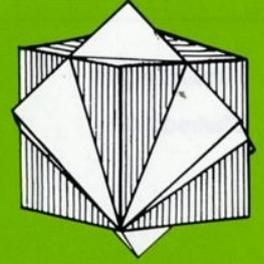
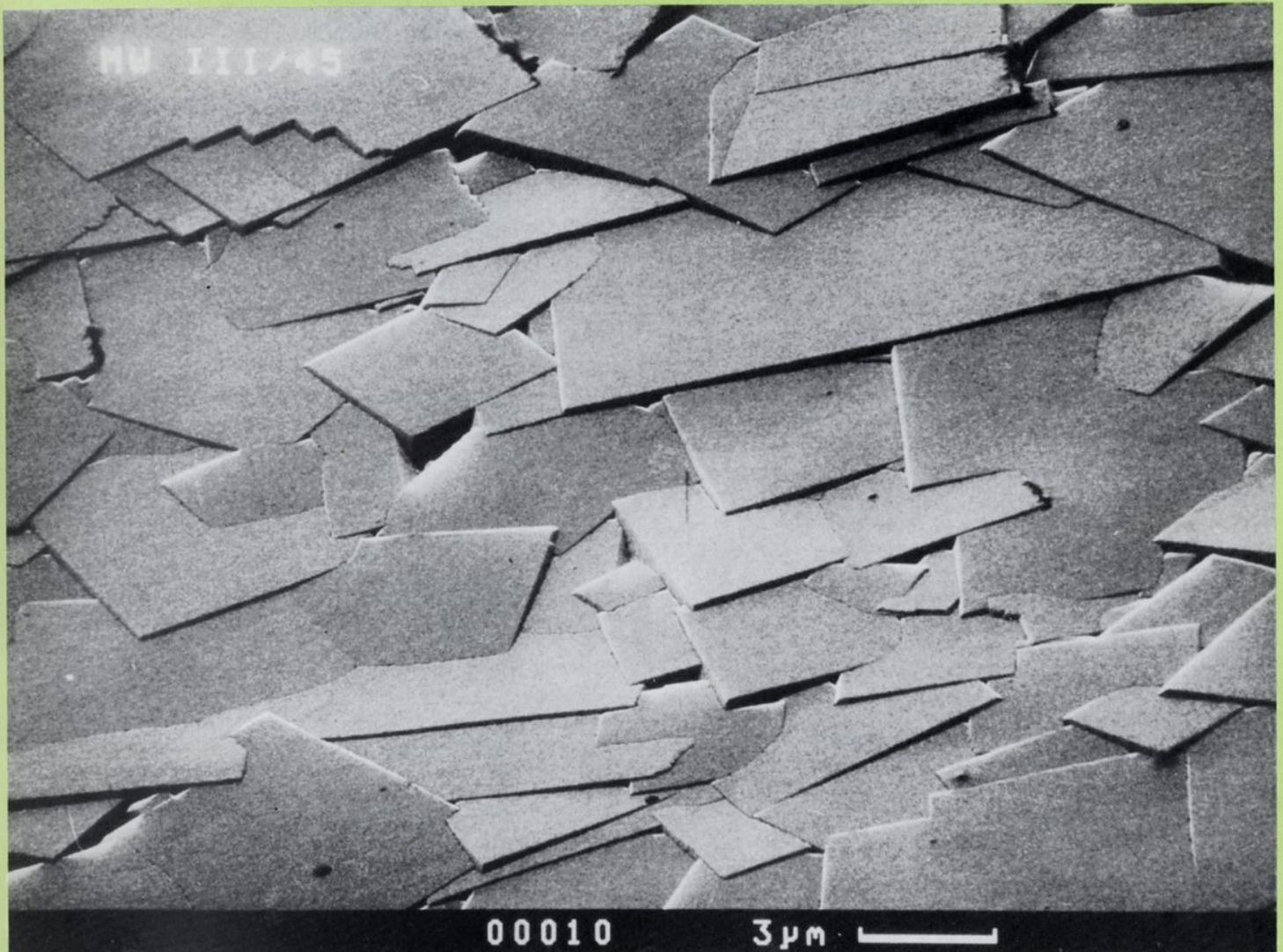


Law



Deutsche Gesellschaft
für Kristallwachstum und
Kristallzucht e. V.

EINGEGANGEN
11. DEZ. 1991



INHALT

Mitteilungen der DGKK	3
Arbeitskreise der DGKK	5
Kristallzucht in Deutschland	6

Übersichtsartikel	19
Mitteilungen anderer Gesellschaften	29
Tagungskalender	30

Redaktion

Chefredakteur	Dr. F. Wallrafen Mineralog. Institut 5300-Bonn 1 Poppelsdorfer Schloß Tel. 0228/73-2961 -2761 Fax -2770
Übersichtsartikel	A. Cröll 0761/2034282
Kristallzüchtung in Deutschland	H. J. Sell 09131/85-7757 Fax -7670
Tagungsberichte	W. Aßmus Tel. 069/798-3144 Fax -8520
Aktivitäten von und für junge Kristallwissenschaftler	C. Sussieck-Fornefeld 06221/56-2806
Stellenangebote und -gesuche Mitteilungen der DGKK	H. Walcher 0761/5159-358 Fax -400
Mitteilungen ausländischer Schwestergesellschaften Tagungskalender	J. Schmitz 0761/5159-270 Fax -400
Bücherecke	R. Diehl 0761/5159-416 Fax -400
Schmunzelecke	R. Diehl
Anzeigenwerbung	G. Müller-Vogt 0721/608-3470

TITELBILD:

REM-Aufnahme einer 120 µm dicken, polykristallinen Diamantschicht, abgeschieden durch Niederdruck-CVD in einem Mikrowellenplasma. Die Schicht hat aufgrund gewollten anisotropen Wachstums eine ausgeprägte 100-Fasertextur.

Fraunhofer-Institut für Angewandte Festkörperphysik
7800 Freiburg

SATZ, DRUCK & WEITERVERARBEITUNG

bollmann druck GmbH
Rudolf-Diesel-Straße 3
8502 Zirndorf bei Nürnberg

Vorstand der DGKK**Vorsitzender**

Prof. Dr. H. Wenzl
Institut für Festkörperforschung der KFA
Postfach 1913
5170 Jülich 1
Tel. 02461/61-6664, Fax 02461/61-3916

Stellvertretender Vorsitzender

Prof. Dr. W. Tolksdorf
Höhenweg 3
6479 Ranstadt
Tel. 06041/50261

Schriftführer

Dr. H. Walcher
Fraunhofer-Institut für
Angewandte Festkörperphysik
Tullastr. 72
7800 Freiburg
Tel. 0761/5159-358, Fax 0761/5159-400

Schatzmeister

Dr. German Müller-Vogt
Kristall- und Materiallabor der
Fakultät für Physik
Kaiserstr. 12
7500 Karlsruhe
Tel. 0721/608-3470, Fax 0721/608-4290

Beisitzer

Dr. W. Aßmus
Physikalisches Institut
der Universität Frankfurt
Postfach 11 19 32
6000 Frankfurt/M. 11
Tel. 069/798-3144, Fax 069/798-8520

Dipl.-Phys. P. Speier
SEL-Forschungszentrum
ZT-FZWO
Lorenzstr. 10
7000 Stuttgart 40
Tel. 0711/821-5837, Fax 0711/821-6355

Dipl.-Geol. F. Strohmeier
PPM Pure Metals GmbH
Am Bahnhof 4
3394 Langelshelm
Tel. 05326/507420

BANKVERBINDUNGEN

Sparkasse Karlsruhe
Kto.-Nr. 104 306 19
BLZ 660 501 01

PSA-Karlsruhe
Kto.-Nr. 2424 17-752
BLZ 660 100 75

Editorial

Liebe Leser,
mittlerweile habe ich als Verantwortlicher für unser DGKK-MB feststellen müssen, daß die Herausgabe der Novemberausgabe mit mehr Problemen für mich verbunden ist als die Maiausgabe. Das liegt sicherlich an der bevorzugten Urlaubszeit im Sommer, den Tagungen im Spätsommer und nicht zuletzt an der im März stattfindenden DGKK-Frühjahrstagung. Deshalb bitte ich, Nachsicht mit der Redaktion zu üben, wenn diese Ausgabe erst im Dezember an Sie versandt wird, insbesondere, weil dieser Ausgabe die Tagungsankündigung für Dresden beiliegt. Wie mir bekannt ist, geben sich die Kollegen in Dresden außerordentlich große Mühe, ein ansprechendes Programm zu präsentieren. Dies können Sie am besten honorieren, wenn Sie sich zur Tagung anmelden und einen wissenschaftlichen Beitrag liefern. Im übrigen ist das „Elb-Florenz“ eine Reise wert.

Ganz besonders bedanken möchte ich mich bei Herrn Dr. Jantz, IAF-Freiburg, der eigens für unser MB einen Artikel nach einem Vortrag auf dem Kolloquium „Herstellung und Eigenschaften von Verbindungshalbleitern“ an der Bergakademie Freiberg verfaßt hat. Diesen ausgezeichneten Artikel möchte ich Ihrer besonderen Aufmerksamkeit empfehlen.

Ein weiterer Hinweis sei mir auf die Anzeige zum Buch „Kristallzüchtung“ von Wilke-Bohm gestattet. Dieses Standardwerk sollte bei keinem Kristallzüchter fehlen. Leider mußte ich feststellen, daß auf mein „Editorial“ im letzten MB keine Reaktion bei mir eingegangen ist. Ich darf Sie nochmals daran erinnern.

Ihr
F. Wallrafen

International Organisation for Crystal Growth

(President: Prof. B. Cockayne, DRA Electronic Division, RSRE Malvern, St. Andrews Road, Malvern, Worcs WR 14 3 PS, UK, Fax: 684 894540)

IOCG CRYSTAL GROWTH AWARDS

(Call for Nominations)

IOCG sponsors 2 triennial prizes: IOCG Frank Prize, present for significant contributions in fundamental aspects of crystal growth and the IOCG Laudise Prize, presented for significant contributions in technological aspects of crystal growth. The next awards will be made at IOCG-10 to be held in San Diego, California, USA, August 16–22, 1992. Nominations for these awards, together with supporting documentations (6 copies) should be sent before December 1991 to the IOCG Awards Committee, Chairman: Prof. B. Cockayne. The members of the Awards Committee are: K.W. Benz (Germany), A.A. Chernov (USSR), H. Komatsu (Japan), K.A. Jackson (USA), D.T.J. Hurlle (UK). The nominations should contain details of the candidates title, position, age, postal adress, Curriculum Vitae, list of publications and a citation which describes his/her work and its relevance to the field of crystal growth. It should be made clear for which prize the submission is being made.

Notizen des Vorsitzenden

Klappers RöTo in Jülich schlägt Brücke zwischen DGK und DGKK. So etwa könnte ein Telegramm über ein wichtiges Ergebnis der Arbeitskreissitzung „Röntgentopographie“ vor kurzem in der KFA Jülich lauten. Die nächste Tagung der RöTo (Tö war ein Druckfehler!) in Jena soll nämlich unter dem gemeinsamen Schirm von DGKK und der Deutschen Gesellschaft für Kristallographie unter der Leitung von Herrn Höche, Halle, und von Herrn Klapper, Bonn, durchgeführt werden. Damit wird sich die vor kurzem neu formierte DGK und unsere Gesellschaft in erwünschter Weise weiter verknüpfen über die bestehenden Doppelmitgliedschaften hinaus. Ganz allgemein sind unsere verschiedenen Arbeitskreise ein äußerst belebendes Element unserer Gesellschaft. Wie die RöTo Tagung in Jülich gezeigt hat, nehmen auch viele Wissenschaftler aus dem östlichen Deutschland an den Sitzungen teil. Aus dem östlichen Deutschland kommen auch wesentliche Anregungen für den Informationsaustausch. So schlägt z.B. Herr Unger aus Leipzig vor, einen erneuten Zusammenschluß der an III-V Halbleitern Interessierten in Fortführung des Verbundes „Galliumarsenid-Elektronik“ zu versuchen. Als Forum bietet sich hier der Arbeitskreis III-V Halbleiter an, zu dessen Sitzungen man gerne nach Erlangen reist, wo Herr Müller und Herr Winnacker hervorragende kleine Tagungen organisieren, bei denen auch das „Siemens-Buffer“ Berühmtheit erlangt hat. Die Forschungslandschaft im östlichen Deutschland befindet sich in einer dramatischen Umgestaltung. Die Sonne beginnt durch die dunklen Wolken und Nebelfetzen allmählich hindurchzuscheinen. In Adlershof wird ein Institut für Kristallzüchtung gegründet, zu dessen Schwerpunkten das FZ-Silizium, III-V Halbleiter und Oxide gehören werden. Eine enge Zusammenarbeit mit Kristallzüchtungsfirmen und Kristallzüchtungsforscherguppen wird entscheidend für den Erfolg des Instituts sein. Die Freiburger Elektronik Werkstoffe GmbH versucht derzeit, das von Wacker-Chemitronic verlassene Segment für GaAs wiederzuerobern. Nachdem auch bei Preussag in Langelsheim die GaAs-Kristallzüchtungsforschung beendet wird, kann man nur hoffen, daß die Freiburger aus den Fehlern der Vergangenheit gelernt haben und es fertigbringen, in die Gewinnzone der Scheibenproduktion vorzustoßen. Derzeit aber droht Unheil durch die Kopplung mit der Si-Kristallzüchtung in überdimensionalen Gebäuden. Ein großer Teil der Finanzierungsmittel für die Kristallzüchtung kommt aus dem BMFT. Da die Forschung anscheinend keinen sehr hohen Stellenwert hat, gab es im BMFT nach der Wiedervereinigung nur unzureichenden Zuwachs der Finanzierungsmittel. Deshalb ist ein extremer Konkurrenzkampf zwischen östlichen und westlichen Forschungsgruppen zu erwarten. Die Unwetter und Blitze im östlichen Bereich bewegen sich derzeit auf die Westhälfte Deutschlands zu. Massive Personalkürzungen in den westlichen Forschungseinrichtungen stehen bevor. Bei den verschiedenen Arbeitskreissitzungen und auch bei der nächsten DGKK-Jahresversammlung in Dresden wird man hierüber zu reden haben. Die DGKK und ihre Arbeitskreise sollten sich aktiv in diese Debatte einschalten und dazu beitragen, daß die Umgestaltung nicht zu einem Scherbenhaufen führt. Ziel sollte es sein, eine Leistungssteigerung der deutschen Kristallzüchtungsforschung und Kristallproduktion zu erreichen.

H. Wenzl

The ideal system for material research laboratories

the unique

and versatile

Crystalox MCGS5

An integrated multi-function system offering facilities for

- ★ Material synthesis
- ★ Alloying
- ★ Melting
- ★ Crystal growth
- ★ Zone refining
- ★ Levitation melting in Cold Crucible and Cold Boat.

Sealed chamber, vacuum and gas handling facilities enable use of oxidising, reducing and inert atmospheres from 2 bar – 10^{-5} mbar.



CRYSTALOX

Crystalox Ltd
 1 Limborough Road, Wantage
 Oxon, OX12 9AJ, UK
 Tel: 0235 770044
 Telex: 838851 Crystl G
 Fax: 0235 770111

Crystalox
 100 Brush Creek Road, Suite 101
 Santa Rosa, CA 95404 2709, USA
 Tel: (707) 539 2508
 Fax: (707) 539 4808

2. Mitteilungen der DGKK

Ab 1. Januar 1992 ergeben sich folgende Änderungen im Vorstand:

Stellvertretender Vorsitzender

Dr. M. Jurisch
IFW Dresden
Helmholtzstraße 20
8027 Dresden
Tel.: 0037/2322 216, Fax 0037/2322 599

Beisitzer

Prof. Dr. J. Bohm
ZOS-Berlin
Rudower Chaussee 6
1199 Berlin-Adlershof
Tel.: 0037/6743 952

3. Arbeitskreise der DGKK

3.1 Arbeitskreis „Oxide“

Am Montag, 16. September 1991, fand an der TU Karlsruhe in der Physikalischen Fakultät ein Treffen des AK-Oxide statt. Die Organisation hatte dankenswerterweise Herr Dr. Müller-Vogt, TU Karlsruhe, übernommen. 14 Teilnehmer waren gekommen. Der Schwerpunkt der Vorträge und Diskussionen lag bei den Phasendiagrammen zur Einkristallzüchtung oxidischer Supraleiter. Herr Dr. Stadermann, FU Berlin, trug über „Untersuchungen zum Kristallwachstum der $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$ Verbindung aus Schmelzlösung vor. Herr Dr. Müller-Vogt, TU Karlsruhe, gab einen Überblick über bisherige Untersuchungen am Phasendiagramm $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-BaO-CuO}$. Herr Dr. Fischer, Physikalisch-Technisches Institut Jena, sprach über das Schmelzverhalten von $\text{BaCuO}_2\text{-CuO}$ -Mischungen und Herr Dr. Karpinski, ETH Zürich, über das Phasendiagramm Y-Ba-Cu-O bei hohen Sauerstoff-Drücken. Aus Zeitgründen stellte Herr Prof. Tolksdorf, Ranstadt, den Vergleich der Epitaxie zwischen ferrimagnetischen und supraleitenden Oxidmaterialien nur ganz kurz vor. Herr Dr. Reiche, Institut für Kristallzüchtung, 1199 Berlin, Rudower Chaussee 6, diskutierte kurz die Herstellung von Substratkristallen aus substituierten Perowskiten.

Anschließend wurden die Aktivitäten über HTC, Diffusion und Atomabsorption des Kristall- und Materiallabors der Fakultät für Physik der TU-Fridericiiana in Karlsruhe besichtigt. Herr Dr. Wolf zeigte die HTC-Arbeiten im Kernforschungszentrum, ITP, Karlsruhe.

W. Tolksdorf

3.2 Arbeitskreis II-VI-Halbleiter

Das erste Diskussionstreffen des Arbeitskreises II-VI Halbleiter fand am 6./7. Juni in Heilbronn statt. Eingeladen hatten Herr Müller-Vogt und Herr Maier von AEG, in deren Räumen die Arbeitsgruppe tagen konnte. Der Schwerpunkt dieses Meetings war auf CdTe gelegt worden unter Berücksichtigung verwandter ternärer Mischkristalle. Die bewußt niedrig gehaltene Zahl von etwa zwanzig Teilnehmern sollte den intensiven Austausch und anregende Diskussionen gewährleisten.

Die Einleitung der ersten Vortragsrunde übernahm M. Salk, der über den aktuellen Stand von Schmelzzüchtungen binärer und ternärer II-VI Halbleiter am Kristallographischen Institut in Freiburg berichtete. Zu erwähnen sind hier Bridgmanzüchtungen von Halogen-dotiertem CdTe. Der spezifische Widerstand

des Materials steigt mit Zugabe von Chlor, Brom oder Jod auf Werte zwischen $5 \cdot 10^8 - 5 \cdot 10^9 \Omega\text{cm}$ an. Ungeeignet zur Herstellung von hochohmigem CdTe ist hingegen Fluor, mit dem sich Widerstandswerte im Bereich undotierten Materials ($10^3 - 10^4 \Omega\text{cm}$) ergeben. Aussagen über den Zuchtungsprozeß werden durch Simulationsrechnungen mit Hilfe der Methode der finiten Differenzen und der finiten Elemente gewonnen. Herr Wenzel von der Crystal GmbH Berlin ging im Anschluß daran auf CdTe-Schmelzzüchtungen mit und ohne Cd-Zusatzquelle ein. Jede Bridgmanzüchtung ohne Zusatzquelle muß unstöchiometrisch sein, da Cadmium abdampft und einen Tellur-Überschuß verursacht. Dieser Tellur-Überhang reichert sich vornehmlich in der Schmelze an und bewirkt so eine Schmelzpunktniedrigung auf 1077°C . Experimente mit Zusatzquelle verhindern das Abdampfen des Cadmiums, und es zeigte sich, daß gleichmäßigere Kristallisation die Folge war. Die Temperatur der Zusatzquelle wurde mit $750^\circ - 850^\circ\text{C}$ angegeben.

Herr Rudolph knüpfte bei diesen Züchtungsergebnissen an und erläuterte, daß als Maß für die Qualität des Materials Transmissionsmessungen ($\lambda = 2.2 \mu\text{m}$) durchgeführt wurden. Hier zeigt sich deutlich, daß Schmelzzüchtungen mit Cd-Gegendruck einen um etwa 2–3 Größenordnungen kleineren Absorptionskoeffizienten aufweisen und daß Verunreinigungsatome in axialer Züchtungsrichtung homogen eingebaut werden. Über den Transmissionsgrad sind damit auch Aussagen über die integrale Dichte der Tellur-Einschlüsse möglich.

Frau Hähnert von der Humboldt Uni Berlin sprach im folgenden über „Züchtung und Realstruktur von CdTe und verwandten Mischkristallen mit Zink und Selen“. Ihr Appell galt vor allem der Angabe des Ätzmittels bei Ermittlung der EPD, da die geläufigen Ätzlösungen zu recht unterschiedlichen Ergebnissen führen. Für gänzlich ungeeignet hält sie die Inoue-Ätze bei der Bestimmung der Ätzgrubendichte, da dieses Mittel ihrer Meinung nach mehr als nur die Ausstoßpunkte von Versetzungen mit der Oberfläche markiert.

Zu dem Thema Zwillingbildung in CdTe bemerkte Frau Hähnert, daß bisher keine Zwillinge senkrecht zur Wachstumsrichtung beobachtet wurden, sondern nur solche mit einem Winkel ungleich neunzig Grad. Die Vortragende schloß mit der Fragestellung, welchen Einfluß der Temperaturgradient der Züchtungsanlage und die Orientierung von Gleitebenen auf die Zwillingbildung besitzen.

Nach einer Kaffeepause referierte Herr Weigel von der Uni Karlsruhe über die „Bestimmung von Verunreinigungen in CdTe und elektrische Eigenschaften“. Quantitative Analysen werden von ihm mit der Flammen-AAS durchgeführt, welche Nachweisgrenzen bis in den sub-ppm Bereich erlaubt. Als Hauptverunreinigungen finden sich vor allem Fe, Cu und Ag. Um eine Steigerung der Reinheit zu erzielen, sollte die Zahl der bei der Präparation durchlaufenen, technischen Prozesse gering gehalten werden. Auf den 2. Teil seines Vortrages eingehend, verwies Herr Weigel auf den bisher noch unklaren Zusammenhang zwischen Defekten und elektrischen Eigenschaften. Als Grundbedingung für die Lösung dieses Problems sieht er die Aufdeckung der chemischen Natur und Struktur der Defekte.

Über „Optisch detektierte magnetische Resonanz“ (ODMR) in CdTe und (Cd,Zn)Te berichtete Herr Meyer von der TU München. Mit dieser Meßmethode gelang es ihm, A-Zentren in Cl-dotiertem CdTe eindeutig zu identifizieren und ein Defektmodell zu erstellen, in dem Chlor als Donator auf Tellur-Plätzen eingebaut wird und mit einer zweifach negativ geladenen Cd-Vakanz einen Akzeptor-Komplex bildet.

Am zweiten Tag des Diskussionstreffens hatten zuerst die Hausherrn das Wort. Herr Bruder von der AEG sprach über Bridgman-Züchtung und Substratcharakterisierung von

$Cd_{1-y}Zn_yTe$ ($y = 0.04$). Dieses Material wird als großflächiges Substrat für die Epitaxie von $Hg_{1-x}Cd_xTe$ -Schichten benötigt. Aus diesem Grund werden Quarzglasampullen mit einem Durchmesser von 65 mm bei stöchiometrischer Einwaage hergestellt. Aus den erhaltenen Züchtungskörpern werden Wafer parallel (111) gesägt. Im Gegensatz zu CdTe weist $Cd_{1-y}Zn_yTe$ eine um eine Größenordnung kleinere EPD (Nakagawa (111)A) von etwa 10^{-4} cm^{-2} auf. Desweiteren geht die mit dem Einbau des Zink beobachtete Erhärtung des Gitters mit einer verminderten Dichte an Zwillingen einher. Da das Material als Substrat für die Epitaxie dienen soll, muß eine hohe Qualität des Wafers gewährleistet sein. Eine Verbesserung in dieser Richtung bringt das Tempern im Cd-Dampf.

Herr Figgemeier berichtete im Anschluß daran über den zweiten Schritt des Produktionsablaufes. Auf den (Cd,Zn)Te-Substraten wird $Hg_{1-x}Cd_xTe$ in vertikaler Tauchtechnik mit Tellurlösung epitaktisch abgeschieden. In der verwendeten Anlage können bis zu vier Scheiben simultan bei einer durchschnittlichen Größe von 2 cm x 3 cm prozessiert werden. Fehler der Epitaxieschicht machen sich bei der weiteren Bearbeitung durch Diodenausfälle bemerkbar. Letztere sind direkt mit sichtbaren Defekten korrelierbar, deren Ursachen auf fehlende Reinheit und Kristalldefekte (Mikrozwillinge, Löcher, Gräben, Tellur-Ausscheidungen) zurückzuführen sind. Da aber auch schlechte Diodeneigenschaften beobachtet werden, die nicht mit sichtbaren Epitaxiedefekten zu erklären sind, wird auf verborgene Materialdefekte geschlossen. Mit Hilfe der Röntgentopographie werden verspannte Bereiche im Kristall erkannt und mit den Diodeneigenschaften verglichen.

In den Bereich elektronenmikroskopischer Untersuchungen an heteroepitaktischen ZnTe- und ZnSe-Schichten führte der Beitrag von Herrn Bauer von der Uni Regensburg. Mit der MOVPE wurde ZnTe auf GaAs und GaSb abgeschieden. Ist die Gitterfehlpassung bei der Epitaxie auf GaAs relativ groß (-7.5%), so werden für GaSb als Substrat Werte von -0.2% erreicht. Folglich wundert es nicht, daß bei röntgenographischen Untersuchungen der ZnTe-Schicht auf GaAs zwei Gitter voneinander unterschieden werden können.

Auf den Vortrag von Herrn Sitter (Uni Linz) mit dem Thema „Hot-Wall-Beam-Epitaxie von CdTe, (Cd,Zn)Te und (Cd,Hg)Te, Herstellung und Charakterisierung“ folgte ein Beitrag über gegenwärtige Fortschritte bei der MBE von II - VI Halbleitern von Herrn Bicknell-Tassius (Uni Würzburg).

In der anschließenden Führung durch die Laborräume gab es Gelegenheit, Ausstattungen und Arbeitstechniken bei AEG kennenzulernen.

Nicht unerwähnt bleiben dürfen Organisation und kulinarisches Ambiente dieser zwei Tage, für welches der AEG herzlichster Dank gebührt. Im Gegensatz zum Kantinenessen mit Einweggeschirr standen Abendessen und Weinprobe. Letztere wurde von seiner Durchlaucht persönlich im Weinkeller seines Schlosses in einem bestechenden Vortragsstil durchgeführt.

