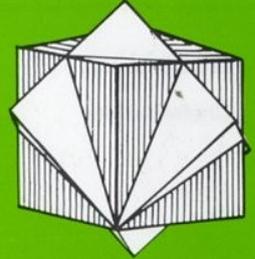
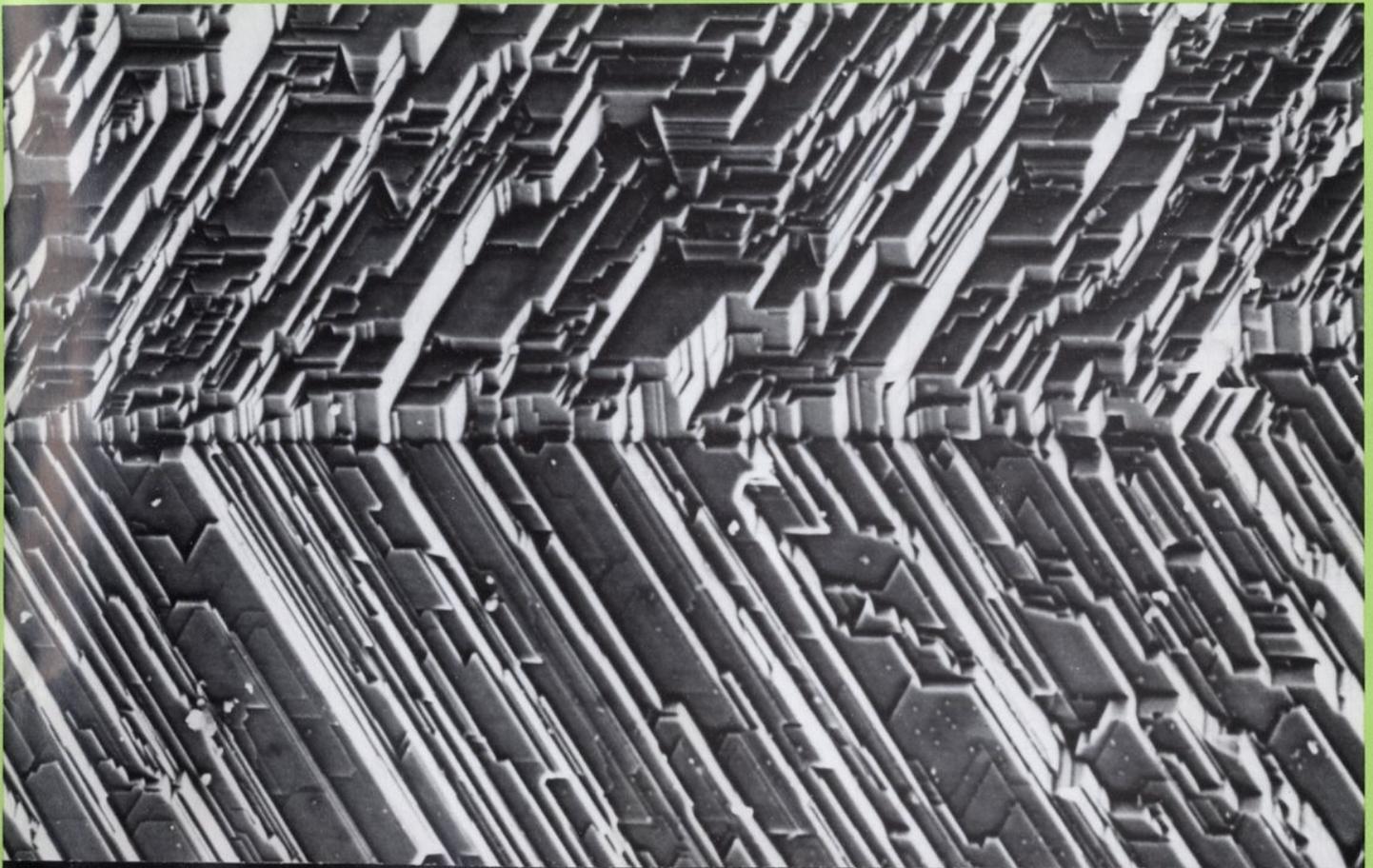


EINGEGANGEN  
23. MAI 1992

*L. Müller*  
Mitteilungsblatt  
Nr. 55 / Mai 1992



Deutsche Gesellschaft  
für Kristallwachstum und  
Kristallzüchtung e. V.



7523 15KV X700 10µm WD 7

**INHALT**

Mitteilungen der DGKK .....5  
Kristallzüchtung in Deutschland .....9

Übersichtsartikel .....22  
Mitteilungen anderer Gesellschaften .....28  
Tagungskalender .....32

**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	T. Boeck Inst. Kristallzüchtung O-1199 B.-Adlershof Tel. 0372-6704/2889
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:**

Lamellar gewachsenes  $\text{CuInS}_2$ : Aufsicht  
auf die Spaltfläche eines verzwilligten  
Kristalls

S. Fiechter, Hahn-Meitner Institut, Berlin

**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**

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

**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 0721/697123

**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

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

Dipl.-Geol. F. Strohmeier  
PPM Pure Metals GmbH  
Am Bahnhof 4  
3394 Langelsheim  
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,  
die Jahrestagung der DGKK in Dresden ist erfolgreich verlaufen und die meisten sind schon wieder im Alltagsstreß. Das gilt allerdings nicht für die Redaktion des MB, die gerade jetzt gefordert ist und die Ihnen – besonders denjenigen, die nicht in Dresden an der Tagung teilnehmen konnten – einen Eindruck darüber vermitteln möchte. An dieser Stelle gilt mein Dank den 'ad hoc' Redakteuren, ohne die es sehr schwierig wäre, Sie mit entsprechenden Informationen zu versorgen.

Herr Sell scheidet aus der Redaktion aus, da er sich von der Universität in die Industrie verändert hat und ein neues Arbeitsgebiet übernommen hat, das mit Kristallzüchtung nur am Rande zu tun hat. Für seine engagierte Arbeit im Rahmen der Rubrik 'Kristallzüchtung in Deutschland' möchte ich im Namen der Redaktion herzlich danken und Erfolg in seinem neuen Aufgabenbereich wünschen. Die Rubrik 'Kristallzüchtung in Deutschland' ist für den zuständigen Redakteur nicht einfach, weil die Artikel von den Labors eher als lästig empfunden werden. Nach meiner Auffassung ist dies keine zusätzliche Arbeit, sondern eine Variante, das entsprechende Labor nach außen darzustellen, was von den meisten Kollegen im Rahmen ihrer Tätigkeit von anderen Institutionen (Universität, Betrieb) gefordert wird. Trotz der Schwierigkeiten hat Herr Sell kurzfristig unseren Kollegen S. Fiechter vom Hahn-Meitner-Institut in Berlin bewegen können, einen entsprechenden Artikel zu verfassen. Beiden sei an dieser Stelle nochmals herzlich gedankt. Herr T. Boeck (Institut f. Kristallzüchtung in Berlin-Adlershof) hat sich spontan bereit erklärt, als Redakteur die Verantwortlichkeit für 'Kristallzüchtung in Deutschland' zu übernehmen. Machen Sie es bitte dem neuen Redaktionsmitglied nicht zu schwer. Ferner möchte ich Ihre Aufmerksamkeit auf den Übersichtsartikel von Herrn Bischopink (Freiburg) lenken. Ich freue mich, daß auch junge Wissenschaftler sich für einen solchen Übersichtsartikel zur Verfügung stellen.

Mit etwas Sorge müssen wir auf den Bestand der einzigen deutschen Zeitschrift für Kristallzüchtung blicken. Näheres dazu im Heft.

Weiterhin möchte ich auf meine, seit über einem Jahr geänderte FAX-Nr. (s. S. 2) hinweisen. Von einem Teil der Kollegen wird immer noch die alte Nr. benutzt, was mindestens 1–2 Tage Verzögerung mit sich bringt.

Ihr  
F. Wallrafen

## Dipl.-Kristallographin

(12/1986, Züchtung und Epitaxie von Halbleiterkristallen) sucht nach voraussichtl. Promotionsabschluß Ende 1992 am MPI f. Metallforschung Stuttgart (Kristallisationsprozesse in Siliziumnitridkeramiken) ein neues Aufgabenfeld in Materialentwicklung z. B. Kristallisation anorganischer Werkstoffe und Charakterisierung mit elektronenmikroskopischen und Röntgenmethoden.

S. Keßler, MPI f. Metallforschung, Pulvermetallurgisches Laboratorium, Heisenbergstr. 5, 7000 Stuttgart 80,  
Tel. 0711/6861226

## Notizen des Vorsitzenden

Gemessen an der vorhergehenden Jahrestagung in Gießen, von Herrn Schwabe hervorragend gestaltet, erfüllte unsere diesjährige Jahrestagung in Dresden alle Erwartungen: Herr Jurisch hatte, mit Hilfe von Herrn Bohm und Herrn Barthel, ein hervorragendes Programm zusammengestellt. Wir konnten zwei führende Kristallzüchtungswissenschaftler aus Rußland und einen Gast aus der Tschechoslowakei begrüßen, es gab ein anregendes Kulturprogramm und viele intensive Gespräche. Die Zahl der Teilnehmer, rund 150, war auch ähnlich wie in Gießen.

Wenn man aber aus der äußersten westlichen Ecke kam, dort, wo sich Belgien, Holland und Deutschland Gute Nacht sagen, wie es bei mir der Fall war, so hatte man doch ein besonderes Gefühl der Neugier, Hoffnung und Erwartung mit nach Dresden gebracht.

