und Nichtlineare Optik:

M. Mühlberg berichtet über die Aktivitäten des Arbeitskreises, der sich 2012 zum zweiten Mal in Form eines „Deutsch-Französischen Oxidkristall-/Dielektrika/Laserkristall-Workshops“ in Saint-Louis mit 25 Teilnehmern stattfand. Es ist geplant, den Arbeitskreis entsprechend umzubenennen. M. Mühlberg ist auf der Suche nach einem geeigneten Nachfolger für die Leitung des Arbeitskreises.

Epitaxie von III/V – Halbleitern:

M. Heuken berichtet über die Aktivitäten dieses großen Arbeitskreises. Im Jahr 2012 trafen sich über 100 Teilnehmer in Erlangen. Der nächste Arbeitskreis ist im Dezember 2013 in Ilmenau geplant.

12 *Intermetallische und oxidische Systeme mit Spin- und Ladungskorrelation:*

C. Krellner berichtet vom letzten Treffen, das mit einer Rekordbeteiligung von 45 Teilnehmern in Frankfurt/M. stattfand. Das nächste Treffen ist in Wien in Zusammenarbeit mit den österreichischen Kollegen geplant.

Kinetik:

W. Miller berichtet, dass das Treffen 2012 am Griebnitzsee bei Berlin gemeinsam mit dem letztmaligen Arbeitskreis der angewandten Simulation stattfand. Datum und Ort für das nächste Treffen sind noch offen. Es soll unter das Thema „Nanostrukturen“ gestellt werden.

Weiterführende Berichte zu den Arbeitskreisen befinden sich auch im MB 95.

TOP 11 Verschiedenes

R. Fornari kündigt an, dass im Juni 2014 der „International Workshop of Crystal Growth (IWCG-6)“ wieder in Berlin stattfinden wird. Dafür fungiert M. Bickermann als Koordinator.

Von Seiten der Mitglieder sendet M. Heuken beste Genesungsgrüße an J. Friedrich.

P. Rudolph schließt gegen 22:30 Uhr die Mitgliederversammlung und bedankt sich bei allen Anwesenden.

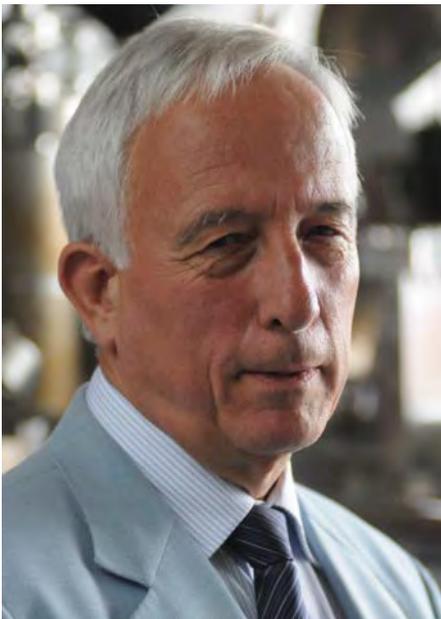
Christiane Frank-Rotsch

Peter Rudolph

Schriftführerin der DGKK Stellvertretender Vorsitzender

DGKK-Personen

Prof. Dr. Klaus-Werner Benz feierte seinen 75. Geburtstag



Prof. Dr. Klaus-Werner Benz

Herr Professor Benz feierte am Anfang des Jahres seinen 75. Geburtstag. Die DGKK möchte dies zum Anlass nehmen, einen kurzen Rückblick auf sein aktives Wirken zu geben.

Professor Benz kam nach Stationen in Stuttgart, Duisburg, Darmstadt und Paderborn als geschäftsführender Direktor des Kristallographischen Instituts an die Albert-Ludwigs-Universität Freiburg. Hier engagierte er sich intensiv in der Materialforschung und initiierte als Gründungsdirektor das Freiburger Materialforschungszentrum FMF als zentrales Forschungszentrum der Universität Freiburg.

Als einer der weltweit renommiertesten Wissenschaftler im Bereich der Kristallographie war Herr Professor Benz an der wissenschaftlichen Projektführung der deutschen Spacelab Missio-

nen D1 und D2 sowie als Projektwissenschaftler an der europäischen Weltraummission EURECA I beteiligt. Von 1982 bis 1985 war er Mitglied des Vorstands der DGKK und von 1986 bis 1989 1. Vorsitzender. Er war sechs Jahre Vorsitzender der Arbeitsgruppe „Kristallisation“ der VDI-GVC. Zahlreiche weitere nationale und internationale Funktionen und Auszeichnungen in den USA, in Frankreich und Japan zeichnen seine wissenschaftlichen Aktivitäten aus. Prof. Benz war ebenfalls Vize-Präsident der International Organisation of Crystal Growth (IOCG) für sechs Jahre und drei Jahre der „Groupe Français de Croissance Cristalline“ France. Er erhielt den Japanese Government Award for Research der University of Tokyo, Japan, und war 1999 Mitglied der External Review Committee of the International Space Station Program in Japan.

Besonders hervorzuheben sind seine Verdienste um das Freiburger Materialforschungszentrum FMF. Das Materialforschungszentrum ist zu einem Aushängeschild wissenschaftlicher Exzellenz, aber auch der gelungenen Kooperation mit der Wirtschaft geworden. Das FMF gilt als erfolgreiches Beispiel der Universität Freiburg für Technologietransfer, Drittmittelwerbung oder praxisnahe Forschung mit großer Außenwirkung.

Ab dem Wintersemester 1999 war er vier Jahre lang als Prorektor für die Universität Freiburg tätig. Als Prorektor für Wissenstransfer und Kommunikationstechnologien war er zusätzlich kommissarischer Leiter des Rechenzentrums und setzte entscheidende Impulse für den Umbau des Rechenzentrums für den Schwerpunkt der Technologie mit neuen Medien.

Aber auch nach seiner Emeritierung ist Professor Benz als Mit-Herausgeber der Zeitschrift *Crystal Research and Technology*, als Associated Editor für das *Journal of Crystal Growth* und als Mitglied des FMF wissenschaftlich aktiv tätig.

Die DGKK möchte Herrn Professor Klaus-Werner Benz alles Gute und Gesundheit für die kommenden Jahre wünschen.

A way to new crystals



SCIDRE
SCIENTIFIC INSTRUMENTS DRESDEN GMBH



The high pressure crystal growth furnace by Scidre

The HKZ offers a broad range of unique properties:

- pressure range from 10^{-3} mbar to 150 bar
- several gases like argon, oxygen, nitrogen⁺ and other
- high pressure cleaning device for argon
- static atmosphere or gas flow from 0.2 mlmin^{-1} to 1 lmin^{-1}
- optical heating with two ellipsoidal mirrors in a vertical alignment
- lamp power 3, 5, 7 kW
- smooth energy adjusting via power shutter
- temperatures up to 3000°C
- patented temperature measurement during crystal growth⁺
- growth speed from 0.1 to 200 mmh^{-1} and fast manipulation for setup
- rotational speed adjustable between 0 and 150 rpm

Scientific Instruments Dresden GmbH
Großenhainer Str. 101
01127 Dresden

Tel.: 0351 - 821 131 40
E-Mail: info@scidre.de

⁺option

14 Nachruf für Prof. Dr.-Phys. Andris Muiznieks (1961 – 2013)

Bernd Nacke, Leibniz-Universität Hannover



Prof. Dr.-Phys. Andris Muiznieks (1961 – 2013)

Am 05. April 2013 verstarb Andris Muiznieks plötzlich und vollkommen unerwartet im Alter von 51 Jahren. Wir verlieren mit Andris Muiznieks einen hervorragenden Fachmann auf dem Gebiet der numerischen Analyse und Simulation von physikalisch-technischen Systemen, insbesondere von Systemen zur Kristallzüchtung, einen international anerkannten Wissenschaftler und für viele von uns einen guten Freund und Kollegen.

Andris Muiznieks studierte Physik von 1979 bis 1984 an der Lettischen Universität in Riga und schloss sein Studium mit dem Diplom an der Fakultät für Physik und Mathematik zum Thema „Mathematische Modellierung einer konduktiven Zentrifugalpumpe“ ab. Seine Dissertation schrieb er zu dem Thema „Mathematische Modellierung von nicht geschlossenen rotierenden magnetohydrodynamischen Strömungen“, mit der er im Jahre 1991 promovierte.

Im Rahmen des im Jahre 1988 unterzeichneten Kooperationsvertrages zwischen der Universität Letlands und der Universität Hannover trat Andris Muiznieks ab 1989 mehrere längere Forschungsaufenthalte im Rahmen des wissenschaftlichen Austausches am Institut für Elektrowärme (heute Institut für Elektroprozessertechnik) an. Ab 1994 war er im Rahmen des wissenschaftlichen Austausches nahezu durchgehend in Hannover und wurde ab 1999 von Prof. Mühlbauer als fester Mitarbeiter eingestellt.

In der Anfangszeit beschäftigte sich Andris Muiznieks mit der mathematischen Modellierung diverser elektrothermischer Verfahren wie z.B. dem induktiven Schmelzen von speziellen Legierungen im kalten Tiegel oder dem induktiven Schweißen von Rohren. Seine weiteren Arbeiten konzentrierten sich dann aber auf die Modellierung von Kristallzüchtungsprozessen, die schließlich zu dem Schwerpunkt seiner wissenschaftlichen Arbeiten wurden und in enger Kooperation mit der Industrie, hier ist besonders die Siltronic AG zu nennen, durchgeführt wurden. Bei all seinen wissenschaftlichen Arbeiten betreute er viele Doktoranden am Institut in Hannover, viele davon sind heute in der Kristallzüchtung tätig.

Schon bei den ersten Forschungsaufhalten von Andris Muiznieks in Hannover zeichnete sich ab, dass sein großes Interesse in der Modellierung von komplexen physikalischen Prozessen und Zusammenhängen lag und er hierbei viel Ideenreichtum entwickelte, um schwierige Problem mittels eigens entwickelten numerischen Programmen schnell zu analysieren. Auch bei den schwierigsten Problemstellungen fand er immer eine relativ einfache und schnelle Methode, um sie zu lösen oder zumindest schnell einen ersten Einblick zu gewinnen. Daher wurde er häufig numerischer „Zauberer“ genannt, wenn er eine neue Aufgabenstellung zu lösen hatte und am nächsten Tag schon die ersten Ergebnisse vorstellen konnte, indem er über Nacht dafür schnell ein neues Berechnungsprogramm geschrieben hatte.

Ab 1995 begann er seine Arbeiten zur Habilitation auf dem Gebiet der mathematischen Modellierung von elektrotechnologischen Prozessen, mit denen er im Jahre 2002 den Titel eines „Associated Professor“ an der Universität Letlands erhielt. Ab 2004 verlagerte er dann seinen Lebensschwerpunkt wieder zurück nach Riga und lehrte an der Universität in den Bereichen der Physik, der numerischen Modellierung, aber auch der Elektrotechnologie. Wie in Hannover betreute er auch in Riga viele Doktoranden, die heute in der Kristallzüchtung tätig sind.

Die Kooperation mit dem Institut in Hannover und den Industriepartnern führte er aus Riga bis heute weiter. Dafür baute er eine kleine Gruppe von Wissenschaftlern auf, die ihn dabei unterstützten und von ihm gefördert wurden. Weitere Projekte zur Simulation in der Kristallzüchtung kamen in Zusammenarbeit mit dem Leibniz-Institut für Kristallzüchtung (IKZ) in Berlin dazu. Er koordinierte in den zurückliegenden Jahren ein umfangreiches ESS-Projekt der EU in Riga, im Rahmen dessen er viele internationale Wissenschaftler zu Workshops oder Seminaren einlud und damit den internationalen wissenschaftlichen Austausch förderte.

In seiner Zeit als Professor in Riga war er in verschiedenen nationalen und internationalen Gremien tätig, so z.B. auch als Mitglied im wissenschaftlichen Beirat des IKZ Berlin. Auf Tagungen glänzte er immer mit der Vorstellung neuester Forschungsergebnisse und wurde dabei in letzter Zeit auch von seinen jungen wissenschaftlichen Mitarbeitern unterstützt, so mit mehreren Vorträgen beim letzten DGKK-Workshop zur Simulation in der Kristallzüchtung in Potsdam.

Noch kurz vor Ostern diesen Jahres war er zu Besuch im IKZ Berlin, um u. a. mit geplanten Koautoren über ein Kapitel zum „floating zone“-Kristallzüchtungsverfahren für eine neue Herausgabe des „Handbook of Crystal Growth“ von Elsevier zu sprechen. Er hatte dem Mitherausgeber Prof. P. Rudolph sofort seine Federführung für diesen Abschnitt zugesagt. Als durch seinen unerwarteten Tod dieses Vorhaben zu scheitern drohte, sprangen unverzüglich Herr Dr. J. Virbulis aus Riga, Frau Dr. A. Lüdge und Herr Dr. H. Riemann (beide ehem. IKZ) ein, dieses Kapitel auch im Gedenken an Prof. A. Muiznieks Leistungen auf diesem Gebiet fertigzustellen.

Wir vermissen Andris Muiznieks schmerzlich. Sein umfassendes Wissen und seine Erfahrung in der numerischen Simulation, insbesondere für die Kristallzüchtung werden uns fehlen. Auch seine ruhige Art, technisch-physikalische Problemstellungen anzugehen, haben uns immer begeistert. Wir haben ihn dafür alle sehr bewundert. Wir werden Andris Muiznieks in bester Erinnerung behalten.

Maßgeschneiderte Substrate für energieeffiziente Wide-Bandgap-Bauelemente – 14. Jahrestagung des Fraunhofer IISB elektrisiert die Halbleitermaterial-Szene

Jochen Friedrich, Fraunhofer IISB Erlangen



Dr. Jochen Friedrich, Leiter der Abteilung Kristallzüchtung am Fraunhofer IISB in Erlangen, informierte im Rahmen seines Auftakt-Vortrags zur 14. IISB-Jahrestagung seine Gäste auch über die Aktivitäten des Instituts auf dem Gebiet der Halbleiter großer Bandlücke.

Foto: Fraunhofer IISB

Etwa 40% des weltweiten Energiebedarfs gehen auf die Nutzung elektrischer Energie zurück. Durch den Einsatz moderner Elektronik können hier beträchtliche Einsparpotenziale realisiert werden. Im Vergleich zur etablierten Siliziumtechnologie lassen sich auf Basis von Halbleitern mit großer Bandlücke besonders effiziente elektronische Bauelemente und Schaltungen herstellen. Beispiele dafür sind Strom sparende Beleuchtungen mit Galliumnitrid-LEDs, Wechselrichter für Solar- und Windkraftanlagen mit Leistungsschaltern aus Siliziumkarbid oder die energiesparende Erzeugung von UV-Licht mit Bauelementen aus Aluminiumnitrid.

Dr. Jochen Friedrich, Leiter der Abteilung Kristallzüchtung am Fraunhofer IISB und Gastgeber der 14. IISB-Jahrestagung, meint: „Das Motto unserer Jahrestagung widmet sich Halbleitern, die vor 60 Jahren in Erlangen entdeckt wurden. Die Kommerzialisierung von Bauelementen aus diesen Materialien wurde in den

letzten 10 Jahren stark vorangetrieben. Eine wichtige Voraussetzung war die Verfügbarkeit der Materialien in ausreichender Menge, Größe und Qualität, um die gewünschte Leistungsfähigkeit der Bauelemente zu erreichen. Dadurch eröffnen sich neue Anwendungsgebiete für energieeffiziente Bauelemente aus Halbleitern großer Bandlücke, so dass deren Kommerzialisierung weiter voranschreiten wird.“

Dementsprechend widmete sich die 14. Jahrestagung des Fraunhofer IISB, die am 6. Dezember 2012 stattfand, ganz den so genannten Halbleitern großer Bandlücke Siliziumkarbid, Galliumnitrid und Aluminiumnitrid. Fachgrößen aus Industrie und Wissenschaft stellten den Stand der Kristall- und Substratherstellung sowie der Epitaxie und der Prozessierung neuer Bauelemente auf Basis dieser Halbleiter vor und diskutierten mit den zahlreich anwesenden Experten den Einfluss der Materialien auf die Bauelementeigenschaften. Die 14. IISB-Jahrestagung fand in Verbindung mit dem 27. DGKK-Workshop „Epitaxie von III/V-Halbleitern“ statt, der von der Universität Erlangen-Nürnberg und dem Fraunhofer IISB unter der Schirmherrschaft der Deutschen Gesellschaft für Kristallwachstum und Kristallzüchtung e.V. (DGKK), Arbeitskreis Epitaxie, organisiert wurde.

Die mit ca. 130 Teilnehmern ausgebuchte Veranstaltung war nicht nur für das Fraunhofer IISB ein voller Erfolg. Die ausgesprochen gute Resonanz zeigt den aktuellen Stellenwert des Themas bei den Halbleitermaterial- und Bauelementespezialisten.

Ansprechpartner:

Dr. Jochen Friedrich
 Fraunhofer IISB
 Schottkystraße 10, 91058 Erlangen, Germany
 Tel.: +49-9131-761-270
 Fax: +49-9131-761-280
 E-Mail: info@iisb.fraunhofer.de
 WWW: www.iisb.fraunhofer.de

Das Stromnetz lernt Energiesparen – Projekt SiC-WinS erforscht Technologien zur Herstellung von SiC-Hochvoltbauelementen

Bei Solaranlagen und Serveranwendungen sind energiesparende Wechselrichter bzw. Netzteile mit Halbleiterbauelementen aus Siliziumkarbid (SiC) schon Stand der Technik. Auch Windkraftanlagen und das intelligente Stromnetz der Zukunft könnten durch Hochvoltbauelemente aus SiC deutlich energieeffizienter arbeiten. Im Projekt „SiC-WinS – Technologische Grundlagen zur Herstellung von SiC-Spannungswandlern für intelligente Stromnetze“ forschen Partner aus Wissenschaft und Industrie in Erlangen daran, die Herstellungskosten solcher Bauelemente deutlich zu senken und ihre Zuverlässigkeit bis hin zur „Null-Fehler-Toleranz“ zu verbessern. SiC-WinS wird von der Bayerischen Forschungsförderung (BFS) gefördert und hat eine Laufzeit von **drei Jahren**.