Dank des breiten Raumes, der nach jedem Vortrag den Diskussionen eingeräumt wurde, kann dieses Treffen nicht anders als fruchtbar bezeichnet werden. Bleibt nur zu hoffen, daß dieser Arbeitskreis im nächsten Jahr wiederum ein so effizientes Treffen durchführen wird.

R. Schwarz

3.3 Arbeitskreis „Röntgentopographie“

Röntgentopographie - Kolloquium „RöTo 91“

Die Sitzung „RöTo 91“ des Arbeitskreises Röntgentopographie fand am 19. und 20. September 1991 im Institut für Festkörperforschung des Forschungszentrums Jülich statt. Knapp 60 Teilnehmer aus den alten und neuen Bundesländern nahmen an diesem Arbeitstreffen teil. Das Programm umfaßte insge-

samt 18 Vorträge und drei Poster. Das Spektrum der Themen war weit gefächert. Einige Schwerpunkte seien genannt: Erzeugung und Beobachtung zirkular polarisierter Röntgenstrahlung, röntgenographische Linienprofil-Analyse, Orientierungsgesetze in Epitaxiesystemen, Rauigkeit und Dicke dünner Metallschichten, die Charakterisierung von ferroelektrischen Domänen und (Mikro)verzwillingungen sowie von stark verzerrten Superlattices, Gefügeanalyse und Röntgentopographie von HT-Supraleitern, röntgenographische und optische Topographie an GaAs-Kristallen, Zweikristalluntersuchungen an dünnen Schichten, Gammastrahl-Diffraktometrie und Röntgenkurven. Herr Dr. W. Möhling vom Zentralinstitut für Elektronenphysik Berlin hielt einen Übersichts Vortrag „Charakterisierung von Kristalldefekten für die Interpretation von Wachstumsphänomenen“. Die Tagung, die von Herrn Prof. H. Wenzl und seinen Mitarbeitern hervorragend vorbereitet und durchgeführt wurde, war ein voller Erfolg.

In der Abschlußbesprechung wurde über die künftige Struktur des Arbeitskreises nach der Wiedervereinigung und über den Anschluß an die DGKK und die neue Deutsche Gesellschaft für Kristallographie (DGK), die an einer Arbeitsgemeinschaft über Defektcharakterisierung interessiert ist, diskutiert. Es erschien als nicht sinnvoll, in Deutschland zwei getrennte Arbeitskreise zu etablieren. Es wurde beschlossen, daß die „Arbeitsgemeinschaft Realstruktur und Dynamische Interferenztheorie“ der ehemaligen DDR und der „Arbeitskreis Röntgentopographie“ in Zukunft eine Arbeitsgemeinschaft bilden, die sowohl der DGKK als auch der DGK angeschlossen ist. Dies impliziert keineswegs, daß die Mitglieder des Arbeitskreises auch Mitglieder einer der beiden großen Gesellschaften sein müssen. Es wurde auch die Frage nach einem neuen Namen für den Arbeitskreis aufgeworfen, da die „alten“ Namen („AK Röntgentopographie“ und „AG Realstruktur ...“) durch die wissenschaftliche und methodische Entwicklung der letzten Jahre überholt sind. Diese Frage wurde jedoch auf die nächste Sitzung des Arbeitskreises vertagt, die gegen Ende September 1992 in Jena stattfinden wird.

H. Klapper

4. Kristallzüchtung in Deutschland

Kristallzüchtung und Kristallwachstum im Zentralinstitut für Festkörperphysik und Werkstoffforschung Dresden

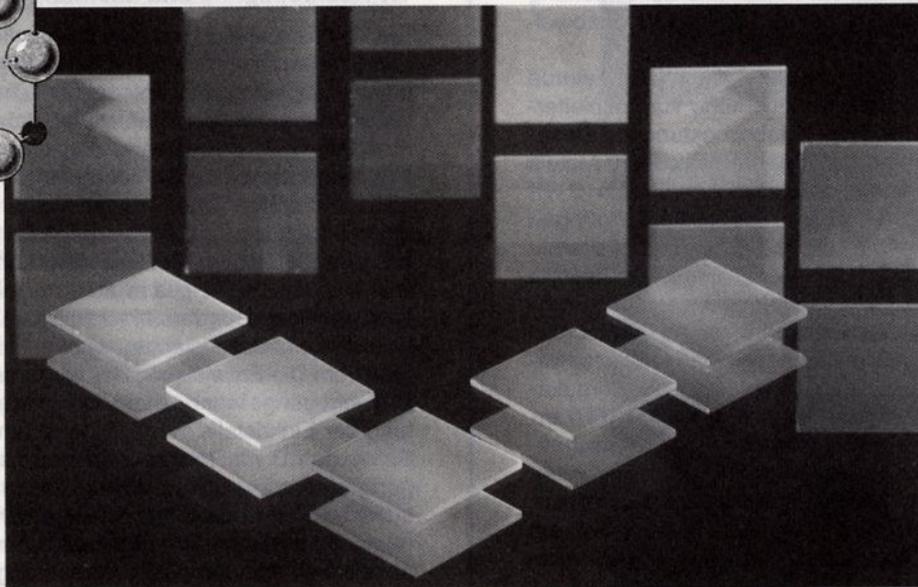
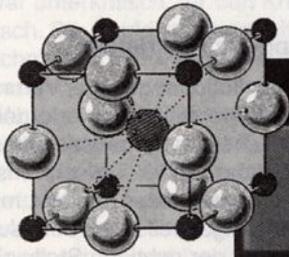
Mit der Aufnahme der Arbeit im Institut für angewandte Physik der Reinstoffe in Dresden im Jahre 1956 wurde die Werkstoffforschung auf den drei Säulen der Darstellung definierter Untersuchungsmaterialien, der physikalischen und chemischen Charakterisierung und der Forschung der Eigenschaften in einem Komplex aufgebaut. In dieser verzahnten Arbeitsweise war jede Säule eigenständiger Forschungsgegenstand und Forschungsdienst zugleich. Diese Arbeitsweise wurde später mit dem Institut in die Arbeit des Zentralinstituts für Festkörperphysik und Werkstoffforschung eingebracht.

Dem Charakter des Instituts entsprechend war die Darstellung insbesondere auf die Erarbeitung von Grundlagen zur Gewinnung hochreiner Metalle, Halbleiter und Verbindungen, deren definierte Dotierung und Einstellung der Stöchiometrie bzw. Stöchiometrieabweichung sowie zur Züchtung von perfekten Einkristallen eingestellt. Mit den wissenschaftlichen Grundlagen wurden gleichzeitig die Methoden und Apparaturen zur reproduzierbaren Darstellung der Materialien für die festkörperphysikalische Forschung geschaffen. Die hochreinen Einkristalle fanden Eingang nicht nur in die Forschung innerhalb des ZFW, sondern auch in die mit dem ZFW eng verbundenen

Strontium titanate single crystals from Akzo: Quality that is binding – in every sense of the word!

The high quality standard of our strontium titanate crystals is not a matter of chance. We have been engaged in researching, developing, manufacturing and refining industrial crystals for 15 years.

With the result that our crystals usually exceed the high requirements made by superconductor technology.



Akzo offers you:
Single crystals, substrates and corresponding components in all technically possible dotations and forms – strontium titanate, magnesium oxide, lanthanum aluminate, neodymium gallate, rutilles and sapphires.

- Our standards:**
- High quality orientation
 - High chemical purity 99.9999%
 - Epi layer polishing (atomic layer)
 - Low EPD (etch pitch density)
 - Each item (wafer) with control and serial number
 - First class service for special orientations and sizes

For more information please call or write:

Akzo International Research GmbH
SCT-Single Crystal Technology

P.O. Box 1121 · D-W 4530 Ibbenbüren · West-Germany
Phone .. 49-54 59-5 0181 · Fax .. 49-54 59-7157
Telex 94 519 (eciibb)



Creating the right chemistry

Hochschulen sowie Akademie-Institute, insbesondere der Tschechoslowakei und der Sowjetunion.

Die Palette der über die Kristallisation aus der Schmelze gezüchteten hochreinen Kristalle umfaßte zunächst einige kubisch flächen-zentrierte Metalle, insbesondere das Aluminium, die Elementhalbleiter Germanium und Silizium und wurde dann konzentriert auf die kubisch raumzentrierten hochschmelzenden Metalle W, Mo, Nb und Ta sowie in geringerem Maße auf die Behandlung der hexagonalen Metalle Zr und Re. Es handelte sich dabei um die Reinheitsgrade, die auch heute noch von hohem Wert für die metallkundliche und metallphysikalische Forschung in Deutschland und darüber hinaus sind. Später wurde die stoffliche Palette erweitert durch intermetallische Phasen wie die A 15-Strukturen V_3Si , Cr_3Si und die Mischkristallreihe $(V_x Cr_{1-x})_3Si$ und die geordneten Strukturen im System Fe-Si. Über die Probleme der Reinstdarstellung und Einkristallzüchtung hinaus wurde hier die Beherrschung der Stöchiometrie und der definierten Stöchiometrieabweichung von entscheidender Bedeutung.

Durch chemischen Transport im offenen System (CVD) wurde die Reinstdarstellung und Einkristallzüchtung von halbleitereinem Silizium einschließlich der Koabscheidung zur Dotierung sowie von Wolfram und Molybdän erschlossen. Mittels chemischer Transportreaktion im geschlossenen System (CTR) wurden und werden Kristalle mit Metall-Halbleiterübergängen in den Systemen V-O, Cu-O, Fe-S, Fe-Co-S, Ru-O, weiterhin in den Systemen Mo-Se, Ti-Si, TiS_2 u.a. mit definierter Stöchiometrie bzw. Stöchiometrieabweichung für die werkstoffkundliche Forschung und für die Werkstoffentwicklung untersucht. Das Zusammenwirken mit Einrichtungen des Hochschulwesens, wie der Technischen Universität Dresden, der Bergakademie Freiberg und der Bergakademie Ostrava (CSFR) ermöglichte die Mitwirkung bei der Ausbildung des wissenschaftlichen Nachwuchses durch Ingenieurpraktika, Diplomarbeiten und Dissertationen. Intensive wissenschaftliche Kontakte wurden gepflegt mit dem Max-Planck-Institut für Metallforschung Stuttgart, dem Institut für Metallphysik der Ukrainischen Akademie der Wissenschaften in Kiew sowie dem Institut für Anorganische Chemie der Akademie der Wissenschaften der UdSSR in Novosibirsk, dem Institut für Physik der Tschechoslowakischen Akademie der Wissenschaften in Prag. Es ist erfreulich festzustellen, daß diese Kontakte die Umstellung der Verhältnisse in Osteuropa überdauert haben und das Zusammenwirken mit den Instituten im westlichen Teil Deutschlands nach der Wende schnell und sehr erfolgreich wieder intensiviert werden konnte.

Mit dem international sich vollziehenden Wandel in den Forschungsgegenständen der Festkörperphysik und Werkstoffforschung wurde das Arbeitsgebiet zielgerichtet auf die Darstellung neuer oxidischer Materialien einerseits und die Gewinnung metastabiler, mikrokristalliner und amorpher Strukturen erweitert. Dazu wurden die Schnellabkühlung und die Gasphasenabscheidung mit physikalischen Methoden in das Programm aufgenommen und über die hier darzustellende Einkristallzüchtung hinaus intensiv bearbeitet.

Die Forschungsschwerpunkte auf den Gebieten Kristallzüchtung und Kristallwachstum waren und sind:

1. Hochreinigung und Züchtung von Einkristallen hochschmelzender Metalle.
2. Züchtung von Einkristallen und Präzisierung der Phasendiagramme intermetallischer Verbindungen.
3. Chemische Transportreaktionen zur Darstellung und Züchtung nichtstöchiometrischer Verbindungen.

1. Hochreinigung und Züchtung von Einkristallen hochschmelzender Metalle

Dieses durch die metallphysikalische Grundlagenforschung zu den Festigkeitseigenschaften der hochschmelzenden kubisch-raumzentrierten Metalle (Schwerpunkt: Molybdän) einschließlich Eisen sowie zu den elektrischen Transporteigenschaften von Niob initiierte Forschungsprogramm umfaßte die folgenden Themenkomplexe:

- Hochreinigung und Züchtung der Einkristalle
- Makro- und Mikroverteilung von Dotanden und Verunreinigungen
- Wechselwirkung zwischen chemischer und physikalischer Perfektion.

1.1 Hochreinigung und Züchtung der Einkristalle

Die Reinstdarstellung bezüglich substitutionell gelöster Verunreinigungen sowie des Gehaltes von Interstitutionellen erfordert einen komplexen, aus unterschiedlichen Verfahrensschritten zusammengesetzten Darstellungsgang. Jeder Teilschritt ist hinsichtlich des erreichbaren Reinigungseffektes und evtl. mit ihm verbundener neuer Verunreinigungsquellen zu untersuchen und in den Darstellungsgang an der richtigen Stelle zu integrieren. Vakuumschmelz- und Wärmebehandlungsverfahren garantieren hohe Reinigungswirkungen und das einkristalline Wachstum. Sie bilden aber nur einen Schwerpunkt und versagen insbesondere hinsichtlich von chemisch und physikalisch dem Hauptelement verwandten hochschmelzenden Metallen. Die Entwicklung der vorgenannten komplexen Darstellungsgänge war deshalb von vornherein eng mit der Züchtung der Einkristalle durch Zonenschmelztechnik verbunden. So wurde z.B. für Reinstniob an den Anfang des Darstellungsganges eine zweistufige flüssig-flüssig Extraktion gestellt, um zunächst Tantal, dann die anderen hochschmelzenden Verunreinigungen abzureichern. Über chemische Zwischenstufen erwies sich die thermische Zersetzung von Niobpentachlorid zur Aufrechterhaltung und weiteren Optimierung der Reinheit als besonders geeigneter Reduktionsschritt zu metallischem Niob, da hierbei sofort die für das Zonenschmelzen benötigten Stäbe gewonnen werden konnten. Beim Zonenfloaten, das als Elektronenzonenschmelzen ausgeführt wurde, mußte darauf geachtet werden, daß keine erneute Verunreinigung mit hochschmelzenden Elementen, z.B. durch Verdampfen aus dem Elektronenstrahlsystem möglich war. Da der aus der Zonenschmelze über Impfkristalle nach mehrfachem Zonendurchgang gewonnene orientierte Einkristall noch einen zu hohen Gasgehalt hatte, war eine zusätzliche Glühung selbst nach Schmelzen im Ultrahochvakuum notwendig. Die Glühbehandlung wurde nach einer Dekarburierung bei 10^{-4} Torr Sauerstoff-Partialdruck im Ultrahochvakuum kurz unterhalb des Schmelzpunktes des Niob durchgeführt. Für bestimmte Anwendungsaufgaben war es notwendig zwischen Einkristallzüchtung und Glühbehandlung noch eine Formgebung durch elektrolytisches Polieren einzubauen.

Für Wolfram, als Metall mit dem höchsten Schmelzpunkt, war es relativ einfach, Einkristalle mit höchstem Restwiderstandsverhältnis $r = R(300\text{ K})/R(0\text{ K}) \geq 5 \times 10^5$ zu erreichen. Für Molybdän und Niob war es jedoch notwendig, für Reinheiten, charakterisiert durch das Restwiderstandsverhältnis von $\geq 2,5 \times 10^5$ bzw. bei 10^5 , das volle Methodenspektrum, wie oben geschildert, einzusetzen. Der Erfolg der Arbeiten war an die methodische Entwicklung und den Einsatz der Spurenanalytik gebunden.

1.2 Makro- und Mikroverteilung von Dotanden und Verunreinigungen

Bereits frühzeitig wurde erkannt, daß beim vertikalen tiegelfreien Zonenschmelzen ohne Drehung des Keimkristalles oder Einsatzmaterials in Abhängigkeit von der Zonenlänge qualitativ unterschiedliche Verteilungstypen von Dotanden und Verunreinigungen auftreten.

Unterhalb einer gut definierten kritischen Zonenlänge werden kernförmige radiale Inhomogenitäten der Dotierungsverteilung, oberhalb axiale streifenförmige Inhomogenitäten beobachtet. Als charakteristisches Beispiel hierfür sind in Abb. 1a–c Autoradiogramme von Längsschnitten durch Molybdän-Einkristalle, die mit radioaktivem Wolfram dotiert waren, wiedergegeben. Die Zonenlänge für den Kristall im oberen Teilbild war unterkritisch, für den Kristall im mittleren Teilbild überkritisch. Die Äquidistanzstreifen in Abb. 1b sind für das Zonenschmelzen in der Nähe der kritischen Zonenlänge kennzeichnend.

Wurde zunächst (erfolglos) versucht, den Wechsel der Dotierungsverteilung mit der Zonenlänge als einen Übergang eines stationären in einen instationären Zustand einer schwerkraftgetriebenen Konvektion zu deuten, wurde ab 1978 herausgearbeitet, daß die thermokapillare Konvektion beim tiegelfreien Zonenschmelzen hochschmelzender Metalle gegenüber der schwerkraftgetriebenen dominiert ($Bo_{dyn} < 1$). Hierzu dienen Experimente zum Einfluß der Zonenschmelzrichtung relativ zur Schwerkraft, der Zonengeschwindigkeit und des Zonendurchmessers auf die Dotierungsverteilung. Sie wurden durch zweidimensionale Modellierungen der Konvektion in Schmelzonen und der resultierenden Dotierungsverteilung im Kristall für verschiedene Gruppen von Grashof- und Marangoni-Zahlen ergänzt.

Ferner wurde nachgewiesen, daß eine durch Rotation des Keimkristalles oder durch elektromagnetische Zonenheizung erzwungene Konvektion die natürliche Konvektion in der Schmelzzone in charakteristischer Weise quantitativ oder qualitativ verändern kann. Verursacht durch eine azimutale, auch durch sorgfältiges Justieren der Elektronenstrahlquelle bisher nicht vermeidbare Asymmetrie der Elektronendichteverteilung, erwiesen sich auch kompliziertere Mehrwirbelkonfigurationen als stabil.

Mit den skizzierten Untersuchungen konnte schließlich schlüssig bewiesen werden, daß die streifenförmigen Inhomogenitäten in den hochschmelzenden Metall-Einkristallen die Folge des Instabilwerdens einer thermokapillaren Mehrwirbelkonfiguration sind.

In einer weiteren Etappe wurden die Verteilungsuntersuchungen durch Messungen der Oberflächentemperatur an ruhenden und bewegten Zonen in Abhängigkeit von der Zonenlänge ergänzt. Abschätzungen der kritischen Marangoni-Zahlen wurden vorgenommen.

Wie aus der in Abb. 2 gezeigten Folge von Oberflächentemperaturmessungen für zunehmende Schmelzleistung (anwachsende Zonenlänge und damit Schmelzüberhitzung) zu erkennen ist, setzt analog zu den an Modellschmelzen mit $Pr > 1$ vor allem von SCHWABE und Mitarbeitern mitgeteilten Ergebnissen die zeitabhängige Konvektion als einmodig oszillatorische Konvektion ein. Sie wird durch die Existenz äquidistanter Dotierungsstreifen in ohne Drehung gezüchteten Molybdän-Einkristallen bestätigt (Abb. 1b). Die Frequenz dieser Oszillationen liegt in der gleichen Größenordnung wie die für Flüssigkeiten mit $Pr > 1$, ihre Amplituden sind dagegen um 1 bis 2 Größenordnungen kleiner. Die kritische Marangonizahl beträgt für die Änderung von der stationären zur oszillatorischen thermokapillaren Konvektion für $A = 1 \text{ Ma}^c \approx 10^3$. Sie steigt mit zunehmendem Verhältnis Zonenlänge/Zonendurchmesser an (Abb. 3). Das Ergebnis ist mit diesbezüglichen experimentel-

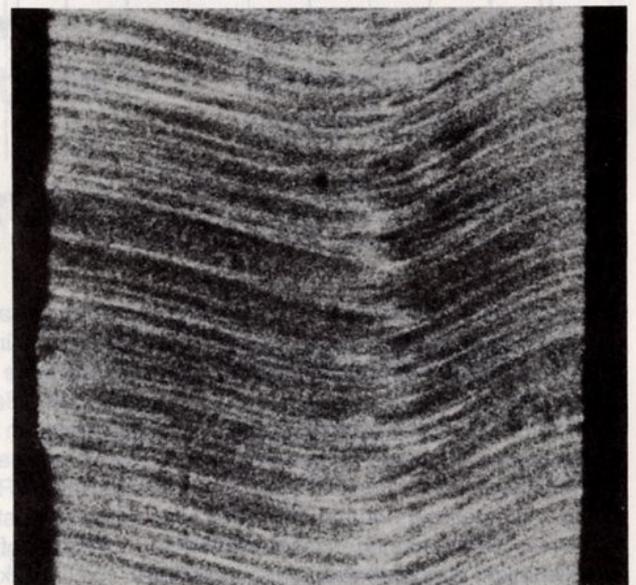
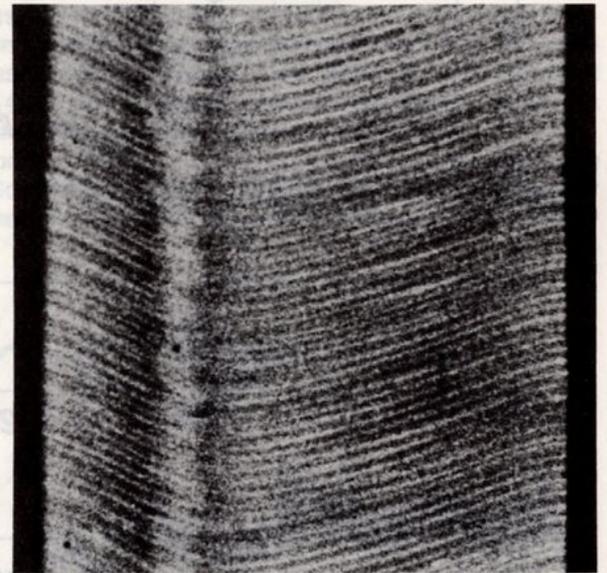
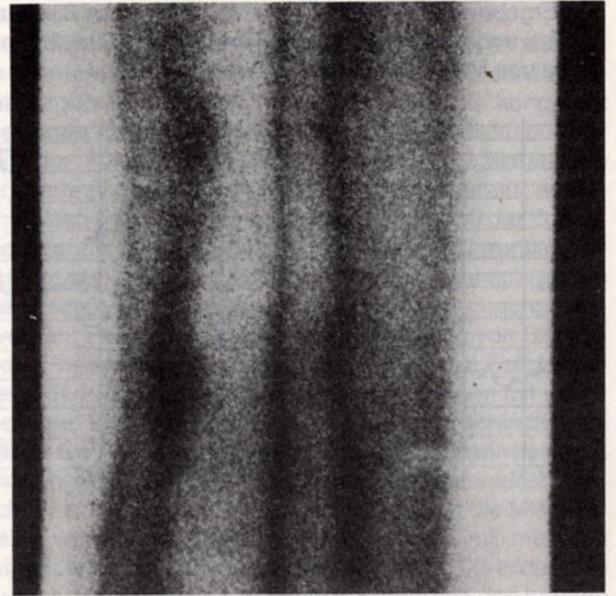


Abb. 1: Autoradiographien der Wolframverteilung in Längsschnitten von mit radioaktivem Wolfram dotierten zonengeschmolzenen Molybdänkristallen: a) Zonenlänge unterkritisch, c) Zonenlänge überkritisch für Konvektionsinstabilität, b) Übergangsbereich mit oszillatorischer Konvektion

len Ergebnissen von BENZ und Mitarbeitern an Silizium kompatibel und wird durch die dreidimensionale Simulationsrechnung von MÜLLER und Mitarbeitern gestützt.

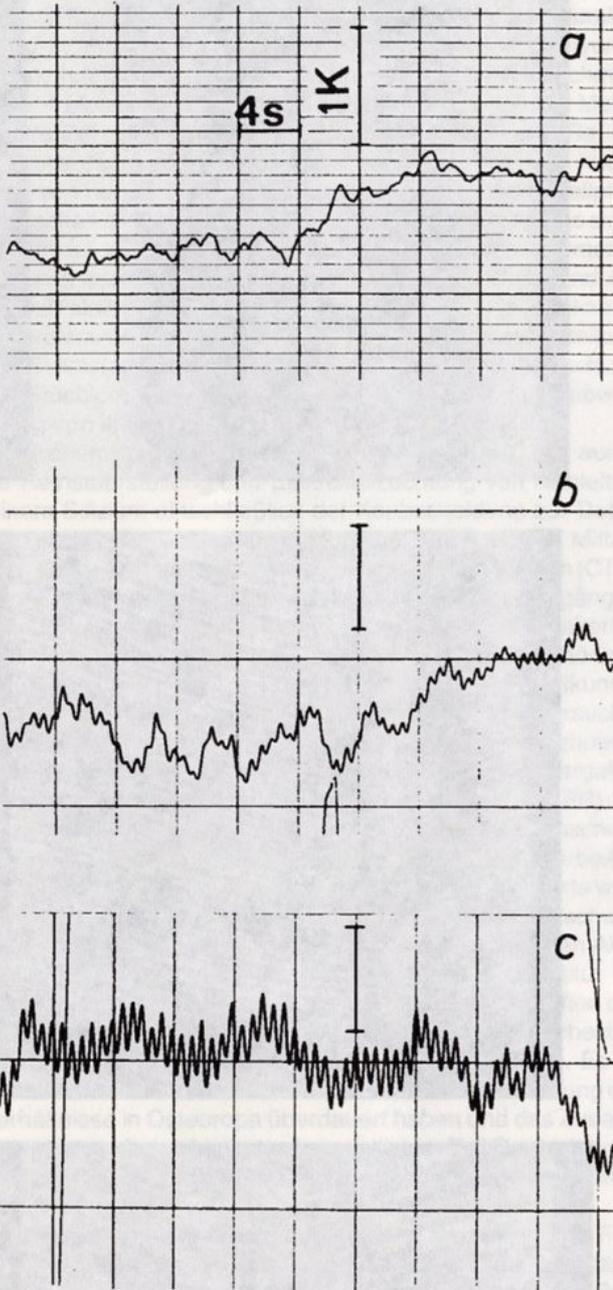


Abb. 2: Oberflächentemperatur als Funktion der Zeit bei der Züchtung von Molybdäneinkristallen durch Elektronenstrahlzonenschmelzen. Von a) bis c) nimmt die Zonenüberhitzung und damit die Zonenlänge zu.

Ungeklärt ist, welchen Einfluß die von der Form eines geraden Kreiszylinders abweichende Zonenform, die Existenz gekrümmter Phasengrenzflächen und die azimutale Asymmetrie der Heizleistungsverteilung auf diesen Übergang haben. Die im vorangegangenen Abschnitt skizzierten experimentellen und theoretischen Untersuchungen erfolgen in enger Kooperation mit dem Rechenzentrum der Lettischen Staatsuniversität Riga. Für die Darstellung homogener reiner und dotierter Kristalle hatten die Untersuchungen insofern Bedeutung, als die offensichtlich nicht vermeidbaren Inhomogenitäten im Hinblick auf die vorgesehene Anwendung der Kristalle bewertet und die Züchtungsverfahren entsprechend ausgerichtet werden konnten, wobei nachfolgende Diffusionsglühbehandlungen einzu beziehen waren.