Die Erweiterung unseres Bewegungsraumes hat unserer Gesellschaft außergewöhnlichen Auftrieb gegeben, was sich auch in den Mitgliederzahlen niederschlägt. Dennoch sind wir ein überschaubarer Verein geblieben, bei dem die wissenschaftlichen Treffen Spaß machen, anregen und beleben und nicht zu einem Zustand der totalen Erschöpfung führen, wie es heute häufig bei den üblichen Mammuttagungen geschieht.

Leider muß man heute die finanzielle Lage unserer Forschungs- und Produktionseinrichtungen mit Skepsis betrachten. Wir sollten alle Publikationskanäle nutzen, um auch auf der politischen Ebene die Bedeutung unserer Arbeit bewußt zu machen. Unsere Stärke ist es, daß sich bei unserer Arbeit viele wissenschaftliche und technische Disziplinen in komplexer Weise bündeln und beherrscht werden müssen, soll ein guter Kristall entstehen. Auch darüber sollte man reden, daß es Spaß macht, Kristalle wachsen zu sehen und ihr Wachstum verstehen und leiten zu können.

H. Wenzl

## Dipl.-Kristallograph

Diplom 5/89 an der Albert-Ludwigs-Universität Freiburg i. Br.

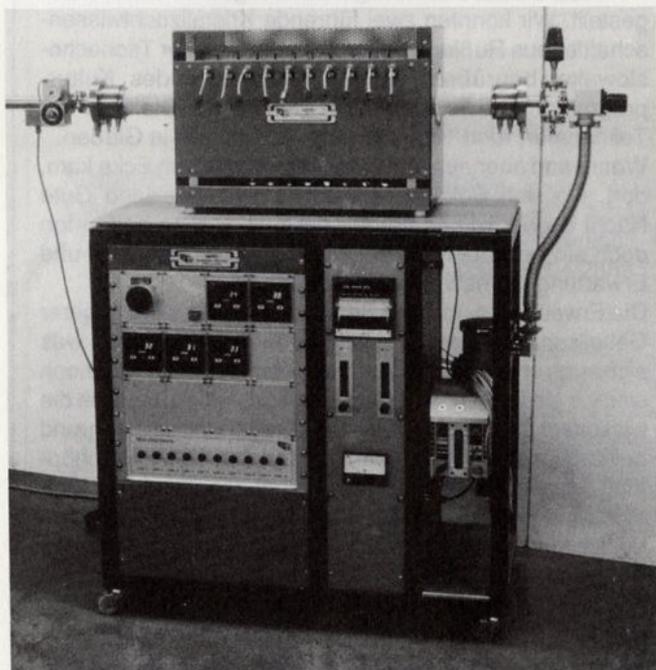
Erfahrungsbereiche: Div. Züchtungsmethoden (Gasphase: TOM, PVD; Schmelze: Bridgman, Czochralski; Lösung und Gel.)

Besonders: Verbindungshalbleiter für Gamma-, und Röntgenstrahlungsdetektoren.

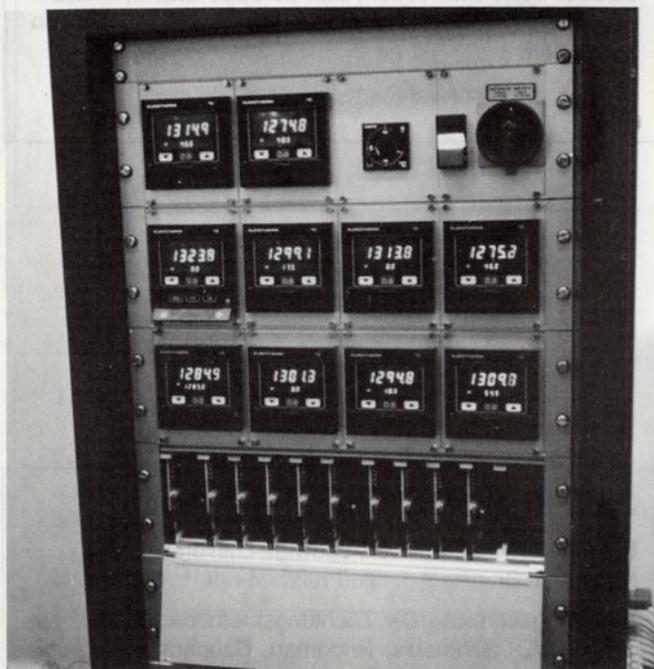
Stöchiometrische und thermische Untersuchungen, Röntgenmethoden und elektrische Charakterisierung; sucht interessante Tätigkeit mit Entwicklungsmöglichkeiten in Industrie oder Forschung.

Ch. Kemmer, Ruppenstr. 5, 7750 Konstanz,  
Tel. 07531/31937

- Hochtemperaturöfen
- Anlagen zur thermischen Materialbehandlung und Kristallzüchtung

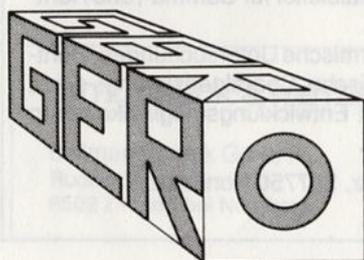
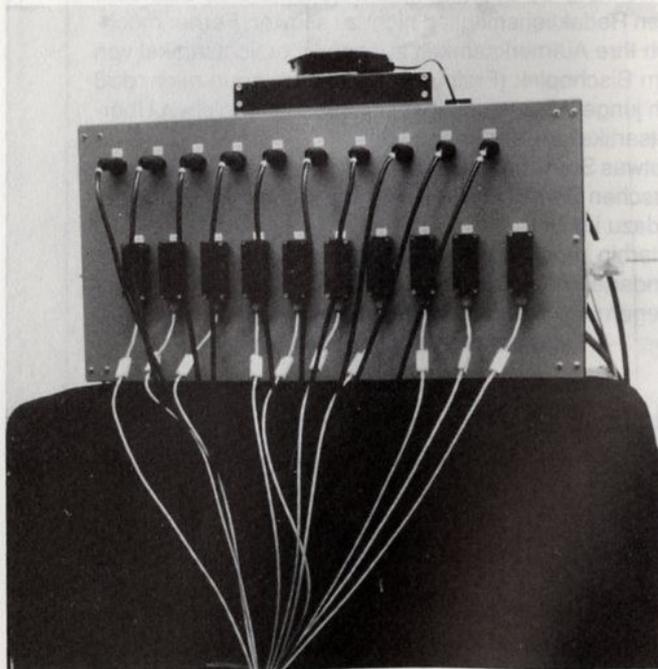


Zehnzonenrohröfen bis 1300° C bzw. bis 1500° C



#### 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 Motorregelungen
- 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

## 2. Mitteilungen der DGKK

Mitgliederversammlung

Ort: Vortragssaal  
Haus der Bildung und Kultur  
Maternistr. 17, O-8010 Dresden

Zeit: Donnerstag, den 12. März 1992, 17.00 – 19.00 Uhr

Protokoll: H. Walcher

Teilnehmer:

Mitglieder:

Altenburg, H.; Aßmus, W.; Baller, F.; Baumann, I.; Becker, U.; Beyß, M.; Bischopink, G.; Bohm, J.; Brauch, U.; Buhrig, E.; Bungert, J.; Cröll, A.; Deus, P.; Droste, P.; Fiechter, S.; Follner, H.; Gille, P.; Hangleiter, T.; Hanke, G.; Hartmann, H.; HEK (Fischer-Suffin, C.); Hesse, H.; Hofmann, D.; Hüben-Riechert, W.; Jansen, H.A.; Kanis, M.; Kießling, F.M.; König, F.; Mateika, D.; Mühlberg, M.; Müller, G.; Müller-Vogt, G.; Neubert, M.; Pankrath, R.; Paus, H.; Plewa, J.; Rudolph, P.; Rupp, E.; Schenk, M.; Schmitz, J.; Schröder, W.; Schwarz, R.; Stein, R.; Strohmeier, F.; Sussieck-Fornefeld, C.; Süßmann, H.; Tolksdorf, W.; Ueltzen, M.; Walcher, H.; Wallrafen, F.; Weinert, B.; Wenzl, H.; Wolf, E.; Wolf, H.J.; Wolf, Th.

Anzahl der Mitglieder: 55

Gäste: Krabbes, G.; Neels, H.; Lentz, A.; Baldus, A.

### 1. Begrüßung und Feststellung der Beschlußfähigkeit

Herr Wenzl begrüßt die Teilnehmer der Versammlung und stellt fest, daß mit 55 anwesenden Mitgliedern die Beschlußfähigkeit der Jahreshauptversammlung gegeben ist.

### 2. Bericht des Vorsitzenden

Wenn man die Städte, in denen die letzten DGKK-Jahrestagungen stattgefunden haben, betrachtet, so kann darin eine Entwicklung abgelesen werden, die eng mit den Geschehnissen in Deutschland verknüpft ist. In Parma (1989) gab es erste Anzeichen dafür, daß sich in der DDR etwas verändert, was eine schon lange angestrebte Tagung zusammen mit den dortigen Kollegen ermöglichen könnte. In Frankfurt (1990) konnte eine recht große Zahl von Wissenschaftlern aus der DDR an der Tagung ohne Schwierigkeiten teilnehmen, da zu dieser Zeit schon keine Beschränkungen im Reiseverkehr mehr bestanden. Außerdem war es möglich, für das Jahr 1992 Dresden als Tagungsort in die engere Wahl einzubeziehen. Die Jahrestagung 1991 in Gießen war dann die erste, an der Kristallzüchter aus allen 16 Bundesländern teilnehmen konnten.