Bei der Einbindung regenerativer Energiequellen in das Stromnetz spielen leistungselektronische Systeme in Form von Wechselrichtern eine immer größere Rolle. Um die regenerativ erzeugte Energie möglichst verlustarm einzuspeisen, werden speziell im Mittelspannungsbereich (10 kV bis 13 kV) neue Umrichter

benötigt. Aufgrund der besseren physikalischen Eigenschaften könnten in diesen Systemen zukünftig Hochvoltbauelemente aus dem Halbleitermaterial SiC die etablierten Siliziumbauelemente ersetzen. Durch SiC-Leistungsbaulemente lassen sich z.B. Komponenten für die Kühlung einsparen und Schaltun-

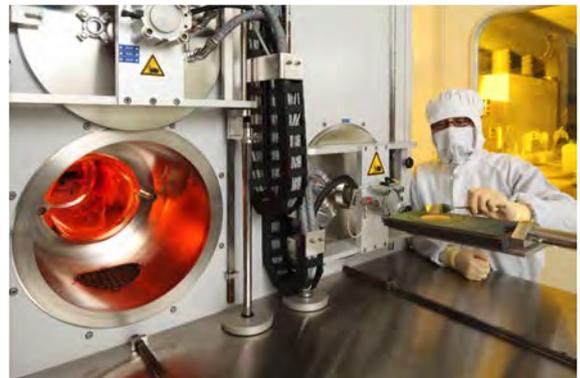
16 gen effizienter, kostengünstiger und kompakter aufbauen. Der Einsatz im Stromnetz stellt allerdings extreme Anforderungen an die Zuverlässigkeit und an die Leistungsfähigkeit der verwendeten Bauelemente. Das gilt auch für die relativ neuen Hochvoltbauelemente auf Basis von Siliziumkarbid. Im Projekt „SiC-WinS – Technologische Grundlagen zur Herstellung von SiC-Spannungswandlern für intelligente Stromnetze“ werden deshalb die Herstellungsprozesse erforscht, um auch bei SiC-Bauelementen für Sperrspannungsklassen bis maximal 13 kV höchste Zuverlässigkeit im Sinne einer „Null-Fehler-Toleranz“ zu gewährleisten. Beispielsweise zur Herstellung so genannter PIN-Dioden auf SiC-Basis – wichtig für die Konstruktion hoch effizienter Schaltwandler – sind aber noch einige grundsätzliche technologische Prozesse sowie Prüf- und Analyseverfahren zu entwickeln. Die in Erlangen ansässigen Projektpartner Fraunhofer IISB, Intego GmbH, Infineon Technologies AG und der Lehrstuhl für Angewandte Physik der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU) erforschen deshalb die Herstellung dicker SiC-Epitaxieschichten, die für diese SiC-Hochvoltbauelemente benötigt werden. Ziel des Projekts ist es, die Produktionskosten für diese Bauelemente erheblich zu senken und gleichzeitig die elektrischen und strukturellen Eigenschaften der Schichten zu verbessern. SiC-WinS wird von der Bayerischen Forschungsförderung (BFS) gefördert und hat eine Laufzeit von drei Jahren.

Mit der Förderung durch die BFS soll es den Forschern gelingen, durch Zugabe von Chlorwasserstoff (HCl) die für die Bauelemente benötigten dicken SiC-Schichten schneller und mit besserer Qualität abscheiden zu können. Diese Schichten werden in einem Reaktor bei Temperaturen von über 1550 °C durch eine chemische Reaktion von gasförmigem Propan und Silan auf einem SiC-Wafer hergestellt. Die adressierten Sperrspannungsklassen bis 13kV benötigen Schichten mit Dicken von bis zu 100 µm und einer hohen Ladungsträgerlebensdauer. Normalerweise beträgt die Wachstumsrate dieser Schichten lediglich 10-20 µm pro Stunde. Der Prozess dauert also für die dicken Schichten etwa 5 bis 10 Stunden und ist damit extrem kostenintensiv. So hat die Epitaxie einen Anteil von etwa 60 % an den gesamten Herstellungskosten der Bauelemente. Aus verfahrenstechnischen Gründen ist eine Steigerung der Wachstumsrate bei der konventionellen Epitaxie aber nicht so einfach möglich. Für eine wirksame Kostenreduktion sind also innovative Epitaxie-Prozesse gefragt. Im Rahmen des SiC-WinS-Projektes wird die Epitaxie durch den Zusatz von Chlorwasserstoff (HCl) weiterentwickelt. HCl soll die chemische Spaltung von Propan und Silan fördern und damit höhere Wachstumsraten ermöglichen. Gleichzeitig wird durch die ätzende Wirkung des HCl die Abscheidung von parasitärem SiC an den Reaktorinnen-einbauten reduziert. Dadurch verringert sich der Aufwand für die regelmäßig notwendigen Reinigungen, und das Risiko des Einwachsens parasitärer SiC-Partikel in die Schicht wird minimiert. Schließlich soll der HCl-Zusatz zu einer Absenkung der so genannten Hintergrund-Dotierung und zu einer Reduktion elektrisch aktiver Defekte führen. Mit der Technologie lassen sich gezielt Schichten mit sehr niedriger Dotierung und hoher Ladungsträgerlebensdauer herstellen, wie sie für die hoch spannenden Bauelemente benötigt werden.

Außerdem soll ein schnelles, zerstörungsfreies Prüfverfahren entwickelt werden, mit dem sich Materialfehler auf SiC-Wafern zuverlässig erkennen lassen. Diese Materialfehler können bereits im SiC-Halbleitermaterial vorhanden sein oder während der Bauelementherstellung entstehen und die Langzeitstabilität der Leistungsbaulemente beeinträchtigen. Kritisch sind vor allem spezielle Versetzungstypen im SiC-Kristallgefüge. Bauelemente, die derartige Defekte enthalten, müssen sicher erkannt und aussortiert werden. Die relevanten Kristallfehler zeigen bei der Beleuchtung mit Laserlicht eine charakteristische Signatur. Bereits während der Herstellung der Bauelemente ließen sich mit diesem Verfahren die unprozessierten oder teilprozessierten SiC-Scheiben untersuchen und selektieren. Das SiC-WinS-Team entwickelt und erprobt dafür einen neuartigen „Defektlumineszenz-Scanner“, der die relevanten Kristallfehler prozessbegleitend und zerstörungsfrei schon auf Wafer-Ebene erkennt.

„Die Weiterentwicklung der Epitaxie und der prozessbegleitenden Qualitätssicherung, wie sie hier im Rahmen des SiC-WinS-Projektes in den nächsten drei Jahren erfolgt, bedarf einer tiefgehenden Kompetenz und Erfahrung auf breit gefächerten Teildisziplinen, welche nur durch eine Kooperation zwischen Wissenschaft und Wirtschaft abgedeckt werden kann“, sagt Dr. Jochen Friedrich, Leiter der Abteilung Kristallzüchtung am Fraunhofer IISB.

Zur Bedeutung des SiC-WinS-Forschungsvorhabens meint Friedrich: „Auf Grund der langjährigen, konsequenten bayerischen und nationalen Förderpolitik nehmen die in Erlangen ansässigen Projektpartner eine internationale Spitzenposition in den Bereichen der SiC-Forschung und Entwicklung ein. Das SiC-WinS-Forschungsvorhaben trägt maßgeblich zu einer Festigung dieser Spitzenposition bei und wird die Kommerzialisierung von SiC voranbringen.“



FuE-Reaktor am Fraunhofer IISB zur Herstellung von SiC-Epitaxieschichten.

Foto: Kurt Fuchs / Fraunhofer IISB

Ansprechpartner:

Dr. Jochen Friedrich

Fraunhofer IISB

Schottkystraße 10, 91058 Erlangen, Germany

Tel.: +49-9131-761-270

Fax: +49-9131-761-280

E-Mail: info@iisb.fraunhofer.de

DGKK-Forschung

Konferenzbericht zur Electronic Materials Conference (EMC) 2013 in Notre Dame (South Bend, USA)

Benjamin Reuters, RWTH Aachen, Lehr- und Forschungsgebiet GaN-Bauelementtechnologie

Die Electronic Materials Conference (EMC) ist eine sehr renommierte Konferenz zu Grundlagen im Bereich der Materialforschung im Hinblick auf elektronische Anwendung. Die EMC fand 2013 auf dem Campus der Notre Dame University in South Bend in Illinois, USA statt. South Bend liegt ca. 150 km östlich von Chicago und kann in ca. 2 Stunden über die Interstates erreicht werden.

Ein gelungener Auftakt der EMC wurde mit dem Plenarvortrag von R. Stanley Williams (Hewlett-Packard Laboratories) gegeben, in dem ein neuartiges Bauelementkonzept eines Neuristors vorgestellt wurde [1]. Der Neuristor soll das Verhalten von Synapsen im menschlichen Gehirn als elektronisches Bauteil nachbilden und wurde mittels zweier parallel verschalteter Memristoren realisiert. Ein Memristor, der neben dem Widerstand, dem Kondensator und der Spule als viertes fundamentales passives Bauelement der Elektronik angesehen wird, verknüpft den magnetischen Fluss mit der Ladung. Die Proportionalitätskonstante wird Memristivität genannt. Es sind generell Anwendungen von Neuristoren bzw. Memristoren in Forschungsbereichen wie künstlicher Intelligenz oder in der Medizin denkbar, jedoch noch weit von der Realisierung entfernt.

Alle weiteren Vorträge auf der EMC wurden in einzelne Sessions gegliedert und wurden teilweise von Studenten präsentiert. Die Vorträge waren jeweils auf ca. 15 min begrenzt. Die Sessions decken einen weiten Themenbereich für verschiedenste Anwendungen im Bereich der Elektronik ab. Zu einem bestimmten Thema, z. B. Gruppe III-Nitride, wurden über die gesamte Konferenzdauer Vorträge angeboten. Es fanden unter anderem Sessions zu folgenden Themen statt: *Materials for Energy Applications, Group III-Nitrides, Graphene Devices and Fabrication, SiC, Oxide Semiconductors, Next Generation Solar Cell Materials and Devices, HEMTs, Contacts to Semiconductors Epilayers and Nanowires, Organics, Batteries, Nanowire growth, Nanomagnetic Materials, Narrow Bandgap Materials*.

In Bereich der Gruppe III-Nitride gliedern sich die Sessions in folgende Themen: *UV AlGaIn Growth and Lasers, LEDs and Novel Optical Structures, Growth and Characterization I and II und Nanowires*. Im Folgenden werden einige Aspekte aus diesen Vorträgen aufgenommen und kurz beschrieben.

Die Herstellung von epitaktisch abgeschiedenem AlN und AlGaIn mit hohem Al-Gehalt (Al^+GaIn) ist von großem Interesse aufgrund der möglichen Anwendungen für UV LED, Laser und auch in der Leistungselektronik [2-5]. Von grundsätzlichem Interesse ist hier eine mögliche Abscheidung von AlN und AlGaIn in verschiedener Polarität. Die Al^+GaIn -Wurtzit-Kristallstruktur kann entweder in Al-polarer Richtung (+c) oder N-polarer Richtung (-c) abgeschieden werden. Die Polarisationsrichtung ist maßgeblich für die Bildung von Grenzflächenladungen in Heterostrukturen. Es wurden erstmalig systematische Versuche vorgestellt, die eine Beeinflussung der Polarität und Kristallqualität von Al^+GaIn mittels Wachstumsparameter untersuchten. Es wurde gezeigt, dass mittels Strukturierung bzw. Vorbehandlung einer gängigen Saphir-Oberfläche beide Orientierungen möglich sind und in hinreichender Qualität abgeschieden werden können [2]. Hierdurch werden lateral-periodisch Polaritäts-wechselnde

Strukturen möglich, die als Anwendung zur Frequenzverdopplung genutzt werden können. Als weiteres Forschungsthema ist die Dotierung von Al^+GaIn von besonderer Bedeutung, da dies nötig ist, um Bauelemente zu kontaktieren. Es wurde ohmsches Verhalten gezeigt bei einer AlGaIn-Schicht mit 65% Al mit einer Ladungsträgerkonzentration von über $1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ und einer Beweglichkeit von $52 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ [5]. Dieses Ergebnis ist zwar vielversprechend, allerdings wurde ein natives AlN-Substrat verwendet, welches geringe Defektdichten in den Epitaxieschichten zur Folge hat. Die Realisierung von ohmschem Verhalten von Al^+GaIn auf Fremdsubstraten bleibt zu untersuchen. Es wurde außerdem gezeigt, dass es Kompensationseffekte, ähnlich denen bei GaN:Mg gibt, die es schwierig machen, sehr stark zu dotieren.

Elektronische Bauelemente, die auf neuen Nitrid-Materialsystemen oder neuen Heterostrukturen beruhen, wurden gleichermaßen als Weiterentwicklung in der Leistungs- und Hochfrequenzelektronik als auch für Logikapplikation vorgeschlagen. Gruppe III-Nitride sind hier aufgrund ihrer Materialeigenschaften wie der hohen Durchbruchfestigkeit, einer hohen Elektronensättigungsgeschwindigkeit und Elektronenbeweglichkeit und einer guten thermischen Leitfähigkeit besonders geeignet. Es wurden gleichermaßen mögliche Verbesserungen von AlGaIn/GaN-basierten Transistoren im Bereich der Epitaxie oder auch im Bereich der Kontaktierung diskutiert. Hinsichtlich der Epitaxie wurde mittels gepulster Zuführung der Quellenmaterialien eine Änderung in der Oberflächenmobilität von Al erzielt, woraus eine Verbesserung in der Kristallqualität resultiert [6]. Außerdem sind Gasphasen-Vorreaktionen von Al und Ammoniak weniger wahrscheinlich. Als innovativer Vorschlag für ohmsche Kontakte wurden Graphen-basierte Kontakte vorgeschlagen. Es wurde ein Schichtaufbau von Cr/Graphen verwendet, der ohne Temperschritt ohmsches Verhalten zeigte [7]. Die Einsparung eines Temperschritts könnte wesentliche Vorteile bringen, da hierdurch eine Degradation der Kristallqualität auszuschließen ist.

Im Bereich der Optoelektronik wurden InGaIn-basierte Leuchtdioden vorgestellt, die sich insbesondere aufgrund der direkten Bandlücke und möglichen Emissionswellenlängen im blauen Bereich für viele Anwendungen auszeichnen. Neuartige LED-Lösungen werden in niedrig-dimensionalen Strukturen gesehen, wie Nanowires und Nanodots, die sich durch sehr geringe Defektdichten auszeichnen [8, 9]. Aufgrund von Relaxationsprozessen in der aktiven Zone, die durch die geringen lateralen Abmessungen möglich werden, kann die piezoelektrische Polarisierung reduziert werden. Hierdurch kann die Effizienz aufgrund eines größeren Überlapps der Wellenfunktionen von Elektronen und Löchern theoretisch erhöht werden. Eine weitere Idee, um eine farbstabilere Emission von InGaIn/GaN-LED zu erreichen, war die Verwendung von kubischem GaIn, welches bei der Koaleszenz von c-plane GaIn in verschiedene Wachstumsrichtungen entsteht [10].

Im Bereich der Nitrid-Nano-Bauelemente wurden erstaunliche Fortschritte bei den Methoden der Charakterisierung vorgestellt. Insbesondere sind mittels Atom Probe Tomography und Cathodoluminescence spectroscopy sehr hohe Auflösungen im Sub-

18 Nanometer-Bereich möglich und liefern direkte Abbildungen der Abmessungen und Zusammensetzung der Nanowire-Strukturen [11]. Dennoch stellt sich immer noch die Frage nach einer anwendungsfähigen Prozessierung und Implementierung dieser Bauelemente.

Generell wurden einige neuartige Bauelementkonzepte auf der EMC 2013 vorgestellt, die Anwendung in vielen Bereichen der Halbleiter-Technologie haben könnten. Es wurde jedoch abseits der Vorträge auch diskutiert, ob neue Bauelementkonzepte für einen Technologie-Fortschritt nötig sind, oder ob neue Anwen-

dungen für bereits vorhandene Bauelemente gefunden werden müssen.

Zusammenfassend ist die EMC als sehr empfehlenswerte Konferenz einzustufen, auf der ein weiter Themenbereich zu Halbleiter-Materialien an vorderster Front der Forschung behandelt wird. Die EMC ist zwar grundsätzlich auf Materialforschung ausgelegt, sie zeichnet sich aber besonders dadurch aus, dass zusätzlich weiterführende Themen zu Bauelementen und zur Prozesstechnologie behandelt werden.