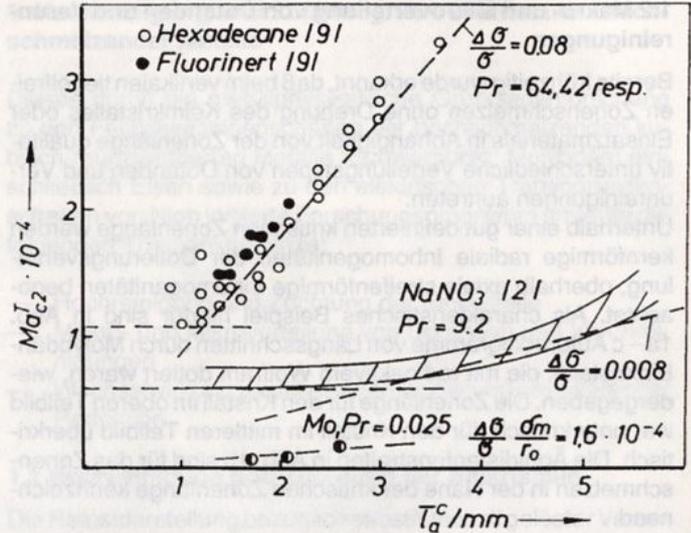


Abb. 3: Kritische Marangoni-Zahlen für den Übergang von stationärer zu oszillatorischer Konvektion für Schmelzen unterschiedlicher Prandtl-Zahlen.

1.3 Wechselwirkung zwischen chemischer und physikalischer Perfektion

Ein weiterer Forschungsschwerpunkt, der vor allem in enger Kooperation mit dem Institut für Metallphysik der Ukrainischen Akademie der Wissenschaften in Kiew bearbeitet wurde, befaßte sich mit dem Zusammenhang zwischen der physikalischen Perfektion der hochschmelzenden Metall-Einkristalle und der Dotierungsverteilung innerhalb des Homogenitätsbereiches der Mischkristalle. Nachgewiesen wurde, daß kein einfacher Zusammenhang zwischen der mittleren Dotierungskonzentration und der Dichte und Verteilung von eingewachsenen Versetzungen besteht, wenn die Konzentration der Dotierungselemente einen gewissen kritischen Wert überschreitet. Streifenförmige Inhomogenitäten und zelluläre Dotierungsverteilungen mit charakteristischen Linearabmessungen unterhalb 100 µm haben nur einen geringen Einfluß auf die Versetzungsdichte und den mittleren Desorientierungswinkel der Substruktur. Mit wachsender mittlerer Konzentration wird eine Verschlechterung der physikalischen Perfektion gefunden. Dem gegenüber ergeben die oben diskutierten radialen, kernförmigen Inhomogenitäten eine stark inhomogene Substruktur, falls die mittlere Dotierungskonzentration einen kritischen Wert überschreitet.

2. Züchtung von Einkristallen und Präzisierung der Phasendiagramme intermetallischer Verbindungen

Die Untersuchungen zu intermetallischen Phasen und Ordnungsstrukturen erfolgten in Zusammenarbeit mit der Technischen Universität Dresden und Einrichtungen der Akademie der Wissenschaft der Ukraine in Kiew. Sie dienen der Klärung von Fragen der Supraleitfähigkeit und der mechanischen Eigenschaften. Schwerpunkte bildeten:

- A 15-Phasen: V_3Si , Cr_3Si und $(V_xCr_{1-x})_3Si$
- System Eisen-Silizium

2.1 A 15-Phasen

Aufbauend auf den beim Zonenfloaten der hochschmelzenden Metalle gewonnenen Erfahrungen wurde die Reinigung und Einkristallzüchtung der intermetallischen A 15-Phasen V_3Si , Cr_3Si und $(V_xCr_{1-x})_3Si$ durch tiegfrees Zonenschmelzen durchgeführt. Dabei waren drei Problemkreise vertieft zu behandeln: die Reinstdarstellung und die Beherrschung der Zusammensetzung hinsichtlich der Hauptkomponenten, die Präzisierung der Phasendiagramme und Beherrschung der

Stöchiometrie, die Züchtung homogener und möglichst defektfreier Kristalle.

Die hohe Reinigungswirkung des tiegelfreien Zonenschmelzens, an den hochschmelzenden Metallen mit Erfolg erprobt, beruht vorrangig auf dem Verdampfen von Verunreinigungen mit gegenüber dem des Basismetalls höheren Dampfdruck beim Schmelzen im Vakuum. Bezüglich der obigen A 15-Phasen war das Vakuumschmelzen nur für V_3Si anwendbar. Cr_3Si und die Mischkristallreihe mußten wegen des hohen Dampfdrucks von Cr unter Schutzgas induktiv zonengeschmolzen werden. Aber auch das Schmelzen im Schutzgas brachte Probleme bei der Einstellung einer definierten Sollkonzentration infolge der auf Veränderung in der Schmelzföhrung stark reagierenden Verdampfungen von Cr und Silizium durch über Restsauerstoff erfolgende Bildung von Siliziummonoxid. In Anbetracht der starken Abhängigkeit der physikalischen Eigenschaften von Stöchiometrieabweichungen war die Einstellung der Konzentration nur durch intensive Untersuchung des Verdampfungsverhaltens und die Gewährleistung eines äußerst stationären Schmelzbetriebes zu erreichen. Dessen ungeachtet mußte festgestellt werden, daß die Konzentration von oberflächennahen Bereichen von der des Volumens abwich und im Extremfall sogar Instabilitäten der Wachstumsfront in oberflächennahen Bereichen auftraten.

Als Ausgangsmaterial wurden pulvermetallurgisch aus hochreinen Metallen hergestellte Stäbe eingesetzt, wobei die Mahlverfahren in Richtung auf eine Minimierung des Abriebes und damit der Verunreinigung der Stäbe optimiert werden mußten. Für V_3Si wurde ein neuartiges silikothermisches Verfahren entwickelt. Der Einfluß der Schmelz- und Rohstoffbedingun-

gen auf die Reinheit wird in Tabelle 1 ausgewiesen.

Während für Cr_3Si Klarheit darüber bestand, daß es sich um eine kongruent schmelzende Verbindung handelt, stellten die Literaturergebnisse V_3Si einerseits ebenfalls als kongruent schmelzende andererseits als sich peritektisch bildende Verbindung dar. Für die Mischkristallreihe bestand Unklarheit, ob Extremwerte in der Solidus- oder Liquidustemperatur auftreten. In beiden Fällen konnte die Leistungsfähigkeit der Zonenschmelztechnik selbst in Verbindung mit der Differentialthermoanalyse zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen für die Präzisierung der Schmelzgleichgewichte nachgewiesen werden. Es wurde dazu die Längsverteilung von Silizium bzw. die Phasengemische in den Zellgräben von Zellstrukturen nach dem Zonenschmelzen von Verbindungen mit unterschiedlicher Siliziumkonzentration bzw. unterschiedlichem Verhältnis Cr:V bestimmt. Die Ergebnisse wiesen die beiden A 15-Phasen als kongruent, jedoch unterstöchiometrisch (bezüglich Si) schmelzende Verbindungen aus. Für die Mischkristallreihe wurde eine lückenlose Mischbarkeit mit monoton ansteigenden Schmelztemperaturen gefunden. Die in der Literatur vertretene peritektische Bildung wird durch den starken Einfluß von Stickstoff vorgetäuscht, da dieser bereits bei geringsten Gehalten infolge seines kleinen Verteilungskoeffizienten zu einer mehrphasigen Kristallisation führt. Das V-Si-N-Phasendiagramm wurde in der Nähe von V_3Si präzisiert (Abb. 4). In der Mischkristallreihe ist der starke Einfluß des Stickstoffs bis zu $x = 0,4$ feststellbar.

Die von der Stöchiometrie abweichende Zusammensetzung des Schmelzpunktmaximums verhinderte den Einsatz der Zonenschmelzverteilung für die konsequente Annäherung der

CRYSTAL

• Kristallpräparation

Orientieren, Sägen
Polieren
II-VI Substrate
IV-VI Substrate
Hoch-Tc Substrate
Keimkristalle
Sputtertargets
Planoptik
(Prismen, Fenster, Filter, ...)

• Einkristalle

THM
Bridgman
II-VI
IV-VI
Metalle

Herstellung und
Vertrieb von
Reinstoffen,
Einkristallen
und Planoptik

• Reinstoffe

Zn, Cd, Hg
Sn, Pb
Se, Te
Mn
und deren binäre und
ternäre Verbindungen

CRYSTAL GmbH

Ostendstraße 1-14 O-1160 Berlin

Tel. (00372) 63 83 29 63

Fax (00372) 63 83 36 96

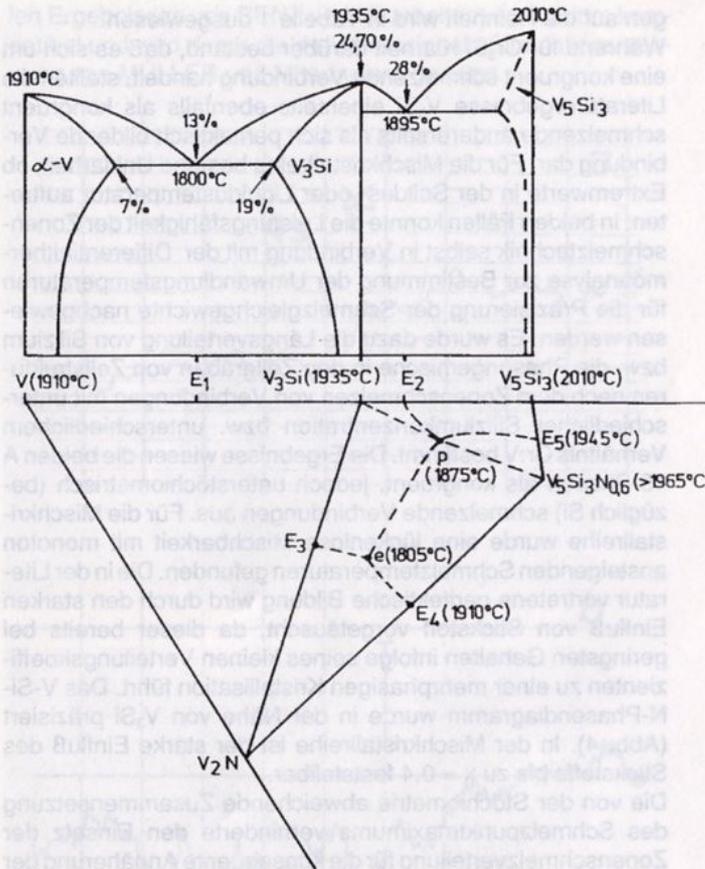


Abb. 4: Präzisiertes Phasendiagramm des Systems V-Si-N in der Umgebung von V₃Si.

Konzentration an die stöchiometrische Zusammensetzung, da der wirksame Verteilungskoeffizient mit der Zusammensetzung des Schmelzpunktmaximums zu bilden ist.

Eine den Anforderungen genügende chemisch-analytische Bestimmung des Siliziumgehaltes einerseits und des Verhältnisses von V:Cr im Mischkristall andererseits war nicht möglich. Es wurde deshalb auf die Bestimmung des Widerstandsverhältnisses bzw. des reduzierten Widerstandsverhältnisses und der Gitterkonstanten, gemessen mit der Kosseltechnik, zurückgegriffen. Damit konnte nach Eichung eine Präzision der Siliziumbestimmung auf 0,05 at % (Widerstandsverhältnis) bzw. 0,1 at % (Gitterkonstante) erreicht werden. Aus den Gitterkonstanten wurden Röntgendiffraktionen für verschiedene Punktdefektmodelle in ihrer Abhängigkeit von der Stöchiometrieabweichung ermittelt. Der Vergleich dieser theoretischen Dichten mit den Ergebnissen von Präzisionsdichtebestimmungen brachte den Nachweis, daß für V₃Si bei Vanadiumüberschuß ein Leerstellenmodell, bei Siliziumüberschuß ein Ersetzungsmodell zur Anwendung zu bringen ist. Für Cr₃Si ist in jedem Fall die Stöchiometrieabweichung durch Antisiteanordnung realisiert. Die unterschiedlichen Modelle für V₃Si erklären den unterschiedlichen Anstieg der Abhängigkeiten der Gitterkonstante und des Widerstandsverhältnisses von der Stöchiometrieabweichung (Abb. 5). Leider reicht die Präzision der

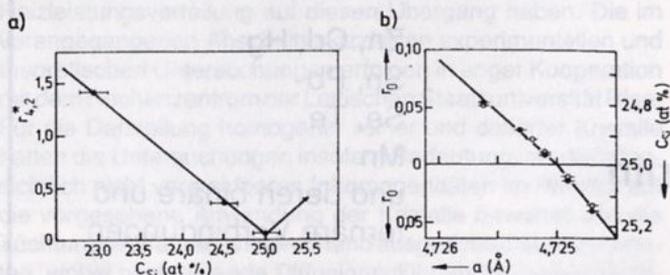


Abb. 5: Abhängigkeit der Widerstandsverhältnisse von der Siliziumkonzentration für Cr₃Si (a) und V₃Si (b).

Dichtebestimmung für die Mischkristalle nicht aus, um die Natur der Punktfehler zu bestimmen und damit die interessante Frage aufzuklären, wie die unterschiedlichen Modelle für V₃Si in das einheitliche Ersetzungsmodell für Cr₃Si übergehen. Die Makro- und Mikroverteilung des Siliziums und von Verunreinigungen wiesen alle die Defekte auf, die beim Zonenschmelzen der hochschmelzenden Metalle beobachtet und beschrieben wurden. Zusätzlich war festzustellen, daß infolge der geringen Homogenitätsbereiche die Inhomogenitäten oft mit der Bildung zweiter Phasen bzw. eutektischer Phasenmischungen verbunden waren (Abb. 6).

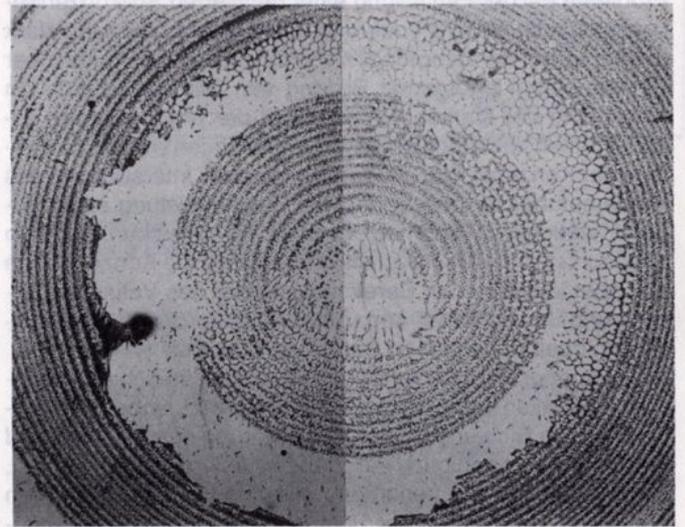


Abb. 6: Schlißbild eines Querschnitts durch einen V₃Si-Kristall mit teilweiser Ausbildung von Zellularstruktur in Rotationsstreifen.

Die Versetzungssubstruktur wies in Kristallen, die ohne thermische Störungen gezüchtet worden waren, Subkorgrenzen auf, die bevorzugt in <100> und <110>-Richtungen ausgerichtet waren. Die Versetzungsdichte lag bei 10⁵ cm⁻². Für Cr₃Si wurde eine Abhängigkeit der Versetzungsdichte und der Größe der Subkörner von der Stöchiometrieabweichung gemäß Abb. 7 festgestellt. Frühere Untersuchungen hatten an V₃Si gerade die gegensätzliche Abhängigkeit ergeben. Während

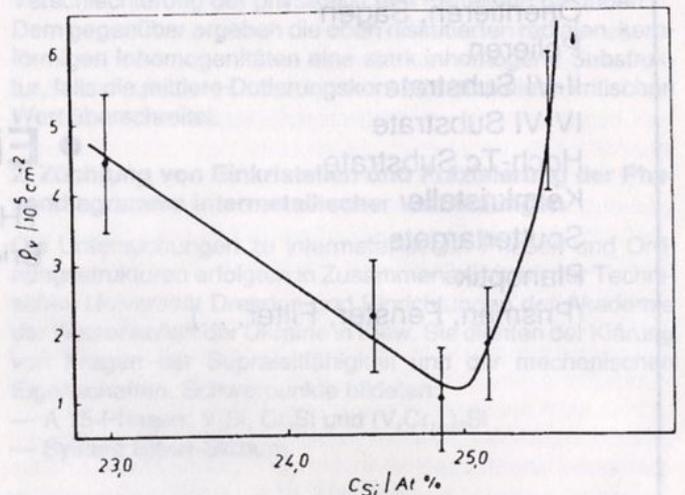


Abb. 7: Abhängigkeit der Versetzungsdichte von der Stöchiometrieabweichung in Cr₃Si.

man im Falle des Cr₃Si davon ausgehen konnte, daß konstitutionell bedingte Spannungen die funktionelle Abhängigkeit bedingen, bleiben die Gründe für die Abhängigkeit beim V₃Si offen. Möglicherweise sind thermoelastische Spannungen, die im Ziehprozeß selbst ihre Ursache haben, dafür verantwortlich zu machen. Beim Auftreten von zellularen Strukturen wird eine starke Erhöhung der Versetzungsdichte beobachtet.

2.2 System Eisen-Silizium

Die Züchtung von Einkristallen zur Untersuchung der mechanischen Eigenschaften, der Ordnungs- und Defektstruktur umfaßt den Konzentrationsbereich von 9 – 25 at % Si. Für die Züchtung wird die Bridgman-Methode verwendet. Hauptarbeitsrichtung ist die Feststellung der Züchtungsbedingungen für homogene Einkristalle, wobei wiederum physikalische Methoden zur Präzisionsbestimmung des Siliziumgehaltes angewandt werden. Es handelt sich in diesem Falle um Thermokraftmessungen sowie die Gitterkonstanten-Bestimmungen mit der Auleyner-Methodik. Eine weitere Untersuchungsrichtung beschäftigt sich mit der Konzentrationsverteilung bei instabilen Erstarrungsflächen und deren Auswirkung auf die Ausbildung von Ordnungsphasen. So konnte z.B. in den interdendritischen Räumen eine Konzentrationsanreicherung an Silizium festgestellt werden, die zur Ausbildung von DO₃-Ordnungsphasen bei mittleren Konzentrationen führt, die die Existenz derartiger Phasen verbieten (Abb. 8).

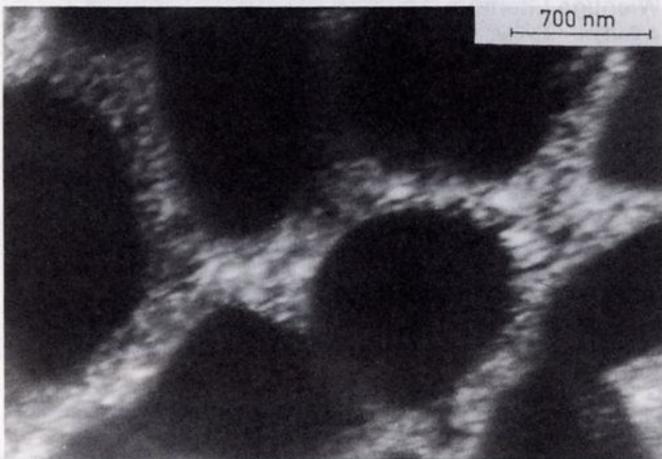


Abb. 8: TEM-Aufnahme eines Fe-Si (5,5 at %) mit Ordnungsstruktur DO₃ in den interdendritischen Gebieten.

Chemische Transportreaktionen zur Darstellung und Züchtung nichtstöchiometrischer Verbindungen

Übergangsmetalloxide, -chalkogenide und -pniktide werden als funktionelle Komponenten in Keramiken oder Verbunden (z.B. Pasten) angewendet. Oft existieren mehrere Phasen aus den gleichen Elementen. Viele haben Homogenitätsgebiete, in denen sich elektrische oder magnetische Eigenschaften drastisch ändern.

Als physikalisch-chemische Grundlage wurde dafür ein erweitertes Modell verknüpfter Gleichgewichtsräume entwickelt, das in breitem Maße als Richtschnur zur gezielten Synthese von Einkristallen wie auch Schichten dienen kann. Dabei wird berücksichtigt, daß eine mehrkomponentige Phase AB_x mit einem gasförmigen „Transportmittel“, z.B. Br₂, im allgemeinen so reagieren kann, daß im Gleichgewichtsfall die Komponenten A:B in der Gasphase und der zurückbleibenden festen Phase (oder Phasengemisch) in unterschiedlichem Konzentrationsverhältnis vorliegen (inkongruente Reaktion). In einem solchen Fall führt der chemische Transport i.a. zu Kristallen, die sich in der chemischen Zusammensetzung oder Phasenzusammensetzung vom Ausgangszustand unterscheiden. Eine thermodynamische Vorausberechnung ist möglich, wenn man einen stationären Transport annimmt.

Die Abb. 9 zeigt am Beispiel der Abscheidung von Mo₂S₃, daß je nach Wahl der Synthesebedingungen Kristalle unterschiedlicher Phasen wachsen (Pfeilrichtung von Ausgangsbodenkörper zu Kristallzusammensetzung). Die Darstellung von lg p (S₂) (d.h. der Aktivität von S) macht deutlich, daß im monova-

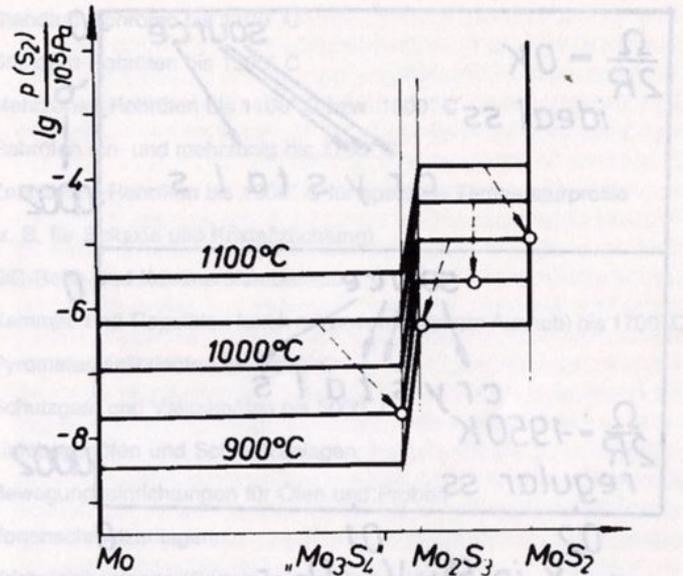


Abb. 9: Darstellung des Transportverhaltens im System Mo-S (Transportmittel Br₂) anhand des Phasendiagramms.

rianten Bereich bei gegebener Ausgangstemperatur T₂ der thermodynamische Zustand unverändert bestehen bleibt, wenn eine Phase anderer Zusammensetzung abgeschieden wird, also eine bevorzugte Bedingung für homogene Kristalle vorliegt.

In vielen Fällen werden Bedingungen gefunden, wo so Kristalle nahe der Phasengrenzzusammensetzung, d.h. minimaler bzw. maximaler Stöchiometrieabweichung erhalten werden können, die sich dementsprechend in den elektrischen und magnetischen Eigenschaften unterscheiden:

(Beispiele: mit TeCl₄ erhält man VO_{2,00} aus V₂O₅ + VO₂ bei T > 1100 K und VO_{1,994} aus V₈O₁₅ + VO_{1,994} bei T < 1000 K mit ρ(298) = 100 Ωcm bzw. 5 · 10⁻² Ωcm; SnO_{2,x} erhält man aus SnO₂ mit I₂+S₂ mit ρ ≈ 150 Ωcm, x ≈ 0 und mit NH₄Cl ρ ≈ 3 Ωcm, x ≈ 0,004).

Beispiele ternärer Systeme sind supraleitende Chevrelphasen (Mo₆Se₈, M_xMo_{6-y}S₈) oder feste Lösungen vom Typ M_yM_{1-y}O_{2-x} (Abb. 10). In Abb. 11 wird gezeigt, wie die thermodynamischen

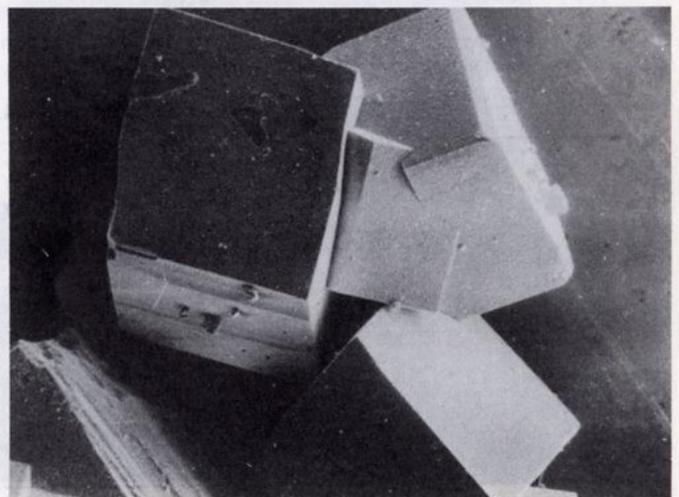


Abb. 10: Durch chemischen Transport hergestellte Cu_{2,Mo}₆S₈-Einkristalle (Transportmittel Br₂, Kantenlänge bis 1,5 mm).

Eigenschaften (hier: Wechselwirkungsparameter der regulären Lösung Ω) die Anreicherung von V beim chemischen Transport von Ru_xV_{1-x}O₂ beeinflusst. Die Experimente entsprechen dem Fall der regulären Lösung, dies wird durch eine Erhöhung der Phasenumwandlungstemperatur in den Kristallen belegt.