1992 Dresden.

1993 Berlin!

1994 Freiburg, Stuttgart, Bonn?

Die Landschaft der Kristallzüchtung hat sich seit 1989 sehr stark verändert. In ganz Deutschland ist eine Art Neuorientierung in der Kristallzüchtung notwendig.

Orte, an denen Kristallzüchtung betrieben wird und wo in den letzten Jahren erhebliche Veränderungen stattgefunden haben, sind unter anderem:

AKZO Ibbenbüren  
Berlin  
Freiburg  
Leybold Hanau  
Philips Hamburg  
Preussag Langelsheim  
Siemens München  
Wacker Burghausen

Was erwarten die Kristallzüchter von der Zukunft?

In den neuen Bundesländern gibt es viele Aktivitäten, die erhalten bleiben werden. Einige Institute wurden neu gegründet und konnten einen Teil der Mitarbeiter aus den AdW-Instituten aufnehmen. Es ist zu hoffen, daß dort möglichst viele der Aktivitäten der früheren Institute weitergeführt werden können.

Die finanzielle Ausstattung der Kristallzüchtung sieht in ganz Deutschland nicht gerade rosig aus. Karrierechancen für junge Wissenschaftler sind nicht übermäßig groß. Die Förderung der Kristallzüchtung erfolgt im wesentlichen über das BMFT, also den Steuerzahler. Den meisten Steuerzahlern ist aber nicht bekannt, welchen Stellenwert die Kristallzüchtung in Deutschland hat und warum Forschung auf diesem Gebiet gefördert werden muß. Es wird mehr Öffentlichkeitsarbeit notwendig sein, um die notwendigen Steuergelder für dieses Arbeitsgebiet in den kommenden Jahren zu erhalten.

Die Industrieausstellung fand auch in diesem Jahr großes Interesse. Insbesondere ist es sehr erfreulich, daß eine erhebliche Zahl an Ausstellern aus dem ostdeutschen Raum kommen.

Ebenso erfreulich ist es, daß es gelungen ist, die folgenden drei ausländischen Gäste zu Vorträgen auf dieser Tagung zu gewinnen:

Dr. V.V. Voronkov

Giredmet

B. Tolmashewski 5

109017 Moscow, GUS

Dr. G. Bukin

Academy of Sciences

Design Technological Inst. of Monocrystals

Russkaya 43

630058 Novosibirsk GUS

Tel.: 383 3 357 239

Dr. B. Perner

Monokrystal

Palackeho 175

511 19 Turnov CSFR

Es wäre wünschenswert, wenn die Kontakte nach Osten weiter intensiviert und ausgedehnt würden.

Herr Jurisch bittet darum, aus persönlichen Gründen für die nächste Zeit sein Amt als stellvertretender Vorsitzender ruhen lassen zu dürfen.

„Kristall und Technik“ war die Zeitschrift der „Vereinigung für Kristallographie“ (VfK). Nachdem sich die VfK und die AGKr zur „Deutsche Gesellschaft für Kristallographie in Gründung“ (DGK i.G.) zusammengefunden haben, muß sich die Zeitschrift, die sich inzwischen „Crystal Research and Technology“ nennt, selbst um ihren Vertrieb kümmern.

Herr Neels gibt hierzu einige Erläuterungen:

Die Zahl der Abonnenten ist in den vergangenen 18 Monaten stark zurückgegangen. Wenn die Zeitschrift weiterbestehen soll, so ist das nur möglich, wenn weiterhin in der Zeitschrift veröffentlicht wird und sich die Zahl der Abonnenten wieder erhöht. Um das zu erreichen, muß die Qualität der Beiträge möglichst hoch sein.

Zum Abschluß seines Berichts ermuntert Herr Wenzl die Anwesenden, die Aussichten und Möglichkeiten, die sich für die Kristallzüchtung ergeben, nicht zu düster einzuschätzen, sondern vielleicht mit

Realistischem Pessimismus, besser aber mit  
Skeptischem Optimismus,

in die Zukunft zu sehen.

### 3. Bericht des Schriftführers

Herr Walcher berichtet über die Entwicklung der Mitgliederzahlen seit März 1991.

Die Zahl der Mitglieder hat sich im vergangenen Jahr um 31 erhöht und beträgt nun 514. Dabei haben 10 Mitglieder ihren Austritt erklärt und 41 Mitglieder sind neu hinzugekommen. (Siehe Tabelle 1)

Erfreulich ist, daß die Zahl der nicht zustellbaren Postsendungen in letzter Zeit abgenommen hat. Es gibt jedoch einige Mitglieder, deren Adressen nicht herauszufinden sind. Die Mitglieder werden daher gebeten, falls ihnen die Adressen von

Herrn P. Hansson, früher MPI Stuttgart  
Herrn W. Kolbe, früher Hamburg FHG-Institut  
Dr. W. Lenk, früher in Hattersheim 2 und  
Herrn M. Neuroth, früher in Brühl

bekannt sind, sie Herrn Walcher möglichst umgehend mitzuteilen.

Im vergangenen Jahr wurde vom North Holland Verlag in Amsterdam den Mitgliedern der DGKK Master Index des Journal of Crystal Growth für die Bände 101 – 110 zur Verfügung gestellt. Der Versand des Master Index, der zusammen mit dem Mitteilungsblatt 54 erfolgte, war eine recht teure Angelegenheit. Daher hat der Vorstand der DGKK beschlossen, daß die Hefte bei der nächsten Jahrestagung ausgelegt werden. Mitglieder, die eine Zusendung des Index wünschen, werden gebeten, sich an Herrn Walcher zu wenden.

### 4. Bericht des Schatzmeisters und der Rechnungsprüfer

Herr Müller-Vogt legt die in Tabelle 2 zusammengestellten Zahlen vor.

Die finanzielle Situation der Gesellschaft ist recht ausgeglichen. Für das laufende Jahr gingen ca. 60% der Mitgliedsbei-

träge ein. Bedauerlich ist, daß sich nur etwas mehr als 100 Mitglieder für eine Einzugsermächtigung entschließen konnten.

Die Jahrestagungen der Gesellschaft tragen sich in den meisten Fällen selbst. Die Abrechnung der Tagung in Gießen ergab wieder ein Plus für die Kasse.

Die Kassenprüfung wurde von den Mitgliedern Paus und Süßmann durchgeführt. Herr Paus spricht dem Schatzmeister ein ausdrückliches Lob für die gute und übersichtliche Kassenführung aus.

### 5. Entlastung des Vorstandes

Herr G. Müller bedankt sich beim Vorstand für die geleistete Arbeit und bittet die anwesenden Mitglieder, den Schatzmeister und den Vorstand zu entlasten.

Abstimmung: Ja-Stimmen:	55
Nein-Stimmen:	0
Enthaltungen:	0

### 6. Diskussionen und Beschlüsse über Tagungen und Symposien

#### DGKK-Jahrestagung 1993

In Gießen wurde befürwortet, daß die DGKK-Jahrestagung 1993 in Berlin stattfinden soll.

Die Organisation dieser Tagung kann von den Mitgliedern Fiechter, Rudolph, Schenk und Schröder übernommen werden. Herr Schröder gibt eine Übersicht, wie diese Tagung gestaltet werden kann.

Als Tagungsort könnte eine Lokalität gewählt werden, in der sowohl die Tagung stattfinden, als auch die Unterbringung der Teilnehmer erfolgen kann. Dadurch wäre ein wesentlich besserer Gedankenaustausch möglich. Darüber hinaus ist 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

Stadtkern nicht so weit entfernt, was einen Besuch der Stadt jederzeit erlaubt. Selbstverständlich ist auch ein Tagungsraum in einem der Institute und die Unterbringung in Hotels denkbar. Die Kosten der Tagung konnten noch nicht ganz abgeschätzt werden; sie werden wahrscheinlich aber doch etwas höher liegen, da Berlin ein recht teures Pflaster ist. Ob ein Symposium zu einem speziellen Thema stattfinden soll oder nicht, bleibt den Organisatoren überlassen.

Herr Rudolph regt an, daß Entscheidungen über ein Tagungsort recht bald getroffen werden sollten, da bei mündlichen Zusagen einer Tagungsstätte ohne Vertrag auch Absagen befürchtet werden müssen.

In der Diskussion wird mehrfach betont, daß einer Kombination von Tagungsort und Unterbringung der Vorzug zu geben wäre.

### DGKK-Jahrestagung 1994

In Gießen wurde angeregt, daß eine künftige Jahrestagung in einem Land weiter im Osten stattfinden sollte. Die derzeitigen politischen Verhältnisse sind jedoch so unsicher, daß eine langfristige Planung kaum möglich ist. Darüber hinaus konnten bis jetzt noch keine so engen Kontakte geknüpft werden, daß mit einer solchen Bitte an die dortigen Kollegen herantreten werden kann.

Herr Wallrafen berichtet, daß die Tagung in Parma zusammen mit den italienischen Kristallzüchtern mit der Zusage verbunden war, später eine gemeinsame Tagung in Freiburg abzuhalten. In Freiburg wird im Sommer 1994 schon eine große internationale Tagung stattfinden, so daß es ungünstig erscheint, die DGKK-Jahrestagung auch dort stattfinden zu lassen.