Referenzen

- [1] R. Stanley Williams, "Mott Memristors, Spiking Neuristors and Electronic Action Potentials", Plenarvortrag EMC 2013
- [2] L. Hussey, "Transmission Electron Microscopy Investigation of Inversion Domains in Aluminum Nitride Lateral Polarity Structures", Talk R4, Session Growth and Characterization I, EMC 2013
- [3] X. Li, "Growth of high Al content AlGaIn on AlN/Sapphire Templates by High-Temperature Metalorganic-Chemical-Vapor Deposition", Talk B4, Session B: AlGaIn growth and lasers, EMC 2013
- [4] M. R. Bobea, "X-Ray Characterization of Strain and Composition of Al-rich AlGaIn Films grown on AlN single Crystalline Substrates", Talk B5, Session B: AlGaIn growth and lasers, EMC 2013
- [5] I. Bryan, "Compensation in Si-doped Al-rich AlGaIn Thin Films Deposited by MOCVD on c-AlN Substrates", Talk B6, Session B: AlGaIn growth and lasers, EMC 2013
- [6] J. Leathersich, "Improved Epitaxial Material Quality of AlGaIn Films for High Electron Mobility Transistors on Si using Pulsed MOCVD", Talk I3, Session I: HEMTS:Growth, Processing and Transport, EMC 2013
- [7] P. S. Park, "Graphene-Based Ohmic Contacts to Al-GaN/GaN Heterostructures", Talk I2, Session I: HEMTS: Growth, Processing and Transport, EMC 2013
- [8] H. P. Nguyen, "Phosphor-Free InGaIn/GaN Dot-in-a-wire White Light Emitting Diodes on Cu Substrates", Talk H4, Session H: LED and novel optical structures, EMC 2013
- [9] C-H. Teng, "Effects of Strain Relaxation on Luminescent Properties of InGaIn/GaN Nanorods from 2D to 0D Transition", Talk H9, Session H: HEMTS:Growth, Processing and Transport, EMC 2013
- [10] M. T. Durniak, "Cubic GaIn templates for LED Applications", Talk R3, Session R: Growth and Characterization I, EMC 2013
- [11] J. R. Riley, "3D GaIn/InGaIn Core/Shell Nanowire Heterostructures Analyzed via Correlated Cathodoluminescence spectroscopy and Atom Probe Tomography", Talk HH4, Session HH Nanowires, EMC 2013

I-B-S Fertigungs- und Vertriebs GmbH

für Forschung und Produktion

D-82284 GRAFRATH, Postfach 30

Tel. 08144 / 7656 Fax 08144 / 7857

email: ibs-scholz@t-online.de

Sägen

Innenlochsägen
Periphere Sägen für Längsschnitte
Fadensägen nach dem Lappprinzip
Gattersägen nach dem Lappprinzip

Läppen

IB 400 Lappmaschinen
Tellergrößen von 300 - 400mm
Lappmittelzuführsystem
Abziehringe

Polieren

IB 400 Poliermaschine
IB 400 CMP-Maschine
Tellergrößen 300 - 400mm
Slurry- und Chemiepumpen
Jigs, Autokollimatoren

Bitte besuchen Sie unsere Internetseite

www.ibs-grafrath.de

DGKK-Fokus

Nanotechnologie

Torsten Boeck, Leibniz-Institut für Kristallzüchtung (IKZ) Berlin

Nanotechnologie hat in den letzten beiden Jahrzehnten außerordentlich an Bedeutung gewonnen. Dabei ist es schon lange bekannt, dass Strukturen, welche immer kleiner werden und somit aus immer weniger Atomen aufgebaut sind, zum Teil völlig veränderte Materialeigenschaften zeigen. Bereits 1959 hat Richard Feynman in seinem Vortrag mit dem Titel „There is plenty of room at the bottom“ das enorme Potential von immer kleiner werdenden Strukturen – Nanostrukturen – hervorgehoben [1]. Seine Vorstellungen zum Thema „How do we write small“ wurden bereits zur Realität und sogar übertroffen. So ist es längst Stand der Technik, den Inhalt aller 24 Bände der Encyclopaedia Britannica (seit 1985 sind es 32 Bände), welche für sich beansprucht, das menschliche Wissen in möglichst großer Breite zusammenfassend darzustellen, auf einer Fläche so klein wie ein Stecknadelkopf zu speichern. Der Inhalt umfasst ca. 10^9 Bit und lässt sich heutzutage auf einem Hundertstel der Fläche eines Stecknadelkopfes speichern [2].

Man spricht von Nanostrukturen, wenn deren Abmessungen in mindestens einer Dimension zwischen etwa 1 nm und 100 nm liegen. Dabei ist die untere Grenze in etwa durch den atomaren Durchmesser eines Materials gegeben, während die obere Grenze als beliebig betrachtet werden kann – abhängig davon, bei welchen Abmessungen die größenabhängigen Effekte (Nanoeffekte) zur Wirkung kommen.

Diese Nanoeffekte können im Wesentlichen in zwei Gruppen eingeteilt werden: Quanten-Confinement – Effekte, bei denen die elektronischen Zustände im Material von dessen Abmessungen abhängen und Oberflächeneffekte, welche von Bedeutung sind, wenn das Oberfläche-zu-Volumen-Verhältnis sehr groß wird. Oberflächeneffekte entstehen durch unterschiedliche chemische Umgebung von Oberflächenatomen im Vergleich zu Atomen im Volumen. Beispielsweise sind Bindungsverhältnisse und damit der Energiezustand von Oberflächenatomen anders, da etwa die Anzahl und Anordnung von nächsten Nachbarn gänzlich unterschiedlich ist als im Volumenkristall. Dies kann dazu führen, dass Atome an Oberflächen ihre Anordnung verändern oder sogar neuen Morphologien von Nanokristallen entstehen.

Nanodrähte (Nanowires)

Whiskerartiges Wachstum wird seit langer Zeit vor allem bei Verdampfungsprozessen an Kammerwänden und ähnlichem beobachtet, jedoch weitgehend als parasitäres Wachstum abgetan. Whisker-Wachstum wurde das erste Mal systematisch im Jahr 1957 von Treuting und Arnold untersucht und publiziert [3]. Das Wachstum von Silicium-Whiskern wurde von Wagner und Ellis in ihrer viel zitierten Arbeit von 1964 beschrieben, was gleichzeitig die erste Publikation zu Whisker-Wachstum von Halbleitern ist [4]. Die von Wagner und Ellis beschriebenen Whisker hatten Durchmesser im Bereich von Mikrometern. Im Laufe der Jahre wurde es möglich, Whisker immer schmäler wachsen zu lassen, so dass sich mit der Zeit der Begriff „Nanodraht“ oder engl. „Nanowire“ etabliert hat.

Das enorme Potential von solchen eindimensionalen Nanostrukturen, welche die Aufenthaltswahrscheinlichkeiten von

Elektronen in zwei Dimensionen eng begrenzen (Quanten-Confinement), wurde zu Beginn der 80er Jahre von Sakaki in einer theoretischen Arbeit gezeigt, in der er zeigt, dass die Streuung von Ladungsträgern in hinreichend dünnen Nanodrähten unterdrückt werden kann, was zu einer sehr hohen Elektronenbeweglichkeit führt [5].

Um whiskerartiges Wachstum – also sehr anisotropes Wachstum – hervor zu rufen, bedient man sich typischerweise kleiner Metallpartikel bzw. –tropfen, welche als Katalysator dienen. Anstatt des Wachstums von Schichten kann dadurch bevorzugt Nanowire-Wachstum erreicht werden. Der Durchmesser der so entstehenden Nanodrähte wird im Wesentlichen vom Durchmesser des Metallpartikels bestimmt. Das Wachstum selbst erfolgt typischerweise mittels physikalischer oder chemischer Gasphasen-Abscheidung (PVD bzw. CVD).

Ein Schwerpunkt der Gruppe „Silicium / Germanium Nanostrukturen“ um Themenleiter Torsten Boeck am Leibniz-Institut für Kristallzüchtung (IKZ) in Berlin ist das Wachstum von Silicium- und Germanium- Nanodrähten mit Hilfe von Molekularstrahl-Epitaxie. Germanium- Nanodrähte wurden am IKZ im Rahmen einer Dissertation in den letzten Jahren besonders intensiv untersucht. Dazu wird nach gründlicher nasschemischer Reinigung der Substrate zunächst eine sehr dünne Goldschicht deponiert, welche das geheizte Substrat entnetzt und Tröpfchen mit Durchmessern von einigen zehn Nanometern bildet. Die Größenverteilung (Durchmesser) der Tröpfchen ist dabei abhängig von Substrattemperatur und deponierter Goldmenge. Anschließend wird Silicium bzw. Germanium verdampft, welches auf der Substratoberfläche kondensiert und zum Teil in den Tröpfchen in Lösung geht, wo es an der Grenzfläche zum Substrat auskristallisiert. Durch weiteres Verdampfen lässt sich eine Übersättigung in den Goldtröpfchen erzeugen, welche zu bevorzugtem Nanowire-Wachstum führt. Der Tropfen bleibt dabei stets auf der Spitze des Nanodrahtes und hebt sich somit vom Substrat ab. Da das zu verdampfende Silicium bzw. Germanium vom gasförmigen in den flüssigen und schließlich in den festen Aggregatzustand übergeht, wird dieser Prozess „vapor-liquid-solid growth“ (VLS) genannt und wurde als solcher bereits von Wagner und Ellis verwendet [4]. Abbildung 1 zeigt eine Prinzipdarstellung des VLS-Prozesses.

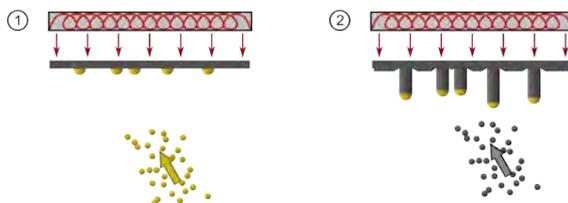


Abbildung 1: Prinzipdarstellung des VLS-Mechanismus. Im ersten Schritt wird Gold deponiert, welches auf dem geheizten Substrat Tröpfchen bildet. Im zweiten Schritt folgt das Nanowire-Wachstum durch Verdampfung von Germanium bzw. Silicium.

20 Anwendungspotential von Germanium-Nanodrähten

Aufgrund relativ seltener natürlicher Vorkommen und da es kein hinreichend stabiles Oxid bildet, wurde Germanium bislang in der Halbleiter-Massenproduktion nicht verwendet. Jedoch erlebt das seltene und daher teure Material in den letzten Jahren eine Renaissance auf Grund seiner hohen intrinsischen Ladungsträgerkonzentration und hohen Mobilität der Löcher im Vergleich zu Silicium (siehe Tabelle 1). Zudem kann durch Fortschritte in der Nanotechnologie und Halbleiterfertigung der Germanium-Verbrauch deutlich reduziert werden.

Dennoch ist eine direkte Anwendung von Nanodrähten im Zusammenhang mit der fortwährenden Miniaturisierung von integrierten Schaltungen in der CMOS-Technologie nicht sehr wahrscheinlich. Etablierte planare CMOS-Technologie ist äußerst erfolgreich, und so startete Intel bereits Ende 2011 mit der 22 nm Massenproduktion von Prozessoren, während derzeit der nächste Schritt hin zum 14 nm Prozess bereits in Planung ist. Nanowires werden in dieser Entwicklung voraussichtlich keine bedeutende Rolle spielen.

Darüber hinaus sind jedoch mehrere interessante Anwendungen für Germanium-Nanodrähte denkbar. So sind sie geeignete Kandidaten für opto-elektronische Bauteile wie zum Beispiel Photodetektoren. Dabei passt die Bandlücke von Germanium ($0,66 \text{ eV} \cong 1,88 \mu\text{m}$) sehr gut zur typischen Wellenlänge für Telekommunikations-Infrastruktur von $1,55 \mu\text{m}$. Weiteres Potential von Silicium- / Germanium- Nanodrähten liegt in zukünftigen thermoelektrischen Anwendungen. Eine wichtige Kenngröße für die Leistungsfähigkeit von Thermoelektrika ist gegeben durch

$$ZT = \frac{\sigma S^2}{\kappa} T.$$

Dabei ist σ die elektrische Leitfähigkeit, κ die Wärmeleitfähigkeit, S der Seebeck-Koeffizient des Materials und T die Temperatur. ZT ist dimensionslos und hat typische Werte von etwa 1 bei derzeitigen Thermoelektrika. Offensichtlich ließe sich ZT vergrößern, indem die elektrische Leitfähigkeit erhöht und die thermische reduziert wird. Dies ist jedoch außerordentlich kompliziert, da diese beiden Größen nach dem Wiedemann-Franz-Gesetz in etwa proportional zueinander sind. Es wurde gezeigt, dass Silicium- und Germanium-Nanostrukturen diese Limitierung überwinden können [6].

Ein weiteres mögliches Anwendungsgebiet für Silicium- und Germanium-Nanodrähte sind Elektroden für Lithiumionen-Batterien. Im Vergleich zu herkömmlichen Graphit-Anoden mit einer spezifischen Kapazität von bis zu 372 mA h g^{-1} hätten

Silicium- oder Germaniumelektroden eine spezifische Kapazität von 4200 mA h g^{-1} bzw. 1600 mA h g^{-1} . Jedoch führt das sich in der Silicium-Anode einlagernde Lithium zu einem Volumenzuwachs von bis zu 400%, was die kristalline Struktur zerstören würde. Solche Elektroden würden durch Lade-Entlade-Zyklen schnell degenerieren und zum Ausfall der Zelle führen. Dieser Nachteil könnte durch Nanostrukturierung oder die Verwendung von Nanodrähten vermieden werden. Das Material würde durch das Laden und Entladen zwar amorphisiert, könnte jedoch in Form von Nanodrähten erhalten bleiben. Laden und Entladen von Nanowire-basierten Anoden wurde bereits von Chan und Kollegen gezeigt [7]. Ein zusätzlicher Vorteil von Germanium wäre die sehr hohe Diffusivität von Lithium, was hohe Lade- bzw. Entladeraten ermöglichen könnte [8], [9].

Morphologie von Germanium-Nanodrähten

Eine typische Wachstumsrichtung von Nanodrähten, beispielsweise von Silicium-Nanodrähten, ist die $\langle 111 \rangle$ -Richtung ausgehend von Si(111) Substraten. Da Germanium wie Silicium in der Diamantstruktur kristallisiert, wurden erste Experimente auf Ge(111) Substraten durchgeführt. Im Gegensatz zu Silicium-Nanodrähten weisen Germanium-Nanodrähte jedoch eine Besonderheit auf. Entgegen der Erwartung konnten ausschließlich Nanowires gefunden werden, welche in $\langle 110 \rangle$ Richtungen gewachsen sind. Daraus ergeben sich auf Ge(111) 3 charakteristische Wachstumsrichtungen, wie in Abbildung 2(a) zu sehen ist. Der Neigungswinkel der Nanodrähte bezüglich der Substratnormalen beträgt dabei etwa 35° . Weitere Untersuchungen ergaben, dass auch auf Ge(110) und Ge(100) die $\langle 110 \rangle$ -Wachstumsrichtung bevorzugt ist. Entsprechend wachsen Nanowires auf Ge(110) hauptsächlich senkrecht, wie in Abbildung 2(b) zu erkennen ist (weitere $\langle 110 \rangle$ -Wachstumsrichtungen mit einem Winkel von 60° zur Substratnormale wurden ebenfalls gefunden). Es sei an dieser Stelle bemerkt, dass das ausgeprägte $\langle 110 \rangle$ -Wachstum von Germanium-Nanodrähten eine Besonderheit des MBE-Wachstums ist, die so in CVD-Prozessen bislang nicht beobachtet wurde. Die genaue Grund dafür ist momentan Gegenstand der Forschung.

Die unerwarteten Wachstumsrichtungen führen ebenfalls zu einer anderen Seitenfacettierung der Drähte als sie von in $\langle 111 \rangle$ -Richtung wachsenden Silicium-Nanodrähten bekannt. Letztere weisen einen hexagonalen Querschnitt und eine komplizierte Sägezahnfacettierung der Seitenflächen auf aus alternierenden $\{111\}$ - und $\{1\bar{1}3\}$ - Facetten. In $\langle 110 \rangle$ -Richtung gewachsene Germanium-Nanodrähte weisen einen eher rhombischen Querschnitt auf mit $\{111\}$ -Seitenfacetten. Hinzu kommen zwei mehr oder weniger deutlich ausgeprägte $\{100\}$ - Facetten.

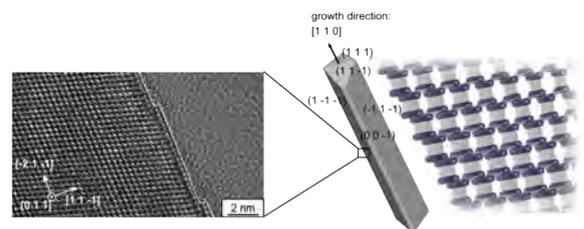
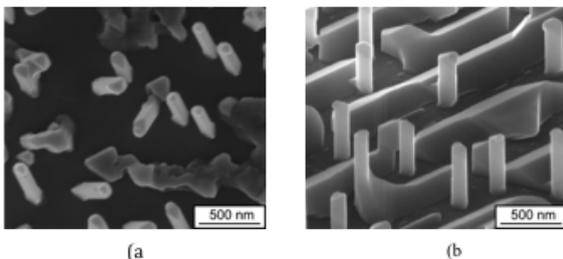


Abbildung 2: (a) Germanium-Nanodrähte auf einem Ge(111). Es sind ausschließlich Nanodrähte, welche in $\langle 110 \rangle$ -Richtungen wachsen zu beobachten. (b) Germanium-Nanodrähte auf Ge(110). Das bevorzugte $\langle 110 \rangle$ -Wachstum führt zu senkrecht stehenden Nanodrähten auf dieser Substratorientierung.

Abbildung 3: Schematische Darstellung eines Germanium-Nanodrahtes, der von $\{111\}$ -Flächen berandet ist. Die TEM-Aufnahme zeigt einen Schnitt durch eine Seitenfacette. Die weiße Linie kennzeichnet atomare Stufen in der Oberfläche. Die Blickrichtung ist entlang $[011]$ tangential zur Seitenfläche. Die Anordnung der Atome ist rechts schematisch dargestellt.

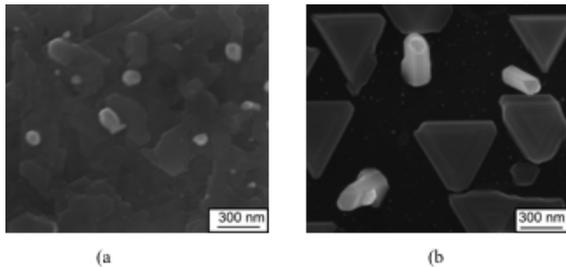


Abbildung 4: Germanium-Nanodraht-Wachstum auf Si(111). (a) Kein Nanodrahtwachstum ohne Oxidationsschritt, während zwischen den Goldtröpfchen eine Germaniumschicht entstanden ist. (b) Oxidationsschritt nach der Tröpfchenbildung führt zu ausgeprägtem Nanodraht-Wachstum. Dazwischen sind einzelne Germaniuminseln zu beobachten, welche offenbar epitaktisch aus Löchern in der Oxidschicht gewachsen sind.