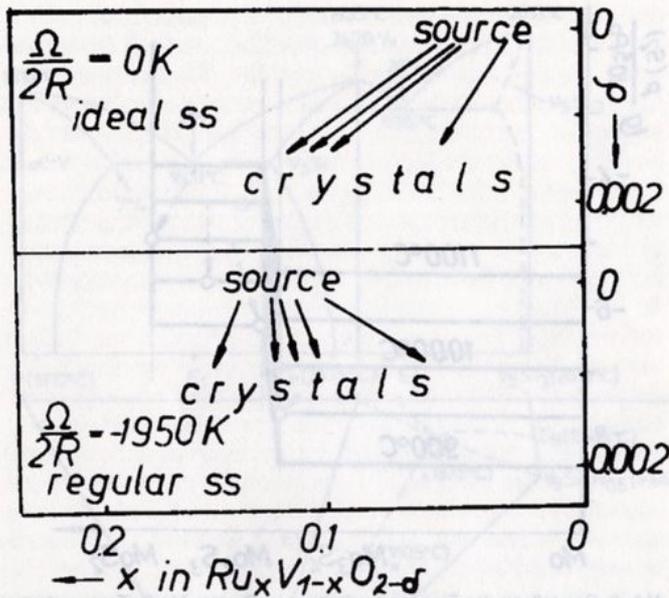


Abb 11: Berechnetes Transportverhalten einer festen Lösung $Ru_xV_{1-x}O_{2-d}$ mit $TeCl_4$ als Transportmittel für die Fälle einer idealen und einer regulären Mischphase.

Gegenwärtig dienen Untersuchungen an reinen und hochdotierten Einkristallen von In_2O_3 und SnO_2 sowie an daraus hergestellten Pulvern zur Aufklärung von Volumen- und Oberflächenbeiträgen zur Leitfähigkeit dieser als funktionelle Keramiken/Sensoren eingesetzten Materialien.

Detaillierte Untersuchungen werden zum Stofftransport zwischen den angenommenen Gleichgewichtszuständen vorgenommen. Schon 1978 wurde von OPPERMANN et al. am Beispiel der Kristallisation von Ge in Gegenwart von Iod unter Mikrogravitation zweifelsfrei nachgewiesen, daß der chemische Transport unter konvektionsfreien Bedingungen ausschließlich durch Diffusionsvorgänge bewirkt wird. Gegenwärtig richtet sich das Interesse auf die Wirkung verstärkter Konvektion auf das inkongruente Transportverhältnis und auf den Einfluß unterschiedlicher Transportkoeffizienten für die Komponentenanreicherung.

Tab. 1: Verunreinigungsgehalt in V_3Si - und Cr_3Si nach Zonenschmelzen im Vakuum bzw. Schutzgas unter Verwendung unterschiedlicher Rohstäbe

	$V_3Si^{1)}$	$V_3Si^{2)}$	$V_3Si^{3)}$	Cr_3Si
Bi	1,5	< 1,0	0,7	< 0,4
Pb	< 2	< 1,9	< 2	< 0,7
W	1,3	1,0	14	1,4
Ta	1,5	0,1	0,3	0,21
Mo	< 1,2	2,4	19	1,1
Nb	12	1,0	0,8	6,0
Zn	24	0,6	1,1	2,9
Cu	0,8	0,6	0,6	0,5
Ni	0,6	2,9	0,5	2,7
Co	0,2	1,0	< 0,5	0,8
Fe	3,1	33	2,1	230
Mn	< 0,5	0,07	< 0,6	0,6
Dr	18	190	12	-
V	-	-	-	6,0
Ti	7,5	63	33	0,9
Si	-	-	-	-
Al	3	2,7	< 0,5	n.a.
	< 80	< 300	< 90	< 260
O	100	150	200	50
N	30	100	30	30

n.a. = nicht analysiert

- 1) Vakuum-zonengeschmolzen aus Sintermaterial
- 2) Schutzgas-zonengeschmolzen aus Sintermaterial
- 3) Vakuum-zonengeschmolzen aus silikothermischen Material

Tab. 2: Angewandte thermodynamische Untersuchungsmethoden

Methode	Meßgröße	Ergebnis	Beispiele
Barometrisch (Bourdon-Manometer)	$p_g(T,x)$	$\mu(T,x)$	Co-O, Mo-S, Mo-Te
Thermogravimetrie mit definierter Gasatmosphäre	$m(T,x,\mu)$	$\mu(T,x)$ μ -T-x-Diagramm	Mo-Mn-O, Sn-Ta-O, Y-Ba-Cu-O
isopiestic Methode	$p_c(T,x)/p^0$	$a_c(T,x)$	$Pb_xMo_6S_y, MoSe$
Festelektrolyt-coulometrie	$E(T,x), \int i dt$	$\mu(T,x)$	$UO_x, YBaCuO$

Um die Prozesse der Gasphasenabscheidung durch CTR wie durch CVD im offenen System beschreiben zu können, sind möglichst zuverlässige Informationen über die thermodynamischen Eigenschaften der gasförmigen Spezies wie der untersuchten Festkörper erforderlich. Dafür steht eine Auswahl experimenteller Methoden zur Verfügung. Die Tabelle 1 enthält darüber hinaus einige Beispiele für durchgeführte Untersuchungen.

Wichtige Literatur:

J. Barthel, K.H. Berthel, C. Fischer u.a. Fizika metalov i metalovedenie 35 (1973) 921 ff
 J. Barthel, K.H. Berthel, G. Ehrlich u.a. Probleme der Festkörperphysik und Werkstofforschung (in russisch) Izd. „Nauka“, Moskau 1976, S. 369 ff
 J. Barthel, K. Eichler, M. Jurisch, W. Löser Kristall und Technik 14 (1978) 637
 J. Barthel, R. Göbel, M. Jurisch D.E. Ovsienko u.a. J. Crystal Growth 52 (1981) 369
 M. Jurisch, W. Löser J. Crystal Growth 102 (1990) 214
 M. Jurisch J. Crystal Growth 102 (1990) 223
 M. Jurisch Intermetallische Phasen, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig, 1977, S. 65
 G. Behr, M. Jurisch, J. Barthel Proceedings ECCG 3, Budapest 1991 (im Druck)
 E. Wolf, H. Oppermann, G. Krabbes, W. Reichelt in E. Kaldis ed. Current Topics in Materials Science, vol. 1, p. 697, North Holland Publ. Comp. Amsterdam, 1978
 H. Oppermann, I.V. Barnim in Yu. Osipyan, L. Regel (ed.) Sakyut-6-soyuz Material Sciences and Technology, Nauka Publ. Moscow 1985 p. 29, in Russ.
 G. Krabbes, H. Oppermann, E. Wolf J. Crystal Growth 64, 353 (1983)
 G. Krabbes Advanced Solid State Chemistry, Mater. Science Monographs 60 (1989), Elsevier Amsterdam, Oxford, New York, Tokyo, p. 83 ed. by M. Frumar, V. Cerny, L. Tichy
 G. Krabbes, W. Bieger, K.-H. Sommer, E. Wolf J. Crystal Growth 110 (1991) 433

5. Tagungsberichte

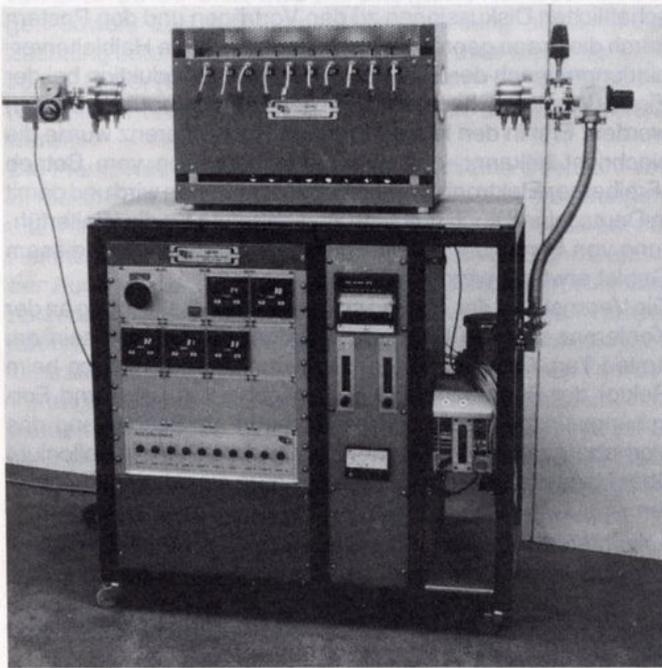
5.1 Kolloquium „Herstellung und Eigenschaften von Verbindungshalbleitern“ in Freiberg/Sachsen, Juni 1991

An der Bergakademie findet seit 1947 alljährlich der Berg- und Hüttenmännische Tag als internationale wissenschaftliche Konferenz statt. Schwerpunkte der Tagungen sind montanistische und werkstoffliche Themen.

Das Konzept der Konferenz geht davon aus, daß keine Einzeldisziplin konsensfähige Programme für die Lösung der technologischen Probleme unserer Zeit erbringen kann. Aus dieser Sicht orientiert sich das Programm des Berg- und Hüttenmännischen Tages traditionell an der komplexen Behandlung aktueller technischer Fragen sowie auf den wissenschaftlichen Kontakt zwischen den Fachdisziplinen und sucht damit im vereinten Deutschland sein unverwechselbares Profil zu bewahren.

Das Programm des 42. BHT stand unter dem Motto „Umweltschutz, Werkstoffe, Energie“ und enthielt 14 zeitlich parallel ablaufende Vortragsreihen.

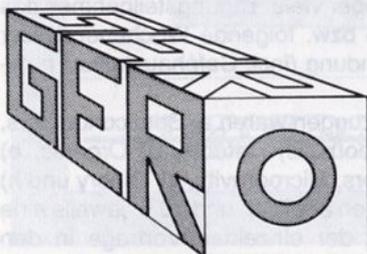
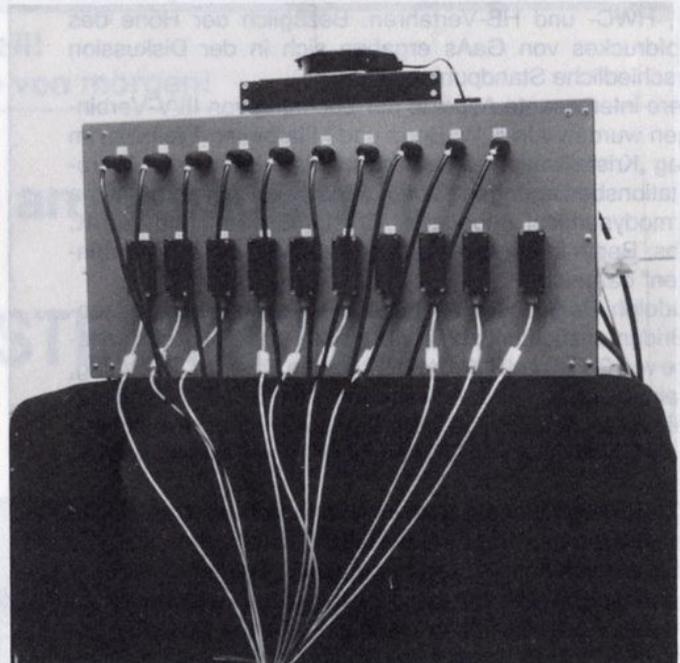
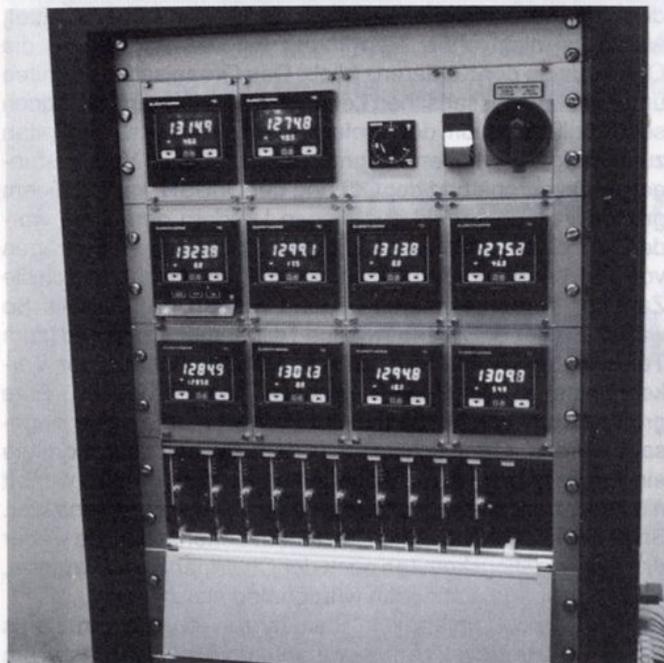
- Hochtemperaturöfen
- Anlagen zur thermischen Materialbehandlung und Kristallzüchtung



Zehnzonenrohröfen bis 1300° C bzw. bis 1500° C

Lieferprogramm:

- Standard-Rohröfen bis 1100° C
- Standard-Rohröfen bis 1300° C
- Mehrzonen-Rohröfen bis 1100° C bzw. 1300° C
- Rohröfen ein- und mehrzonig bis 1700° C
- Zehnzonen-Rohröfen bis 1300° C für spezielle Temperaturprofile (z. B. für Epitaxie und Kristallzüchtung)
- SiC-Rohr- und Kammeröfen bis 1500° C
- Kammer- und Tiegelöfen (auch mit pneumatischem Aushub) bis 1700° C
- Pyrometer Kalibrieöfen bis 2300° C
- Schutzgas- und Vakuumöfen bis 3000° C
- Lichtbogenöfen und Schmelzanlagen
- Bewegungseinrichtungen für Öfen und Proben
- Zonenschmelzanlagen
- Kristallziehanlagen (Bridgman und Czochralski)
- Wärmerohr (heat pipes)
- Sonderöfen- und Anlagenbau
- Sämtliche Temperatur- und Motorregleinheiten
- X-Y-Schreiber (Ein- und Mehrkanal, auch mit Nullpunktunterdrückung)
- Diamantdrahtsägen zur Kristallpräparation
- Laboröfen unter oxidierender Atmosphäre bis 2000° C
- Wassergekühlte Edelstahlflansche
- TPM Temperaturprofileeinrichtung
- Mikrowellen-Plasmaanlagen



GERO Hochtemperaturöfen GmbH
 Monbachstraße 7
 D-7531 Neuhausen
 Tel. 0 72 34 / 61 36
 Telefax 0 72 34 / 53 79
 Telex 7 83 309 gero d

Das Kolloquium 11 „Herstellung und Eigenschaften von Verbindungshalbleitern“ besuchten ca. 150 Teilnehmer mit 18 Vorträgen und 32 Postern.

Die Vorträge und Poster befaßten sich mit den Werkstoffen, den Methoden zur Untersuchung der Halbleitereigenschaften und mit den Herstellungsverfahren.

Am ausführlichsten wurden Galliumarsenid und seine Mischkristalle behandelt. H.S. Rupprecht, Freiburg wies in seinem Beitrag „GaAs - ein Eckpfeiler der Informationstechnologie“ die Gründe dafür aus. Die III/V-Verbindungen zeichnen sich durch vielfältige Wahlmöglichkeiten ihrer elektronischen und optoelektronischen Eigenschaften aus. Unter ihnen ist die Mischkristallreihe GaAs-AlAs das wohl attraktivste Materialsystem für Bauelemente mit ultrahohen Arbeitsgeschwindigkeiten. Es wurden die Möglichkeiten künstlich strukturierter neuartiger Materialien, die Bedeutung der fortschrittlichen Prozeßtechniken MBE und MOCVD sowie der Trend zur Beherrschung von Bandbreiten über 100 GHz behandelt. Auf der Grundlage dieser Entwicklungen wurde von Rupprecht der Informationstechnologie eine „höchst spannende Zukunft“ vorhergesagt. In den Beiträgen von A. Winnacker, Erlangen „Zur Verteilung des tiefen Kompensators Fe in semi-isolierendem InP“, G. Müller, Erlangen „Herstellung und Eigenschaften von semi-isolierendem InP“, J.-M. Spaeth, Paderborn „Antisite-Defekte in III-V-Halbleitern“ wurde die ansteigende Bedeutung von halbisolierenden III/V-Materialien sowie auch die Probleme bei deren Herstellung und Untersuchung sichtbar. K. Unger, Leipzig, ging der Frage nach, welche optischen Eigenschaften sich ergeben, wenn III/V-Halbleiterkristalle mit Ionen bestrahlt und anschließend getempert werden.

Der Vortrag von H. Wenzl, Jülich, „Stöchiometrie Probleme bei der Kristallzucht von Verbindungshalbleitern“ behandelte in eindrucksvoller Weise experimentelle und theoretische Untersuchungsergebnisse zu den Phasenbeziehungen im System Ga-As und In-P im Hinblick auf die Kristallzucht mit dem LEC-, HWC- und HB-Verfahren. Bezüglich der Höhe des Dampfdruckes von GaAs ergaben sich in der Diskussion unterschiedliche Standpunkte.

Weitere interessante Aspekte der Züchtung von III/V-Verbindungen wurden von K.W. Benz und Mitarbeiter, Freiburg, im Beitrag „Kristallisation elektronischer Materialien unter Mikrogravitationsbedingungen“, von F. Moravec, Prag zum Thema „Thermodynamical Aspects of Crystal Growth“ und von K. Jacobs, Berlin in seinem Vortrag „MOCVD von III/V-Verbindungen“ dargelegt.

P. Rudolph, Berlin, berichtete über die „Vertikale und horizontale Bridgmanzüchtung mit Zusatzquelle und IR-Extinktionsanalyse von CdTe und R.A. Stein, Erlangen, über die „Züchtung, Charakterisierung und Anwendung von SiC-Einkristallen“. Dabei wurde deutlich, daß die technologischen Kenntnisse über die Darstellung von SiC bereits ein hohes Niveau erreicht haben.

U. Wiese, Burghausen, zeigte in seinem Vortrag „Chemische Wechselwirkungen in der GaAs-LEC-Kristallzucht“, daß die Herstellung von semi-isolierendem GaAs für den IC-Anwendungsbereich in den letzten Jahren große Fortschritte gemacht hat. Wesentlich dafür war die drastische Qualitätssteigerung aller Roh-, Hilfs- und Betriebsstoffe. Die GaAs-Kristallzucht ist ein Multikomponentensystem mit komplexen Wechselwirkungen, die quantitativ verstanden werden müssen, wenn man die reproduzierbare Massenherstellung beherrschen will. Die Veranstalter beteiligten sich mit Beiträgen von K. Hein zur „Modellierung der thermischen Bedingungen beim GF-Prozeß“ und von W. Siegel über „Inhomogenitäten in dotiertem Bridgman-GaAs und undotierten LEC-GaAs“.

Das Programm enthielt weitere interessante Vorträge über die Zink-Diffusion von InP (E. Novak, Leipzig), und über Röntgen-topografie mit Synchrotronstrahlung (Tuomi, Helsinki).

Die umfangreiche Poster-Präsentation, deren Referierung den Rahmen dieses Berichts sprengen würde, behandelte ebenfalls als Schwerpunkt die III-V-Verbindungen und darüber hinaus apparative und methodische Aspekte, Probleme der Sicherheit bei der Verwendung von Spezialgasen in der Halbleitertechnik sowie Fragen der Qualitätskontrolle von Halbleiterwerkstoffen.

Die Atmosphäre der Veranstaltung wurde neben den wissenschaftlichen Diskussionen zu den Vorträgen und den Postern durch die Frage geprägt, welche Bedeutung die Halbleiterverbindungen nach der Einstellung der GaAs-Produktion bei der Firma Wacker Chemitronik in der Bundesrepublik spielen werden. Erst in den letzten Stunden der Konferenz wurde die Nachricht bekannt, daß die GaAs-Produktion vom Betrieb „Freiberger Elektronikwerkstoffe“ übernommen wird und damit in Deutschland auch günstige Bedingungen für die Weiterführung von Forschungs- und Entwicklungsarbeiten auf diesem Gebiet erwartet werden können.

Die Veranstalter der Tagung sollten die rege Beteiligung an der Konferenz und am Rahmenprogramm (Beisammensein am ersten Tag, Orgelkonzert im Freiberger Dom, Empfang beim Rektor der Bergakademie, Besichtigung von Lehr- und Forschungseinrichtungen der Hochschule) als Bestätigung des Vorhabens, in angemessener Zeit wieder zu einem Kolloquium über Halbleiterwerkstoffe nach Freiberg einzuladen, betrachten.

F. Buhrig, M. John

5.2 3rd European Conference on Crystal Growth, Budapest, 5.-10.5.1991

Nach langer Pause fand in Budapest wieder eine europäische Kristallzüchterkonferenz (ECCG-3) statt. Leider wurde die Konferenz durch den plötzlichen Unfalltod des Vorsitzenden des Organisationskomitees Prof. E. Lendvay überschattet, was auch nicht ohne Auswirkung auf den Ablauf und die Organisation der Konferenz blieb. Das Organisationskomitee unter der kommissarischen Leitung von T. Kormany tat jedoch sein Möglichstes, um der Konferenz trotz aller Schwierigkeiten zum Erfolg zu verhelfen. Aufgrund der politischen Veränderungen in Osteuropa und der Öffnung der UdSSR war mit einem großen Teilnehmerfeld aus diesen Ländern gerechnet worden, mit einem entsprechend großen Interesse an Beiträgen von dort. Leider wurden diese Erwartungen, die auch durch die Zahl der Voranmeldungen genährt wurden, nicht erfüllt. So waren aus der UdSSR nur wenige Teilnehmer anwesend (zum Teil wohl aufgrund der drastischen Preiserhöhung der Verkehrsmittel in der UdSSR kurz vor Tagungsbeginn). Eine große Anzahl von Vorträgen und Postern mußte daher abgesagt werden. Offensichtlich war dem Organisationskomitee ein Teil der Absagen nicht übermittelt worden, bzw. es war oft nicht bekannt, ob der Vortragende überhaupt anwesend war. So ähnelten manche Sitzungen einem Lotteriespiel, da weder das Organisationskomitee noch der Chairman genau wußten, welche Beiträge stattfinden würden und welche nicht.

Die Tagung war unterteilt in Plenarsitzungen, die vormittags stattfanden, und zwei parallel verlaufende Einzelsitzungen am Nachmittag. Trotzdem blieb aber noch Zeit, auch Budapest ein wenig kennenzulernen, wobei viele Tagungsteilnehmer das der Tagung vorangehende bzw. folgende Wochenende zur Erweiterung der Stadterkundung (incl. Caféhauskultur) nutzten.

Die Themen der Parallelsitzungen waren a) Semiconductors, b) Dielectric an miscellaneous, c) Defects, d) Organic, e) Technics, f) Superconductors, Microgravity, g) Theory und h) Late oral papers. Dazu kamen am 7., 8. und 10.5. jeweils eine Postersitzung. Die Anzahl der einzelnen Vorträge in den

Sitzungen war allerdings recht unterschiedlich, die Hauptgewichte lagen einerseits auf den verschiedenen Halbleitern und andererseits auf oxidischen Materialien. Einige Ungereimtheiten und teilweise Überschneidungen der Sitzungsthemen waren wohl nicht zu vermeiden; so bestand die Sitzung über Supraleiter und Züchtungsexperimente unter Mikrogravitation aus einem einzigen Vortrag zur Supraleitung in dünnen Schichten von Bi-Sr-Ca-Cu-Oxid, während eine ganze Reihe von Vorträgen sowohl zur Hochtemperatursupraleitung als auch zur Züchtung unter Mikrogravitation – so z.B. zwei Plenarvorträge von G. Müller (Universität Erlangen-Nürnberg) und K.W. Benz (Universität Freiburg) – über die anderen Sitzungen verteilt waren.

Die Plenarvorträge wurden eröffnet durch eine Übersicht von B. Mullin über die MOVPE-Züchtung von II-VI-Verbindungen, u.a. von ZnSe und HgCdTe. Die Probleme liegen u.a. bei der Reinheit der Ausgangsmaterialien, speziell von S und Se, und der Auswahl der richtigen Precursorverbindungen. Hier wird nach neuen Materialien für die Epitaxie bei niedrigen Temperaturen gesucht, um z.B. bei HgCdTe die Hg-Leerstellenkonzentration niedrig halten zu können. Ein weiterer Teil des Vortrags befaßte sich mit den geeigneten Substraten; hier werden für HgCdTe Versuche mit Al₂O₃, GaAs oder sogar Si gemacht. Bei HgCdTe konnte gezeigt werden, daß die Halbwertsbreite von Rockingkurven der Epitaxieschicht eine direkte Funktion der Halbwertsbreite des Substrats (GaAs) ist. Neben Epitaxieschichten kamen aber auch die Volumenkristalle in den Vorträgen nicht zu kurz; so wurden in einem Vortrag von A.S. Jordan (AT&T Bell Labs, Murray Hill) die Ergebnisse von LEC- und Vertical Gradient Freeze (VGF)-

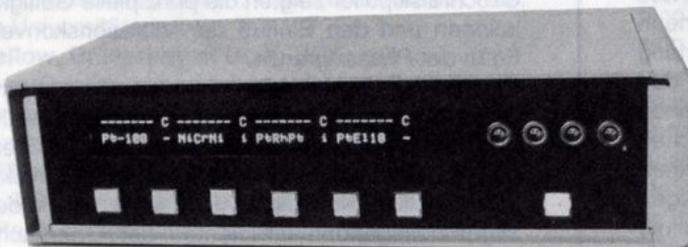
Verfahren, bezogen auf die Züchtung von GaAs und InP, gegenüber gestellt. Eine Hauptanforderung war dabei ein niedriger radialer Temperaturgradient, um die Versetzungsbildung zu minimieren; neben Änderungen beim bekannten LEC-Verfahren (Veränderungen der Ofengeometrie, Strahlungsschilde, hohe B₂O₃-Abdeckung), ist das VGF-Verfahren in pBN-Tiegeln hier besonders vorteilhaft, da es einen niedrigen radialen Temperaturgradienten mit einfacher Durchmesserkontrolle und einer niedrigen Abdampftrate durch die kleine Flüssigkeitsoberfläche verbindet. Das VGF-Verfahren wurde jetzt auch auf die Züchtung von InP übertragen, wobei in einem 24-Zonen-Ofen Kristalle mit einer Versetzungsdichte von weniger als 500 cm⁻² erzielt werden konnten. Eine „low-cost“-Variante dieses Verfahrens wurde in einem Vortrag von R. Fornari (MASPEC, Parma) vorgestellt; anstelle der pBN-Tiegel wurden offene Quarzglasiegel (mit einer Abdeckung der GaAs- bzw. InP-Schmelze durch B₂O₃) und die vorhandene HF-Heizung einer CZ-Anlage eingesetzt. Probleme sind hierbei die unvermeidliche Si-Kontamination und ein eventueller Bruch der Ampulle.