Es wird auch darüber diskutiert, ob zusammen mit den französischen Kristallzüchtern eine Tagung organisiert werden soll. Im November 1988 wurde von der „Groupe Française de Croissance Cristalline“ und der „Deutschen Gesellschaft für Kristallwachstum und Kristallzüchtung“ in Freiburg/Badenweiler das Symposium über Photovoltaische Materialien abgehalten. Außerdem muß berücksichtigt werden, daß in Frankreich die Kristallzüchter in verschiedenen Interessengruppen organisiert sind, wodurch es schwieriger ist, eine weitere gemeinsame Tagung abzuhalten.

Herr Tolksdorf bemerkt, daß es unbedingt notwendig ist, schon jetzt einen Tagungsort auszuwählen, damit später kein Engpaß entsteht.

Als möglicher Tagungsort wird daraufhin Stuttgart (Herr Paus) oder Bonn (Herr Wallrafen) benannt.

### 7. Diskussion und Beschluß über die Jahrestagung 1993 in Berlin

Eine weitergehende Diskussion über den Tagungsort Berlin 1993 wird nicht gewünscht.

Abstimmung über die DGKK-Jahrestagung in Berlin 1993: Einstimmiges Votum, daß die Mitglieder Fiechter, Rudolph, Schenk und Schröder die Tagung in Berlin vorbereiten sollen.

### 8. Diskussion über DGKK-Arbeitskreise

Herr G. Müller berichtet über den Arbeitskreis:

#### „Herstellung und Charakterisierung von massiven GaAs und InP-Kristallen“.

Seit 1987 trifft sich dieser Arbeitskreis zweimal im Jahr (April/Oktober). Die Organisation und die Leitung des Arbeitskreises wurde bisher von Herrn A. Winnacker und Herrn G. Müller an der Universität Erlangen durchgeführt. Die Teilnehmerzahl hat sich recht konstant bei 50 – 60 eingependelt.

Der Arbeitskreis ist bestrebt, den Zusammenhang zwischen den Kristallzüchtungsbedingungen und den Kristalleigen-

schaften von GaAs und InP (vorwiegend Vertikales Bridgman) zu erforschen.

Die Themenschwerpunkte sind dabei:

- LEC-Züchtung
- Bridgman-Züchtung (vertikal und horizontal, gradient-freeze)
- Hot Wall Czochralski (Gremmelmaier-Verfahren)
- semiisolierendes GaAs und InP
- Stöchiometrie von GaAs und InP
- intrinsische und extrinsische Punktdefekte und deren spektroskopischer Nachweis
- Versetzungsbildung und Versetzungsnetzwerke
- Auswirkungen von Kristall- und Scheibentemperatur auf elektronische Eigenschaften und deren Homogenität („bulk and waferannealing“)
- Charakterisierung von Inhomogenitäten der GaAs- und InP-Scheiben mit Rasterverfahren („wafer mapping“)

Die beiden nächsten Termine sind

8. + 9. April 1992 in Erlangen

Anmeldungen an A. Winnacker oder G. Müller  
Inst. für Werkstoffwissenschaften  
der Universität  
Martensstr. 7  
W-8520 Erlangen

21. + 22. Oktober 1992 in Freiburg

Herr Müller-Vogt berichtet über den Arbeitskreis:

#### „II-VI-Halbleiter und verwandte Verbindungen“

Dieser Arbeitskreis traf sich im vergangenen Jahr in Heilbronn. In diesem Jahr ist ein Treffen in Straßburg geplant (2. + 5. Juni 1992). Außerdem wird im Rahmen des DFG-Schwerpunkts am 25. + 26. Mai 1992 eine Besprechung stattfinden.

#### „Oxide“

Herr Tolksdorf berichtet, daß die Hauptaktivitäten in diesem Arbeitskreis von den Herstellern von Hochtemperatur-Supraleitern ausgehen.

Er stellt die Frage, wie dieser Arbeitskreis weiter bestehen soll, um den unterschiedlichen Anforderungen gerecht zu werden. Kann das Thema in dieser allgemeinen Form beibehalten werden oder sollten die Themen mehr eingegrenzt sein? Wäre jemand bereit, mit ihm zusammen ein Treffen zu organisieren, bei dem die anstehenden Fragen diskutiert werden können? Herr Paus, der sich mit seinem Arbeitsgebiet „oxidische und fluoridische Laserkristalle“ bisher in keinen Arbeitskreis vertreten findet, stellt seine Vorschläge zu diesem Thema vor: Der Arbeitskreis Oxide könnte neben den HTC-Materialien auch diese Stoffgruppe enthalten. Falls diese Themenbreite als zu aufgefächert empfunden wird, ist zu überlegen, ob nicht ein weiterer Arbeitskreis ins Leben gerufen werden sollte, der sich mit Züchtung und Präparation von

- aktiven und passiven, oxidischen und fluoridischen Laserkristallen,
- elektrooptischen und akustooptischen Modulatorkristallen,
- allgemeinen Kristallen für optische Bauelemente,
- kristallinen Fasern,

beschäftigt.

Herr Aßmus schlägt vor, daß im Herbst in Frankfurt ein Treffen aller Mitglieder organisiert wird, die an den jetzt angesprochenen Themenkreisen interessiert sind. Bei diesem Treffen soll dann auch diskutiert werden, wie die verschiedenen Arbeitskreise in einen Arbeitskreis integriert werden können, oder ob verschiedene Arbeitskreise ins Leben gerufen werden sollten.

### Röntgen-Topographie

Herr Wenzl berichtet über den Arbeitskreis Röntgen-Topographie, der ein sehr aktiver Kreis mit einer recht großen Zahl an Teilnehmern ist. Viele der Teilnehmer kommen aus dem Bereich der Kristallographie, wodurch ein Kontakt zu diesem Arbeitskreis aufrecht erhalten wird.

Das nächste Treffen findet vom 17. – 18. September 1992 in Jena statt.

Anmeldungen bitte an Prof. H. Klapper  
Mineralogisches Institut  
der Universität  
Poppelsdorfer Schloß  
W-5300 Bonn

### 9. Bericht zu den DFG-Gutachterwahlen 1991

(H. Walcher)

Während der Jahreshauptversammlung am 23.3.1988 in Karlsruhe wurde darüber diskutiert, daß die Materialwissenschaften bei der DFG nicht als eigener Bereich vertreten sind, sondern nur in den Bereichen „Kristallographie“, „Physik der kondensierten Materie“ und „Eigenschaften nichtmetallischer Stoffe“ mit vertreten werden. Es wurde deshalb vorgeschlagen und beschlossen, daß der Vorstand mit der DFG Verhandlungen aufnehmen soll. Der seit 1.1.1990 amtierende Vorstand hat diesen Auftrag übernommen und am 11.12.1990 den Antrag auf Vorschlagsrecht für die kommenden Fachgutachterwahlen bei der DFG gestellt. Nachdem Ende Januar 1991 das Vorschlagsrecht von der DFG verliehen wurde, hat sich der Vorstand darum bemüht, ein Mitglied der DGKK für ein solches Amt zu gewinnen. Das vom Vorstand vorgeschlagene Mitglied wurde dann aber leider nicht in die Wahlliste aufgenommen. Es war für den Vorstand nicht einfach, in der kurzen Zeit, die

für die Nominierung eines Kandidaten zur Verfügung stand, jemanden zu finden, der bereit war, ein solches Amt zu übernehmen.

Anmerkungen von Herrn Wenzl:

Es ist sehr wichtig, daß Projekte, die von der DFG gefördert werden, sachkundig und kritisch begutachtet werden.

Viele Mitglieder der DGKK haben schon im Rahmen ihrer Tätigkeit Gutachten für die DFG erstellt, ohne daß sie im offiziellen Katalog der DFG-Gutachter genannt sind. Die DGKK war also auf diesem indirekten Weg als Fachgutachter bei der DFG vertreten.

Die Einflußmöglichkeiten eines einzelnen von der DGKK benannten Gutachters auf die Politik der DFG oder die Verteilung von Geldmitteln sind zudem nicht zu hoch einzuschätzen, da die Entscheidungen der DFG nicht von einem einzelnen Gutachter abhängig sind.

Leider ist es nur allzuoft der Fall, daß die Wissenschaftler, die für ein solches Amt in Frage kommen, sich gerade nicht offiziell zur Verfügung stellen, da sie selbst schon in irgend einer Weise als Gutachter tätig sind.

Der Vorstand der DGKK bittet alle Mitglieder, die für ein solches Amt in Frage kommen, sich auch dafür bereit zu erklären und sich als Kandidaten für die nächste Fachgutachterwahl zur Verfügung zu stellen.

### 10. Verschiedenes

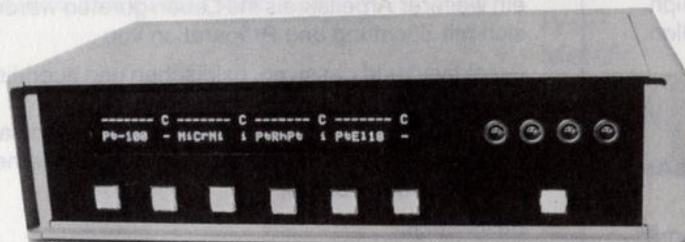
Herr Rudolph berichtet, daß er Anträge bei der DFG für Reisen zur ICCG 10 und oder zur ISSCG 8 für Studenten gestellt hat. Er fragt, ob die DGKK für die Reisefinanzierung einspringen kann, falls die DFG die Anträge ablehnt.

Herr Droste bemerkt, daß die Veranstalter der ICCG 10 selbst Fördermöglichkeiten anbieten und es sinnvoll wäre, sich direkt an diese zu wenden.