Im Gegensatz zur Sägenfacettierung der Silicium-Nanodrähte sind {111}-Seitenfacetten der Germanium-Nanodrähte jedoch atomar glatt mit lediglich einzelnen Stufen, wie TEM-Untersuchungen zeigen konnten. Abbildung 3 zeigt die ausgebildeten Facetten schematisch sowie einen TEM-Schnitt durch eine {111}-Fläche.

Neben Untersuchungen zur Morphologie von Germanium-Nanodrähten wurden auch Experimente zum heteroepitaktischen Wachstum auf Siliciumsubstraten durchgeführt. Es zeigt sich, dass der Stofftransport durch Oberflächendiffusion hin zum Metalltröpfchen wesentlich die Wachstumsrate von Nanodrähten besonders bei MBE-Wachstum beeinflusst. Das liegt daran, dass anders als bei CVD-Prozessen, in denen der Precursor möglichst selektiv am Tropfen ge crackt werden kann, die Germaniumatome in der MBE gleichmäßig auf dem gesamten Substrat deponiert werden. Bevor die Atome fest gebunden werden, bleiben sie jedoch mobil und diffundieren entlang der Oberfläche.

Da der Nanodraht eine bevorzugte Stelle zur Anlagerung ist, entsteht somit ein Netto-Stofftransport hin zu den Nanodrähten bzw. Metalltröpfchen. Die Beeinflussung dieses Stofftransports kann demnach das Nanodraht-Wachstum deutlich beeinflussen. So liegt die Idee nahe, die den Nanowire umgebende Substratoberfläche möglichst zu inhibieren, um konkurrierende Anlagerungsstellen zu vermeiden. Am IKZ wurde diese Idee umgesetzt, indem die Siliciumoberfläche zwischen den Goldtröpfchen durch Sauerstoff-Injektion vor dem Nanowire-Wachstum oxidiert wurde. So konnte die Substratoberfläche passiviert und parasitäres Wachstum unterdrückt werden. Abbildung 4 zeigt eindrucksvoll die Wirkung der Oxidation

Neben interessanten Anwendungsmöglichkeiten von Germanium-Nanodrähten zeigen diese auch bemerkenswerte Wachstumsphänomene, wie oben beschrieben wurde. Bis es jedoch zu einer tatsächlichen Anwendung dieser Nanostrukturen kommt, ist noch viel Entwicklung sowohl in technologischer als auch in wissenschaftlicher Hinsicht nötig. Eine mögliche Anwendung in Lithiumionen-Batterien erlaubt wohl kaum den Einsatz kostspieliger Depositionsverfahren. Hier gibt es erste Ansätze für nasschemische Methoden [9]. Darüber hinaus könnte jedoch die besondere Morphologie von in $\langle 110 \rangle$ -Richtung gewachsenen Nanodrähten neue Impulse für elektronische Anwendungen bieten. So konnte die unterdrückte Streuung von Ladungsträgern, wie sie von Sakaki [5] vorher gesagt wurde, bislang nicht in Realität gezeigt werden, da Streuungseffekte an den rauen Seitenwänden der Nanodrähte den Effekt wieder unterdrückten. Es wäre daher interessant zu sehen, ob die fast atomar glatten Seitenfacetten von Germanium-Nanodrähten einen Vorteil in diesem Zusammenhang bieten. Die Faszination, die von diesen Nanostrukturen ausgeht, wird jedoch noch lange anhalten – so viel scheint sicher.

[1] R. P. Feynman, "There's Plenty of Room at the Bottom," *Engineering and Science*, vol. 23, no. 5, pp. 22–36, 1960.
 [2] W. A. Goddard, *Handbook Of Nanoscience, Engineering, And Technology*, 2nd ed. CRC Press, 2007.
 [3] R. G. Treuting and S. M. Arnold, "Orientation habits of metal whiskers," *Acta Metallurgica*, vol. 5, no. 10, p. 598, 1957.
 [4] R. S. Wagner and W. C. Ellis, "VAPOR-LIQUID-SOLID MECHANISM OF SINGLE CRYSTAL GROWTH," *Applied Physics Letters*, vol. 4, no. 5, pp. 89–90, 1964.
 [5] H. Sakaki, "Scattering Suppression and High-Mobility Effect of Size-Quantized Electrons in Ultrafine Semiconductor Wire Structures," *Japanese Journal of Applied Physics*, vol. 19, no. 12, pp. L735–L738, 1980.
 [6] A. Bulusu and D. G. Walker, "Quantum modeling of thermoelectric performance of strained Si/Ge/Si superlattices using the nonequilibrium Green's function method," *Journal of Applied Physics*, vol. 102, no. 7, p. 073713, 2007.
 [7] L. Cui, R. Ruffo, C. K. Chan, H. Peng, and Y. Cui, "Silicon Nanowires for High Capacity and High Current Battery Electrodes 2009," *Nano*, 2009.
 [8] C. K. Chan, X. F. Zhang, and Y. Cui, "High capacity Li ion battery anodes using ge nanowires.," *Nano letters*, vol. 8, no. 1, pp. 307–9, Jan. 2008.
 [9] A. M. Chockla, K. C. Klavetter, C. B. Mullins, and B. A. Korgel, "Solution-Grown Germanium Nanowire Anodes for Lithium-Ion Batteries," *ACS Appl. Mater. Interfaces*, vol. 4, no. 9, pp. 4658–4664, 2012.

Neue Mitglieder 2013

Wir begrüßen seit dem 01.12.2012 als neue Mitglieder (Stand 31. Juli 2013):

Frau M.Sc. Judith Schwerin	Ludwig-Maximilians-Universität München
Herr Dr. Kaspars Dadzis	SolarWorld Innovations Freiberg
Herr M.Sc. Christian Ehlers	Fraunhofer IISB Erlangen
Herr Dr. Ahmet Eymen Aksener	Brussels Belgien
Herr B.Sc. Fabian Krahl	Universität Freiburg
Herr Dr. Thomas Richter	SolarWorld Innovations Freiberg
Herr Dr. Michael Schütz	Intego Erlangen
Herr M.Sc. Adrian Vogt	Freiburger Materialforschungszentrum
SciDre GmbH Dresden	
System- und Anlagentechnik GmbH & Co KG (Systec) Karlstadt	

22 III/V-Nanodrähte

Sebastian Lehmann, Karla Hillerich, Knut Deppert

Solid State Physics, Lund University, Box 118, S-221 00 Lund, Schweden

1. Einleitung

Eindimensionale Halbleiterstrukturen, sogenannte Nanodrähte, haben in den letzten zwei Jahrzehnten viel Aufmerksamkeit erfahren, da sie aufgrund ihrer besonderen Eigenschaften neue Anwendungen in Elektronik, Optoelektronik und Sensorik versprechen. Die Synthese von Nanodrähten kann dabei auf zwei unterschiedlichen Wegen erfolgen: Dem „top-down“-Ansatz, bei dem Nanostrukturen beispielsweise mittels photolithographischen Ätzens aus Substraten herausgearbeitet werden oder der „bottom-up“-Herangehensweise, welche durch das Wachstum der Säulen oder Drähte von „unten nach oben“ charakterisiert ist. Letzterer Ansatz birgt einige Vorteile: Die Prozessschritte sind meist weniger aufwendig und weniger kostenintensiv, die Materialausbeute ist höher, Materialschäden durch das Ätzen werden vermieden und die Skalierung ist weniger durch die räumliche Auflösungsgrenze der Strukturierungs- und Ätzprozesse begrenzt. Um Nanodrähte herzustellen, die im besten Fall vertikal auf dem Substrat stehen, muss das Wachstum lokal in einer Richtung gefördert werden. Ähnlich wie bei natürlich auftretenden Kristallen mit nadeligem Habitus, ist ein anisotropes Wachstumsverhalten für die Züchtung von Nanodrähten zwangsläufig notwendig.

Die am weitesten verbreitete Methode ist das Wachstum mit Hilfe eines Keimpartikels (siehe Abbildung 1). An diesem scheidet sich Material bevorzugt ab und führt somit zum Wachstum des Drahtes. Dieser Partikel besteht in den meisten Fällen aus einem Fremdmaterial, d.h. eines, das nicht Legierungsmaterial des Nanodrahts ist. Allerdings können auch Eigenmaterialien eingesetzt werden, was auch als eigenkatalysiertes Wachstum bezeichnet wird (z.B. Indium beim Wachstum von InAs) [1]. Fremdmaterialien sind zumeist inerte Übergangsmetalle, vor allem Au, aber auch Pd, Cu, Ni, und Pt. Mit Hilfe von Au-Nanopartikeln konnte jedoch bisher die beste Kontrolle über Wachstum und Eigenschaften der Nanodrähte erzielt werden [2].

Der Vollständigkeit halber sei an dieser Stelle erwähnt, dass ebenfalls die sogenannte Selected-Area Growth Methode angewendet wird. Bei dieser werden säulenartige Kristalle zumeist ohne Partikel hergestellt. Dies erfolgt unter Ausnutzung der natürlichen Wachstumsanisotropie für die entsprechende Kristallstruktur und Materialkombination. Dazu wird das Substrat mit einer passivierenden Beschichtung vorstrukturiert, um parasitäres Substratwachstum zu unterdrücken [3]. Im Folgenden wird dieser Ansatz allerdings nicht weiter diskutiert, sondern nur das partikelassiierte Wachstum betrachtet.

Wir gehen zunächst auf das Au-partikelassiierte Wachstum ein und diskutieren das heutige Verständnis des auftretenden Wachstumsmechanismus'. Weiterhin zeigen wir Beispiele für Polymorphie sowie kompositionelle Heterostrukturen in III-V-Nanodrähten und stellen Anwendungen vor.

2. Au-assiiertes Nanodrahtwachstum

Die Züchtung von Halbleiternanodrähten mit Hilfe von Keimpartikeln erfolgt in den meisten Fällen über den Vapour-Liquid-Solid

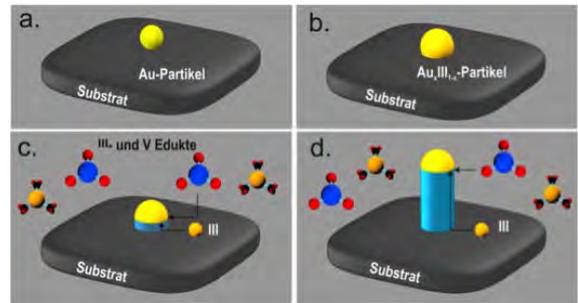


Abbildung 1: Schematische Abbildung des VLS-Mechanismus' zur Herstellung von III-V Nanodrähten mittels MOVPE. Aufbringung des Au-Teilchens auf dem Substrat a), Bildung des eutektischen Au/III-Katalysatortropfens b) und Wachstum des Nanodrahtes durch Anlieferung von III- und V-Vorläufern und Diffusion der III-Edukte zur Grenzfläche Tropfen/Nanodraht c) und d).

(VLS) Mechanismus [4] mittels Molekularstrahl- (MBE) oder Metallorganischer Gasphasenepitaxie (MOVPE). Vapour-Liquid-Solid steht dafür, dass die Edukte aus der Gasphase angeboten (Vapour), teilweise im flüssigen Katalysatortropfen gelöst werden (Liquid) und schließlich in den festen Aggregatzustand übergehen (Solid). In vereinfachter Darstellung läuft die Züchtung wie folgt ab (siehe Abbildung 1):

1. Aufbringung des Katalysatormaterials, entweder als Nanopartikel oder durch Abscheidung mithilfe von Dünnschichttechniken (mit oder ohne Vorstrukturierung des Substrates) (a).
2. Start des Wachstumsprozesses, Bereitstellung der Edukte oder Eduktvorläufer und Ausbildung einer flüssigen eutektischen Mischung aus dem Katalysatormaterial und mindestens einer weiteren Spezies. Diese stammt entweder aus dem Substrat, z.B. Gallium aus GaP oder GaAs, oder aus der Gasphase, z.B. Trimethylgallium (bei MOVPE Prozessen) (b-c).
3. In einigen Fällen wird eine thermische Vorbehandlung des Substrates durchgeführt, um die Bildung des flüssigen Katalysators bereits vor dem Start des eigentlichen Nanodrahtwachstums zu erreichen (b).
4. Diffusionsgesteuerter Transport von Edukten oder Eduktvorläufern zur Grenzfläche von Katalysatortropfen und Substrat. Übersättigung führt dort zur Bildung eines Kristalls (c).
5. Wachstum des Drahtes (d).

Dieser Mechanismus basiert auf der lokalen Veränderung des chemischen Potentials. Im Vergleich zum umgebenden Substrat wird dieses durch die Gegenwart des Katalysatorpartikel stark erniedrigt. Dieser Effekt führt zu extrem unterschiedlichen Wachstumsraten des direkten Wachstums aus der Gasphase (Vapour-Solid) und des Wachstums, das durch den Partikel initiiert wird (VLS). Auf spezifische Details zur Keimbildung und dem Wachstum der Nanodrähte wird im folgenden Abschnitt detaillierter eingegangen. Da zumeist geringe Partikeldichten ($0.1-10 \mu\text{m}^{-2}$) und geringe Wachstumstemperaturen ($350^\circ\text{C} - 550^\circ\text{C}$) verwendet werden, dominiert der diffusionsgesteuerte Transport von Edukten oder Eduktvorläufern zum Partikel. Dies führt zu einer um Größenordnungen höheren Übersättigung

am Partikel im Vergleich zum umgebenden Substrat und damit zu hohen axialen (teilweise im Bereich von $\mu\text{m}/\text{min}$) und entsprechend geringeren radialen Wachstumsraten der Nanodrähte bzw. geringem Substratwachstum. Diese drastisch höheren Wachstumsraten (bei vergleichbaren absoluten Materialflüssen) stellen einen fundamentalen Unterschied des VLS-Wachstums zur Gas- (z.B. MOVPE) bzw. Flüssigphasenepitaxie (LPE) dar und liegt begründet in der höheren Übersättigung des Partikels beim Nanodrahtwachstum im Vergleich zur Gas- oder Flüssigphase der Standardabscheidungsverfahren.

3. Polymorphie

Als Kompaktmaterial kommen die III/V Verbindungshalbleiter in den entsprechenden Raumtemperatur-Gleichgewichtsmodifikationen in der Zinkblende- bzw. Sphaleritstruktur (ZB) vor. Lediglich die Nitride (BN, AlN, GaN und InN) kristallisieren in der Wurtzitstruktur (WZ). Die strukturellen Eigenschaften von goldkatalysierten III/V-Nanodrähten weichen jedoch von diesen generellen Befunden ab. Bei der VLS-Synthese treten Nanodrähte, die fast ausschließlich entlang der entsprechenden $\langle 11\bar{1} \rangle$ - bzw. $\langle 000\bar{1} \rangle$ -Richtungen wachsen, zumeist mit einer Mischung aus ZB- und WZ-Struktur auf (Beispiel für InAs in Abbildung 2a). Die experimentelle Kontrolle über diese natürliche Polymorphie in III/V-Nanodrähten ist dabei genauso vielfältig wie kompliziert, und einphasige/stapelfehlerfreie Nanodrähte stellen eher die Ausnahme als die Regel dar. Die ZB-typische ABCABCABC Ordnung der III/V-Doppelschicht entlang der Wachstumsrichtung wird dabei unterbrochen durch die WZ-typische ABABABABA Ordnung oder umgekehrt. (siehe Abbildung 2b,c).

Durch das Auftreten in unterschiedlichen Kristallstrukturen werden auch die fundamentalen Eigenschaften wie z.B. die Bandlückenenergien in Homomaterialsystemen beeinflusst - allerdings ist die Bestimmung der entsprechenden WZ- und ZB-Bandlückenenergien mittels Messungen an Nanodrähten nicht trivial und es werden z.B. für GaAs unterschiedliche Werte für E_g^{WZ} und E_g^{ZB} berichtet [5-7].

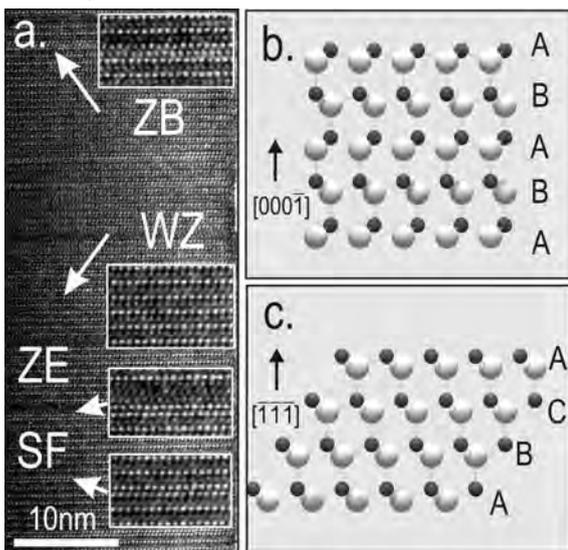


Abbildung 2: Hochauflösende transmissionselektronenmikroskopische (HRTEM) Aufnahme eines vorwiegend in WZ-Struktur vorliegenden InAs-Drahtes. Ein ZB-Segment, eine Zwillingsgrenze (ZE) zwischen zwei ZB-Lamellen sowie ein Stapelfehler in der WZ-Matrix sind hervorgehoben (a). Die charakteristische Doppelschichtordnung ist schematisch gezeigt für die WZ- (b) und ZB-Struktur (c).