Die Verbindung zwischen Epitaxie und Volumenkristallen wurde in einem Vortrag von Yu. V. Shmartsev (Joffe-Institut, Leningrad) hergestellt, der über das wenig bekannte Verfahren der Flüssigphasenelektroepitaxie (LPEE) vortrug, bei dem durch die Lösung und das Substrat ein Gleichstrom geschickt wird. Bei diesem Verfahren wird der Peltier-Effekt am Übergang Lösung-Substrat genutzt, um einen Temperaturgradienten in der Lösung aufzubauen und somit einen Stofftransport zu ermöglichen. Hiermit können z.B. GaAs-Schichten bis 1/2 cm Dicke - d.h. in der Dimension von Volumenkristallen - in der

**Unsere Geräte-Evolution zu Ihrem Vorteil!
Wir liefern bereits jetzt die Technologie von morgen!**

Ein Höchstmaß an Genauigkeit:

THERMOMASTER TM1000



- 10 Meßbereiche von -273 °C bis +2400 °C
- Präzisions-Temperaturmultimeter neuer Klasse
- 4 Meßwerte gleichzeitig
- Auflösung 0,1 °C oder 0,01 °C
- RS232/RS422-Schnittstelle serienmäßig
- PC-Auswertesoftware lieferbar

novocentrol →

NOVOCENTROL GmbH
Postfach 2110 5431 HUNDSANGEN
Tel.: 0 64 35 / 70 06/07 Telefax: 0 64 35 / 60 24

Qualität von LPE-Schichten hergestellt werden. Bei ternären Substanzen ist z.B. auch eine Steuerung der Zusammensetzung durch die Stromstärke möglich.

Mit der Kinetik des Übergangs von einer mobilen Phase zum festen Kristallgitter befaßten sich mehrere Beiträge aus unterschiedlichen Gebieten. J. Frenken (FOM-Institute for Atomic and Mol. Physics, Amsterdam) untersuchte mittels Ionenstreuung den Phasenübergang beim Aufschmelzen von Metallen und konnte zeigen, daß sich – in Abhängigkeit von der Orientierung – kurz unterhalb des Schmelzpunkts eine flüssige Schicht von ca. 15 Atomlagen an der Oberfläche bildet. Vor dem Übergang zur Schmelze findet eine „roughening transition“ statt, wie mittels STM-Bildern von Ag-Oberflächen gezeigt wurde. Bei der Lösungszüchtung von organischen Substanzen wurde die Abhängigkeit der „roughening transition“ von Orientierung und Lösungsmittel in einem Vortrag von P. Bennema (Universität Nijmegen) ausgeführt. Jedoch nicht nur die Festkörper scheinen in der Nähe der Schmelzpunkte ihre Eigenschaften zu ändern, sondern auch Schmelzen. Dies wurde in einem Beitrag von M. Mühlberg (Humboldt-Universität Berlin) zur Bridgman-Züchtung von CdTe deutlich: Die mögliche Unterkühlung der Schmelze war hier eine Funktion der vorherigen Erhitzung über den Schmelzpunkt.

Insgesamt bot die Tagung trotz der anfangs erwähnten Probleme eine gute Möglichkeit, einen – sicher recht unvollständigen – Überblick über die Kristallzuchtungsaktivitäten auf dem alten Kontinent zu bekommen und eine Menge neue Kontakte, speziell mit Kollegen aus den östlichen Teilen Europas, zu knüpfen.

A. Cröll

5.3 International Symposium on Hydromechanics and Heat/Mass Transfer in Microgravity, Perm–Moskau 6.–14.7.1991

Dieses Symposium war die fünfte sowjetische Tagung zur Hydromechanik unter Mikrogravitation, jedoch die erste mit internationaler Beteiligung – in einer geöffneten und demokratischen Sowjetunion, wie es im Vorwort des Tagungsprogramms hieß. Die Tagung fand unter der Schirmherrschaft und mit Beteiligung der ESA statt und war als neuntägige Flußfahrt über die Flüsse Kama und Wolga sowie den Wolga-Moskva-Kanal von Perm (der drittgrößten Stadt der UdSSR an der Westseite des Urals, ca. 1200 km Luftlinie östlich von Moskau) nach Moskau konzipiert. Die sehr gute Organisation lag hauptsächlich in den Händen von V.V. Moshev, T.P. Lyubimova und V.A. Briskman vom „Institute of Continuous Media Mechanics“ der Akademie der Wissenschaften in Perm. Von den ungefähr 200 Teilnehmern kamen ca. 60 aus dem westlichen Ausland und ca. 140 aus der UdSSR. Die Vorträge fanden in einem größeren Sitzungsraum auf dem Oberdeck des Schiffes statt und wurden simultan vom Russischen ins Englische und vice versa übersetzt; die drei Übersetzer haben während der neun Tage der Tagung eine wirklich bewundernswerte Leistung vollbracht. Jeden Tag gab es neben den Vorträgen und den Postersitzungen in den Gängen des Schiffes auch einen Landausflug, verbunden mit einer Besichtigung der örtlichen Sehenswürdigkeiten. Auf diese Weise war es möglich, einen weitgefächerten Eindruck vom Land und auch seinen riesigen Problemen zu bekommen. Immer gegenwärtig war dabei die ältere und jüngere Geschichte des Landes, so z.B. bei einem Besuch in der bis vor kurzem für Ausländer vollständig gesperrten Stadt Nischnij Nowgorod (bis vor 2 Jahren Gorkij); so wurde bei der Stadtführung ausdrücklich auf die Tatsache hingewiesen, daß die Stadt der Verbannungsort von A. Sacharow war.

Von den 10 verschiedenen Themengruppen, in die die Tagung gegliedert war, befaßte sich ein Thema direkt mit der Kristalli-

sation unter Mikrogravitationsbedingungen. Doch auch in den anderen Themengruppen, z.B. über thermokapillare Konvektion, gab es Beiträge mit Bezug zur Kristallzüchtung. Von besonderem Interesse für die westlichen Teilnehmer waren naturgemäß die Beiträge über sowjetische Experimente unter μg , über die bislang wenig bekannt ist. Aus einem Übersichtsvortrag von V.A. Tatarchenko (Institut für hohe Temperaturen der Akademie der Wissenschaften, Moskau) ging hervor, daß bis jetzt ungefähr 500 materialwissenschaftliche Experimente durchgeführt wurden, davon ca. 300 auf bemannten Missionen. Eine Reihe von unter μg gezüchteten Kristallen wurde in einem weiteren Übersichtsvortrag von E.V. Markov (Forschungsinstitut „Nauchny Centr“, Moskau) gezeigt, darunter ein aus der Schmelze gezüchteter GaAs-Kristall mit ca. 1" \varnothing und eine über CVD gezüchtete klar durchsichtige CdS-Scheibe von ca. 3" \varnothing . Leider war über die Eigenschaften der Kristalle nicht viel zu erfahren, die gezeigten Exemplare waren auch noch „unversehrt“. Man hatte den Eindruck, daß hier auf der Charakterisierungsseite noch einiges aufzuarbeiten ist; dementsprechend wurde angeregt, daß über die ESA ein Austausch der bisher erhaltenen Ergebnisse und Proben zwischen den Experimentatoren in der UdSSR und den ESA-Mitgliedsstaaten stattfinden soll. Es fiel auf, daß bei den sowjetischen Teilnehmern die Möglichkeit der Weltraummissionen doch noch sehr viel positiver beurteilt wurden als dies zur Zeit im Westen der Fall ist. Relativ oft wurde sogar von sowjetischer Seite die Produktion von Kristallen unter Mikrogravitation als zukünftige Option z.B. auf frei fliegenden Plattformen erwähnt, während ja in den westlichen Ländern aufgrund der bisherigen (wenigen) Ergebnisse v.a. die Möglichkeiten der Grundlagenforschung unter μg in den Vordergrund gestellt werden.

Ein weiterer Schwerpunkt in der Arbeit der sowjetischen Kollegen war die Untersuchung (v.a. durch numerische Simulationen, aber auch in Experimenten) der „Vibrationskonvektion“, d.h. der nur durch Vibrationen induzierten Konvektionsströmungen. Dies ist von Bedeutung z.B. bei der Beurteilung der Frage, welcher Level an „g-jitter“ bei μg -Experimenten noch toleriert werden kann. Solche Untersuchungen wurden aber auch für irdische Bedingungen durchgeführt: So wurde von A.I. Feonychev (Forschungsinstitut für angewandte Mechanik und Elektrodynamik der Akademie der Wissenschaften, Moskau) in einem numerischen Modell die Czochralski-Züchtung von Granaten simuliert, wobei dem Keim bzw. dem wachsenden Kristall eine axiale Vibration von 78 Hz bei einer Amplitude von 0.6 mm aufgeprägt wurde. Die Simulation zeigte, daß die Konvektion in der Schmelze in unmittelbarer Nähe der Phasengrenze von der Vibrationskonvektion beherrscht wurde, während in den anderen Bereichen die Auftriebskonvektion bzw. an der Schmelzoberfläche die Marangonikonvektion dominierte. Entsprechende Experimente in einem speziellen Czochralskipuller zeigten die prinzipielle Gültigkeit der Simulationen und den Einfluß der Vibrationskonvektion auf die Form der Phasengrenze.

Eine größere Zahl von Beiträgen war theoretischen und praktischen Untersuchungen der Marangonikonvektion gewidmet. In einem Vortrag von D. Camel (C.E.N.G. Grenoble) wurde neben der bekannten thermokapillaren Konvektion auch die solutokapillare Konvektion untersucht, wo die der Konvektion zugrundeliegenden Gradienten der Oberflächenspannung durch Konzentrationsgradienten hervorgerufen werden. Dieses wurde (mit Videoaufnahmen) sehr schön in einem Experiment zur gerichteten Erstarrung im System Sn-Bi demonstriert: Vor dem Beginn der Kristallisation war (mit Hilfe von Tracerpartikeln) eine einfache Strömungsrolle vom heißen zum kalten Ende der Probe (ein Parallelepiped mit einer Oberfläche von einigen cm^2 und einer Höhe von ca. 1–2 mm) zu sehen. Nach dem Beginn der Kristallisation von einer Seite

bildete sich vor der Phasengrenze eine weitere Konvektionsrolle durch den Bi-Konzentrationsanstieg aus ($k < 1$), da die Oberflächenspannung im System Sn-Bi ein Maximum bei einigen % Bi hat. In diesem System wird somit nicht nur die Kristallisation durch die Strömungen in der fluiden Phase beeinflusst, sondern es liegt auch umgekehrt ein direkter Einfluß des Züchtungsprozesses auf die Fluidynamik des Systems vor.

Die Tagung bot auf jeden Fall eine gute Gelegenheit neue Kontakte – v.a. mit den sowjetischen Kollegen – aufzubauen. Durch den äußeren Rahmen der Flußfahrt gab es auch viele Gelegenheiten für intensive und interdisziplinäre Gespräche. Aufgrund dieser positiven Erfahrungen soll versucht werden, das Symposium auch zukünftig mit internationaler Beteiligung durchzuführen; die nächste Tagung ist für 1993 geplant.

A. Cröll

5.4 10th Symposium of Alloy Semiconductor Physics and Electronics, ASPECS-10; 18.–19. July 1991, Nagoya, Japan

Diese Veranstaltung ist wohl derzeit weltweit das einzige Symposium, das der Herstellung und den Eigenschaften ternärer Materialien, insbesondere der III-V-Halbleiter gewidmet ist. In Japan hat man längst die Bedeutung dieser Materialgruppen für die Zukunft erkannt. Hier kann sowohl makroskopisch (chemische Zusammensetzung) (beispielsweise zur Änderung der Lichtabsorption bzw. -Emission etc.) als auch mikroskopisch (Herstellung von „Quantum Wires“ und „Quantum Dots“) der Festkörper maßgeschneidert werden. Die zukünftige Anwendung wird hier in der Hochgeschwindigkeitselektronik in Verbindung mit der Photonik gesehen. Wichtig ist die Tatsache, daß sowohl Materialeigenschaften, Fragen der Kristallzüchtung und Prozeßtechnologien simultan mit den Herstellungstechnologien von Bauelementstrukturen untersucht und weiterentwickelt werden. Die 150 Teilnehmer setzten sich deshalb sowohl aus den Universitäten als auch aus der japanischen Halbleiterindustrie zusammen.

Neben eingeladenen Vorträgen (5 aus Übersee) wurden die Ergebnisse in Postern mit 5 min. Einführung dargestellt. Bei den Postern waren insbesondere junge Forscher (unter 30 Jahre!) vertreten. Das besondere Engagement der jungen Leute in ihre Arbeiten war zu spüren.

Die Tagung wurde eingeleitet mit einem Vortrag von **Don Shaw, Chef des neuen Tsukuba Research and Development Centers von Texas Instruments** über „Globalization of Research and Development“. Das neue Zentrum weist immerhin eine Fläche von 22 000 m² auf. Seit 1990 gibt es mehr als 30 ähnliche Zentren anderer Unternehmen in Japan (1980 : 2). Als motivierende Faktoren wurden angegeben: Zusammenarbeit, Image, Nähe zum Produktmarkt. Als Erfolgsfaktoren werden angesehen: Wissenschaftliche Programme, die nicht mit den Arbeiten zu Hause kollidieren, Personalaustausch, Beziehungen zu Universitäten usw.

G.B. Stringfellow, University of Utah, USA, gab eine Übersicht über neue Quellen zur metallorganischen Gasphasenepitaxie. Hier wurde der überall bekannte Stand referiert; neue, bisher unbekannte Materialien waren nicht in Sicht. **B.S. Meyerson, IBM Watson, Research Center, Yorktown Heights, NY, USA**, berichtete über neue Ergebnisse zur Si und Si/Ge Epitaxie in Verbindung mit Bauelementen mit beeindruckenden Eigenschaften. Der Trick ist die Bewahrung einer sauerstoffreichen Si Oberfläche im Ultrahochvakuum und bei der Epitaxie. Diese Oberfläche wird ganz einfach (einfacher gehts wirklich nicht!) durch Behandlung in 10% HF hergestellt und in die UHV-Kammer eingebracht (The big confusion: native oxide, it was never there!). Das Filmwachstum erfolgt bei $425 < T < 550^\circ\text{C}$ (UHV/CVD). Eine B-Dotierung ist weit über die Löslichkeitsgrenze bis $5 \cdot 10^{22}$ Atome/cm³ möglich. Diese

Schichten sind völlig defektfrei und zeigen eine chemische Ätzselektivität, die eine Präzisionsmikrostrukturierung erlaubt. Beeindruckend sind die Bauelementeigenschaften, welche mit der Low Temperature Epitaxie (LTE) zu Si und Si/Ge Strukturen erzielt wurden. Bipolartransistoren zeigen Grenzfrequenzen bis 50 GHz (Si) und 75 GHz bzw. 95 GHz (77 K) für LTE-SiGe. PNP-Transistoren weisen eine Grenzfrequenz bis 65 GHz auf. Interessant auch die Eigenschaften von MOD-MOS-FETs: Hole Peak Current Gain 210 bei 300 K und 1000 bei 77 K. Zum ersten Mal wurden in Si 2 D-Strukturen mit $\mu = 19.000 \text{ cm}^2/\text{VS}$ bei 1,4 K (neuester Wert der Bell Labs: 125000). Mit Ge/Si-Strukturen (SiGe-Barrieren) wurde resonantes Tunneln nachgewiesen. Es fehlte eigentlich nur noch die Lumineszenz solcher Strukturen (vielleicht mit SE-Dotierstoffen möglich?), um das GaAs völlig in den Hintergrund zu drängen. Fortschritte wurden bei der in-situ-Beobachtung des Wachstums metallorganischer Schichten erzielt (**N. Kobayashi, Tokyo**). Bei der Methode der „Surface Photoabsorption“ (SPA) wird pol. Licht im Brewster-Winkel auf die Probenoberfläche eingestrahlt. Die Lichtreflexion der Substratoberfläche kann somit sehr stark reduziert werden. Reflexionsänderungen bedingt durch den chemischen Transport bzw. die Oberflächenkinetik werden empfindlich nachgewiesen ($\Delta R/R \approx 2\%$). Eine Rump.Session zum Thema „III-V Semiconductor Quantum Wires and Quantum Dots by MBE“ wurde durch einen interessanten Beitrag von **K. Ploog, MPI FKF, Stuttgart**, eingeleitet. Quantum-Drähte wurden beispielsweise auf (311) A orientierten GaAs durch in situ-Bildung von Makrostufen erzielt, zusammengesetzt aus (331) und (313) Facetten in Richtung [233]. Ein schönes Beispiel für „Mikrokristallographie“ und Wachstumskinetik, das sehr viel Beachtung fand. In nachfolgenden Kurzbeiträgen wurde über eine Fülle von Möglichkeiten berichtet, Quantum Dots und Quantum Wires – hauptsächlich lithographisch – darzustellen.

K.W. Benz

6. Übersichtsartikel

Quality Assessment of Liquid Encapsulated Czochralski Grown Semi-Insulating GaAs Substrates

J. Jantz

Fraunhofer-Institut für Angewandte Festkörperphysik, Tullastr. 72, D-7800 Freiburg, Germany

Abstract

The present quality status of semi-insulating LEC grown GaAs substrates is reviewed. The compensation processes determining the electrical material properties are discussed, emphasizing the dominant role of the carbon acceptor. Structural, optical and electrical inhomogeneities related to the cellular network of dislocations are described, including the potential of annealing procedures to improve the material homogeneity. Analysis of photoluminescence topograms reveals the existence and strongly inhomogeneous distribution of as yet unidentified nonradiative recombination centers. The perspectives of competing Bridgman growth techniques are briefly discussed.

1. Introduction

Perhaps the most widely proliferated "information" about Gallium Arsenide is the wisecrack, quoted innumerable times in periodicals and conference lobbies, that „GaAs is, and shall ever be, the material of the future“. Of course, there are

reasons for such cynicism. Exhilarating perspectives about exploding GaAs market volumes had to be corrected repeatedly, as a rule by shifting the time axis of growth diagrams to the left by roughly the period of time elapsed since the respective diagrams were generated.

It is, therefore, quite remarkable that GaAs, and related compound semiconductors, continue to attract outstanding scientific interest and investment capital supporting a moderately, but steadily growing device fabrication /1/. One reason explaining this apparent discrepancy is the simple fact that compound semiconductors, in particular GaAs and InP, are here to stay, no matter what their eventual market volumes might be, because optoelectronic, microwave and digital applications of GaAs devices are of strategic importance. In that sense, GaAs is definitely a material of present time, meeting its most demanding technical requirements /2/. The hard core of indispensable compound semiconductor devices serves as a solid basis for continuing development and future expansion. In this concise review some important aspects of a literally „basic“ issue of present and future GaAs technology are considered: the quality of semi-insulating (SI) substrates grown by the Liquid Encapsulation Czochralski (LEC) technique, the most widely used growth process. The discussion focuses on electrical properties, in particular the resistivity as a result of defect compensation processes, and optical assessments of lateral fluctuations generated by the interaction of extended structural defects with intrinsic and extrinsic point defects. In the final section some properties and perspectives of SI GaAs grown by alternative techniques are briefly discussed.

2. Basic material requirements

As long as GaAs applications are mostly based on discrete or small scale integrated devices (i.e. laser diodes, low noise front end amplifiers, (de)multiplexers etc.), the volume of material consumption shall remain comparatively small. Substantial growth of the demand for substrates requires expansion of GaAs technology into large scale integration (LSI) applications. Competitive advantages are offered by monolithic integration of optoelectronic and microwave components with LSI microelectronic circuits and/or the superior performance of GaAs LSI circuits themselves. But in spite of these favorable conditions, in the long run large market shares can be secured only if the entire GaAs manufacturing technology (including materials, processes and device reliability) matches the quality standards of silicon technology. Consequently, GaAs substrates comparable to Si wafers with respect to homogeneity, residual impurity concentration, absence of structural defects, surface perfection and, last not least, six to eight inch diameter will be indispensable.

Presently, the largest share of the GaAs substrate market is held by doped material grown by the horizontal Bridgman (HB) process. For the expansion of GaAs into LSI, semi-insulating (SI) substrates are needed. Therefore, in the last decade worldwide efforts have been undertaken to develop SI wafers meeting stringent quality requirements. These include

- a low density of structural defects such as dislocations and arsenic precipitates,
- tight control of impurity incorporation, ensuring a low donor and low, but sufficient acceptor concentration,

Für Forschung und Produktion

Wenn es um **EINKRISTALLE** geht

für **Oberflächenphysik,
Substrate für Supraleiter,
UV- und IR-Optik o.A.**

oder um **Seltene Erden,
Sputter-Targets,
Aufdampfmaterial etc.**

schicken Sie mir bitte Ihre Anfrage.

KRISTALLHANDEL KELPIN

6906 LEIMEN · Tel. 06224/72558 · FAX: 06224-77189 · Tlx: 466629



- a small compensation ratio and, therefore, high electron mobility,
- homogeneous concentration of EL2 and other electrically active defects,
- specified resistivity in the range $10^6 - 10^8 \Omega\text{cm}$,
- high carrier lifetime.

In addition, the final wafer quality depends on the cutting and polishing procedures that must meet not only geometric specifications (of flatness, bow etc.) but, in particular, should generate a near defect-free, chemically stable substrate surface. These objectives have motivated a wide range of investigations pertaining to

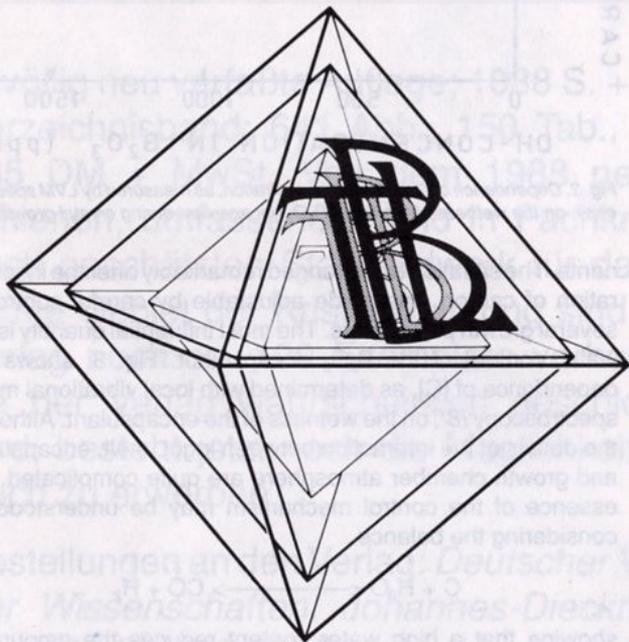
- the purity of source materials (Ga, As, B_2O_3 encapsulant, pBN crucibles),
- the LEC pulling process, using full B_2O_3 encapsulation, B_2O_3 wetness control, magnetic field convection damping, arsenic injection and In alloying,
- the perfection of the HB growth process to yield very low dislocation density SI substrates,
- the development of the Vertical Bridgman growth process for industrial production,
- the (still exploratory) development of the hot wall growth process,
- elaborate post-growth whole-ingot as well as substrate annealing procedures,
- the increase of substrate diameters from 2" to 100 mm, with 150 mm already announced,
- near-perfect, e.g. „epi-ready“ or „direct-implant“ substrate surfaces.

These tasks required and stimulated the development of diagnostic techniques based on electric, optic, microwave and chemical methods. In particular, topographic measurements were successfully developed to provide for detailed, yet application oriented characterization. Some illustrative examples shall be presented and discussed below.

3. Electrical properties of SI GaAs

GaAs is generally termed „semi-insulating“ if it has a specific electric resistivity ρ above $10^6 \Omega\text{cm}$. This apparently arbitrary definition is nevertheless meaningful both on physical and practical reasons because high resistivity cannot be obtained reproducibly in the range below $10^6 \Omega\text{cm}$, as shall be explained. Customers generally specify ρ around $10^7 \Omega\text{cm}$.

The high resistivity of SI GaAs, while of course basically relying on the large bandgap energy (1.42 eV at 300 K), is nevertheless not an intrinsic property, but results from complex defect compensation processes. The situation typically encountered is demonstrated in Fig. 1, showing the energy terms of defect centers representing shallow and medium deep donors, the midgap donor EL2, and shallow and medium deep acceptors. For the purpose of clarity, Fig. 1 and the subsequent discussion are restricted to n-type SI GaAs, as is generally produced by LEC pulling of undoped GaAs from a pBN crucible. In this material, the integral acceptor concentration N_A exceeds the integral concentration N_D of shallow and medium deep donors. Full compensation of N_A thus requires partial ionization of EL2, as already anticipated in Fig. 1. The Fermi level is then pinned to the EL2 energy level and the carrier concentration n is



Einkristalle für Forschung und Industrie

Unsere Schwerpunkte sind:

— Einkristall-Züchtung

nach Czochralski-, Bridgman-, Zonenschmelzverfahren, aus der Gasphase (besonders II-VI-Photo-Halbleiter), durch chemischen Transport etc.

— Auftragsforschung und Beratung

Züchtung nicht kommerzieller Materialien, Verfahrensentwicklung, Dokumentation (Film, Video).

— Kristallpräparation

Orientieren, Sägen, Polieren, Funkenerosion, Orientieren auf $\pm 10-15$ Minuten, Gammastrahl-Diffraktometrie.

Bitte fordern Sie unsere Lagerliste an; rufen Sie uns an, wir informieren Sie über unser Produktions- und Lieferprogramm.

Dr. Gerd Lamprecht

Technisches Büro für Kristallzüchtung
II-VI Monokristalle
Lehninger Straße 10-12
7531 Neuhausen
Telefon 07234/1007, Telex 783379

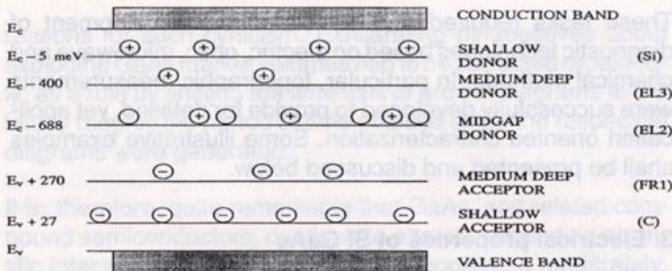


Fig. 1. Schematic energy level diagram of semi-insulating n-type GaAs illustrating the compensation process, i.e. the ionization of shallow and medium deep acceptors by electrons of shallow, medium deep and midgap (EL2) donors.

described /3/ to good approximation by

$$(1) \quad n = 4.7 \cdot 10^{17} \frac{N_{EL2}}{N_A - N_D} \cdot \exp \left(-\frac{E_{EL2}}{kT} \right)$$

where N_{EL2} and E_{EL2} are the concentration and the energy level (relative to the conduction band) of the midgap donor.

It has been argued that an adequate description of the compensation in GaAs cannot be given by a model involving only shallow donors, EL2 and shallow acceptors, but should include medium deep defect levels explicitly /4,5/. An example showing the influence of medium deep donors is discussed below. However, for SI GaAs as defined above, only *one* energy level (of EL2) is involved, whereas all other defects contribute by cumulated concentrations only, such that a discrimination between e.g. shallow and medium deep donors is inconsequential. Quite generally, energy levels influence the resistivity only if partially populated. However, as soon as this happens in n-type GaAs with any level other than EL2, the material can no longer be made SI reliably.

This distinct behaviour is observed because n and thus ρ most sensitively depend on the exponential E_{EL2} in eq.(1) and because GaAs generally does not contain any other deep donor with a concentration sufficient for reproducible pinning of the Fermi level. Therefore, if EL2 is fully neutralized, i.e. if donor levels shallower than EL2 are populated, the Fermi energy level may be found anywhere between E_{EL2} and the conduction band if only small changes of the acceptor concentration occur. Correspondingly, ρ will vary widely and generally be orders of magnitude below the desired SI range.