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

**Ein Höchstmaß an Genauigkeit:**

**THERMOMASTER TM1000**



- 10 Meßbereiche von  $-273\text{ }^{\circ}\text{C}$  bis  $+2400\text{ }^{\circ}\text{C}$
- Präzisions-Temperaturmultimeter neuer Klasse
- 4 Meßwerte gleichzeitig
- Auflösung  $0,1\text{ }^{\circ}\text{C}$  oder  $0,01\text{ }^{\circ}\text{C}$
- RS232/RS422-Schnittstelle serienmäßig
- PC-Auswertesoftware lieferbar

**novocontrol** →

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

Es wird bemerkt, daß zu solchen internationalen Tagungen nur allzu oft ältere Wissenschaftler fahren, die schon ausreichend Gelegenheit hatten, sich zu profilieren.

Die ISSCG ist nicht in erster Linie eine Sommerschule, um Anfängern in der Kristallzüchtung auf die Sprünge zu helfen, sondern um aktuelle Probleme aus Theorie und Praxis zu diskutieren. Außerdem stammen bei dieser Veranstaltung die meisten „Studenten“ aus dem Lande, in dem die Sommerschule abgehalten wird.

Der Vorstand spricht sich nicht für eine generelle Finanzierung von Reisen zu der ICCG 10 oder ISSCG 8 aus, es können höchstens einzelne Reisezuschüsse gewährt werden. Eine besondere Schwierigkeit besteht darin, daß ein gerechter Verteilerschlüssel gefunden werden muß. Die Gesellschaft strebt eine Verbesserung der Nachwuchsförderung an. Es ist noch nicht klar, was man in dieser Richtung tun sollte.

**Tabelle 1**  
**Mitgliederentwicklung (Stand jeweils 1. März)**

Datum	Vollmitglieder	Studenten	Korporative	Gesamt	Zuwachs
1971	87	14	9	110	110
1972	107	19	11	137	27
1973	121	19	13	153	16
1974	119	19	16	154	1
1975	132	22	16	170	16
1976	140	23	17	180	10
1977	144	26	17	187	7
1978	142	29	17	188	1
1979	143	28	17	188	0
1980	149	28	17	194	6
1981	160	29	17	206	12
1982	164	28	16	208	2
1983	200	42	17	259	51
1984	239	55	17	311	52
1985	270	65	17	352	41
1986	291	74	18	383	29
1987	297	78	18	393	10
1988	297	85	18	400	7
1989	317	90	17	424	24
1990	371	53	19	443	19
1991	422	46	15	483	40
1992	447	52	15	514	31

**Tabelle 2**  
**Kontostände zum letzten Kassenbericht:**

Postscheckkonto	5.598,95 DM
Sparkasse	7.502,27 DM
Festgeldanlage	24.000,00 DM
	<hr/>
	37.101,22 DM

**Kontostände zum diesjährigen Kassenbericht:**

Postscheckkonto	6.158,95 DM
Sparkasse	3.688,94 DM
Festgeldanlage	24.000,00 DM
	<hr/>
	33.847,89 DM

**Kontobewegungen:**

Einnahmen:	Postscheckkonto	590,00 DM
	Sparkasse	12.440,69 DM
Ausgaben:	Postscheckkonto	590,00 DM
	Sparkasse	12.440,69 DM
		<hr/>
		-3.253,33 DM

### 3. Arbeitskreise der DGKK

#### Einladung zu einem Treffen der Interessenten an Arbeitskreisen über Oxid- und Laserkristalle

Seit Anfang 1990 besteht der Arbeitskreis Oxidkristalle der DGKK. In ihm haben die Hochtemperatur-Supraleiter bisher dominiert. Herr Prof. Paus aus Stuttgart schlägt nun vor, einen Arbeitskreis zu gründen, der sich mit folgenden Themen befaßt:

- aktiven und passiven, oxidischen und fluoridischen Laserkristallen
- elektrooptischen und akustooptischen Modulatorkristallen
- Kristallen für optische Bauelemente
- kristalline Fasern.

Dieser neue Arbeitskreis (evtl. Laserkristalle?) hat einen starken Überlapp mit dem Kreis Oxidkristalle, schließt aber speziell die Supraleiter aus.

Auf der Jahreshauptversammlung in Dresden wurde vereinbart, daß sich die an diesen Arbeitskreisen Interessierten im September in Frankfurt treffen wollen, um das weitere Vorgehen zu beraten.

Das Treffen findet statt, am Donnerstag, den 17.09.1992 um 10.00 Uhr im Physikalischen Institut der Universität, Robert-Mayer-Str. 2-4 in D-6000 Frankfurt a.M. 11, Telefon (069) 798-3144, Telefax (069) 798-8520.

Alle Interessenten sind herzlich eingeladen.

Als Tagesordnung schlage ich vor:

1. Diskussion der (des) Arbeitskreise(s)
2. Vorträge der Interessenten
3. evtl. Laborbesichtigung

Ich denke, daß wir bis 16.00 (17.00) Uhr die Punkte der Tagesordnung besprechen können.

Für eine kurze Anmeldung zu dem Treffen (evtl. mit 10-Minuten-Vortrag) wäre ich dankbar.

(W. ABmus)

### 4. Kristallzüchtung in Deutschland

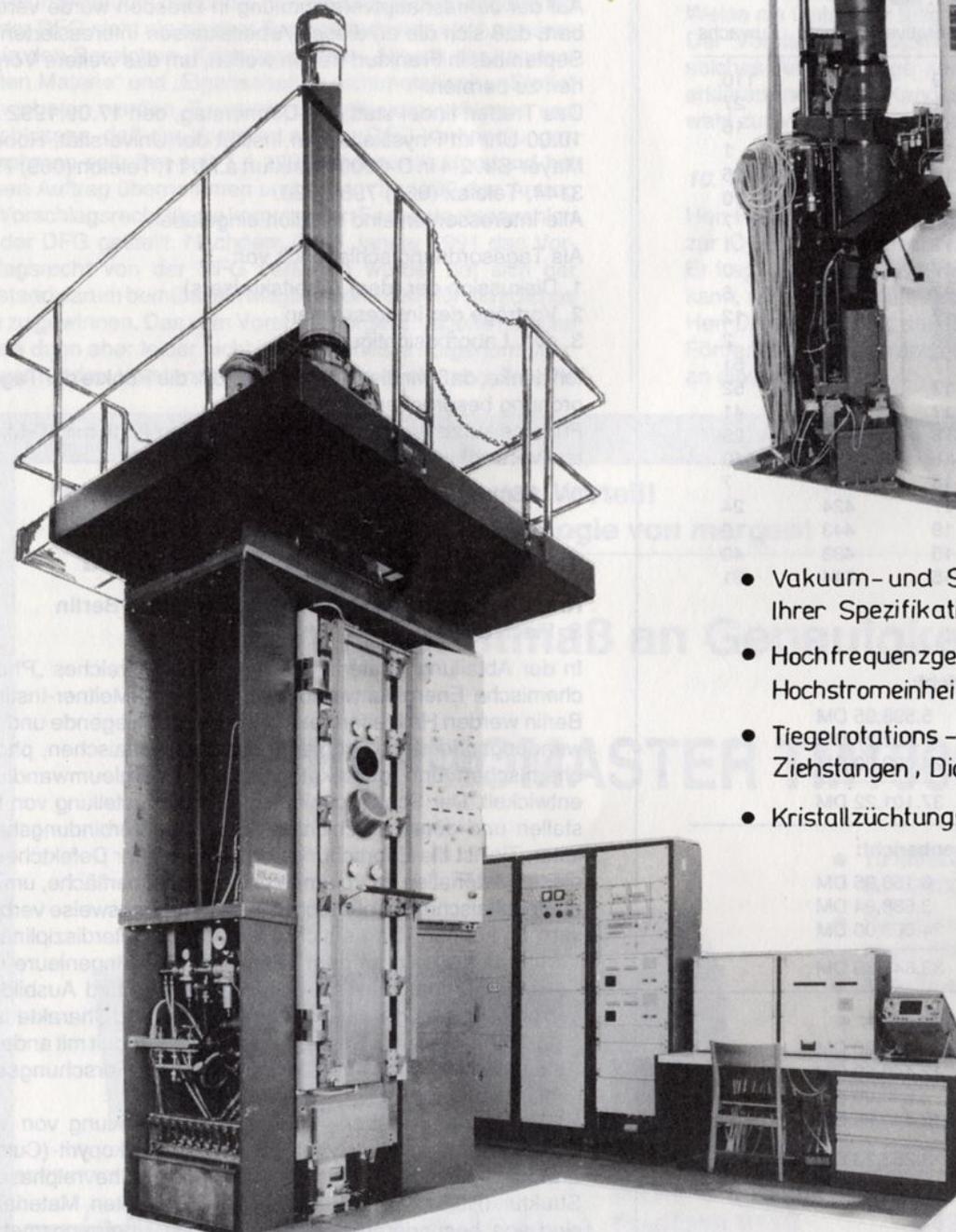
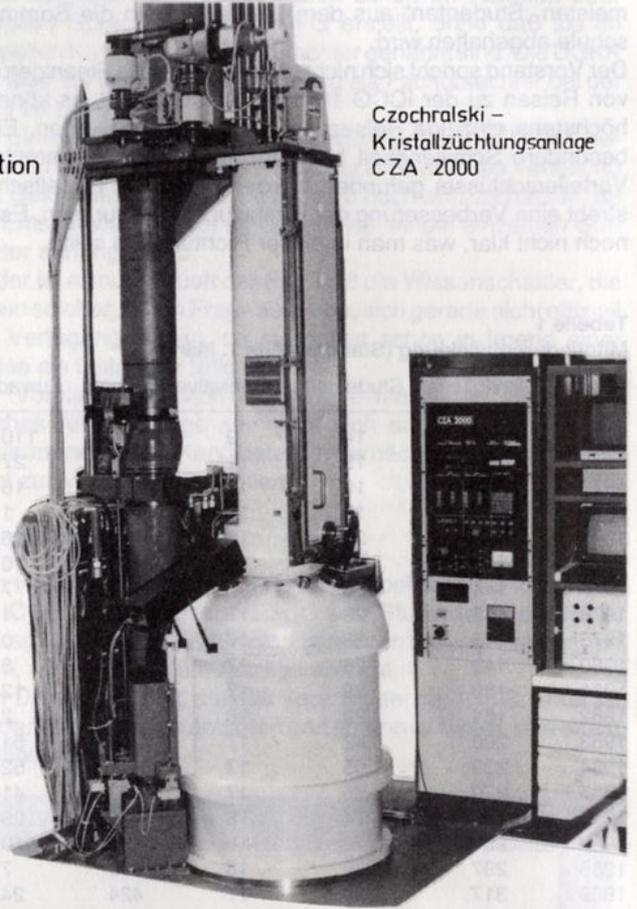
#### Kristallzüchtung am Hahn-Meitner-Institut Berlin S. Fiechter