Unkontrolliert zweiphasige oder stapelfehlerhaltige Nanodrähte sind unerwünscht, da negative Einflüsse auf die Effizienz entsprechender elektronischer Bauelemente nachgewiesen wurden [8]. Aus diesem Grund sind sowohl experimentelle Lösungsansätze als auch das entsprechende theoretische Verständnis für die auftretende Polymorphie entwickelt worden [9].

Die Modelle zum polymorphen Verhalten der III/V Nanodrähte basieren auf zwei fundamentalen Annahmen. Erstens: die Bildung eines stabilen Keimes erfolgt im Katalysatorpartikel an der Dreiphasengrenze. Und zweitens: die Keimbildungsbarrieren unterscheiden sich für Keime mit WZ-Struktur von solchen mit ZB-Struktur. Dabei ist das Verhältnis beider Keimbildungsbarrieren maßgeblich relevant für die Orientierungsbeziehung neu gebildeten Monolagen zum bereits vorhandenen Nanodraht. Zur Darstellung des Verhältnisses der Keimbildungsbarrieren (ξ) wurden (in vereinfachter Form) die Änderung des chemischen Potentials zwischen flüssiger und fester Phase ($\Delta\mu_{\text{LS}}$), das Verhältnis der Oberflächenenergien der Keime (η) und die Kohäsionsenergie berücksichtigt (Ψ_{WZ}) [9, 10]

$$\xi = \frac{\Delta G_{\text{WZ}}}{\Delta G_{\text{ZB}}} = \frac{\Delta\mu_{\text{LS}} \eta^2}{\Delta\mu_{\text{LS}} - \Psi_{\text{WZ}}}$$

Dabei ist die Oberflächenenergie zwischen der Gas- und der Festphase für einen WZ-Keim niedriger als für das entsprechende ZB-Pendant [11]. Die Kohäsionsenergie ist hingegen in der ZB-Koordination niedriger als in der WZ-Koordination [12]. Letztere Annahme basiert auf den geringfügig verschiedenen chemischen Bindungsumgebungen identischer Atome in den polymorphen Phasen.

Entsprechend der gegebenen Gleichung sind es die Änderung des chemischen Potentials zwischen flüssiger und fester Phase sowie das Verhältnis der Oberflächenenergien von WZ- und ZB-Keimen, die das Verhältnis der Keimbildungsbarrieren beeinflussen und damit die Struktur der neu gebildeten Schicht bestimmen.

Die Oberflächenenergie des Keimes wird wiederum maßgeblich durch die Oberflächenenergien des Dreiphasensystems von Gasphase, Partikel und Nanodraht bestimmt (gas-fest, fest-flüssig und flüssig-fest). Nach neuesten Befunden wird die Kontrolle der strukturellen Eigenschaften der Nanodrähte aller Wahrscheinlichkeit nach gerade durch die Beeinflussung dieser Oberflächenenergien ermöglicht [13]. Allerdings ist eine quantitative Bestimmung der einzelnen Oberflächenenergien nahezu unmöglich, da diese Größen sich stark gegenseitig beeinflussen. Somit ist z.B. die Messung des Kontaktwinkels von Partikel zu Nanodraht ungenügend [10], was zudem in-situ während des Wachstums ermittelt werden müsste. Trotz aller Schwierigkeiten bei der Bestimmung absoluter Zahlenwerte beschreiben die z. Zt. vorhandenen Modelle die strukturellen Besonderheiten von Nanodrähten ausreichend genau. Des Weiteren sind experimentell vielfältige Ansätze für die Züchtung einphasiger Nanodrähte sowie gezielt variiertes ZB-WZ-Heterostrukturen in Nanodrähten verfügbar. Ein Beispiel für die Herstellung einer axiale WZ-ZB-Heterostruktur in InAs ist in Abbildung 3 gezeigt, welche lediglich durch Änderung des absoluten Gruppe-V-Eduktflusses erreicht wurde (unter Beibehaltung aller weiteren Prozessparameter) [13].

4. Kompositionelle Heterostrukturen

Einer der großen Vorteile des Wachstums von Nanodrähten ist die hohe Anzahl von möglichen epitaktischen, kompositio-

24 nellen Heterostrukturen, die weder in dünnen Schichten noch in Form von Makrokristallen realisierbar sind. Dies beruht auf dem geringen Querschnitt der Nanodrähte: Zum Einen werden Verspannungen in Kombination von Materialien mit großen Gitterfehlpassungen ohne Versetzungsbildung durch Relaxation senkrecht zur Wachstumsrichtung des Drahtes kompensiert – also parallel zur geringsten räumlichen Ausdehnung der Struktur (dies trifft allerdings nur für die Betrachtung von axialen Heterostrukturen zu [14]). Zum Anderen können Gruppe IV und Gruppe III/V Materialien ohne Bildung von Antiphasengrenzen kombiniert werden.

Axiale Heterostrukturen werden erreicht, indem im einfachsten Fall unterschiedliche Edukte im Laufe des Wachstumsprozesses angeboten werden. Auf diese Weise konnten eine Vielzahl axialer Heterostrukturen realisiert werden, u.a. InAs/InP [15], InAs/GaAs [16] oder GaAs/InSb mit extremer Gitterfehlpassung von 14.6 % [17].

Nanodraht-Heterostrukturen können allerdings auch in radialer Konfiguration hergestellt werden [14]. Für radiale Heterostrukturen werden die Wachstumsbedingungen zum VS-Wachstum eines zweiten Materials hin verändert, nachdem ein Kern aus dem ersten Material gewachsen wurde, beispielsweise GaAs/Al_xGa_{1-x}As [18] oder InAs/InP [19, 20]. Allerdings gelten für diese Art Heterostrukturen die gleichen Limitierungen, wie es auch für das standardmäßige Wachstum in Form von Schichten der Fall ist. In einigen Fällen kommt es jedoch zu ungewöhnlicher Segregation aufgrund von Spannungen [21]. Generell betrachtet ist die Kombination von III/V-Materialien mit Gruppe IV besonders interessant, da man auf diese Weise III/V-Nanodrähte auf kostengünstigeren Si-Substraten züchten kann [22, 23] und dies die Integration in die existierende Si-Technologie erleichtert. Auch in sogenannten Hybridnanodrähten versprechen die Kombinationen interessante Anwendungen [24, 25].

5. Dotierung und Anwendungen

Sowohl die Möglichkeit, Materialien nahezu unbegrenzt zu kombinieren, als auch die besondere Geometrie der Nanodrähte – das hohe Aspekt- und das hohe Oberflächen-zu-Volumenverhältnis – ermöglicht nicht nur die grundlagenorientierte Forschung von bisher nicht zugänglichen Phänomenen [26], sondern auch die Implementierung von Nanodraht-basierten Bauteilen in alltagsrelevanten Anwendungen. So sind nanodraht-basierte Sensoren besonders empfindlich [27]. Vor kurzem wurde in Solarzellen auf der Basis von InP-Nanodrähten ein Wirkungsgrad von 13.8 % erzielt [28], was erst durch das besondere Absorptionsverhalten der Nanodrähte im Vergleich zu Schichten realisiert werden konnte. Auch in Transistoren eröffnet die Geometrie neue Möglichkeiten; Nanodrähte können vom Gate umschlossen werden, was die Kontrolle des Kanals erhöht [29].

Wie bei allen Halbleitern ist auch bei Nanodrähten für eine Anwendung in elektronischen Bauteilen die Dotierung maßgeblich. Der Einbau von Dotieratomen während des Wachstums ist aufgrund der beiden parallelen Wachstumsmechanismen – VLS und VS – nicht trivial. Werden die Dotiermaterialien über den Partikel eingebaut, so beeinflussen sie häufig die Oberflächenenergien und die Übersättigung im Partikel, so dass sich auch die Kristallstruktur abhängig von der Menge des zugeführten Dotiermaterials ändert [30]. Geschieht der Einbau jedoch über VS während des radialen Wachstums, so ist eine inhomogene Verteilung der Dotierung zu erwarten. Durch gleichzeitiges Ätzen, z.B. mit HCl, während des Wachstums kann jedoch radiales Wachstum unterdrückt werden, während die Dotieratome via VLS eingebaut werden [31]. Die erfolgreiche p- und n- Dotierung hat zu zahlreichen Bauelementen, wie den oben genannten Solarzellen, Transistoren und Leuchtdioden geführt.

6. Zusammenfassung

Die Forschung an III/V-Nanodrähten ist inzwischen weit vorangeschritten und hat beeindruckende Resultate erzielt, wie etwa die Kontrolle über die Kristallstruktur und die Demonstration von Bauelementen, die aufgrund der speziellen Eigenschaften von Nanodrähten gegenüber anderen, konventionellen überlegen sind.

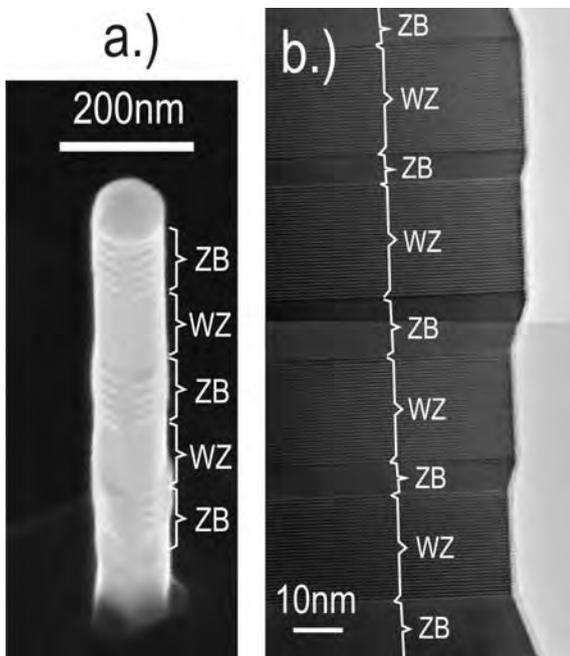


Abbildung 3: Rasterelektronenmikroskopische (REM) (30° Einfallswinkel) Aufnahme einer multiplen InAs ZB-WZ Heterostruktur (a) und HRTEM-Aufnahme eines InAs Nanodrahtsegmentes mit einer gezielt hergestellten Folge von ZB- und WZ-Segmenten (b).

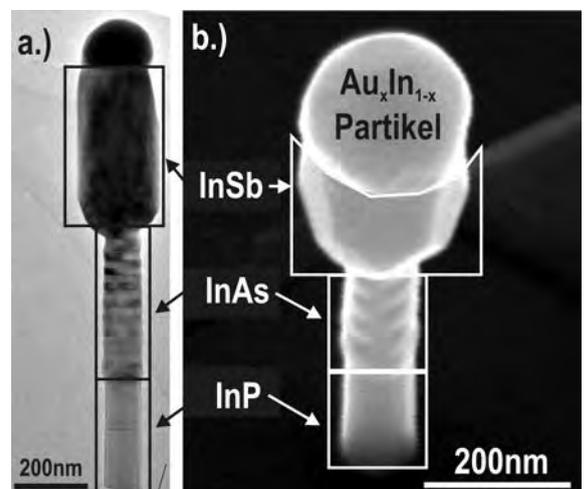


Abbildung 4: TEM- (a) und REM- (b) Übersichtsaufnahmen einer axialen kompositionellen Heterostruktur bestehend aus jeweils einem InP, InAs und InSb Segment.

Heute bestehen die Herausforderungen der Nanodrahtforschung darin, ein vertieftes Verständnis des Wachstumsprozesses zu erreichen, die Eigenschaften zu optimieren, und eine hohe Uni-

formität in allen Prozessschritten zu erzielen, welche für die Massenproduktion nötig ist. 25

Literatur

- [1] B. Mandl et al., Nano Lett. 6, 1817 (2006).
- [2] M. E. Messing et al., Gold Bulletin 42, 172 (2009).
- [3] K. Ikejiri et al., J. Cryst. Growth 298, 616 (2007).
- [4] R. S. Wagner and W. C. Ellis, Appl. Phys. Lett. 4, 89 (1964).
- [5] P. Kusch et al., Phys. Rev. B 86, 075317 (2012).
- [6] M. Heiss et al., Phys. Rev. B 83, 045303 (2011).
- [7] L. Ahtapodov et al., Nano Lett. 12, 6090 (2012).
- [8] C. Thelander et al., Nano Lett. 11, 2424 (2011).
- [9] V. G. Dubrovskii et al., Phys. Rev. B 78, 235301 (2008).
- [10] J. Wallentin et al., Nano Lett. 10, 4807 (2010).
- [11] V. Pankoke, P. Kratzer, and S. Sakong, Phys. Rev. B 84, 075455 (2011).
- [12] C. Y. Yeh et al., Phys. Rev. B 46, 10086 (1992).
- [13] S. Lehmann et al., einzureichen (2013).
- [14] J. Johansson, and K. A. Dick, Cryst. Eng. Comm. 13, 7175 (2011).
- [15] M. T. Björk et al., Nano Lett. 2, 87 (2002).
- [16] K. A. Dick et al., Nano Lett. 12, 3200 (2012).
- [17] P. Caroff et al., Nanotechnol. 20, 495606 (2009).
- [18] P. Prete et al., J. Cryst. Growth 310, 5114 (2008).
- [19] J. W. W. van Tilburg et al., Semicond. Sci. Technol. 25, 024011 (2010).
- [20] S. G. Ghalamestani et al., Nanotechnol. 23, 285601 (2012).
- [21] M. Heiss et al., Nat. Mater. 12, 439 (2013).
- [22] E. P. A. M. Bakkers et al., MRS Bull. 32, 117 (2007).
- [23] T. Mårtensson et al., Nano Lett. 4, 1987 (2004).
- [24] K. A. Dick et al., Nano Lett. 7, 1817 (2007).
- [25] M. Hocevar et al., Nat. Commun. 3, 1266 (2012).
- [26] V. Mourik et al., Science 336, 1003 (2012).
- [27] F. Patolsky et al., Anal. Chem. 78, 4260 (2006).
- [28] J. Wallentin et al., Science 339, 1057 (2013).
- [29] C. Thelander et al., IEEE Trans. Electron Dev. 55, 3030 (2008).
- [30] J. Wallentin and M. T. Borgström, J. Mater. Res. 26, 2142 (2011).
- [31] M. T. Borgström et al., Nano Res. 3, 264 (2010).



GERO

30-3000°C

- Rohröfen bis 1800°C
- Aufklappbare Rohröfen bis 1700°C
- Vielzonenrohröfen bis 1800°C
- Kammeröfen bis 3000°C
- Bottom Loader bis 2500°C
- Laboröfen bis 3000°C
- Retortenöfen
- Pyrolyseöfen
- Silizieröfen
- Öfen für MIM-Verfahren
- Sonderanlagen
- Reichhaltiges Zubehör

mehr auf www.gero-gmbh.com

GERO Hochtemperaturöfen GmbH & Co. KG
Hesselbachstr. 15
D-75242 Neuhausen
Telefon: 07234/9522-0 Fax: 07234/9522-99
E-Mail: info@gero-gmbh.com

KZV Kristallziehanlage mit Leistungsregelung für Fluoride nach dem Stockbarger- oder Bridgman-Verfahren bis 1800°C

26 Einkristalline metallische Nanowhisker

Gunther Richter, Max-Planck-Institut für Intelligente Systeme, Stuttgart

„Erst jetzt wissen wir, dass jedes Gebilde ganz besondere Erscheinungen zeigt, wenn seine Teile gerade so klein sind, dass wir sie nicht mit dem Mikroskop unterscheiden können, aber sie andererseits wieder zu groß sind, um als Moleküle gedeutet zu werden.“ [1] Diese Aussage von Ostwald, veröffentlicht in „Die Welt der vernachlässigten Dimensionen“ nimmt bereits 1914 die heutige Definition für Nanotechnologie voraus: Strukturen, welche kleiner als 100 nm sind, also kleiner als sie mit einem optischen Mikroskop abzubilden sind, zeigen deutlich andere physikalische und chemische Eigenschaften im Vergleich zu Volumenmaterialien und einzelnen Molekülen. Ostwald nahm auch bereits in jenem Buch [1] die zwei grundlegenden Fabrikationsmethoden für Nanostrukturen voraus: die Kondensation von einzelnen Molekülen oder Atomen und die Dispersion von größeren Werkstücken in kleinere Gebilde. Heute werden diese Methoden mit den Schlagworten „bottom-up“ und „top-down“ bezeichnet.

Etabliert wurden die meisten Syntheserouten für Nanoobjekte zuerst für die Herstellung von Kolloiden. Sie können von den Gründungsvätern der Kolloidchemie Graham [2] oder Zsigmondy [3] zurück über Faraday [4] zu dem Übergang der Alchemie in die moderne Chemie verfolgt werden. Frühe Wissenschaftler wie Kunckel zu Löwenstern [5], Orschall [6], Glauber [7], Cassius [8] oder Neri [9] wendeten zur Herstellung von Rubinglas die recht einfache Methode an: Ein Metallsalz wird in einer geeigneten Flüssigkeit gelöst und durch Zugabe eines Reduktionsmittels zu reinem Metall reduziert. Das Reduktionsmittel kann entweder eine zweite Chemikalie sein oder aber eine physikalische Methode wie z.B. eine offene Gasflamme [10]. Die Metallatome lagern sich dann in der Flüssigkeit zu Kolloiden an. Dass diese Herstellungsmethode älter ist zeigte sich durch Transmissionselektronenmikroskopie-Untersuchungen an dem Lycurgus-Becher, einem Meisterstück römischen Glashandwerks des 4. Jahrhunderts [11]. Auch hier geben Gold- und Silber-Kolloide mit Durchmesser von etwa 50 nm dem Becher seine einzigartige Farbgebung. Dieses Kunstwerk war kein Einzelstück wie Berichte des römischen Schriftstellers Flavius Vopiscus zeigen [12]. Er schreibt von ähnlichen Gläsern aus den Werkstätten Alexandrias, die an der Tafel des Kaisers Hadrian verwendet wurden. Dies bedeutet, dass die Herstellung von Gläsern, gefärbt mittels Kolloiden, bereits im antiken Alexandria bekannt und angewendet war.