If the condition for SI behaviour, i.e. partial ionization of EL2, is fulfilled, ρ is determined by the defect concentrations N_{EL2} , N_D and N_A . Already in as-grown ingots N_{EL2} is fairly constant (about $1.5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$) if growth conditions such as the melt stoichiometry are kept constant. Remaining fluctuations can be effectively reduced by subsequent annealing processes. Progress in the purity of raw materials and the use of pBN crucibles has drastically reduced N_D to values below 10^{15} cm^{-3} .

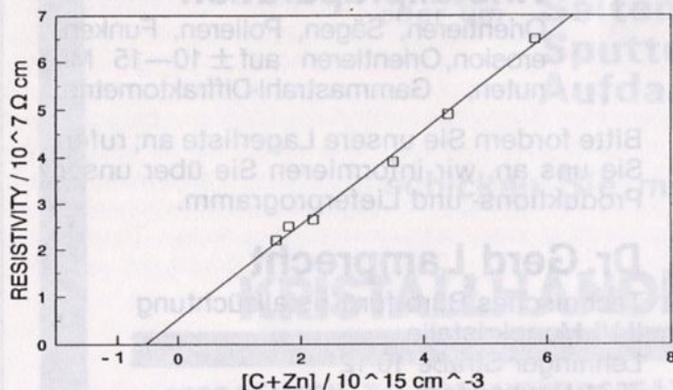


Fig. 2. Correlation between the concentration $[C + Zn]$ of extrinsic acceptors and the resistivity ρ . Note that the negative intersection of the abscissa indicates the (small) concentration of other acceptors.

Hence, ρ is essentially controlled by N_A . Acceptors are generated by carbon, zinc and a group of yet incompletely identified defects involving intrinsic defects (e.g. Ga on the As site) possibly combined with impurities /4/. In Fig. 2 ρ is plotted versus the concentration $[C+Zn]$, as measured by Electronic Raman Scattering (ERS) /6/. A series of samples cut from one ingot along the growth axis was used. In this ingot $[C+Zn]$ is essentially equal to $[C]$ because the independently measured ERS shows only that part of $[C+Zn]$ compensated by EL2, i.e. $N_A - N_D$. Referring to eq.(1), the convincing correlation in Fig. 2 therefore not only indicates that EL2 must be constant within the entire ingot, but in particular demonstrates that carbon is the dominant acceptor. This conclusion is independently corroborated by the small negative x-axis intersection (equivalent to the concentration of acceptors other than C and Zn) and by the satisfactory absolute agreement of measured ρ values with those calculated from eq.(1) using the directly measured defect concentrations and $E_{EL2} = 668 \text{ meV}$ /7/.

Carbon has long been considered to be a detrimental contamination, difficult to quantify in raw materials and omnipresent in the growth chamber via graphite heaters and other compo-

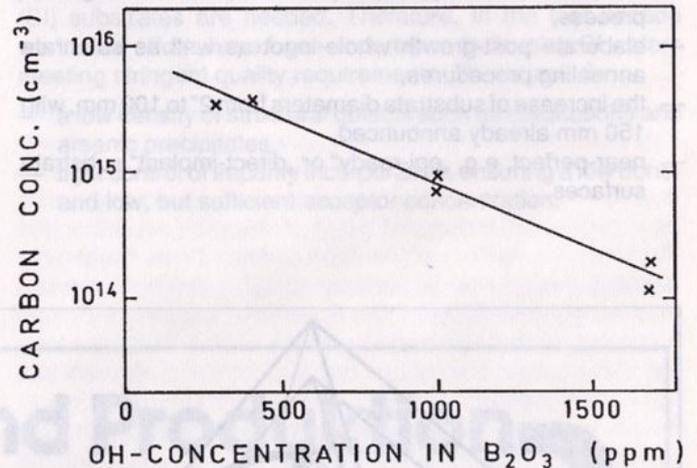
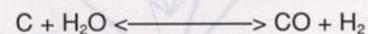


Fig. 3. Dependence of the carbon concentration, as measured by LVM spectroscopy, on the wetness of the liquid B_2O_3 encapsulant during crystal growth.

nents. The situation has changed remarkably after the incorporation of carbon was made adjustable by careful control of several growth parameters. The most influential quantity is the water content of the B_2O_3 encapsulant. Fig. 3. shows the dependence of $[C]$, as determined with local vibrational mode spectroscopy /8/, on the wetness of the encapsulant. Although the details of the interaction between ingot, melt, encapsulant and growth chamber atmosphere are quite complicated, the essence of the control mechanism may be understood by considering the balance.



showing that a high water content reduces the amount of carbon available for incorporation into GaAs. Conversely, a high concentration of CO in the growth chamber atmosphere allows deliberate increase of the carbon concentration. By careful control of these (and other) parameters, a specified carbon content can be adjusted and maintained from seed to tail of the ingot /9/. Together with the control of $[EL2]$ and sufficient reduction of all other electrically active defects it is possible to grow ingots with a specified ρ that is constant from seed to tail, hence enabling the fabrication of large batches of electrically equivalent substrates. One is tempted to summarize that carbon could be transformed from a curse to a blessing. The intimate interrelations between carbon concentration,

compensation and transport properties are demonstrated by the temperature dependent Hall data shown in Fig. 4a. The carbon concentrations are $(3.5, 1, 0.3) \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ in samples 21/1, 90/4 and 22/6, respectively. The two lower curves are typical for SI GaAs with different acceptor concentrations, but in both cases sufficient to ensure full N_D and partial EL2 ionization. Hence n is determined by eq.(1) upon inserting the respective N_A values. The topmost curve indicates that a medium deep donor with an ionization energy of 430 meV is partially ionized. In this case, eq.(1) must be modified to read

$$(1') \quad n = 4.7 \cdot 10^{17} \frac{N_x}{N_A - (N_D - N_x)} \cdot \exp -(E_x/kT)$$

where $E_x = 430 \text{ meV}$ and N_x is the respective donor concentration. This equation describes the much higher free carrier concentration and its stronger dependence on temperature as compared to SI GaAs (lower curves).

It is seen that a minimum carbon concentration on the order of 10^{15} cm^{-3} is necessary to obtain SI material. On the other hand, it is disadvantageous to increase $[C]$ beyond a value necessary to guarantee N_D compensation with a reasonable security margin. The Hall mobility data in Fig. 4b have been obtained from the two SI samples in Fig. 4a, lower curves. It is seen that the material with higher compensation has a substantially lower mobility at 300 K. The decrease in carrier concentration (not needed once the material is SI) must be paid by a substantial loss in mobility. This result again underscores the importance of a tight control of the carbon concentration.

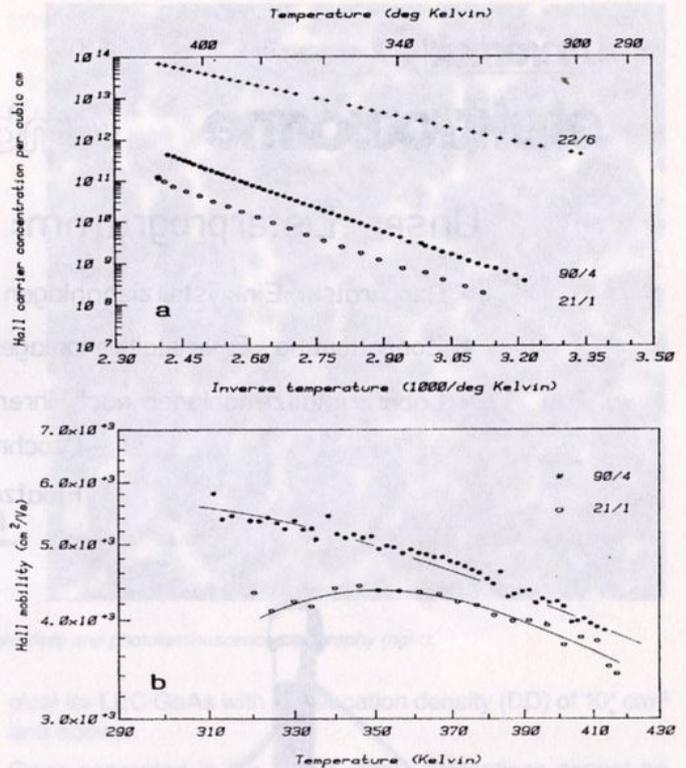


Fig. 4. Temperature dependence of the Hall carrier concentration (a) and the Hall drift mobility (b) for GaAs samples with different carbon concentration. Sample 22/6 demonstrates that material with too low $[C] = 3 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ is not semi-insulating. Sample 21/1 demonstrates that too high $[C] = 6 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ reduces mobility.

2. völlig neu verfaßte Auflage; 1088 S. + extra Verzeichnisband; 641 Abb., 150 Tab., Preis 185 DM + MwSt. Von dem 1988 neu erschienen, umfassenden und in Fachkreisen hoch geschätzten Standardwerk für das gesamte Gebiet der Kristallzüchtung sind beim Verlag noch ca. 100 Exemplare vorhanden. Da der Verlag wahrscheinlich geschlossen wird, besteht jetzt noch die Möglichkeit, das Buch zu erwerben.

Bestellungen an den Verlag: *Deutscher Verlag der Wissenschaften, Johannes-Dieckmann-Str. 10, O-1080 Berlin* oder bei Ihrer Buchhandlung.





elektrowärme

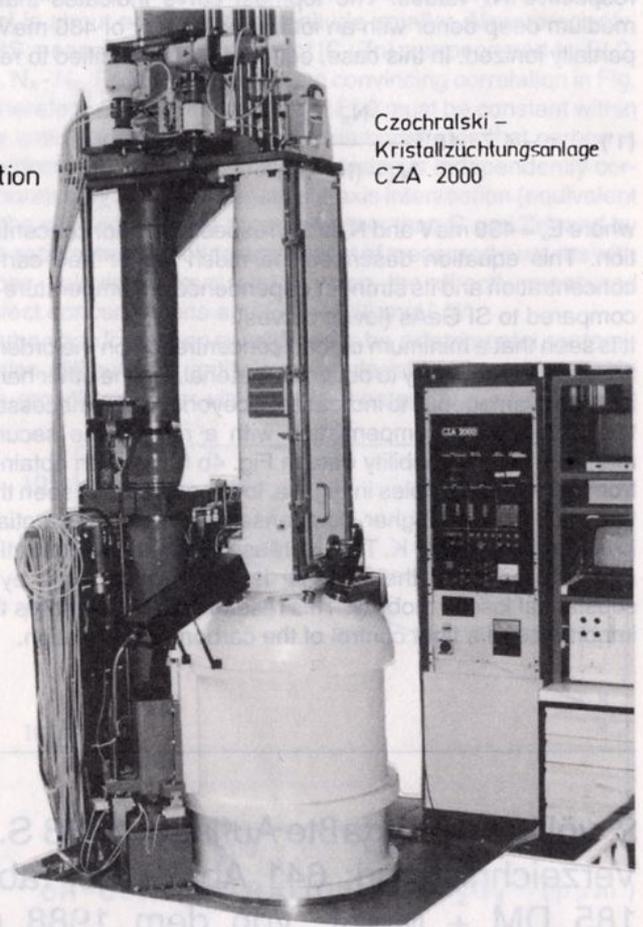
GmbH & Co. KG

Bouchéstraße 12
O-1193 Berlin

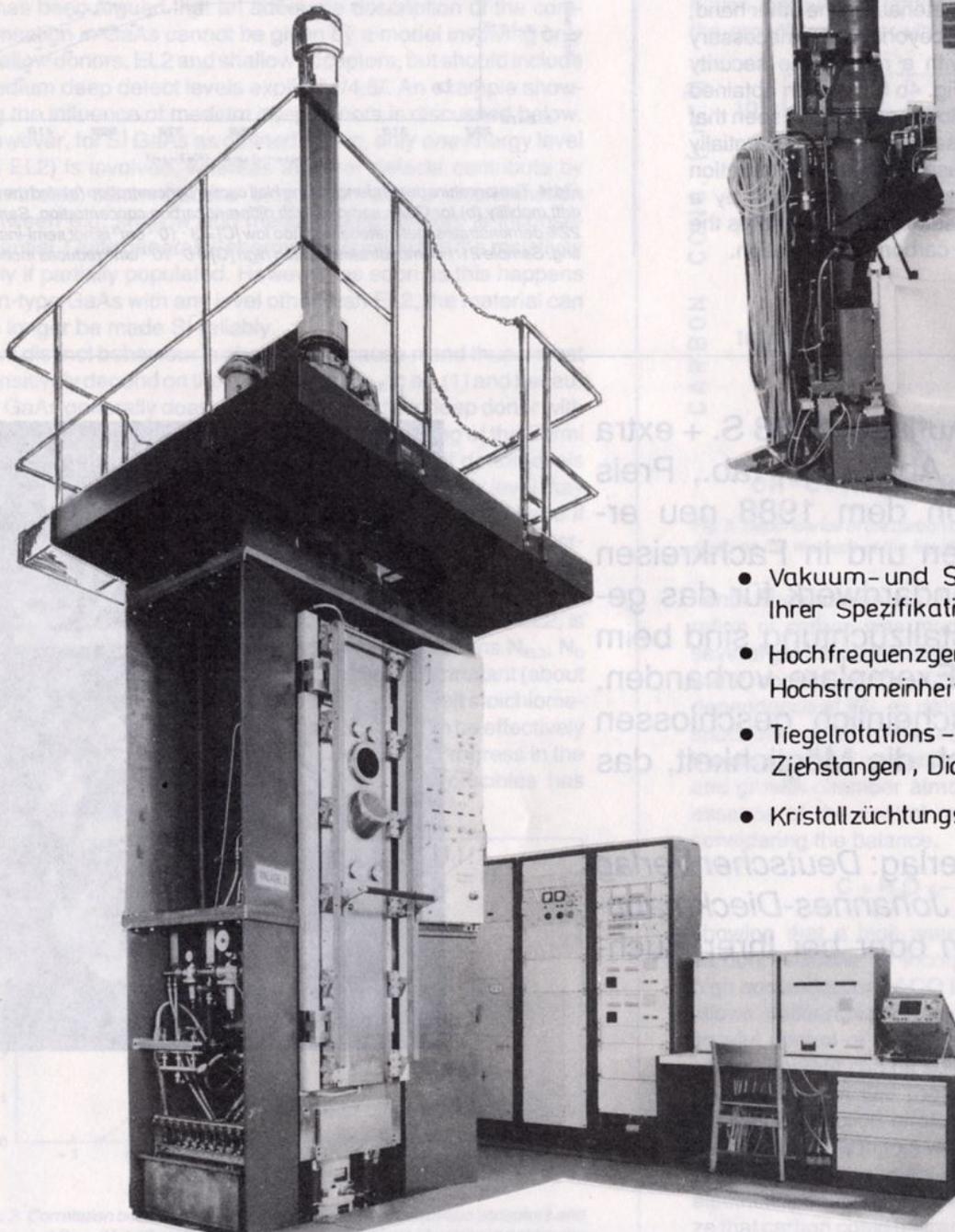
Tel. Berlin (Ost) 27 14 242
Fax Berlin (Ost) 27 27 686

Unser Lieferprogramm:

- Czochralski-Einkristallziehenanlagen
- Zonenfloating - Einkristallziehenanlagen
- Laborkristallziehenanlagen nach Ihrer Spezifikation
 - Czochralski
 - Floatzone



Czochralski -
Kristallzuchtungsanlage
CZA 2000



Zonenfloating - Kristallzuchtungsanlage

- Vakuum- und Schutzgasrezipienten nach Ihrer Spezifikation
- Hochfrequenzgeneratoren, Schwingkreise Hochstromeinheiten, Steuerungen
- Tiegelrotations- und Hubeinrichtungen, Ziehstangen, Dichtungen
- Kristallzuchtzubehör (nach Wunsch)
 - Keimhalter, Stabhalter
 - Induktoren
 - Schutzabdeckungen
 - Kristallstützungen
 - Schaugläser
 - Vakuumdurchführungen

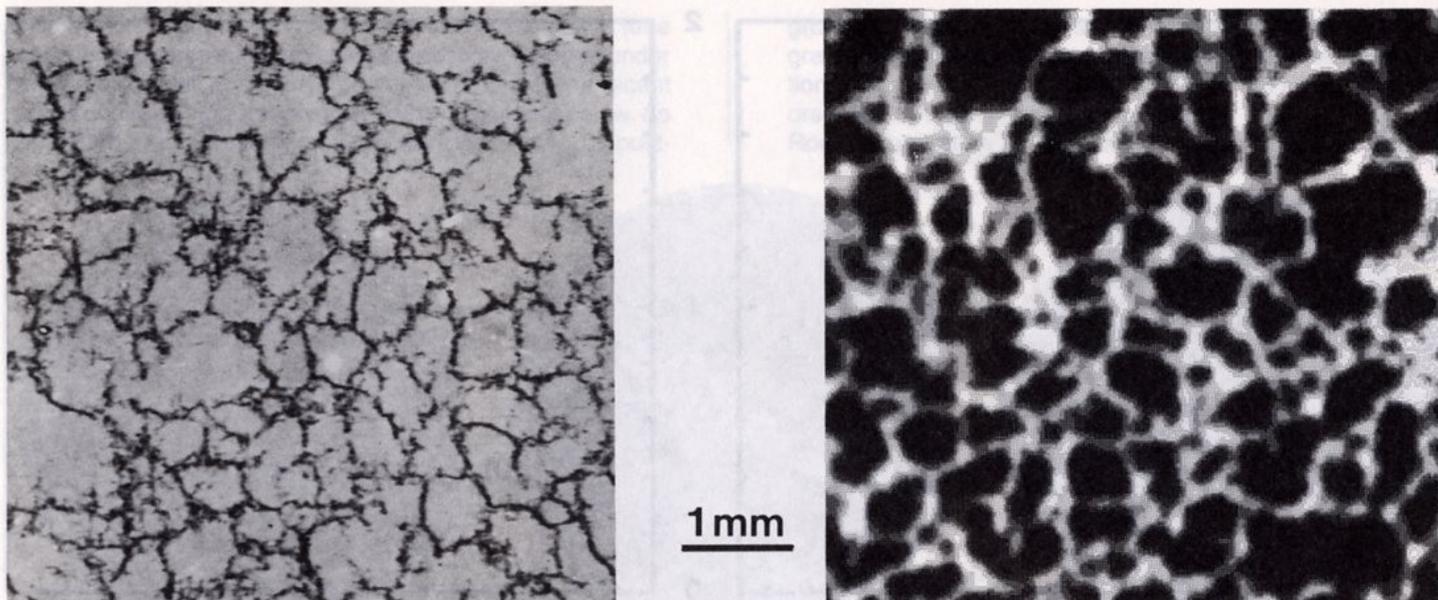


Fig. 5. Display of the cellular dislocation density structure in LEC GaAs with X-ray topography (left) and photoluminescence topography (right).

4. Lateral inhomogeneities

While macroscopic variations of defect concentrations appear to be essentially eliminated in state-of-the-art material, small scale fluctuations are still present and are readily observable with different diagnostic techniques. The major source for these fluctuations are dislocations exhibiting the well known cellular distribution pattern, shown in Fig. 5a by X-ray topography/10/. This arrangement of extended structural defects is ty-

pical for LEC GaAs with a dislocation density (DD) of 10^4 cm^{-2} and above.

Once generated in the native ingot, dislocations cannot be removed again. However, one can try to reduce or remedy detrimental secondary effects caused by the presence of dislocations. They act as gettering centers, attracting impurities and intrinsic defects, in particular excess arsenic /11,12, 13/. Consequently, the cellular structure of the DD is reprodu-

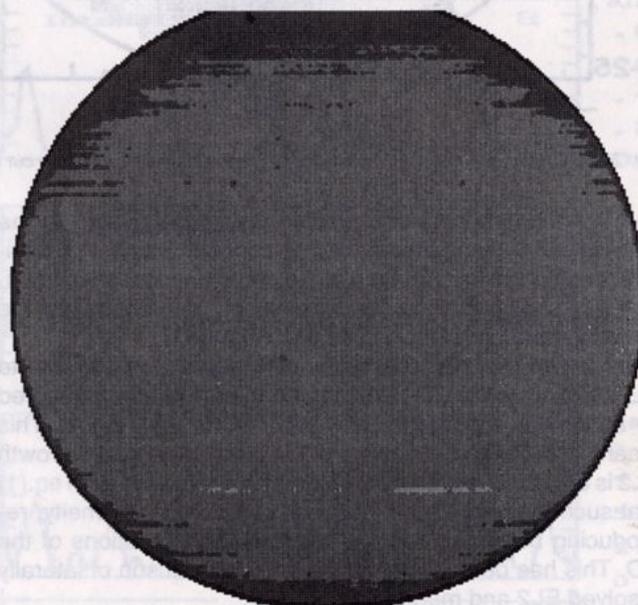
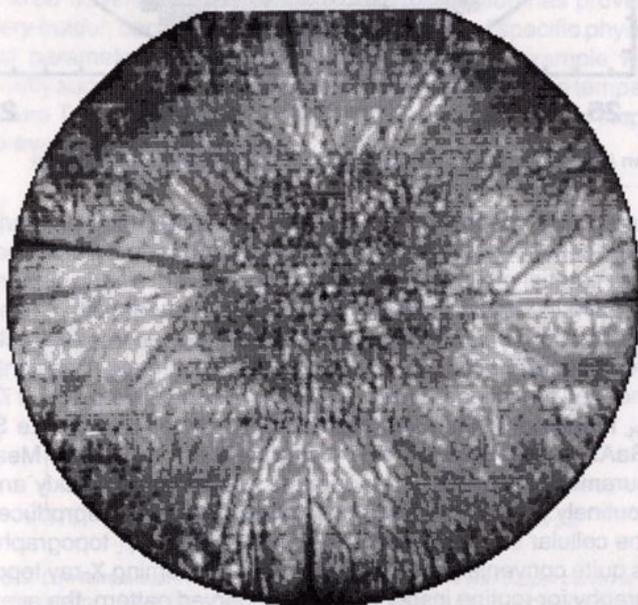
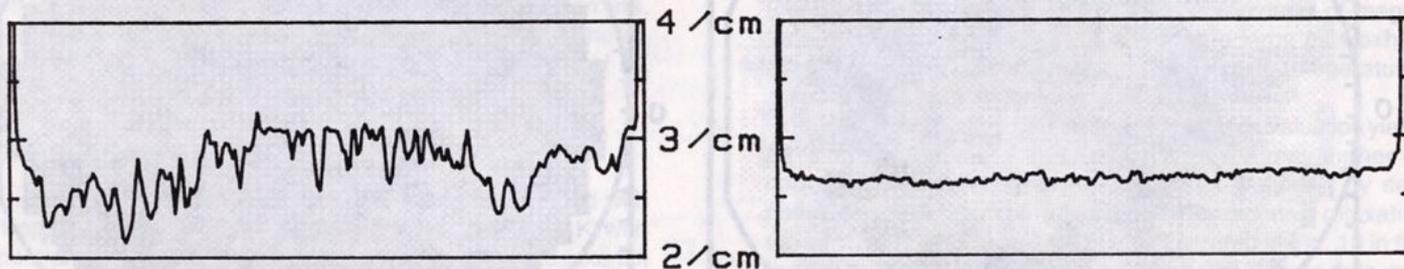


Fig. 6. Topograms and diameter linetraces of the below-bandgap EL2 absorption of a substrate cut from an as-grown ingot (left) and from material treated by post-growth annealing (right).

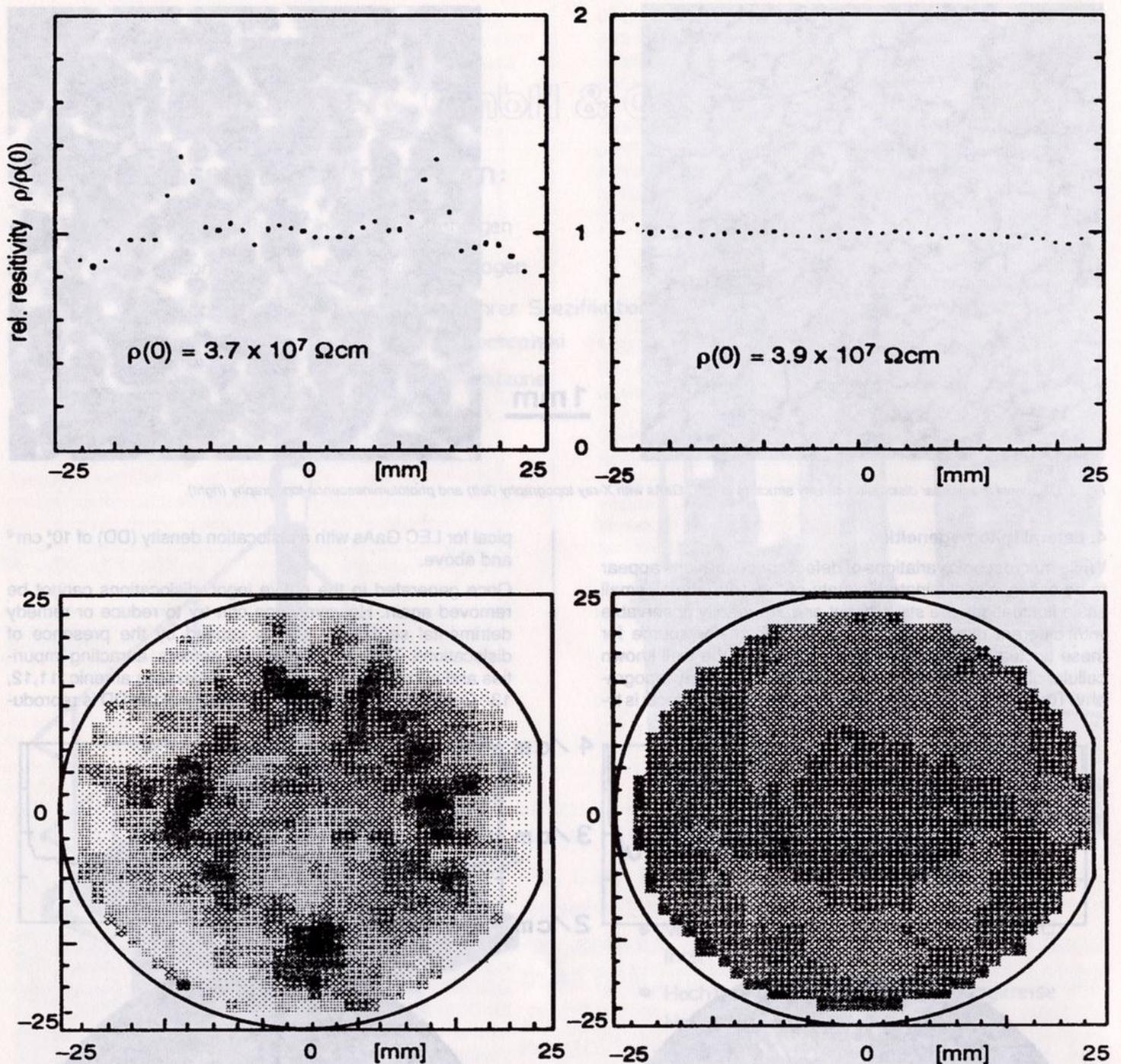


Fig. 7. Topograms and diameter line traces of the resistivity of substrates cut from an as-grown ingot (left) and from material treated by post-growth annealing (right).

ced in various optical and electric properties related to the respective inhomogeneous defect concentrations. A prominent example is the variation of the photoluminescence intensity (I_{PL}) shown in Fig. 5b, convincingly demonstrating the perfect lateral correlation to the DD (Fig. 5a).