In der Abteilung „Materialforschung“ des Bereiches „Photochemische Energieumwandlung“ des Hahn-Meitner-Instituts Berlin werden Halbleitermaterialien für grundlegende und anwendungsorientierte Probleme der photovoltaischen, photochemischen und photokatalytischen Energieumwandlung entwickelt. Der Schwerpunkt liegt in der Herstellung von Kristallen und dünnen Schichten neuartiger Verbindungshalbleiter. Ziel ist die Erforschung und Kontrolle der Defektchemie dieser Materialien im Volumen und an der Oberfläche, um die photovoltaische und photochemische Wirkungsweise verbessern zu können. Da es sich dabei um ein interdisziplinäres Vorhaben handelt, an dem Wissenschaftler, Ingenieure und Techniker unterschiedlicher Fachrichtungen und Ausbildungen beteiligt sind, geschieht die Präparation und Charakterisierung der hergestellten Proben in Zusammenarbeit mit anderen Abteilungen des Instituts oder externen Forschungseinrichtungen.

Im Vordergrund stehen Arbeiten zur Entwicklung von Verbindungshalbleitern mit Pyrit-(FeS<sub>2</sub>, RuS<sub>2</sub>), Chalkopyrit-(CuInS<sub>2</sub>, ZnSiP<sub>2</sub>), Molybdänit-(MoS<sub>2</sub>, WSe<sub>2</sub>) und „Chevrelphasen“-Struktur (Ru<sub>2</sub>Mo<sub>4</sub>Se<sub>8</sub>, Re<sub>6</sub>S<sub>8</sub>Cl<sub>2</sub>). Die genannten Materialien sind von besonderem Interesse, da sie Übergangsmetalle enthalten, die eine hohe Absorption des eingestrahlten Lichtes im sichtbaren Bereich bewirken.

**steremat****elektrowärme****GmbH & Co. KG**Bouchéstraße 12  
O-1193 BerlinTel. Berlin (Ost) 27 14 242  
Fax Berlin (Ost) 27 27 686**Unser Lieferprogramm:**

- Czochralski-Einkristallziehanlagen
- Zonenfloating - Einkristallziehanlagen
- Laborkristallziehanlagen nach Ihrer Spezifikation
  - Czochralski
  - Floatzone

Czochralski -  
Kristallzuchtungsanlage  
CZA 2000

- 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

Zonenfloating - Kristallzuchtungsanlage

Besonderheiten, die bei der Herstellung dieser Materialien auftreten, werden im folgenden an drei Beispielen erläutert.

#### 1. Chemischer Transport und Defektchemie von Pyrit

Pyrit gehört zur Klasse der Verbindungshalbleiter mit einer indirekten Bandlücke von  $E_g = 0.95 \pm 0.05$  eV. Es besitzt einen außergewöhnlich hohen Absorptionskoeffizienten von  $\alpha = 5 \cdot 10^5$  cm<sup>-1</sup>, der aus dem d-Bandcharakter der Bandlücke resultiert. Deshalb ist das Sulfid als lichtabsorbierende Schicht in Dünnschichtsolarzellen von Interesse.

Aus dem Phasendiagramm Eisen-Schwefel (Abb. 1) wird ersichtlich, daß sich Pyrit auf Grund eines hohen thermischen

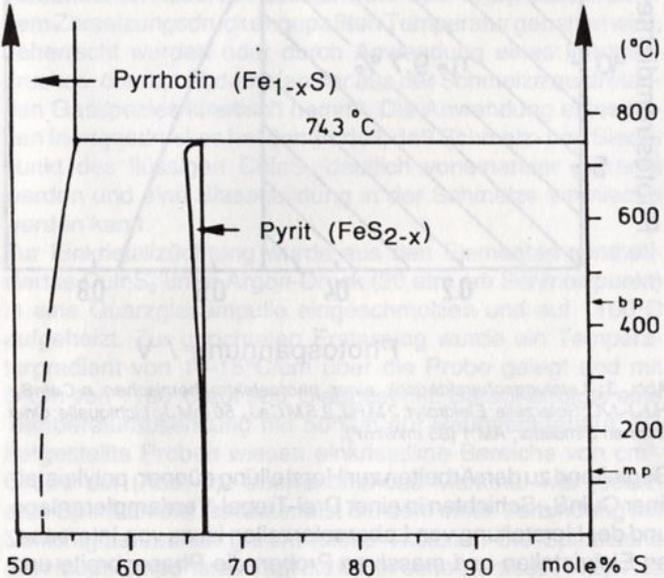


Abb. 1: Ausschnitt aus dem Phasendiagramm Fe - S.

Zersetzungsdruckes aus der Schmelze nicht züchten läßt. Kristalle des Sulfides mit einer Größe bis zu 8 mm Kantenlänge sind jedoch durch Züchtung aus der Gasphase mit Chlor oder Brom als Transportmittel (Abb. 2) oder durch Hochtemperaturlösungszüchtung mit Tellur oder Bleijodid als Lösungsmittel erzielbar. Der Transport im Temperaturbereich von 550 bis 700°C kann vereinfacht durch folgende Gleichung beschrieben werden:

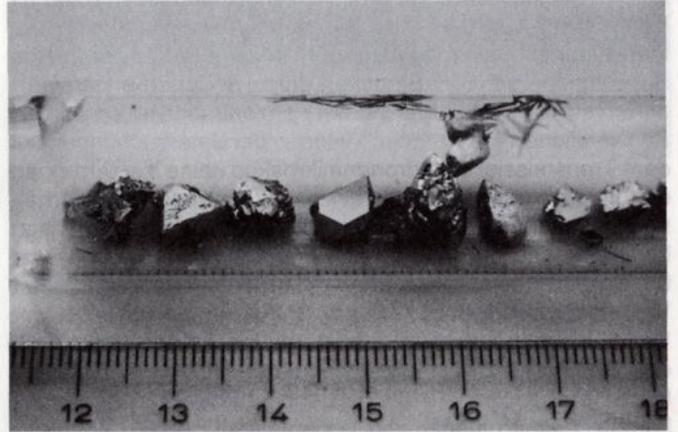
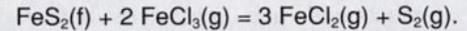


Abb. 2: Pyriteinkristalle, gezüchtet durch chemischen Transport mit Brom bei  $T = 580^\circ \text{C}$  (Transportgeschwindigkeit 10 mg/h).

Kristalle, hergestellt durch chemischen Transport aus der Gasphase, sind in der Regel n-leitend. Die n-Leitung wird durch eine thermische Fehlstellenkonzentration an Schwefelatomen im Gitter erklärt. Durch diese Fehlstellen werden Zustände in der Bandlücke erzeugt, die als Donatoren wirken. Durch Dotierung mit Chrom oder Arsen können p-leitende Pyritkristalle hergestellt werden. Die Hall-Beweglichkeit für

## 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



Elektronen ist bei  $300\text{ K} \leq 400\text{ cm}^2/\text{Vs}$ , die Löcherbeweglichkeit liegt bei  $\leq 5\text{ cm}^2/\text{Vs}$ .

Pyrit wird in der Literatur stets mit der Zusammensetzung  $\text{FeS}_2$  und einer Dichte von  $\rho = 5.0\text{--}5.2\text{ g/cm}^3$  angegeben. Versuche zur Herstellung von synthetischem Pyrit stehen dazu in deutlichem Widerspruch. Bei der Synthese von Pyritpulver aus den Elementen verbleibt stets ein Schwefelrest von einigen Gewichtsprozenten. Magnetische Messungen, röntgenographische Untersuchungen und Dichtemessungen weisen konsistent auf die Existenz einer Eisensulfidphase  $\text{FeS}_{2-x}$  mit einem Wert  $x \leq 0.15$  hin. Die hohe Abweichung von der Idealzusammensetzung kann auf einfache Weise durch eine Substitution von  $(\text{S}_2)^{2-}$ -Einheiten durch  $\text{S}^{2-}$ -Ionen erklärt werden. Trotz der postulierten hohen Konzentration an singulären Schwefelionen (ca.  $10^{20}\text{ cm}^{-3}$ ) werden bei Untersuchungen mit dem Transmissionselektronenmikroskop keine Verzerrungen des Gitters vorgefunden. Für eine Deutung dieses Sachverhaltes muß angenommen werden, daß der Unterschied im Platzbedarf für eine  $(\text{S}_2)^{2-}$ -Hantel (mit einer Länge von ca.  $4\text{ \AA}$ ) und für ein einzelnes  $\text{S}^{2-}$ -Ion ( $d \approx 3.6\text{ \AA}$ ) klein ist und zu keiner Verzerrung des Gitters führt.