So einfach die Herstellung von Kolloiden ist, die Integration von ihnen in technisch nutzbare Strukturen erfordert normalerweise die Extraktion aus der Herstellungslösung und nachfolgende Anordnung auf oder in Bauteilen. Eine Methode, mit der sich niederdimensionale Strukturen direkt auf einem Substrat herstellen lassen, kann das Problem der Integration von Nanostrukturen in Anwendungen in Zukunft deutlich reduzieren.

Eindimensionale Nanostrukturen und –drähte werden in vielerlei Forschungsfeldern aus Halbleitern, Oxiden und als Kohlenstoffnanoröhrchen hergestellt und auf ihre einzigartigen Eigenschaften hin untersucht. Nur Metalle, als eins der ältesten Materialien im technischen Gebrauch, besitzen keine etablierte Fabrikationsmethode, um sie als eindimensionale Strukturen darzustellen. Eine solche Route soll im Folgenden aus historischen Beobachtungen abgeleitet werden. 1671 sammelt John Webster in seiner

„Metallographia“ Beobachtungen und Gegebenheiten aus dem Bergbaurevieren Europas [13]. Exemplarisch sollen hier zwei Beobachtungen in Websters Worten wiedergegeben werden. Zum Einen ein Zitat aus Georgius Agricolas „De antura fossilium libri X“, gedruckt in 1546 [14]: „That in the cavities of the stones are found masses of pure silver, as also little pieces are found from the rocks, stones, or marbles, or cleaving unto them, or else most slender leaves of the silver do embrace them: or like gravel sand, or small grit, is mixed with the earth. And also nature doth form or figure pure silver into the shape sometimes of trees, sometimes of little twigs, sometimes of hairs. . . “. Das zweite Zitat wird über Robert Boyle in seinem „The skeptical Chymist“ von 1661 [15] und Johann Gerhards „Decas quaestionum physico-chymicarum de metallis“ [16] weitergegeben: „In the vale of Joachim, Dr. Schreter is a witness, that silver in the manner and fashion of grass, had grown out of the stones of the mine, as from a root, in the length of a finger, who hath shewed these vines very pleasant to behold, and admirable at his own house, and given of them to others.“ (Beide Übersetzungen aus dem Lateinischen ins Englische wurden von John Webster angefertigt. [13])

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass gediegenes Metall, meist Silber und Kupfer, in freier Natur im nadeligen Habitus auffindbar ist. Bemerkenswert sind die Ortsangaben für entsprechende Mineralienfunde. So wurden grasförmige Strukturen im südlichen Norwegen (Kongsberg) und in den Revieren im und nahe des Erzgebirges (z.B. Annaberg, Jáchymov, Schneeberg oder Freiberg) nachgewiesen. Im Erzgebirge und den umliegenden Landschaften war Lazarus Ercker von Schreckenfels als Probier-, Münz- und oberster Bergmeister des erwählten römischen Kaisers Maximilian II. (1527 – 1576) tätig und veröffentlichte 1574 sein Probierbüchlein „Beschreibung allerfürnemisten Mineralischen Ertzt, unnd Bergwercksarten, wie dieselbigen, unnd eine jede insonderheit, der Natur und Eigenschafft nach, auff alle Metale Probirt ... In fünff Bücher verfast“ [17]. Durch beide Tätigkeiten sammelte Ercker Wissen in der Analyse der Zusammensetzungen von Münzen und von Mineralien an, welches er in dem Probierbuch zusammenfasste. Das Extrahieren von Metallen aus verschiedenen Mineralien war der Hauptzweck seiner Arbeit. Durch den methodischen Aufbau des Buches, dem genauen Beschreiben der verwendeten Öfen, Tiegel und Prozeduren verblieb es ein Standardwerk für die Dokimastik und den Bergbau der nächsten Jahrhunderte; die letzte Auflage ist auf 1736 datiert.

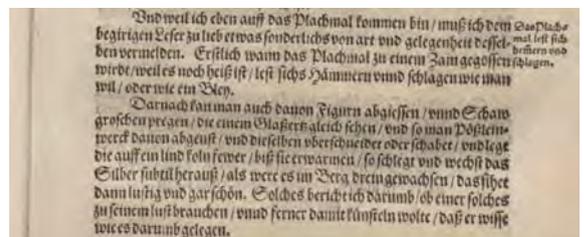


Abb. 1 Lazarus Erckers Rezept zur Herstellung von Fadenkristallen. Die zweite Auflage des Buches ist digital unter <http://libcoll.mpiwg-berlin.mpg.de> des MPLs für Wissenschaftsgeschichte verfügbar.

In dem zweiten Band „Beschreibung allerfürnemisten Mineralischen Ertzt. . . Das ander Buch. Von dem Goldt“ beschreibt er ein Phänomen, welches als Startpunkt für die gezielte Darstellung von metallischen eindimensionalen Strukturen gelten kann. Er beobachtet beim Auflegen des Minerals „Plachmal“ auf ein „lind koln fewer“, so „schlegt und wechst das Silber subtil herauß“ (Abbildung 1).

Plachmal ist der alte Name für Schwefelsilber oder Silberglanz, das zugehörige Mineral ist Akanthit. Das Rezept wurde durch die Jahrhunderte von verschiedenen Wissenschaftlern aufgenommen und weiter verfeinert. H. Th. de la Beche im Jahre 1853 [18] und J. Percy 1861 [19] postulierten einen Zusammenhang zwischen dem Auftreten von moosförmigem Kupfer, Silber und Gold und nahe gefundenen Pyriten. A. Liversidge [20] und T.A. Readwin [21, 22, 23] bestätigten diesen Zusammenhang experimentell im Jahre 1877. V. Kohlschütter [24], A. Beutell [25] und Wo. Ostwald [26] grenzten die experimentellen Rahmenbedingungen, in denen Fadenkristalle wachsen, ein. Temperaturen von 450°C bis 700°C sind notwendig, den Wachstumsprozess zu aktivieren. K. Friedrich [27] erarbeitete, dass die Metallsalze bei diesen Temperaturen als Dimere in die Gasphase gehen und unter geeigneten Atmosphären Metallatome reduziert werden. Die Kondensation von dem Metallgas auf einer (Metall-)Unterlage führt zur Fadenkristallbildung. Natürliche und künstlich hergestellte Kupfer- und Silber-Whisker zeigten in Röntgenbeugungsuntersuchungen von R. Schenk [28], dass für beide die axialen Ausrichtungen parallel der $\langle 110 \rangle$ -Kristallrichtung sind. Zeitgleich schlug Friedrich [27] vor, die Metallsulfide durch Metallhalogenide zu ersetzen, um den Whisker-Wachstumsprozess zu erleichtern.

Ausgehend von diesem Vorschlag wurden in den Folgejahren aufwendige Wachstumsexperimente durchgeführt, in denen Metallhalogenide unter Wasserstoffatmosphären reduziert und die resultierenden Metallgase auf verschiedenen Substratoberflächen abgeschieden wurden. Vor allem S. S. Brenner [29] perfektionierte das Verfahren und wuchs unterschiedliche Metallwhisker durch Reduktion von Metallhalogeniden: Cu, Ag, Au, Fe, Ni, Co, Mn, Pt und Pt. Diese Fadenkristalle hatten maximale Längen von mehreren Zentimetern und minimale Durchmesser von einigen Mikrometern. Magnetismus, elektrisches und mechanisches Verhalten wurden an den Whiskern untersucht [30]. Der eigentliche Wachstumsmechanismus blieb jedoch auf quantitativer, atomarer Ebene ungelöst. Phänomenologische Wachstumsmodelle [30], ähnlich dem „Vapour-Liquid-Solid“ Prozess, versuchten das Wachstum von Fadenkristallen durch die Präsenz von einer Schraubenversetzung und dem Atomeinbau an der Spitze des Kristalles zu erklären [31, 32].

Reine Verdampfungsexperimente, ohne vorgehenden Reduktionsprozess, wurden auch in den 1960ern durchgeführt [33]. Dabei kondensierte Metallgas auf Wolframdrähten unter Hochvakuumbedingungen. Die Whisker sollten als Spitzen in Feldemissionsmikroskopen eingesetzt werden. Es wurden zwar Grenzen für die Übersättigung und die Substrattemperatur angegeben, jedoch keine näheren Angaben zum Zustand des Substrates vor der Beschichtung gemacht. Ruth und Hirth [34] analysierten das Längenwachstum von Whiskern während des Beschichtens. Es wird angenommen, dass Atome auf der Substratoberfläche und des Seitenfacetten des Whiskers kondensieren. Eine Hauptannahme ist, dass die Übersättigung gering ist. Daraus ergibt sich, dass die Dichte der Adatome zu gering ist, damit Nukleation weder auf den Facetten noch auf dem Substrat möglich ist.

Durch Lösen der Diffusionsgleichungen für die Adatom-Diffusion auf dem Substrat und den Oberflächenfacetten erhielten Ruth und Hirth folgende Ergebnisse: Atome, die sich auf den Oberflächenfacetten befinden, tragen zum Längenwachstum bei, wenn sie bis zum angenommenen Einbauort, Spitze oder der Fußpunkt, diffundieren können. Als zweite wichtige Atomquelle für Längenwachstum fungiert die Oberflächendiffusion von Adatomen auf dem Substrat. Sie können von der Substratoberfläche aus einer durch die Diffusionslänge gegebenen Fläche zum Fußpunkt der Struktur laufen. Durch einen Transitionsschritt besteht die Möglichkeit, dass sie auf die Oberfläche des Whiskers wechseln, wo sie dann erneut zum Einlagerungspunkt gelangen können. Der Beitrag der Substratoberflächendiffusion bestimmt das Wachstumsverhalten in den Anfängen wesentlich, später, wenn die Diffusionslänge von Atomen auf den Oberflächenfacetten ähnlich groß ist wie die Strukturgröße, ergibt sich ein lineares Wachstumsverhalten.

Zusammenfassend lassen sich aus der älteren Literatur folgende Schlüsse ziehen:

- Durch Kondensation von Metallen auf Substratoberflächen lassen sich eindimensionale Metallstrukturen darstellen.
- Die Fadenkristalle sind in einem geologischen Zeithorizont stabil und weisen eine niedrige Defektdichte auf.
- Makroskopische Fadenkristalle lassen sich als Modellsysteme für perfekte Einkristalle verwenden.

Einige wesentliche Fragen bezogen auf Wachstum, Gefüge und Eigenschaften bleiben jedoch. Für das Wachstum entscheidend ist die Klärung an welchen, möglicherweise ausgezeichneten, Orten auf der Substratoberfläche Whisker nukleieren und wachsen. Auch der Einlagerungsort der Adatome in den Kristall ist nicht bestimmt. Die Gefügestruktur der Mikrometer durchmessenden Fadenkristalle konnte mittels Röntgenbeugung nicht abschließend bestimmt werden. Auch eine Präparation für Transmissionselektronenmikroskopie birgt immer das Risiko, dass Defekte in die Struktur nachträglich eingebracht werden. Ebenso sind die physikalischen Eigenschaften nur bis zu ca. 1 µm durchmessenden Kristallen untersucht, der Dimensionsbereich, den schon Wo. Ostwald ansprach, blieb für Fadenkristalle bisher verschlossen. Als letzte Konsequenz wird ein 400 Jahre altes Herstellungsrezept für Metallstrukturen in moderne Technologiefelder überführt.

Material	Substrattemperatur (°C)	Abscheidetechnik
Au	680	Effusionszelle
Ag	800	Elektronenstrahlverdampfer
Cu	650	Effusionszelle
Al	400	Elektronenstrahlverdampfer
Ni	850	Elektronenstrahlverdampfer
Pd	810	Elektronenstrahlverdampfer
Co	700	Elektronenstrahlverdampfer
Si	800	Elektronenstrahlverdampfer

Tabelle 1

28 In diesem Artikel sollen kurz im weiteren die Aktivitäten zu den oben genannten offenen Punkten in der Zentralen Wissenschaftlichen Einrichtung des Dünnschichtlabors des Max-Planck-Instituts für Intelligente Systeme in Zusammenarbeit mit dem Institut für Materialwissenschaft der Universität Stuttgart dargestellt werden [35, 36, 37, 38, 39].

Der wesentliche Mechanismus zur Herstellung der Mikroskopischen Whisker war die Kondensation von Metallgas auf einer geeigneten Substratoberfläche bei erhöhten Temperaturen. Unsere Methode ist die physikalische Gasphasenabscheidung unter Ultra-Hochvakuumbedingungen. Verschiedene Substratoberflächen konnten erfolgreich zur Züchtung von Fadenkristallen eingesetzt werden: niedrig-indizierte Silizium-Einkristall-Oberflächen ($\{100\}$, $\{110\}$, $\{111\}$), bedeckt mit amorphen Si_3N_4 ; Saphir(0001); $\text{MgO}(100)$; polykristalline Wolframbleche und Drähte). Tabelle 1 gibt die Metalle wieder, die als Fadenkristalle gezüchtet wurden. Die Beschichtungen erfolgten bei Aufdampfzeiten von 0,05 nm/s unter den angegebenen Substrattemperaturen. Der Basisdruck der verwendeten Aufdampfanlage ist besser als $5 \cdot 10^{-10}$ mbar. Der Probenteller rotierte unter dem Molekülstrahl; die Rotationsachse ist parallel zur Substratoberflächennormalen. Die Metallatome treffen unter etwa 45° auf die Substratoberfläche. Analysemethoden für das Gefüge beinhalten Rasterelektronenmikroskopie (SEM) und Transmissionselektronenmikroskopie (TEM). Für die Untersuchung der chemischen Zusammensetzung wurde energiedispersive Röntgenstrahlungsspektroskopie (EDS) eingesetzt.

Werden Wachstumsexperimente unter den oben angegebenen Bedingungen durchgeführt, so wachsen auf diesen Substraten isometrische Inseln. Nur wenn die Oberflächenstruktur gezielt verändert wird, indem eine dünne (~ 30 nm) Kohlenstoffschicht vor der Metallbeschichtung aufgebracht wird, wachsen nadelige oder prismatische Metallkristalle auf der Substratoberfläche. Während isometrische Kupfer-Inseln auf gesäuberten (z.B. gereinigt durch Beschuss mit 200 eV Ar^+ -Ionen für 2 min) $\text{Si}(100)$ -Oberfläche aufwachsen, entstehen Kupfer-Fadenkristall-Oberflächen nach Aufbringen der Kohlenstoffschicht (Abb. 2a).

Die Beschichtungszeit betrug 1 h, dadurch ergab sich eine nominelle Schichtdicke von 180 nm. In Abbildung 2b sind Fadenkristalle aus Ag wiedergegeben. Typische Durchmesser der entstandenen Nanowhisker sind ~ 100 nm, die Längen mehrere Dutzend μm .

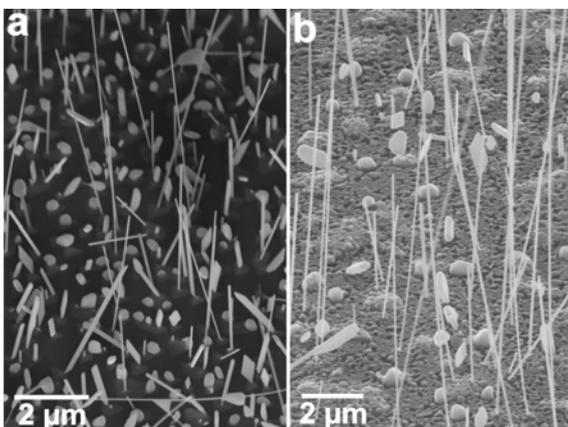


Abb. 2. SEM-Aufnahme von 180 nm Metall aufgedampft auf Si-Oberflächen die mit 30 nm C belegt sind. Beide Bilder wurden unter 45° Kippung aufgenommen. A) Kupfer. B) Silber. Es wachsen jeweils Fadenkristalle, Inseln und Plättchen auf. Modifiziert aus [37].

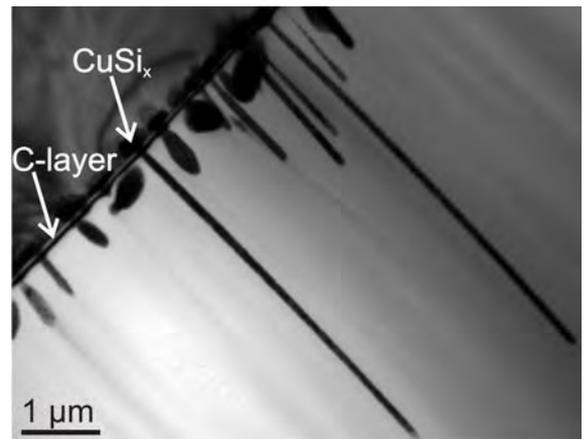


Abb. 3. Hellfeld-TEM-Aufnahme der Grenzfläche zwischen Cu-Nanowhiskern und dem Si-Einkristall. CuSi_x -Bildung ist sichtbar an den Fußpunkten der Fadenkristalle. Modifiziert aus [37].

In erster Näherung lässt sich sowohl der Median des Durchmessers als auch der Länge durch Einstellen der Beschichtungszeit kontrollieren. Längere Beschichtung ergibt längere und dickere Strukturen. Der Inklinationswinkel der Whiskerachsen zur Oberflächennormalen liegt typischerweise bei 30° .