In as-grown material, the below-bandgap absorption due to EL2/3/ exhibits the DD-related pattern, as is readily measured by absorption topography at $1 \mu\text{m}$ /14,15/, see Fig. 6. This means that during the cooling of the ingot after crystal growth EL2 is efficiently getterd by dislocations. It follows from eq. (1) that such material also exhibits electrical inhomogeneity, reproducing both macroscopic and cellular fluctuations of the DD. This has been shown directly by comparison of laterally resolved EL2 and measurements /16/.

Fortunately, EL2 inhomogeneities can be virtually eliminated by proper post-growth annealing, demonstrated in Fig. 6 for the EL2 absorption. As expected, such treatment also homogeni-

zes ρ very effectively. In Fig. 7, full resistivity topograms and line scans of wafers cut from as-grown and post-growth annealed material of the same ingot are reproduced, clearly demonstrating the drastic improvement of the ρ homogeneity. These results were obtained with a recently developed nondestructive method based on the evaluation of charge transients induced by voltage pulses applied to a capacitive probe /17/. I_{PL} topography has been used extensively to characterize Si GaAs nondestructively and topographically /18,19,20/. Measurements at ambient temperature can be done quickly and routinely. Again, the observed I_{PL} pattern generally reproduces the cellular structure (compare Fig. 5). Hence, I_{PL} topography is quite convenient to replace the time-consuming X-ray topography for routine inspection. The observed pattern, the average I_{PL} and its fluctuation amplitude are qualitative characterization values useful to assess the general wafer-to-wafer or batch-to-batch material uniformity /21/.

The physical origin of the very pronounced I_{PL} fluctuation (one order of magnitude in as-grown material) has long been under debate and is still not understood in full detail. Some recent results contributing to this problem will be presented below. As contrasted to EL2 absorption, homogenization of I_{PL} by post-

growth annealing is thus far only partially successful. Topograms of commercial substrates generally exhibit strong fluctuations that are quite characteristic for different substrate vendors. Fig. 8 shows three typical examples. Room temperature I_{PL} topography also provides for a qualita-

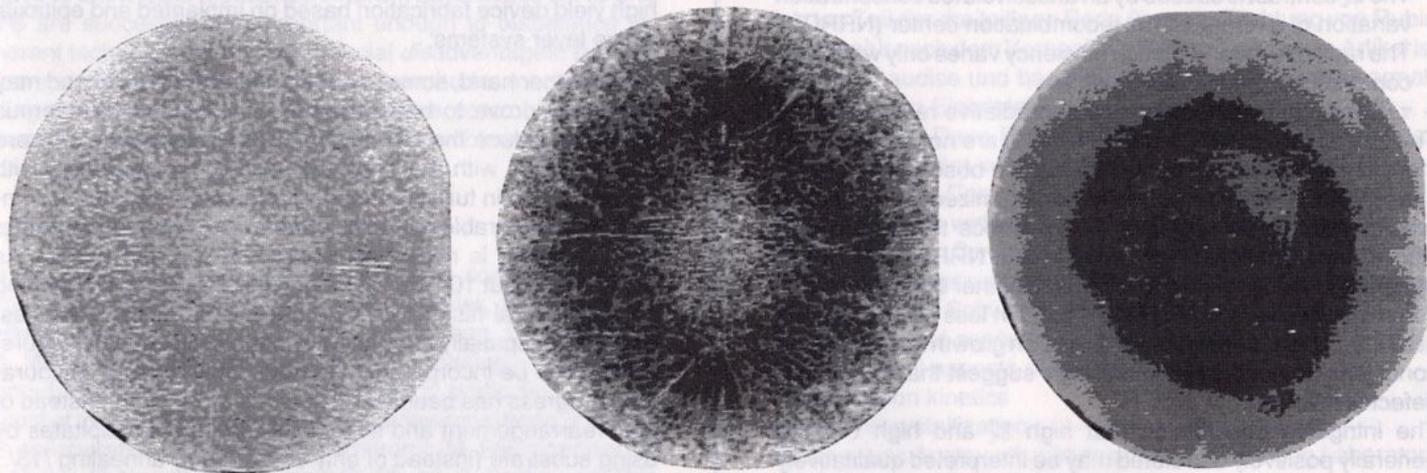


Fig. 8. Photoluminescence intensity topograms measured at room temperature showing patterns typical for three different substrate vendors.

tive assessment of the surface quality based on the consideration that *volume* specific patterns indicate not necessarily good, but at least homogeneous surface properties, whereas irregular patterns incompatible with the radial or fourfold symmetry properties or the dislocation structure of the ingot must be attributed to imperfect polishing, cleaning or surface stabilization processes. Such readily observable structures are, however, difficult to quantify, because the influence of the surface on I_{PL} depends on diffusion and drift of carriers. Systematic studies, including temperature dependent measurements, are still needed to fully exploit the potential of PL topography for the characterization of surfaces.

5. Topography of carrier lifetime

I_{PL} topography permits more detailed studies if combined with PL spectroscopy, i.e. if performed at low temperature (2 K) with spectral resolution. This arrangement either allows to take full spectra at selected spots of a wafer or to take I_{PL} topograms at a fixed wavelength. The latter mode of operation has proven very fruitful, because the lateral dependence of specific physical parameters can thus be evaluated. As an example we briefly summarize the topographic measurement of the temperature T_e of photoexcited carriers that allows, in a second step, to evaluate the carrier lifetime τ [22].

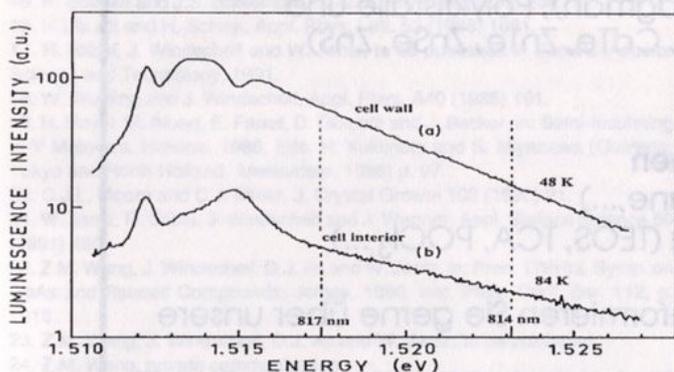


Fig. 9. Low temperature (2 K) PL spectra measured at the wall (upper curve) and in the interior of a dislocation density cell as shown in Fig. 5. Note the overall order-of-magnitude intensity difference and the different slopes of the high energy tails in logarithmic plot. The dashed vertical lines indicate the wavelengths at which topograms were recorded to deduce a topogram of the electron temperature T_e .

By photoexcitation with e.g. 514 nm Argon laser light, electrons are generated with an excess energy of $(h\nu_0 - E_g)$, where E_g is the gap energy at the sample temperature and $h\nu_0$ the photon energy. The valence band dispersion has been neglected. This excess electron energy is thermalized prior to recombination and manifests itself in an exponential high energy tail of the free exciton recombination line. Fig. 9 shows two representative spectra taken at the wall and in the interior of a dislocation cell (compare Fig.5). In addition to the expected order-of-magnitude overall intensity variation, the high energy tails exhibit different slopes. Hence the respective electron temperatures are different, as indicated in the figure.

Corresponding topographic measurement and evaluation yields an image of the lateral variation of T_e , which may further be converted into a topogram of the carrier lifetime τ by self-consistent calculation of radiative and nonradiative relaxation efficiencies [22,23]. The results are illustrated in Fig. 10 in the form of quantitative line traces, showing that lifetime data may

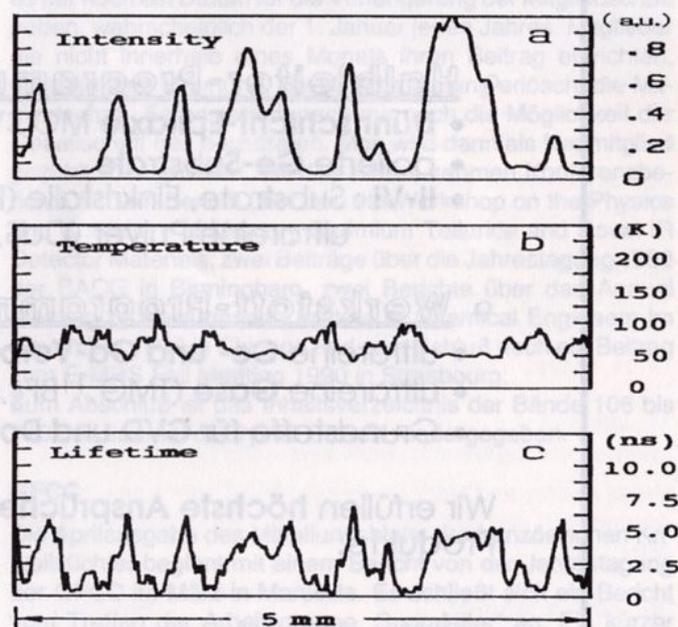


Fig. 10. Line traces of I_{PL} (a), T_e (b) and τ (c) across the diameter of a commercial substrate. The anticorrelation of I_{PL} and T_e as well as the correlation of I_{PL} and τ are clearly in evidence.

be obtained topographically and without high speed time-resolved measurement. The following important conclusions can be drawn:

- I_{PL} and T_e are anticorrelated, whereas I_{PL} and τ are directly correlated.
- The I_{PL} contrast is caused by an anticorrelated concentration variation of a nonradiative recombination center (NRRC).
- The radiative recombination efficiency varies only weakly as compared to the fluctuation of I_{PL} .
- τ is dominantly determined by nonradiative recombination. The NRRC (or possibly several NRRCs) are not yet positively identified. Clearly EL2 is ruled out by the observation that its concentration may be perfectly homogenized by annealing procedures that do not significantly reduce the I_{PL} contrast. Recent investigations even indicate that NRRC in as-grown material is anticorrelated to EL2 /5/. Another helpful information might be that epitaxial layers contain less NRRC's, if any at all /24/. The dependences of NRRC on growth and annealing conditions do not prove, but strongly suggest that an intrinsic defect is involved.

The intriguing observation that high I_{PL} and high DD are generally positively correlated may be interpreted qualitatively by the following suggestion: Dislocations attract NRRCs, partly deactivating them by concentration to a very small volume. A denuded, high brightness volume is thus created around the dislocations that overcompensates the adverse effect of high DD. Such denuded zones indeed have been observed with cathodoluminescence. The overcompensation concept also qualitatively accounts for the observation that *inverse* contrast pattern can be generated by specific annealing processes /5/.

6. Conclusion

It has been shown that intensive efforts to improve SI LEC GaAs have been successful in many ways, in particular concerning the control of compensation and the homogenization of resistivity. Available substrates with diameter up to 4" allow high yield device fabrication based on implanted and epitaxial active layer systems.

On the other hand, some serious problems still exist and may eventually prove to be unsolvable. For instance, numerous efforts to reduce the DD of LEC GaAs below 10^4 cm^{-2} were unsuccessful, with the only exception of heavy doping with indium, which in turn produced striation problems and a commercially intolerable reduction of wafer yield per ingot. Another basic problem is nonstoichiometry /25/, i.e. the excess As content of about 10^{19} cm^{-3} in as-grown LEC ingots. Depending on the thermal history arsenic precipitates of various sizes, once again spatially correlated with the cellular DD structure, continue to be incorporated in GaAs. Only recently encouraging progress has been made towards elimination (instead of only rearrangement and size modification) of precipitates by using substrate (instead of only whole-ingot) annealing /13/. Therefore, tedious and by now remarkably successful efforts have been made to develop alternative growth processes. Low DD material is obtained with HB growth. It appears that the cost- and waste-producing cutting of round wafers out of D-shaped slices is economically balanced by advantages (e.g. ingot length) of the HB process. Up to now, HB grown GaAs requires Cr doping to achieve SI quality, but the concentration needed and hence the concurrent reduction of mobility is steadily decreasing. The VB technique has also been devel-

Seit 30 Jahren sind wir einer der **führenden Hersteller** auf dem amerikanischen Markt für **Einkristalle und Reinstoffe**.
Jetzt sind unsere Produkte auch in Europa erhältlich.

EAGLE P ICHER

- Halbleiter-Programm:
 - **Dünnschicht-Epitaxie** MOCVD, LPE (CdTe/Al₂O₃, HgCdTe,...)
 - **polierte Ge-Substrate**
 - **II-VI** : Substrate, Einkristalle (PVT, Bridgman), Polykristalle und ultrareine Pulver (CdS, CdSe, CdTe, ZnTe, ZnSe, ZnS)
- Werkstoff-Programm:
 - **ultrareine Ge- und Ga-Verbindungen**
 - **ultrareine Gase** (TMG, ¹¹BF₃, Germane,...)
 - **Grundstoffe für CVD und Dotierung** (TEOS, TCA, POCl₃,...)

Wir erfüllen **höchste Ansprüche** und informieren Sie gerne über unsere Produkte:

Eagle-Picher Industries Materials GmbH
Verrenberger Weg 20, 7110 Öhringen
Tel: (07941)-6030 Fax: (07941)-60363

oped to meet industrial fabrication standards /26/. Like HB, it allows to grow material with low DD, however in the form of precisely cylindrical ingots, thus avoiding the HB-specific D-shaped slices.

Time and further refinement of the competing technologies will have to show if the mentioned inherent advantages of HB and VB are successful and important enough to outbalance inherent technological and commercial disadvantages, such as (compared to LEC) slower crystal growthrate, more demanding temperature stability, less effective control of impurity incorporation and possibly more serious problems with upgrading to larger ingot diameters.

Acknowledgements

It is a pleasure to acknowledge valuable contributions and stimulating advice of D. J. As, B. Dischler, N. Herres, P. Hiesinger, U. Kaufmann, R. Stibal, Z. M. Wang, J. Wagner and J. Windscheif. The permission of P. Hiesinger to present unpublished data (Fig. 4) is mentioned in particular.

Most of the results presented in this review have been obtained in collaboration with Wacker Chemitronic (M. Baumgartner, K. Löhnert, G. Nagel) and Siemens (H.Ch. Alt, G. Packeiser). This collaboration has been supported by the Bundesministerium für Forschung und Technologie under contracts NT 2716 and NT 2766.

References

1. See Company reports e.g. in recent issues of „GaAs News and Compound Semiconductor Newsletter“ and of „III-V's Review“.
2. H.S. Rupprecht and R. Diehl, *Bild der Wissenschaft* 8-1989, 36.
3. G.M. Martin, *Appl. Phys. Lett.* 39 (1981) 747.
4. M. Baemler, U. Kaufmann, P. Mooney and J. Wagner in: *Proc. of the 6th Conf. on Semi-Insulating III-V Materials*, Toronto, (IOP Publishing, 1990) p. 29.
5. H.Ch. Alt, M. Müllenborn and G. Packeiser in: *Proc. of the 6th Conf. on Semi-Insulating III-V Materials*, Toronto, (IOP Publishing, 1990) p. 309.
6. J. Wagner, M. Ramsteiner, H. Seelewind and J. Clark, *J. Appl. Phys.* 64 (1988) 802.
7. M.K. Nissen, T. Steiner, D.J.S. Beckett and M.L.W. Thewalt, *Phys. Rev. Lett.* 65 (1990) 2282.
8. B. Dischler, H. Seelewind and W. Jantz, *SPIE Vol.* 1145 (1989) 487.
9. M. Kiyama, K. Nanbu, T. Takebe, M. Yokogawa and T. Shirakawa, *Sumitomo Electric Techn. Rev.* 28 (1989) 211.
10. N. Herres, Z.M. Wang and D.J. As, *Kolloquium Röto '91*, KFA Jülich (1991), unpublished.
11. A.G. Cullis, P.D. Augustus and D.J. Stirling, *J. Appl. Phys.* 51 (1980) 2556.
12. E. Molva, Ph. Bunod, A. Chabli, A. Lombardot, S. Dubois and F. Bertin, *J. Crystal Growth* 103 (1990) 91.
13. M. Mori, G. Kano, T. Inoue, H. Shimakura, H. Yamamoto and O. Oda in: *Proc. of the 6th Conf. on Semi-Insulating III-V Materials*, Toronto, (IOP Publishing, 1990) 155.
14. J. Windscheif and W. Wettling in: *Defect Recognition and Image Processing in III-V compounds II*, Ed. E.R. Weber (Elsevier, Amsterdam, 1987) p. 195.
15. P. Dobrilla and J.S. Blakemore, *J. Appl. Phys.* 58 (1985) 208.
16. H.Ch. Alt and H. Schink, *Appl. Phys. Lett.* 52 (1988) 1661.
17. R. Stibal, J. Windscheif and W. Jantz, to be published in *Semiconductor Science and Technology*, 1991.
18. W. Wettling and J. Windscheif, *Appl. Phys.* A40 (1986) 191.
19. H. Hovel, M. Albert, E. Farrel, D. Guidotti and J. Becker, in: *Semi-Insulating III-V Materials*, Hakone, 1986, Eds. H. Kukimoto and S. Miyazawa (Ohmsda, Tokyo and North-Holland, Amsterdam, 1986) p. 97.
20. C.J.L. Moore and C.J. Miner, *J. Crystal Growth* 103 (1990) 21.
21. W. Jantz, R. Stibal, J. Windscheif and J. Wagner, *Appl. Surface Science* 50 (1991) 480.
22. Z.M. Wang, J. Windscheif, D.J. As and W. Jantz, in: *Proc. 17th Int. Symp. on GaAs and Related Compounds*, Jersey, 1990, *Inst. Phys. Conf. Ser.* 112, p. 1910.
23. Z.M. Wang, J. Windscheif, D.J. As and W. Jantz, to be published.
24. Z.M. Wang, private communication.
25. S. Martin, in: *Defect Control in Semiconductors*, K. Sumino ed., Elsevier Science Publ. B.V. (North-Holland) (1990) p. 795.
26. W.A. Gault, J.E. Clemans, J.H. Conway, F. Dominguez, T.I. Ejim, E.M. Monberg and F. Simchock, in: *Defect Control in Semiconductors*, K. Sumino ed., Elsevier Science Publ. B.V. (North-Holland) (1990) p. 653.

Mitteilungen anderer Gesellschaften

AACG

Den größten Teil der Frühjahrsausgabe des Newsletters der AACG nehmen zwei Fachartikel ein. Der eine besteht aus dem letzten Teil der dreiteiligen Serie über die Züchtung von Rubin und Saphir nach dem Verneuil-Verfahren. Der zweite Artikel ist von Bob Laudise und beschäftigt sich mit der Hydrothermal-Synthese von Einkristallen.

Zuvor ergreift Dave Brandle in der „President's Corner“ das Wort. Er berichtet kurz über die Themen der letzten Sitzung des „Executive Committee's“ in Boston. Einen größeren Teil seines Beitrags widmet er der Werbung neuer Mitglieder.

In der Rubrik „Crystal Growth Abroad“ wird das indische Kristallzüchtungszentrum an der Anna Universität in Madras vorgestellt. Die Schwerpunkte des Zentrums liegen bei

1. Experimental aspects of crystal growth
2. Theoretical aspects of crystal growth
3. Nucleation kinetics
4. Electrocrystallization

Einen regen Austausch gibt es mit dem Clarendon Laboratory der Universität Oxford, dem Kristallographischen Institut der Universität Moskau, dem MASPEC-CNR Labor in Parma und der University of Strathclyde in Glasgow. Unter dieser Rubrik findet sich auch ein Kurzbericht der Jahrestagung 1990 der israelischen Kristallzüchtergesellschaft. Es wird kurz mitgeteilt, daß am 1.12.1990 in Korea die „Korean Association of Crystal Growth (KACG)“ gegründet wurde. Den Abschluß der Frühjahrsausgabe bildet ein Tagungskalender. Weitere Ausgaben des AACG-Newsletters lagen noch nicht vor.

BACG

Auch vom BACG Newsletter liegt nur die Juni-1991-Ausgabe vor. Dieses Heft beginnt mit den „Chairman's Notes“ von Peter Dryburgh. In diesem Beitrag legt er den Schwerpunkt auf die Probleme, die die Führung einer Gesellschaft mit sich bringt, und hier insbesondere die Führung der Mitgliederliste. (Ich denke auch unser Schriftführer und unser Schatzmeister können ein Lied über Karteileichen singen.) Die Führung der BACG hat sich entschlossen, eine rigorosere Handhabung der Mitgliedschaft in der Gesellschaft einzuführen. In Zukunft soll es nur noch ein Datum für die Verlängerung der Mitgliedschaft geben, wahrscheinlich der 1. Januar jeden Jahres. Mitglieder die nicht innerhalb eines Monats ihren Beitrag entrichten, erhalten eine Mahnung. Bei Nichtbezahlung erlöscht die Mitgliedschaft. Es besteht danach nur noch die Möglichkeit der Gesellschaft neu beizutreten. Man wird dann als Neumitglied gezählt. Den größten Teil des Heftes nehmen Konferenzberichte ein: ein Bericht über den 9th Workshop on the Physics and Chemistry of Mercury Cadmium Telluride and Novel IR Detector Materials, zwei Beiträge über die Jahrestagung 1990 der BACG in Birmingham, zwei Berichte über das Annual Meeting of the American Institute of Chemical Engineers im November 1990 in Chicago und zum Schluß noch ein Beitrag zum E-MRS Fall Meeting 1990 in Strasbourg. Zum Abschluß ist das Inhaltsverzeichnis der Bände 106 bis 110 des *Journal of Crystal Growth* wiedergegeben.

GFCC

Die Aprilausgabe des Mitteilungsblatts der französischen Kristallzüchter beginnt mit einem Bericht von der Jahrestagung der GFCC im März in Marseille. Es schließt sich ein Bericht vom Treffen der Arbeitsgruppe „Supraleiter“ an. Ein kurzer Artikel behandelt die Synthese von Mineralien tieferer Erdschichten. Abgerundet wird das Heft mit Tagungsankündigungen.

Die französische Kristallzüchtergesellschaft hat jetzt ein „Kristallverzeichnis“ erstellt. Es enthält die Labors, die sich in Frankreich mit Kristallzüchtung befassen, und die verfügbaren Kristalle. Das Verzeichnis liegt beim Schriftführer. Interessenten mögen sich an diesen wenden.

Tagungskalender

1991

25.–26. November Berlin / D
Sitzung des Arbeitskreises Epitaxie von III-V-Halbleitern
Prof. K. Jacobs, Humboldt Universität Berlin, Sektion Physik, Ber. Krist., Invalidenstr. 10, O-1040 Berlin

18. November – 6. Dezember Trieste / I
School on Materials for Electronics: Growth, Properties and Application
International Centre for Theoretical Physics, P.O. Box 586, 34100 Trieste Italy

19.–22. November Tokyo / Japan
1st International Conference on Atomically Controlled Surfaces and Interfaces
Prof. M. Ito, Japan Society of Applied Physics, Thin Film and Surface Physics Division, Kunikatsu Bldg., 2–6. Kudan-Koto 1 Chome, Chiyoda-Ku, Tokyo 102, Japan

2.–6. Dezember Boston / USA
MRS Fall Meeting
Julia M. Phillips, AT&T Bell Labs., Room, 1D-158, 600 Mountain Ave., Murray Hill, NJ 07924-2070, U.S.A.

1992

9.–13. März Dresden / D
DGKK – Jahrestagung 1992
Zentralinstitut für Werkstofforschung, z.Hd. Herrn Jurisch, Helmholtzstr. 20, O-8027 Dresden, D

April Prag / CS
12. General Conference of the Condensed Matter Division of the European Physical Society (EPS)
Czechoslovak Academy of Science, Inst. of Science, attn.: V. Smid, Na Slovance 2, CS-18040 Prague 2, Czechoslovakia

28.–30. Mai Wien / A
Hauptversammlung 1992 der Deutschen Bunsen-Gesellschaft für Physikalische Chemie: „Festkörper: Struktur und Bindung“
Dr. H. Behret, Varrentrappstr. 40–42, 6000 Frankfurt/Main

19.–23. Juli Southampton / U.K.
International Conference on Narrow Gap Semiconductors
Helen Palfrey and Mark Brummel, NGS Conference, Dept. of Aeronautics and Astronautics, Univ. of Southampton, S09 5NH, U.K.

30. Juli – 1. August Enschede / N
2nd European Powder Diffraction Conference (EPdc-2)
Dr. T. Ryan, Philips Analytical, Lelyweg 1, 7602 AE Almelo, The Netherlands

2.–7. August Enschede / N
14th European Crystallographic Meeting (ECM-14)

Dr. H.J. Bruins Slot, CAOS/CAMM Center, University of Nijmegen, Toernooiveld, 6525 Ed Nijmegen, The Netherlands

9.–14. August Palm Springs (CA) / U.S.A.
8. International Summer School on Crystal Growth

16.–21. August San Diego (CA) / U.S.A.
10. International Conference on Crystal Growth (ICCG-10)
C.D. Brandle, AT&T Bell Laboratories, 600 Mountain Ave., Rm. 7C-403 Murray Hill, NJ 07974, Fax: (908) 582-5917

24.–28. August Schwäbisch Gmünd / D
7th International Conference on Molecular Beam Epitaxy (MBE-VII)

Dr. K. Ploog, MBE-VII Chairman, Max-Planck-Institut für Festkörperforschung, P.O. Box 80 06 65, D-7000 Stuttgart 80, Germany

7.–11. September Glasgow / U.K.
2nd International Workshop on Crystal Growth of Organic Materials (CGOM2)
CGOM2 Conference Secretariat, Meeting Makers, 50 Richmond Street, Glasgow G1 1XP, Scotland

7.–12. September Granada / E
10th European Congress on Electron Microscopy (EUREM 92)
Dr. A. Rios, Dept. of Cell Biology, Fac. of Sciences, University of Granada, 18071 Granada, Spanien

1993

1.–8. September Beijing / PRC
16. Triennial General Assembly and International Congress of the International Union of Crystallography
Prof. M.-C. Shao, Institute of Physical Chemistry, Department of Chemistry, Peking University, Beijing 100871 China

1994

Juli 1994 Freiburg
ICVGE-8, Chairman: K.W. Benz

Software - Angebot

CRYSCOMP—Kristallberechnung, Eingabe: Gitterparameter und Kristallsystem. Berechnet werden: Elementarzellen-Volumen, Netzebenenabstände, Winkelkoordinaten, Projektionen, Achsentransformationen und alles, was der Kristallograph benötigt.