Photoelektrochemische Experimente lassen den Schluß zu, daß die Existenz der hohen singulären Schwefelstellenkonzentration mit der Größe der beobachteten Photospannung korreliert ist. Entgegen der allgemeinen Regel, daß diese Spannung in der Größenordnung der halben Bandlücke des Halbleiters liegt (bei Pyrit also bei  $0,45\text{ V}$ ), erreichen alle bisher untersuchten synthetischen Pyritkristalle maximal Werte von  $0,2\text{ V}$ . Mit Hilfe der Ligandenfeldtheorie läßt sich zeigen, daß das vorhandene Schwefeldefizit ein Störband in der Energielücke des Eisendisulfides erzeugt, das zu einer deutlichen Reduzierung der erwarteten Photospannung beiträgt.

Die Temperaturabhängigkeit der Phasenbreite von Pyrit ist Abbildung 1 zu entnehmen. Aus dem Phasendiagramm wird ersichtlich, daß stöchiometrisches Material nur bei tiefen Temperaturen bzw. erhöhtem Schwefeldruck hergestellt werden kann.

Versuche zur Fremddotierung von Pyrit ergaben, daß p-Leitung von Elementen der V. Hauptgruppe (z.B. Arsen) oder der VI. Nebengruppe (z.B. Chrom) realisierbar ist. Aus ESR-Messungen konnte geschlossen werden, daß Elemente der VII. Hauptgruppe (z.B. Chlor und Brom) Schwefelplätze im Pyritgitter substituieren, die zu gemischten  $(\text{S-Hal})^{2-}$ -Hanteln führen. Die Existenz solcher Hanteln wird auch beim Einbau von Arsen oder Phosphor angenommen. Chrom, Mangan, Nickel, Kupfer und Zink hingegen ersetzen Eisenplätze in der Struktur. Zink und Nickel sind isoelektrisch zu Eisen, der Einfluß von Mn und Cu auf die Leitfähigkeit ist noch ungeklärt. Die Ladungsträgerkonzentration von synthetischem, n-leitendem Pyrit ist im wesentlichen bestimmt durch eine thermisch fixierte Schwefelstellenkonzentration im Gitter. Eine Einstellung des Leitfähigkeitstyps und der Ladungsträgerkonzentration ist deshalb in erster Linie an die Temperatur bei der Herstellung dieses Sulfides gebunden.

## 2. Lamellar eutektisches Wachstum bei der Züchtung von $\text{CuInS}_2$

Unter den Verbindungshalbleitern, die als Absorbermaterialien für die Anwendung in Dünnschichtsolarzellen in Betracht kommen, haben Verbindungen des Typs  $\text{CuInX}_2$  ( $X = \text{S}, \text{Se}$ ) mit Chalkopyritstruktur große Beachtung gefunden. Mit polykristallinen Dünnschichtsolarzellen p-CuInSe<sub>2</sub>/n-CdS sind bereits Solarzellen mit Wirkungsgraden bis zu 14% (Universität Stuttgart, Institut für Physikalische Elektronik), mit  $\text{CuInS}_2/\text{CdS}$  Wirkungsgrade bis 7.8% (Arco Solar, Kalifornien) erzielt worden. Mit einem polykristallinen n-CuInS<sub>2</sub> Material wurde im HMI mit einer elektrochemischen Solarzelle (Jod/Jodid-Elektrolyt)

ein Wirkungsgrad von 9.7% erreicht (Abb. 3). Es ist bekannt, daß die verwendeten  $\text{CuInX}_2$ -Schichten heterogen aufgebaut sind und neben der Chalkopyritphase noch weitere Phasen enthalten, die alle Halbleiter sind und ähnliche oder größere Bandlücken als  $\text{CuInX}_2$  haben.

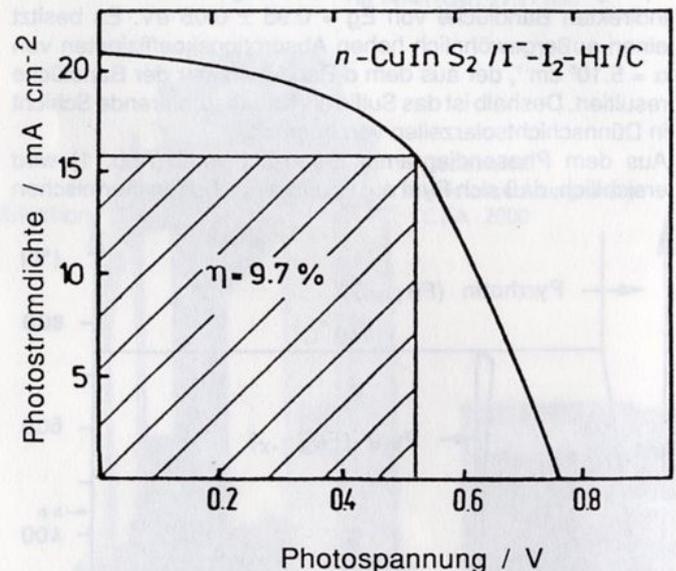


Abb. 3: Leistungscharakteristik einer photoelektrochemischen n-CuInS<sub>2</sub>/HJ-J<sub>2</sub>C; Solarzelle; Elektrolyt: 2 M HJ, 2,5 M CaJ<sub>2</sub>, 50 mM J<sub>2</sub>; Lichtquelle: Oriol Sonnen Simulator, AM 1 (85 mW/cm<sup>2</sup>).

Begleitend zu den Arbeiten zur Herstellung dünner, polykristalliner  $\text{CuInS}_2$ -Schichten in einer Drei-Tiegel-Verdampferanlage und der Herstellung von Laborsolarzellen ist es von Interesse, an Einkristallen und massiven Proben die Phasenbreite und den Einfluß der Defektchemie auf das Leitfähigkeitsverhalten und die optischen Eigenschaften (z.B. Photolumineszenz) zu studieren.

Bei der Herstellung von  $\text{CuInS}_2$ -Kristallen (der Schmelzpunkt der Verbindung liegt bei  $1090^\circ\text{C}$ ) ist zu beachten, daß gemäß dem Phasendiagramm (Abb. 4)  $\text{CuInS}_2$  während des Abkühlprozesses zwei Fest-Fest-Phasenübergänge (Wurzit - Sphalerit - Chalkopyrit) durchläuft, die beim Übergang Sphalerit - Chalkopyrit mit einer anisotropen Veränderung der Gitter-

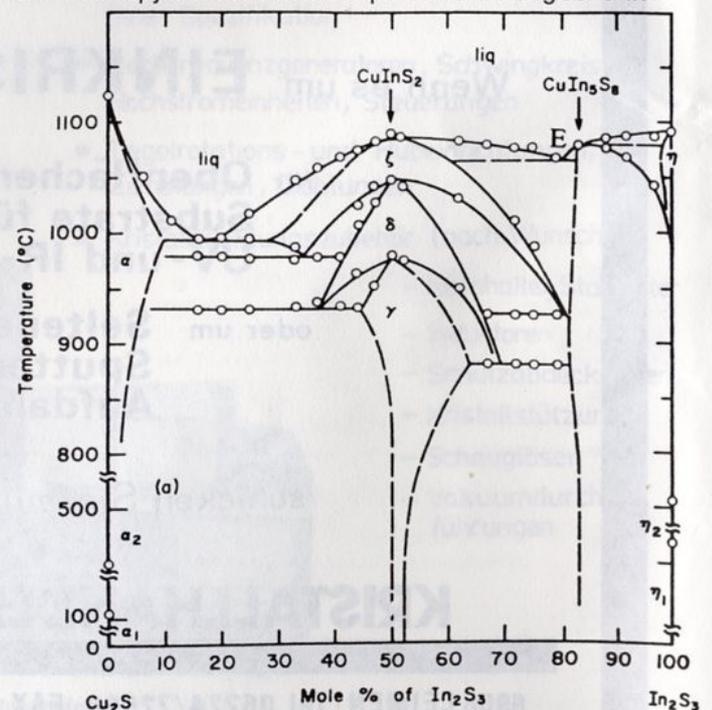


Abb. 4: Pseudobinäres Phasendiagramm  $\text{Cu}_2\text{S} - \text{In}_2\text{S}_3$  (nach Binsma).

konstanten einhergeht. Als Folge dieser Phasenumwandlungen weisen die aus der Schmelze hergestellten Kristalle oft Mikrorisse auf. Außerdem müssen Maßnahmen getroffen werden, um durch den nicht zu vernachlässigenden Zersetzungsdruck ( $\text{CuInS}_2$  zerfällt thermisch in  $\text{Cu}_2\text{S}$  und die Gasspezies  $\text{S}_2$  und  $\text{In}_2\text{S}$ ) über der Schmelze und dem Festkörper während der Kristallisation und dem Abkühlprozeß eine Verschiebung der Zusammensetzung zu vermeiden.