Die Kohlenstoffschicht auf dem Substrat hat einen bestimmten Einfluss auf die Bildung der eindimensionalen Kristalle. Abbildung 3 zeigt eine TEM-Aufnahme der Grenzfläche zwischen Cu Nanowhiskern, einer 30 nm Kohlenstoffschicht und des darunter liegenden Si-Substrates. Zum Schutz vor dem Einbringen von Defekten während der TEM-Probenpräparation wurde die Probe vor der Präparation mit 30 nm Ni bei Raumtemperatur beschichtet. Auch diese Schicht ist in der Abbildung 3 sichtbar. Unterhalb der Fußpunkte der Fadenkristalle sind dunkle Kontraste sichtbar, EDS-Messungen zeigten, dass es sich um CuSi_x handelt. Daraus lässt sich schließen, dass die Kohlenstoffschicht an lateral eingeschränkten Stellen Diffusion von Cu-Adatomen zur Kohlenstoff-Silizium Grenzfläche zulässt. Es liegt nahe zu vermuten, dass diese Stellen als bevorzugte Wachstumsorte für Nanowhisker dienen.

Künstlich, mittels eines fokussierten Ionenmikroskops (FIB), in eine 60 nm Kohlenstoffschicht geätzte Löcher dienen als Modellsystem für diese Annahme. Abbildung 4 zeigt 88 nm und 424 nm durchmessende Löcher nach Kupferbeschichtung. Aus den kleinen Löchern wachsen ähnlich wie auf den dünnen Kohlenstoffschichten eindimensionale Fadenkristalle. Zwischen den Whiskern sind keine weiteren Kupferstrukturen gewachsen, was darauf hinweist, dass alle Kupferadatome entweder zu den Whiskern diffundiert sind oder zu dem die Strukturen, ebenfalls FIB geschnittenen, umgebenden Graben. Die FIB-Löcher dienen also als primäre Nukleationsorte, aus denen bei weiterem Beschichten Fadenkristalle wachsen. Werden die Löcher größer, so wird das Aspekt-Verhältnis der Whisker kleiner, bei konstanten nominellen Filmdicken, bis sie von Inseln nicht mehr zu unterscheiden sind.

Der geringe Durchmesser der auf unstrukturierten Kohlenstoffschichten gewachsenen Fadenkristalle erlaubt es, die innere Gefügestruktur direkt ohne weitere Präparationsschritte durch TEM zu untersuchen. Abbildung 5 zeigt dies exemplarisch. Weder Versetzungen noch Korngrenzen noch andere Defekte konnten im Volumen der Fadenkristalle nachgewiesen werden. Die von Frank postulierte Schraubenversetzung, die in der Vergangenheit zur Erklärung des eindimensionalen Wachstums verwendet

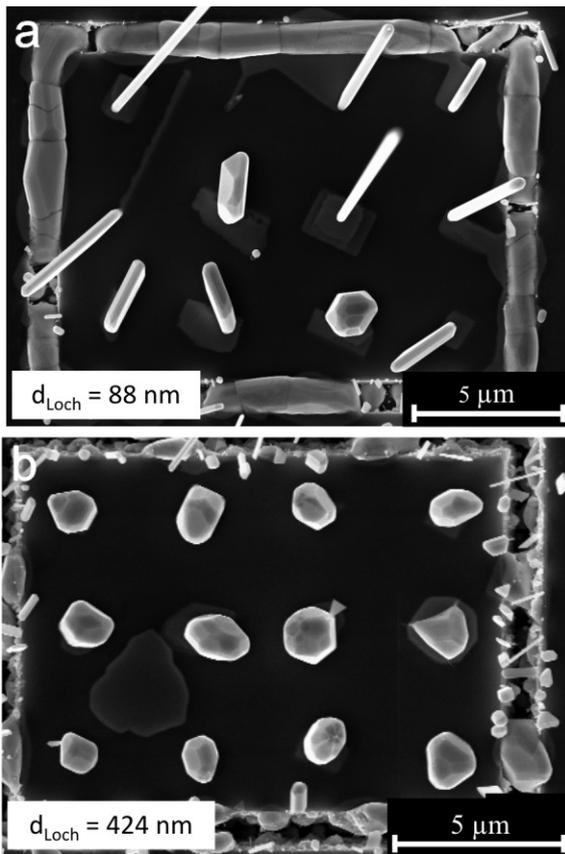


Abb. 4: SEM-Aufnahme von 180 nm Cu abgeschieden auf FIB vorstrukturierten Substraten. Modifiziert aus [39].

wurde, konnte in keiner der untersuchten Proben festgestellt werden. Alle kubisch-flächenzentrierten Metalle wuchsen mit der Faserachse parallel zu der $\langle 110 \rangle$ kristallographischen Richtung. Die Oberfläche des Fadenkristalls wird durch die niedrig indizierten Kristallfacetten gebildet, typischer Weise von vier $\{111\}$ - und zwei $\{100\}$ -Ebenen. Durch energiegefiltertes TEM und EDS ließen sich keine Verunreinigungen an und in den Strukturen nachweisen. Im Besonderen konnte kein C an den Strukturen detektiert werden. Auch durch hochauflösende Transmissionselektronenmikroskopie konnten keine ein- oder zweidimensionale Defekte nachgewiesen werden (Abb. 5b).

Die Defektfreiheit zeigt sich auch in den außergewöhnlichen mechanischen Eigenschaften der Fadenkristalle. Es ist bekannt,

dass mechanische Eigenschaften, wie die Fließspannung, sich deutlich ändern, wenn typische Strukturdimensionen von ~ 100 nm erreicht werden. Dies wird durch den Begriff „the smaller the stronger“ bezeichnet. Bereits Brenner [29] in den 1950ern zeigte, dass sich Mikrowhisker unter Zug verformen und quantitativ untersuchen lassen. Er erreichte Werte, die nahe, aber unterhalb der theoretischen, berechneten Zugfestigkeit liegen. Wir untersuchten für Nanowhisker in Zug- und Biegeexperimenten den Einfluss des Durchmessers auf die mechanische Festigkeit. Beide Experimentarten wurden in-situ in einem SEM durchgeführt. Die Zugversuche an Kupfer-Fadenkristallen ergaben Bruchspannungen zwischen 1 und 7 GPa, etwa 1000-fach höher als die Fließspannung für Volumenkupfer. Damit wurden erstmals die Vorhersagen der theoretischen Studien bestätigt. Die Streuung in den Ergebnissen lässt sich dadurch erklären, dass mit steigender Länge und Durchmesser die Wahrscheinlichkeit ansteigt, dass Fehlstellen v.a. an der Kristalloberfläche während des Wachstums eingebaut werden. Zugversuche beanspruchen die gesamte Länge des Kristalls, deshalb kann es an diesen Fehlstellen zu Spannungsüberhöhungen kommen, die ein vorzeitiges Versagen verursachen. Dadurch resultiert auch die beobachtete Durchmesserabhängigkeit. Ein typischer Biegezyklus ist in Abbildung 6 dargestellt. Durch zyklisches Be- und Entlasten mit Hilfe eines Mikromanipulators wird der Fadenkristall erst elastisch, schließlich plastisch verformt. Aus den Krümmungsradien der elastischen Biegung kann die Biegespannung ermittelt werden. Bei dieser Versuchsgeometrie liegt die Streuung der gewonnenen mechanischen Festigkeitswerte deutlich enger zwischen 4 und 6 GPa. Auch kann in den untersuchten Strukturen mit Durchmessern von 100 – 300 nm nur eine schwache Durchmesserabhängigkeit festgestellt werden. Beides resultiert daraus, dass die Biegeversuche die mechanischen Eigenschaften nur in einem kleinen Volumen testen. Die beobachtete Scherspannung liegt bei ~ 2 GPa, die ist in exzellenter Übereinstimmung mit theoretischen Vorhersagen aus Dichtefunktionalrechnungen [40]. Abschließend lässt sich sagen, dass Durchmesser-/Größenabhängigkeiten bei mechanischen Tests im Nanometermaßstab durch statistisch verteilte Kristallfehler in und auf den Nanostrukturen vorgegeben sind.

Fasst man die experimentellen Beobachtungen, ausgehend von Ercker über Brenner und die theoretischen Betrachtungen von Ruth, zusammen, so lässt sich ein prinzipielles Wachstumsmodell für Fadenkristalle skizzieren:

1. Metallatome kondensieren aus der Gasphase auf einem geeigneten Substrat. Das Substrat muss bei erhöhter Temperatur gehalten werden. Dadurch werden Diffusionsprozesse thermisch erlaubt.
2. Die Substratoberfläche weist zwei unterschiedliche Bereiche auf, eine kleinere (A_I) und eine zweite (A_{II}), A_I umgebend. Die Oberflächenenergie von A_I ist größer als die von A_{II} . Es ist von Vorteil, wenn A_{II} die Diffusion von Metallatomen erlaubt.
3. Die kondensierenden Metallatome bilden statistisch verteilte Adatome auf der Oberfläche. Adatome bilden auf A_I , entweder durch direktes Auftreffen oder durch Diffusion von A_{II} , Keime. Durch weitere Anlagerung von Adatomen wachsen die Keime, bis sie die Grenzen von A_I erreichen. Durch die vermutlich höhere Grenzflächenenergie zwischen A_{II} und dem Metall wird das laterale Wachstum behindert und aus dem lokalisierten Keim wächst ein Fadenkristall.

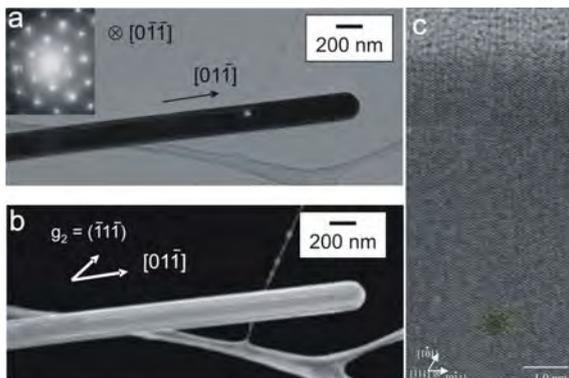


Abb. 5: TEM-Aufnahmen von Kupfer Nanowiskern. A) Hellfeld-Aufnahme, B) Dunkelfeld-Aufnahme mit (-111) Beugungsreflex, C) Hochauflösende TEM-Aufnahme in (111) Zonenachse. Modifiziert aus [35].

30 4. Atomkondensation und weitere Adatomdiffusion von A_{II} führen zu Längen- und Dickenwachstum des Nanowiskers. Mögliche Einbaustellen für das Längenwachstum sind entweder die Spitze oder die Grenzfläche zu A_I .

Diese Annahmen sollen noch kurz diskutiert werden. Die Metallkondensation aus der Gasphase auf Substratoberflächen ist bereits seit dem späten 19. bis in die Anfänge des 20. Jahrhundert im Detail untersucht und bestätigt (siehe [30]). Über die Reduktion von Metallhalogeniden in der Gasphase kam dieser Prozess auch schon erfolgreich in der Herstellung von Mikrowiskern in den 1950ern und '60ern zur Anwendung (z.B. Brenner [29]). Der Einfluss der damals verwendeten Substrate auf das Wachstum blieb ununtersucht. Meist waren die Substrate nicht wohldefiniert oder es war schlicht nicht von Interesse. So blieb nur eine Beobachtung, dass Whisker nahe von Verunreinigungen oder Defekten wachsen, in der Literatur festgehalten. Erst die Studien unserer Gruppe ermöglichten ein tieferes Verständnis für die Rolle des Substrats beim Entstehen der Whisker. So lassen sich Co-Nanowisker nicht auf Kohlenstoffbedeckten Oberflächen wachsen, da Co die Kohlenstoffschicht benetzt, aber auf CaF-Schichten, welche von Co nicht benetzt werden.

Die Annahme der bevorzugten Nukleationsstellen ist eine direkte Konsequenz der atomistischen Wachstumstheorien, wie z.B. der Ratengleichungen, welche von Venables [41] entwickelt wurden. In diesen Gleichungen werden die Abläufe, die zum Dünnschichtwachstum führen in einzelne atomare Prozesse aufgeschlüsselt und mit jeweils einer sie bestimmenden physikalischen Größe verknüpft. Die wesentliche Prozesse sind: Adsorption, Desorption, Diffusion, Keimbildung, die Keim- und das anschließende Inselwachstum. Nur eine Variation der Oberfläche und der damit verbundenen Oberflächenenergie bzw. Aktivierungsenergien für Adsorption und Diffusion kann erklären, dass an verschiedenen Stellen des Substrates unterschiedliche Strukturen wachsen. Dadurch, dass sowohl Inseln als auch Nanowisker auf mit dünnen Kohlenstofffilmen belegten Oberflächen wachsen, zeigt sich, dass es diese Variationen geben muss. Unsere Experimente zeigten, dass Löcher in der Kohlenstoffschicht als Keimbildungs- und Wachstumsorte genügen.

Für Längenwachstum müssen Metallatome in den bereits gebildeten Keim eingebaut werden. Ohne Durchmesseränderung kann dies aus Symmetriegründen nur an zwei möglichen Einbaustellen geschehen, entweder an der Spitze oder am Fußpunkt des Fadenkristalls. Durch die Defektfreiheit der Kristalle sind andere Stellen nicht denkbar. Der eigentliche Einbaupunkt ist noch nicht experimentell festlegbar und Gegenstand aktueller Untersuchungen. Auch die ablaufenden atomaren Prozesse

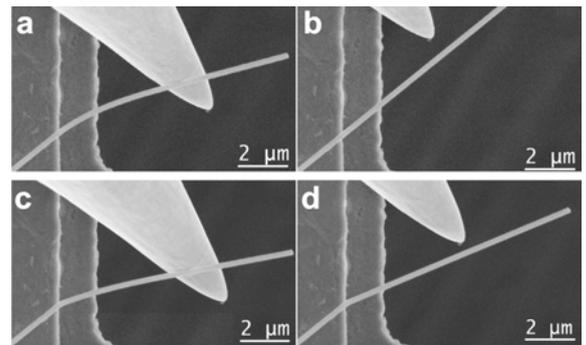


Abb. 6: SEM-Aufnahmen eines Biegezyklus in-situ im SEM durchgeführt. Modifiziert aus [37] und [38].

während des Längenwachstums sind noch nicht bestimmt. Nur eine Aussage kann bereits jetzt für kubisch-flächenzentrierte Metalle getroffen werden: Schraubenversetzungen spielen keine aktive Rolle beim Whiskerwachstum. Durch sekundäre Keimbildung auf den Seitenfacetten wachsen die Fadenkristalle im Durchmesser.

Blaupausen für zukünftige technologische Entwicklungen werden oft in der Natur gesucht und Konzepte von Zellen, Pflanzen oder Tiere kopiert. Jedoch auch in der unbelebten Natur, oft vernachlässigt in dieser Suche, finden sich Objekte und Strukturen, die sich nahe einem idealen Gefügestand befinden. Deshalb ist es, wie in diesem Artikel angerissen, von Nutzen, in alten Probier- und Bergbaubüchern nach Beobachtungen zu forschen.

In dem hier vorgestellten Artikel haben wir, basierend auf einem Rezept aus dem Jahre 1574, eine neuartige Syntheseroute vorgestellt, die es erlaubt, perfekte Fadenkristalle mit Durchmessern im 100 nm-Bereich und Längen von etlichen Dutzend Mikrometern herzustellen. Keine Versetzungen oder Korngrenzen sind in diesen Strukturen nachweisbar, ihre mechanischen Eigenschaften sind außergewöhnlich nahe den theoretischen, vorhergesagten Werten. Durch eine Verallgemeinerung des Herstellungsprozesses und eine geeignete Wahl des vorbeschichteten Substrates lassen sich auch kubisch-raumzentrierte und hexagonal-dichtgepackte Metalle als Fadenkristalle definieren. Im Gegensatz zu herkömmlichen Syntheseroute, z.B. in Flüssigkeiten, sind die Nanowisker bereits auf Oberflächen verankert und freistehend. Aufklären der atomaren Einlagerungsprozesse und die exakte Natur der Keimstelle wird zu einem quantitativen Verständnis des Wachstumsmechanismus führen. Daraus ergibt sich die Chance, diese außergewöhnlichen Strukturen in Zukunft direkt in Anwendungen zu integrieren.