CRYSDRAW — Zeichnen von Kristallen, Eingabe: Gitterparameter, Kristallklasse. Zeichnen eines Kristallpolyeders mit beliebigen Flächen bzw. Formen aus jeder gewünschter Blickrichtung.

Kopien sind erhältlich in MS-DOS (IBM-kompatibel) oder für Commodore C=64 (Diskette oder Kassette). Unverbindlicher Preisvorschlag (für beide Programme im Paket): 199 DM für Privatpersonen; 299 DM für Institute oder Firmen. Gegen Einsendung einer Schutzgebühr von 10 DM erhalten Sie eine Diskette zugesandt. Bezahlung erst nach erfolgreicher Erprobung bei Verrechnung der Schutzgebühr. Bestellungen an unser **Mitglied Prof. J. Bohm, Zentralinstitut für Optik und Spektroskopie, Rudower Chaussee 6, O-1199 Berlin.**

Personalien

a) Veränderungen

Carls, Sabine, Dipl.-Mineralogin
 READYMIX
 Institut für Baustoffe
 Daniel-Goldbach-Str. 25
 W-4030 Ratingen
 Tel.: 02102/401-539 Mitgliedsnummer: 534 M Edat.: 04/04/89
 Präparation und Charakterisierung von Keramiken und Kristallen im Mehrstoffsystem Ti-Ba-Ca-Cu-O, Kristallwachstumsmechanismen von Oxiden

Leckebusch, Rudolf, Dr., Dipl.-Mineraloge
 Hamburger Str. 10
 W-6236 Eschborn
 Tel.: 06196/483094 Mitgliedsnummer: 51 M Edat.:
 Kristallzüchtung, Spektroskopie

Mateika, Dieter, Dr., Mineraloge
 Philips GmbH
 Forschungslaboratorium Aachen
 Weißhausstraße
 W-5100 Aachen
 Tel.: 0241/6003-256 Mitgliedsnummer: 56 M Edat.:
 Fax.: 0241/6003-465
 Ziehen aus der Schmelze, spez. hochschmelzende Oxide, Automatisierung der Kristallzüchtung

Sickinge, Peter, Dr., Dipl.-Mineraloge
 Kayser-Threde GmbH
 Wolfratshauser Str. 48
 W-8000 München 70
 Tel.: 089/72495-230 Mitgliedsnummer: 423 M Edat.: 01/01/86
 Kristallzüchtung unter Mikrogravitation, Entwicklung und Bau von Kristallzüchtungsanlagen

Winkler, Gerhard, Dr., Dipl.-Chem.
 Am Reisenbrook 43e
 W-2000 Hamburg 67
 Tel.: 040/6039006 Mitgliedsnummer: 100 M Edat.: 25/06/70
 Kristallzüchtung oxidischer Materialien

Decker-Schultheiß, Gisela, Dipl.-Mineralogin
 Heidelberger Zement
 Abt. Forschung, Entwicklung
 W-6906 Leimen
 Tel.: 06224/703-495 Mitgliedsnummer: 455 S Edat.: 02/07/86

Dieter, Ralph J., Dipl.-Phys.
 4. Physikalisches Institut
 Kristalllabor der Universität
 Pfaffenwaldring 57
 W-7000 Stuttgart 80
 Tel.: 0711/685-4957 Mitgliedsnummer: 501 M Edat.: 01/04/88
 Fax.: 0711/685-3500
 MOVPE, Röntgendiffraktometrie, Solarzellen auf II-V-Halbleiterbasis, Strained-layer-Superlattices

Fraunhofer-Institut für
 chem. Technologie
 z.Hd. Dr. W. Engel
 J.v. Fraunhoferstraße
 W-7507 Pfinztal-Berghausen
 Tel.: 0721/4640-144 Mitgliedsnummer: 104 K Edat.: 07/07/70
 Fax.: 0721/4640-111
 Lösungszüchtung (Ammonperchlorat, Hexogen), thermische

Analyse mit Hilfe der Röntgenbeugung, speziell Phasenumwandlungen

Felde vom, Dieter, Industriekaufmann
 Messer-Griesheim GmbH
 Südbeckenstr. 20a
 W-7500 Karlsruhe
 Tel.: 0721/55990-32 Mitgliedsnummer: 387 M Edat.: 06/02/85
 Gase für die Halbleitertechnik

Hüben-Riechert, Werner, Dr., Dipl.-Chem.
 Kristall-Technologie A. Maier
 Stegwiesen 2
 W-7959 Schwendi
 Tel.: 07347/61-0 Mitgliedsnummer: 416 M Edat.: 23/09/85
 Einkristallzüchtung incongruent-schmelzender Systeme, Impedanzspektroskopie, DTA, DMC

Kohler, Heinz-Georg, Dipl.-Ing.
 Philips GmbH
 Forschungslaboratorium Aachen
 Weißhausstraße
 W-4100 Aachen
 Tel.: 0241/6003-447 Mitgliedsnummer: 41 M Edat.: 02/12/70
 Fax.: 0241/6003-465
 Automatisierung der Kristallzüchtung, Czochralski-Züchtung, spez. Granate

Lange, Hans Peter, Dr.
 Siemens AG,
 Abt. AUT V371 SW
 Dynamostr. 4
 W-6800 Mannheim
 Tel.: 0621/456-2440 Mitgliedsnummer: 430 M Edat.: 01/01/86
 Fax.: 0621/456-3599
 Röntgenanalysetechnik

Otto, Hans Hermann, Prof. Dr., Dipl.-Mineraloge
 TU Chlausthal
 Institut für Mineralogie
 Adolph-Roemer-Str. 2a
 W-3392 Clausthal-Zellerfeld
 Tel.: 05323/72-3860 Mitgliedsnummer: 227 M Edat.: 01/01/80
 ferroische Materialien, Kristallstrukturanalyse anorg. Materialien, Quasikristalle, Kristallzüchtung, spez. Pb-Germanate, Cd-Mn-Selenide und -Telluride, Hochtemperatursupraleiter, Cluster-Kristallographie

Probst, Ursula, Dr., Dipl.-Mineralogin
 Kaiserstuhlstr. 13
 W-7801 Schallstadt
 Tel.: 07664/5712 Mitgliedsnummer: 351 M Edat.: 01/04/84
 II/VI-Verbindungen

Reichelt, Klaus, Prof. Dr. Dipl.-Phys.
 Aachener Str. 115
 W-5102 Würselen
 Mitgliedsnummer: 151 M Edat.: 04/05/73
 Epitaxie, amorphe Filme, Ion-mixing, Ionenanalyse

Streubel, Klaus, Dr., Dipl.-Phys.
 Swedish Institute of
 Microelectronics
 Isafjordsgatan 6, S-164 21 Kista, Schweden
 Tel.: 46/87521000 Mitgliedsnummer: 368 M Edat.: 01/12/84
 Halbleitermaterialien, spez. III/V-Halbleiter, Röntgendiffraktometrie, Gasphasenepitaxie mit metallorganischen Ausgangsverbindungen (MOVPE), MOVPE mit Addukten

Trauth, Jürgen, Dr., Dipl.-Mineraloge
 Fraunhofer-Institut für
 Kurzzeiddynamik EMI
 Eckerstr. 4
 W-7800 Freiburg
 Tel.: 0761/2714-373 Mitgliedsnummer: 434 M Edat.: 01/04/86
 Fax.: 0761/2714-
 Explosivverdichtung, Pulverdifraktometrie

Tillmanns, Ekkehart, Prof. Dr., Hochschullehrer
 Institut für Mineralogie und
 Kristallographie Uni. Wien
 Dr.-Karl-Lueger-Ring 1
 A-1010 Wien
 Tel.: 00431/401032333 Mitgliedsnummer: 181 M
 Edat.: 01/01/76
 Fax.: 00431/4088725
 Kristallchemie von Mineralien, Phasenbeziehungen in oxidischen Systemen

Völkl, Johannes, Dr., Dipl.-Ing.
 Siemens AG ZFE ME AMF 33
 Günter-Scharowsky-Str. 2
 W-8520 Erlangen
 Tel.: 09131/7-32407 Mitgliedsnummer: 269 M Edat.: 01/01/83
 Fax.: 09131/7-32469
 Kristallzüchtung und Epitaxie von III-V-Halbleitern

Vennemann, Petra, Dipl.-Mineralogin
 Mitsubishiidenki
 Kita-Itami Works
 4-1 Mizuhara Itami
 Hyogo 664, Japan
 Mitgliedsnummer: 492 M Edat.: 13/11/87
 Fax.: 727-72-6592

Zimmermann, Harald, Dr., Dipl.-Phys.
 MICRON GmbH
 Pilotystr. 4
 W-8000 München 22
 Tel.: 08092/21525 Mitgliedsnummer: 310 M Edat.: 01/10/83
 Fax.: 08092/20829
 Kristallzüchtung, Epitaxie, Bauelementetechnologie

b) Neumitglieder

Kamp, Norbert, Ing.
 Steremat GmbH
 Bouchéstr. 12
 O-1193 Berlin
 Tel.: 0037/2/2714-414 Mitgliedsnummer: 634 M
 Edat.: 01/04/91
 Fax.: 0037/2/2727686
 Kristalltechnik (Anlagentechnik), Czochralski- und Floatzone-Technik

Metzner, Gunter, Dipl.-Physiker
 Steremat GmbH
 Bouchéstr. 12, O-1193 Berlin
 Tel.: 0037/2/2714-297 Mitgliedsnummer: 635 M
 Edat.: 01/04/91
 Fax.: 0037/2/2727686
 Kristallzüchtung und Anlagentechnik, Czochralski- und Floatzone-Technik

Zharikov, Evgeny, Prof. Dr.
 IOFAN
 General Physics Institute

Vavilovstr. 38
 117942 Moscow
 U.S.S.R.
 Tel.: 132-8352 Mitgliedsnummer: 636 M Edat.: 01/04/91
 Fax.: 135-0270
 Züchtung oxidischer Laserkristalle, insb. Granate mit veränderlicher Zusammensetzung und Mehrfachdotierung, Untersuchung und Charakterisierung von Festkörpermaterialien

Pfeifer, Egon, Dr.
 Jenaoptik Carl Zeiss GmbH
 GB Kristalle
 Carl-Zeiss-Str. 1
 O-6900 Jena
 Tel.: 0037/78/83-3558 Mitgliedsnummer: 637 M
 Edat.: 01/04/91
 Fax.: 0037/78/424514
 Züchtung oxidischer, optischer Kristalle (Laserkristalle); Czochralski-Verfahren: Technisch-technologisch und Theorie (Wachstumskinetik, Transportvorgänge); Festkörperlasermaterialien

Unangst, Dietrich, Prof. Dr., Dipl.-Physiker
 Inst. für Optik u. Quantenel.
 der Universität Jena
 Max-Wien-Platz 1
 O-6900 Jena
 Tel.: 0037/78/8226240 Mitgliedsnummer: 638 M
 Edat.: 01/06/91
 Fax.: 0037/78/8222345
 Röntgenstrukturanalyse, Realstruktur, Röntgentopographie, Gerätebau

Dressler, Ludwig, Dr., Dipl.-Physiker
 Inst. für Optik u. Quantenel.
 der Universität Jena
 Max-Wien-Platz 1
 O-6900 Jena
 Tel.: 0037/78/8226250 Mitgliedsnummer: 639 M
 Edat.: 01/06/91
 Fax.: 0037/78/8222345
 Röntgen-Kristalldiagnostik, Kristallzüchtung (insb. opt. Materialien), (Real-)Struktur-Eigenschaftsbeziehungen

Ahlers, Dieter, Chemieing.
 FH-Münster
 Fachbereich Chemieing.
 Steigerwaldstr. 39
 W-4430 Steinfurt
 Tel.: 02551/149-0 Mitgliedsnummer: 640 M Edat.: 01/06/91
 oxidische Kristalle, Supraleitung

Bungert, Jan, Student
 Kristallographisches Institut
 der Universität
 Hebelstr. 25
 W-7800 Freiburg
 Tel.: 0761/203-4298 Mitgliedsnummer: 641 S Edat.: 01/07/91
 Fax.: 0761/203-4369
 Züchtung und Charakterisierung von CdTeSe

Rupp, Edgar, Student
 Kristallographisches Institut
 der Universität
 Hebelstr. 25
 W-7800 Freiburg
 Tel.: 0761/203-4287 Mitgliedsnummer: 642 S Edat.: 01/07/91
 Charakterisierung von II-VI-Verbindungshalbleitern, Kristallisa-

tionsverfahren, Phasendiagramme, Wachstumsformen

Lenz, Annett, Studentin
Philipp-Rosenthal-Str. 33 Zi. 742
O-7010 Leipzig

Mitgliedsnummer: 643 S Edat.: 01/09/91
Kristallchemie, Kristallographie, Strukturanalyse

Wehrhan, Ortrud, Dr., Kristallographin
Friedrich-Schiller-Universität
Physik.-Astronom. Fakultät
Max-Wien-Platz 1

O-6900 Jena
Tel.: 0037/78/8226250 Mitgliedsnummer: 644 M
Edat.: 01/09/91
Fax.: 0037/78/8222345

Schmelzzüchtung und Charakterisierung optischer Kristalle
(bes. röntgenographische Charakterisierung von Alkalihalo-
geniden)

Härtwig, Jürgen, Dr., Physiker
Friedrich-Schiller-Universität
Physik.-Astronom. Fakultät
Max-Wien-Platz 1

O-6900 Jena
Tel.: 0037/78/8226252 Mitgliedsnummer: 645 M
Edat.: 01/06/91
Fax.: 0037/78/8222345

Charakterisierung mit Röntgenmethoden, dynamische Inter-
ferenztheorie, Oberflächenanalytik, optische und Halbleiter-
kristalle u.a.

Lerche, Volker, Dipl.-Physiker
Friedrich-Schiller-Universität
Physik.-Astronom. Fakultät
Max-Wien-Platz 1

O-6900 Jena
Tel.: 0037/78/8225223 Mitgliedsnummer: 646 M
Edat.: 01/06/91
Röntgendiffraktometrie und -topographie zur Untersuchung
der Realstruktur einkristalliner Materialien

Schön, Silke, Kristallographin
Hahn-Meitner-Institut
Glienicke Str. 100, S4
W-1000 Berlin 39

Tel.: 030/8009-2157 Mitgliedsnummer: 647 M Edat.: 01/07/91

Posch, Uwe, Dr., Chemiker
AVL Prof. List GmbH
Kleiststr. 48
A-8020 Graz

Tel.: 0093/316987534 Mitgliedsnummer: 649 M
Edat.: 01/09/91
Fax.: 0093/316987550

Steer, Christian, Dipl.-Ing., Student
CNRS-Phase
23, Rue du Loes
F-67037 Strasbourg CEDEX

Tel.: 0033/8828-6205 Mitgliedsnummer: 650 S
Edat.: 01/10/91
Computersimulation, CdTe, Bridgman

Stellengesuch

Dipl. Mineralogin (01/1985), Promotion (04/1989, Universität
Freiburg) Arbeitsschwerpunkte Kristallzüchtung und
Charakterisierung von Halbleitern, sucht nach 2-jähriger
Forschungstätigkeit in Frankreich ein neues Aufgabenfeld in
Materialentwicklung und Produktion, in das Erfahrungen der
Edelmetallbe- und -verarbeitung (Meisterbrief) eingebracht
werden können.

Dr. U. Probst, Kaiserstuhlstraße 13, 7801 Schallstadt

DGKK-Stichwortliste

Materialien

- 000**
 001 Elementkristalle
 002 Ionenkristalle
 003 Metalle/Legierungen
 009 Andere
- 010 Elementhalbleiter**
 011 Si
 012 Ge
 019 Andere
- 020 Verbindungshalbleiter**
 021 IV-IV
 022 III-V
 023 II-VI
 024 ternäre
 025 multinäre
 029 Andere
- 030 Oxidkristalle**
 031 HT-Supraleiter
 032 Granate
 039 Andere
- 040 Halogenide**
050 Chalkogenide
060 Pniktide
070 Organische Materialien
099 Andere

Wachstumsformen

- 100 Aggregation**
 101 Massivkristalle
 102 Dünne Schichten
 103 Massenkristallisation
 109 Andere
- 110**
 111 Monokristalle
 112 Zwillingskristalle
 113 Polykristalle
 114 Keramische Materialien
 115 Amorphe Materialien
 116 Flüssig-Kristalle
 117 Polymere
 119 Andere

Kristallisationsverfahren

- 200 Schmelzzüchtung**
 201 Czochralski
 202 LEC
 203 Skull/Kalter Tiegel
 204 Kyropolus
 205 Bridgman
 206 Float Zone
 207 Schmelzzonen
 208 THM
 209 Gerichtetes Erstarren
 210 Verneuil
 219 Andere
- 220 Gasphasenzüchtung**
 221 CVD/CVT
 222 PVD
 223 MOCVD
 229 Andere
- 230 Lösungszüchtung**
 231 wässrige Lösung
 232 Flux
 233 THM
 234 Hydrothermal
 235 Gelzüchtung
 239 Andere
- 240 Epitaxie**
 241 CVD
 242 VPE
 243 LPE
 244 MBE
 245 MOCVD
 249 Andere
- 250 Züchtung unter μg**
260 Elektrokristallisation
270 Rekristallisation/Sintern
299 Andere

Apparatives

- 300 Heizmethoden**
 301 Widerstandsheizung
 302 Hochfrequenzheizung
 303 Laserheizung
 304 Elektronenstrahlheizung
 305 Optische Heizung
 309 Andere
- 310 Mech. Translation**
 311 Linearbewegung
 312 Drehung
 319 Andere
- 320 Anlagen**
 321 Czochralskianlagen
 322 Bridgmananlagen
 323 Epitaxieanlagen
 324 Zonenschmelzanlagen
 329 Andere
- 399 Andere**

Herstellung hochreiner Ausgangsmaterialien

- 400**
- Charakterisierung**
500 Stöchiometrie
 501 Mikrosondenmessungen
 502 Chem. Analyse
 503 Atomabsorption
 504 Massenspektrometrie
 505 thermische Analyse
 509 Andere

510 Chemische Charakterisierung

- 511 chem. Ätzen
 512 el. chem. Ätzen
 513 plasma Ätzen
 519 Andere

520 Elektrische Charakterisierung

- 521 Hall
 522 Leitfähigkeit
 523 Beweglichkeit
 524 Lebensdauer
 525 Photovoltaik
 529 Andere

530 Opt. Charakterisierung

- 531 Spektrometrie
 532 Kristalloptik
 533 Elektronenmikroskopie
 534 Metallographische Methoden
 539 Andere

540 Röntgen Methoden

- 541 Röntgen-Topographie
 542 Röntgen-Spektrometrie
 543 Röntgen-Fluoreszenz
 549 Andere Röntgenmethoden

550 Sonstige Methoden

- 551 Gammastrahlung
 552 Radioaktive Strahlung
 559 Andere

560 Oberflächenanalyse

- 561 AUGER
 562 LEED
 563 LEELS
 564 RHEED
 565 SEM
 566 TEM
 567 UPS
 568 XPS
 569 Andere

599 Andere

Phasendiagramme (Thermodynamik)

- 600 Phasendiagramme**
610 Thermochemische Daten
620 Diffusionskoeffizienten
630 Verteilungskoeffizienten
640 Elektrochemische Daten
699 Andere

Kristallperfektion

- 700**
 701 Punktdefekte
 702 Gitterdefekte
 703 Versetzungen
 704 Stapelfehler
- 710 Kleinwinkelkorn Grenzen**
720 Einschlüsse
799 Andere
- Theorie**
800 Kristallstruktur
810 Baufehler
820 Grenzflächenphänomene
830 Oberflächenphänomene
840 Konvektion/Strömung
850 Computersimulation
860 Wachstumskinetik
 861 Keimbildung
 862 Kristallwachstum
 863 Transportvorgänge
- 899 Andere**

Wenn Sie auf dem Gebiet Kristallwachstum, -züchtung, -charakterisierung und -anwendung tätig und noch nicht Mitglied der Deutschen Gesellschaft für Kristallwachstum und Kristallzüchtung (DGKK) sind, so treffen Sie eine wichtige Entscheidung und

werden Sie Mitglied der DGKK!

- Sie sind willkommen in einem Kreis von über 400 Fachkollegen, die einer Gesellschaft angehören, deren Zweck ist
- Forschung, Lehre und Technologie auf dem Gebiet von Kristallwachstum und Kristallzüchtung zu fördern,
 - über entsprechende Arbeiten und Ergebnisse durch Tagungen und Mitteilungen zu informieren,
 - wissenschaftliche Kontakte unter den Mitgliedern und die Beziehung zu anderen wissenschaftlichen Gesellschaften zu fördern, sowie
 - die Interessen ihrer Mitglieder auf nationaler und internationaler Ebene im Sinne der Gemeinnützigkeit zu fördern.

DGKK-Schriftführer
Dr. H. Walcher
Fraunhofer-Gesellschaft
Inst. f. Angew. Festkörperphysik
Tullastraße 72
D-7800 Freiburg

Damit kann die Gesellschaft zu einer wesentlichen Unterstützung Ihrer beruflichen Aktivitäten beitragen. Zögern Sie daher nicht und senden Sie noch heute das ausgefüllte Anmeldeformular ab!
(Jahresbeitrag DM 30,—, für Studenten DM 15,—)

Antrag auf Mitgliedschaft / Änderung

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: _____

Dienstanschrift: _____
(Name) (Vorname) (Titel) (Beruf)

*) _____
(Firma, Institut, etc.)

(Straße, Haus-Nr.)

(PLZ, Ort) (Telefon)

(FAX) _____

Privatanschrift: _____
(Straße, Haus-Nr.)

*) _____
(PLZ, Ort) (Telefon)

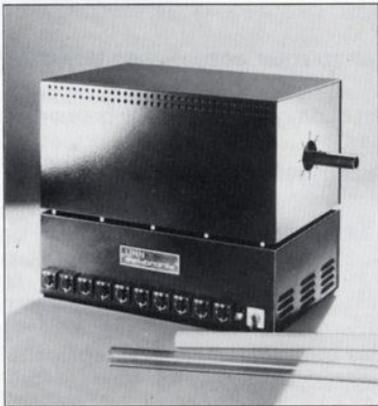
Wissenschaftliche Interessen- und Erfahrungsgebiete (Stichworte):

Tätigkeit und Erfahrung mit maximal 10 Stichwortnummern charakterisieren (s. Liste).
1.:.....; 2.:.....; 3.:.....; 4.:.....; 5.:.....; 6.:.....; 7.:.....; 8.:.....; 9.:.....; 10.:.....;

_____ den _____
(Unterschrift)

*) bitte unbedingt ankreuzen, unter welcher Anschrift der Schriftwechsel geführt werden soll.

LINN High Therm DAS UMFASSENDE PROGRAMM



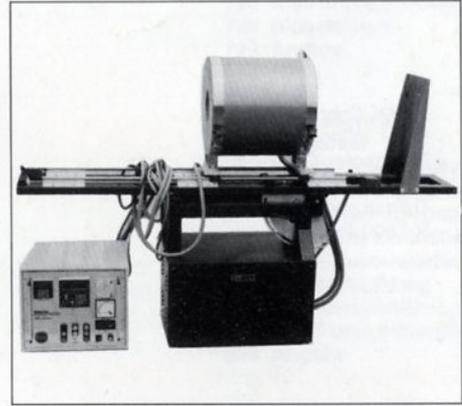
FuE-Rohröfen

zum thermischen Modellieren
20 (Halb)Zonen einzeln regelbar
Temperaturbereich bis 1300° C
Quarz-, Graphit, Keramik-
und Metallrohre
mehrere Rohrdurchmesser
100 % Faserisolierung



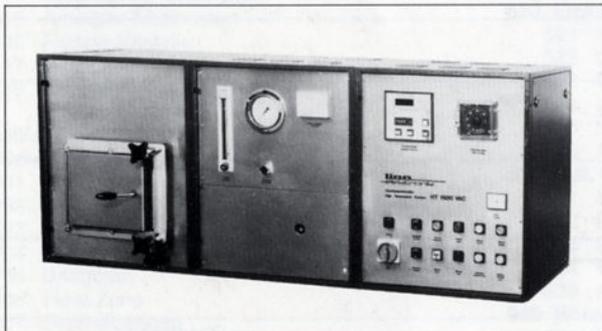
Mini-Spiegelöfen

kompakteste Abmessungen
mit Schutzgasbetrieb
2 x 150 Watt Strahler
Temperaturbereich bis 2000° C
Kontrolleuchten für Wasser-
mangel, Übertemperatur und
Schutzgas
auch größere Sonderanlagen



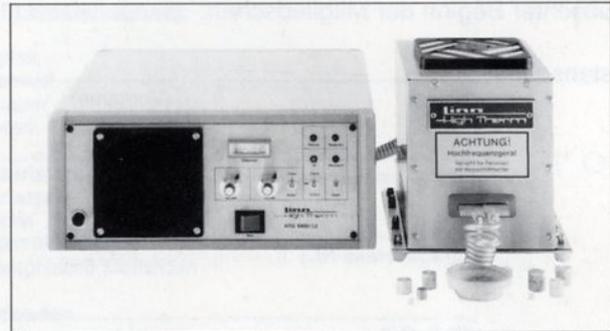
Rohröfen

um 90° klappbar, ermöglicht horizontalen
und vertikalen Betrieb
verfahrbar von 2 bis 200 mm/h
1 oder 3 beheizte Zonen
Temperaturbereich bis 1700° C (vertikal)
100 % Faserisolierung
verschiedene Größen



Hochtemperaturöfen

vakuumdicht und schutzgasdicht
Kammervolumen 4, 26 und 52 Liter
für oxidierende und reduzierende Atmosphären
Temperaturbereich 1300° C, 1600° C und 1800° C
für alle Erwärmungsprozesse
100 % Faserisolierung
große Auswahl an Temperaturregelungen
NEU: 2100° C unter oxidierender Atmosphäre



Hochfrequenz-Generatoren

in Halbleitertechnik
zum induktivem Löten von z.B. Metall-Keramik-Verbin-
dungen
tiegelloses Schwebeschmelzen
HF-Ausgangsleistung 1,3 kW
sehr hoher Wirkungsgrad
äußerst kompakt B 470 x H 160 x T 400 mm
geringes Gewicht
bis 20 m absetzbarer HF-Generator als Option
weitere Generatoren bis 12 kW

linn GmbH
High Therm

Heinrich-Hertz-Platz 1 · Eschenfelden · D-8459 Hirschbach 1
Telefon (0 96 65) 17 21-25, Telex 63902 · Telefax (0 96 65) 17 20

Industrial Furnaces
Laboratory Furnaces
High-Frequency Heating
High-Temperature Technologies