Referenzen:

- [1] Wo. Ostwald: Die Welt der vernachlässigten Dimensionen, Steinkopff Verlag, Dresden Leipzig (1915).
- [2] T. Graham: Philos. Trans. Royal Soc. 151 (1861) 183.
- [3] R. Zsigmondy: Justus Liebig Annalen der Chemie 301 (1898) 29.
- [4] M. Faraday: Philos. Trans. Royal Soc. 147 (1857) 145.
- [5] J. Kunckel: Ars Vitraria Experimentalis, oder Vollkommene Glasmacherkunst. Christoph Guntern, Leipzig (1679).
- [6] J. C. Orschall: Sol Sine Veste oder Dreyßig Experimenta dem Gold seinen Purpur auszuziehen. . . , Koppmayr, Augsburg (1684).
- [7] J. R. Glauber: Dess Teutschlands Wohlfahrt, Johann Jansson, Amsterdam (1656-61).
- [8] A. Cassius: De Extremo Illo Et Perfectissimo Naturae Opificio Ac Principe Terraenorum Sidere Auro. Georgus Wolffus, Hamburg (1685).
- [9] A. Neri: L'Arte Vetraria, Stamperia de'Giunti Florence (1612).
- [10] P. Heinzlerling: Praxis der Naturwissenschaften / Chemie in der Schule 55 (2006) 32.
- [11] D. Barber, I.C. Freestone: Archaeometry 32 (1990) 33.
- [12] D. B. Harden, J.M.C. Toynbee: Archaeologia 97 (1959)

- 179.
- [13] J. Webster: Metallographia or History of Metals, Walter Kettilby, London (1671).
- [14] G. Agricola: De natura fossilium libri X, Chemnitz (1546).
- [15] R. Boyle: The Sceptical Chymist, J. Cadwell, London (1661).
- [16] J. Gerhard: Decas quaestionum physico-chymicarum de metallis, Phillipertii Brunnii, Tübingen (1643).
- [17] L. Ercker: Beschreibung allerfürnemisten Mineralischen Ertztz, unnd Bergwercksarten, wie dieselbigen, unnd eine jede insonderheit, der Natur und Eigenschafft nach, auff alle Metale Probirt ... In fünff Bücher verfast, Georg Schwartz, Prag (1574).
- [18] H. Th. de la Beche: The Geological Observer, Longman, London (1853).
- [19] J. Percy: Metallurgy, John Murray, London (1861).
- [20] A. Liversidge: Chem. News 35 (1877) 68.
- [21] T. A. Readwin: Chem. News 13 (1877) 144.
- [22] T. A. Readwin: Chem. News 13 (1877) 186.
- [23] T. A. Readwin: Chem. News 13 (1877) 195.
- [24] V. Kohlschütter, Eydmann: Justus Liebig Annalen der Chemie 390 (1912) 340.
- [25] A. Beutell: Centralblatt für Mineralogie, Geologie und Paläontologie (1919) 14.
- [26] Wo. Ostwald: Kolloid-Zeitschrift 102 (1943) 35.
- [27] K. Friedrich, A. Leroux: Metallurgie 3 (1906) 361.
- [28] R. Schenk, R. Fricke, G. Brinkmann: Zeitschrift für physikalische Chemie 139 (1928) 32.
- [29] S. S. Brenner: Acta Met. 4 (1956) 62.
- [30] R. H. Doremus, B. Roberts, D. Turnbull (Eds.), Growth and Perfection of Crystals, John Wiley, London (1958) 11.
- [31] F. C. Frank: Dis. Faraday Soc. 5 (1949) 48.
- [32] G. W. Sears: Acta Met. 3 (1955) 367.
- [33] A. J. Melmed, R. Gomer: J. Chem. Phys. 34 (1960) 1802.
- [34] V. Ruth, J. P. Hirth: J. Chem. Phys. 41 (1964) 3139.
- [35] G. Richter, K. Hillerich, D. S. Gianola, R. Mönig, O. Kraft, C. A. Volkert: Nano Lett. 9 (2009) 3048.
- [36] G. Richter: Scripta Mat. 63 (2010) 933.
- [37] M. Schamel, C. Schopf, D. Linsler, S. T. Haag, L. Hofacker, C. Kappel, H. P. Strunk, G. Richter: Int. J. Mat. Res. 102 (2011) 828.
- [38] C. Schopf, M. Schamel, H. P. Strunk, G. Richter: Adv. Eng. Mater. 14 (2012) 975.
- [39] L. Weissmayer: Keimbildung und Wachstum metallischer Whisker, Dissertation Universität Stuttgart (2013).
- [40] M. Jahneke, J. Hafner, M. Krajci: Phys. Rev. B 79 (2009) 224103.
- [41] J. A. Venables: Phil. Mag. 27 (1973) 697.

Material-Technologie & Kristalle für Forschung, Entwicklung und Produktion

- ▲ Kristallzüchtungen von Metallen, Legierungen und Oxiden
- ▲ Kristallpräparation (Formgebung, Polieren und Orientieren)
- ▲ Reinstmaterialien (99,9 – 99,99999 %)
- ▲ Substrate (SrTiO₃, MgO, YSZ, ZnO, Al₂O₃, etc.)
- ▲ Wafer (Si, Ge, ZnTe, GaAs und andere HL)
- ▲ Sputtertargets
- ▲ Optische Materialien (Fenster, Linsen, etc.)
- ▲ Auftragsforschung für Werkstoffe und Kristalle



MaTeck

Im Langenbroich 20
52428 Jülich

Tel.: 02461/9352-0

Fax: 02461/9352-11

eMail: info@mateck.de

Besuchen Sie uns im Internet (inkl. Online-Katalog):
www.mateck.de

32 Über die DGKK

Die Deutsche Gesellschaft für Kristallwachstum und Kristallzüchtung (DGKK) ist eine gemeinnützige Organisation zur Förderung der Forschung, Lehre und Technologie auf dem Gebiet des Kristallwachstums und der Kristallzüchtung. Sie vertritt die Interessen ihrer Mitglieder auf nationaler und internationaler Ebene.

Vorsitzender

Dr. Jochen Friedrich
Fraunhofer IISB
Schottkystraße 10, 91058 Erlangen, Germany
Tel.: +49-9131-761-270
Fax: +49-9131-761-280
E-Mail: jochen.friedrich@iisb.fraunhofer.de

Stellvertretender Vorsitzender

Prof. Dr. Peter Rudolph
Crystal Technology Consulting (CTC)
Helga-Hahnemann-Str. 57, 12529 Schönefeld
Tel.: 03379 / 444 253
E-Mail: rudolph@ctc-berlin.de

Schatzmeister

Prof. Dr. Peter Wellmann
Institut für Werkstoffwissenschaften 6
Universität Erlangen-Nürnberg
Martensstr. 7, 91058 Erlangen
Tel.: 09131 / 85 27635
Fax: 09131 / 85 28495
E-Mail: peter.wellmann@ww.uni-erlangen.de

Schriftführerin

Dr. Christiane Frank-Rotsch
Leibniz-Institut für Kristallzüchtung (IKZ)
Max-Born-Str.2, 12489 Berlin
Tel.: 030 / 6392 3031
Fax: 030 / 6392 3003
E-Mail: christiane.frank-rotsch@ikz-berlin.de

Redaktion und Anzeigen:

Dr. Wolfram Müller
Leibniz-Institut für Kristallzüchtung (IKZ)
Tel.: 030 / 6392 3074
Fax: 030 / 6392 3003

Uwe Rehse
Leibniz-Institut für Kristallzüchtung (IKZ)
Tel.: 030 / 6392 3070
Fax: 030 / 6392 3003
E-Mail: redaktion@dgkk.de

Redaktionsschluss:

31. Juli 2013
ISSN 2193-374X (Druck)
ISSN 2193-3758 (Internet)
Gesetzt mit pdfL^AT_EX.

Nachrichten der DGKK, Stellenangebote, Stellengesuche:

Dr. Christiane Frank-Rotsch
Leibniz-Institut für Kristallzüchtung (IKZ)
Tel.: 030 / 6392 3031
Fax: 030 / 6392 3003
E-Mail: christiane.frank-rotsch@ikz-berlin.de

Anzeigenpreise:

Die Anzeigenpreise gelten pro Anzeige in Abhängigkeit von Größe und beauftragter Anzahl ab 3/2013 für Neukunden und sind Brutto-Preise. Bitte wenden Sie sich bei Interesse an die Redaktion des Mitteilungsblattes.

Die DGKK ist Mitglied der Bundesvereinigung Materialwissenschaft und Werkstofftechnik e.V. (BV MatWerk).

Die DGKK veranstaltet jährlich die Deutsche Kristallzüchtungstagung, gibt zweimal jährlich das DGKK-Mitteilungsblatt heraus und unterhält eine Web-Seite (www.dgkk.de). Die Arbeit der Gesellschaft ist in Arbeitskreisen organisiert.

Beisitzer

Dr. Klaus Dupré
FEE GmbH
Struthstr. 2
55743 Idar-Oberstein
Tel.: 06781 / 21191
Fax: 06781 / 70353
E-Mail: dupre@fee-io.de

Dr. Bernhard Freudenberg
Beratender Ingenieur
Tel.: 0151 466 55 993
Fax: 09561 329 631
E-Mail: bernhard.freudenberg@t-online.de
bernhard.freudenberg@sw-innovations.de

Prof. Dr. Peter Gille
Ludwig-Maximilians-Universität München
Department für Geo- u. Umweltwissenschaften
Sektion Kristallographie
Theresienstr.41
80333 München
Tel.: 089 / 2180-4355
Fax: 089 / 2180-4334
E-Mail: peter.gille@lrz.uni-muenchen.de

Bankverbindung:

Sparkasse Karlsruhe
Kto.-Nr.: 104 306 19
BLZ: 660 501 01
IBAN DE84 6605 0101 0010 4306 19
SWIFT-BIC: KARSDE66

Internetredaktion:

Die Internetredaktion setzt sich gegenwärtig aus der Schriftführerin, der Webmasterin und dem Redaktionsteam des Mitteilungsblattes zusammen.

E-Mail: internet.redaktion@dgkk.de

Sabine Bergmann
Leibniz-Institut für Kristallzüchtung (IKZ)
Tel.: 030 / 6392 3093
Fax: 030 / 6392 3003
E-Mail: webmaster@dgkk.de
WWW: <http://www.dgkk.de>

Mitgliedschaft:

Der Mitgliedsbeitrag kostet zur Zeit im Jahr 20 € und für Studenten ermäßigt 10 €. Beiträge für juristische Personen erhalten Sie auf Anfrage. Das Aufnahmeformular finden Sie auf der letzten Seite in diesem Heft. Sie können sich aber auch über die Internetseite der DGKK online anmelden. Dort finden Sie auch die DGKK Stichwortliste.

Anzahl Anzeigen	DGKK-Mitglieder		Nicht-Mitglieder	
	1/1 Seite	1/2 Seite	1/1 Seite	1/2 Seite
1	288,00 €	135,00 €	320,00 €	150,00 €
4	234,00 €	108,00 €	260,00 €	120,00 €

Arbeitskreise der DGKK

Herstellung und Charakterisierung von Massiven Halbleiterkristallen

Sprecher: Prof. Dr. Peter Wellmann
 Institut für Werkstoffwissenschaften 6, Universität Erlangen-Nürnberg, Martensstr. 7, 91058 Erlangen
 Tel.: 09131 85 27635 Fax: (09131) 85 28495 E-Mail: peter.wellmann@ww.uni-erlangen.de

Intermetallische und oxidische Systeme mit Spin- und Ladungskorrelationen

Sprecher: Dr. Wolfgang Löser
 Leibniz-Institut für Festkörper- und Werkstoffforschung Dresden, Helmholtzstr. 20, 01069 Dresden
 Tel.: (0351) 4659 647 Fax: (0351) 4659 480 E-Mail: w.loeser@ifw-dresden.de

Kristalle für Laser und Nichtlineare Optik

Sprecher: Prof. Dr. Manfred Mühlberg
 Institut für Kristallographie der Universität zu Köln, Greinstr. 6, 50939 Köln
 Tel.: (0221) 470 4420 Fax: (0221) 470 4963 E-Mail: manfred.muehlberg@uni-koeln.de

Epitaxie von III-V-Halbleitern

Sprecher: Prof. Dr. Michael Heuken
 Aixtron AG Aachen, Kaiserstr. 98, 52134 Herzogenrath
 Tel.: (0241) 8909 154 Fax: (0241) 8909 149 E-Mail: m.heuken@aixtron.com

Wachstumskinetik und Nanostrukturen

Sprecher: Dr. Wolfram Müller
 Leibniz-Institut für Kristallzüchtung (IKZ), Max-Born-Str. 2, 12489 Berlin
 Tel.: (030) 6392 3074 Fax: (030) 6392 3003 E-Mail: wolfram.muller@ikz-berlin.de

Industrielle Kristallzüchtung

Sprecher: Dr. Albrecht Seidl
 SCHOTT AG, Corporate Business Development, Technology Center Crystals, Ilmstrasse 8, 07749 Jena
 Tel.: (0151) 16787731 Fax: (03641) 28889278 E-Mail: albrecht.seidl@wackerschott.com

Angewandte Simulation in der Kristallzüchtung

Sprecher: Dr. Lev Kadinski
 Siltronic AG, Johannes-Hess-Straße 24, 84489 Burghausen
 Tel.: (08677) 83 1991 Fax: (08677) 83 7303 E-Mail: lev.kadinski@siltronic.com

Tagungskalender

2013**30. September – 05. Oktober 2013**

17th International Workshop on Bulk Nitride Semiconductor
 (IWBNS-VIII)

Kloster Seeon

Leitung: Dr. Elke Meissner (IISB Erlangen)
<http://www.iwbns2013.iisb.fraunhofer.de/>

16. – 17. Oktober 2013

AK "Herstellung und Charakterisierung von massiven Halbleitern"

Erlangen**4.-5. November 2013**

AK "Industrielle Kristallzüchtung"

Miltenberg

http://www.iisb.fraunhofer.de/de/veranstaltungen_messen/veranstaltungsarchiv/2013/workshop-hochtemperaturwerkstoffe.html

21.-22. November 2013

AK "Wachstumskinetik und Nanostrukturen"

Berlin

<https://www.dgkk.de/kinetikseminar/>

05. – 06. Dezember 2013

AK "Epitaxie von III/V Halbleitern"

Ilmenau

<http://www.tu-ilmenau.de/pv/dgkk2013>

2014**12. – 14. März 2014**

Deutsche Kristallzüchtungstagung (DKT)

Halle/S.

Leitung: Prof. Peter Dold (Fraunhofer Center for Silicon Photo-voltaics)

27. – 31. Mai 2014

EMRS Spring Meeting

Lille

Leitung: Ian W. Boyd (University of Brunel, Uxbridge), Gilles Dennler (IMRA Europe), Roberto M. Faria (University of Sao Paulo), Roberto Fornari (University of Parma), Elvira Fortunato (CENIMAT-I3N, Caparica)

4 Symposia on Crystal Growth in Material Science

<http://www.emrs-strasbourg.com>

15. – 19. Juni 2014

IWCGT-6

Berlin

Leitung: M. Bickermann (IKZ, Berlin), Chung-Wen Lan (National Taiwan University), Peter G. Schunemann (BAE systems, USA)

<http://iwcgt-6.ikz-berlin.de/>

Antrag auf Mitgliedschaft in der DGKK

Ich (Wir) beantrage(n) hiermit die Mitgliedschaft in der Deutschen Gesellschaft für Kristallwachstum und Kristallzüchtung e. V. (DGKK).

Art der Mitgliedschaft: ordentliches Mitglied studentisches Mitglied korporatives Mitglied

Gewünschter Beginn der Mitgliedschaft: _____

Name: _____ **Vorname:** _____

Titel: _____ **Beruf:** _____

Geburtsdatum: _____

Dienstanschrift (Firma, Institut, etc.):

Straße, Haus-Nr. : _____

PLZ: _____ Ort: _____

Telefon: _____ Fax: _____ Email: _____

Privatanschrift :

Straße, Haus-Nr. : _____

PLZ: _____ Ort: _____

Telefon: _____ Fax: _____ Email: _____

Tätigkeit, Erfahrung charakterisieren

über die DGKK – Stichwortliste (Bitte maximal 10 Stichwortnummern angeben!)

--	--	--	--	--	--	--	--	--	--

zusätzlich noch 3 Begriffe (,-getrennt): _____

Einverständnis zur Veröffentlichung der Daten (außer Privatdaten) über die Suchfunktion der DGKK-Homepage (<http://www.dgkk.de>) ja nein

Ort, Datum: **Unterschrift:**

bitte per Post oder Fax an Frau Dr. Christiane Frank-Rotsch (DGKK-Schriftführerin)
 Leibniz-Institut für Kristallzüchtung • Max-Born-Straße 2 • D-12489 Berlin
 Telefax: 030 6392 3003

FURNACE TECHNOLOGY LEADERSHIP



Induction heating

High frequency generators up to 100 kW, 100 kHz - 27,12 MHz. **Medium frequency inverter** up to 1000 kW, 2 - 80 kHz.

Crystal growth system

Production of low defect SiC single crystals for high-performance, high-temperature electronics and optoelectronics. It allows for precisely defined process conditions (temperature, atmosphere) to grow up to 4" 4H and 6H SiC single crystals by physical vapour transport. System includes growth reactor, a high-stability induction heating unit (medium frequency 10 kHz/20 kW), process controller and a PC interface for monitoring and programming. Tmax 2300 °C.

Tube furnace

3 zone vertical tubular furnace for directional solidification of metals under vacuum / protective gas atmosphere e.g. argon and nitrogen. The furnace is mounted on a linear unit and is led above the sample. The furnace is connected with a cooling tube, suitable for liquid metal loading e.g. GaIn. Tmax 1850 °C. Power: appr. 8 kW. Linear unit: 3,6 mm/h to 360 mm/h. Fast cooling: appr. 100 mm/s.



Horizontal zone melting system

for simultaneous purification of 6 Germanium ingots (length 600 mm, diameter 40 mm) in graphite boats. Production of semiconductor materials with a defined purity. Tmax: 1600 °C. Dim. of useful chamber: 6 quartz tubes, inner diameter 100 mm x 700 mm heated length. Max. induction heating power: appr. 50 kW, 25 - 30 kHz. Cleaning speed: 15 - 150 mm/h, back shift in < 2 min. Angle of inclination of the quartz tubes: 0 to 10°. Atmosphere: Nitrogen and Argon / vacuum at normal pressure.



Micro-Crystal growth system

Pulling of single crystalline fibers from the melt under inert gas or air. Fiber dimensions: $\varnothing = 0,2 - 2,0$ mm, $l_{max} = 250$ mm. Up to 5000 mg of starting material is molten in a platinum crucible (for high-melting compounds also Ir-, W-, Mo-crucibles) and crystal is pulled down through a capillary nozzle with a secondary heater around the nozzle.

Power supply:
Primary heater
80 W (max. 500 W),
secondary heater 30 W
(max. 200 W).

Tube furnace

for horizontal crystal growing processes. Resistance heated. Bridgman process and zone-melting under protective gas / vacuum. Adjustable 1 - 200 mm/h. Single or multi zone. Tmax 1750 °C. Alumina, Sapphire or metal tubes.



Special systems according to customer specifications!

Wir schaffen Verbindungen

Anorganika · Organika · Boronsäuren
Fluorchemikalien · Reine und reinste Elemente
Metalle und Legierungen in definierten Formen
und Reinheiten · Seltenerdmetalle, Oxide,
Fluoride für die Kristallzucht · Laborgeräte
aus Platin und Platinlegierungen · Nano-Pulver

**Produkte höchster Qualität.
Kürzeste Lieferzeiten. Exzellenter Service.
Zuverlässige und effiziente Zusammenarbeit.**