Zur Minimierung der Mikrorißbildung wurde die horizontale „gradient freezing-Methode“ als Züchtungsverfahren gewählt. Die thermische Zersetzung kann entweder durch Kompensation des Zersetzungsdruckes durch ein mit dem Züchtungsgefäß verbundenen Reservoir aus Schwefel oder  $\text{In}_2\text{S}_3$ , das auf einer dem Zersetzungsdruck angepaßten Temperatur gehalten wird, beherrscht werden oder durch Anwendung eines Inertgasdruckes, der das Abdampfen der aus der Schmelze austretenden Gasspezies kinetisch hemmt. Die Anwendung eines hohen Inertgasdruckes hat den Vorteil, daß Schmelz- und Siedepunkt des flüssigen  $\text{CuInS}_2$  deutlich voneinander getrennt werden und eine Blasenbildung in der Schmelze vermieden werden kann.

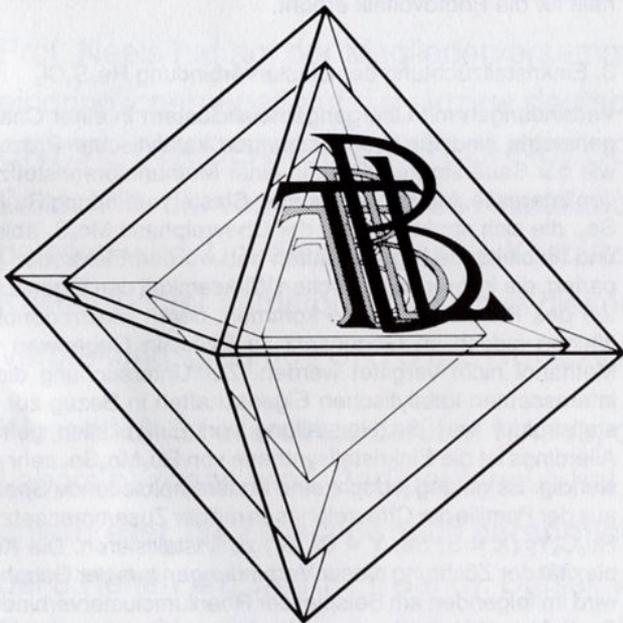
Zur Einkristallzüchtung wurde aus den Elementen synthetisiertes  $\text{CuInS}_2$  unter Argon-Druck (20 atm am Schmelzpunkt) in eine Quarzglasampulle eingeschmolzen und auf  $1100^\circ\text{C}$  aufgeheizt. Zur gerichteten Erstarrung wurde ein Temperaturgradient von  $10\text{--}15^\circ\text{C}/\text{cm}$  über die Probe gelegt und mit  $5^\circ\text{C}/\text{h}$  von  $1100^\circ\text{C}$  auf  $965^\circ\text{C}$  abgesenkt. Darauf erfolgte eine Temperaturabsenkung mit  $50^\circ\text{C}/\text{h}$  auf Raumtemperatur. So hergestellte Proben wiesen einkristalline Bereiche von  $\text{cm}^2$ -Größe auf (Abb. 5). Überraschendes Merkmal war jedoch eine Spaltbarkeit des Materials, die dem einer Verbindung mit Schichtgitterstruktur gleicht (siehe Titelbild). Die Spaltfläche der Hauptkomponente trägt die Miller'schen Indizes (112). Aus der Literatur ist bekannt, daß Chalkopyrite keine Vorzugsspalt-



Abb. 5:  $\text{CuInS}_2$ -Barren, gezüchtet durch "gradient freezing" bei einem Temperaturgradienten von  $15\text{ K}/\text{cm}$  und einer Abkühlgeschwindigkeit von  $1\text{ K}/\text{h}$ . Tiegelmaterial: PBN.

barkeit besitzen, jedoch in einigen Fällen durch „Einlagerung eine (112)-Spaltbarkeit vorgetäuscht wird“ (Klockmann's Lehrbuch der Mineralogie).

In der Tat konnten auf  $\text{CuInS}_2$ -Spaltflächen durch Röntgenbeugung Reflexe indiziert werden, die im wesentlichen den Phasen  $\text{CuIn}_5\text{S}_8$ ,  $\text{CuIn}_{11}\text{S}_{17}$  und mindestens einer weiteren Phase (z. B.  $\text{CuIn}_3\text{S}_5$ ,  $\text{Cu}_{2-x}\text{S}$ ) zuzuordnen sind. Die Hauptkomponente  $\text{CuInS}_2$  ist in den Diffraktogrammen deutlich zu erkennen. Nebenphasen wie  $\text{CuIn}_{11}\text{S}_{17}$  und  $\text{CuIn}_5\text{S}_8$  sind jedoch nur auf den Spaltflächen auf Grund von Textureffekten zu erkennen. Die Gitterkonstante a dieser Phasen ist im wesentlichen ein ganzzahliges Vielfaches der Gitterkonstanten a der Hauptkomponente. Es wird deshalb vermutet, daß ein epitaktischer Mechanismus eine Rolle bei der Kristallisation gespielt hat.



# 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  $\pm 10\text{--}15$  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

Untersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop, gekoppelt mit einer Mikrosonde zur chemischen Analyse, unterstützen die röntgenographischen Ergebnisse. Die Abbildungen 6.a und 6.b machen die Morphologie eines  $\text{CuInS}_2$ -Spaltstückes parallel und senkrecht zur Spaltfläche sichtbar. Eine

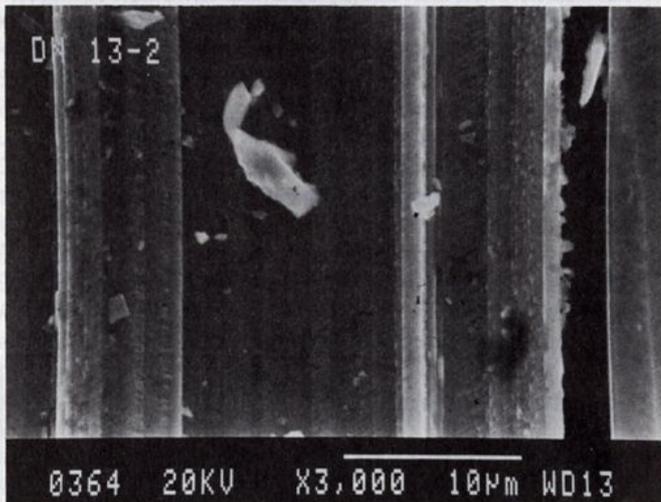
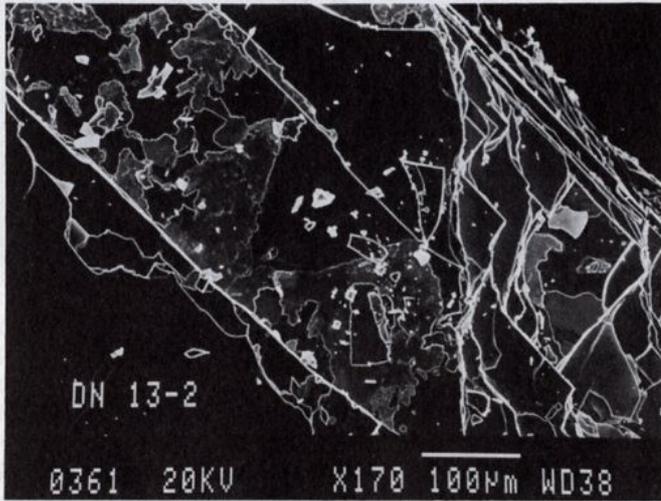


Abb. 6: Elektronenrastermikroskopische Aufnahmen: a) einer Aufsicht auf eine  $\text{CuInS}_2$ -Spaltfläche; b) einer Ansicht senkrecht zu einer  $\text{CuInS}_2$ -Spaltfläche. Zu erkennen ist das Aufwachsen bzw. die Einlagerung dünner In-reicher Kupferchalkogenide, die eine hohe Spaltbarkeit des Materials vortäuschen.

punktwise Analyse der chemischen Zusammensetzung mit der Mikrosonde im mm-Abstand verdeutlicht die Belegung der Spaltfläche mit den schon genannten In-reichen Phasen (Abb. 7). In zuletzt erstarrten Bereichen des Barrens sind Einschlüsse vorzufinden, in denen diese Phasen in Form gut ausgebildeter Kristallite anzutreffen sind. Senkrecht zu den Spaltflächen gewinnt man aus den SEM-Aufnahmen einen Eindruck von der Dicke der  $\text{CuInS}_2$ -Schichtpakete. Sie liegt in

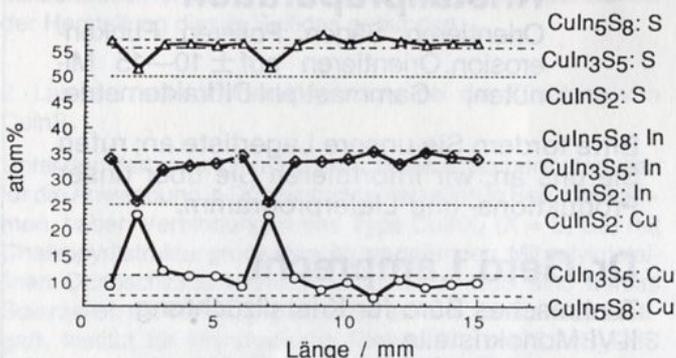


Abb. 7: Schwankungen des Kupfer-, Indium- und Schwefelgehaltes, gemessen in atom% mit der Mikrosonde entlang einer Geraden auf einer  $\text{CuInS}_2$ -Spaltfläche (siehe Abb. 6a).

der Größenordnung von 1  $\mu\text{m}$ , die eingeschalteten Fremdphasenschichten sind deutlich dünner ( $\leq 0.1 \mu\text{m}$ ).

Ungewöhnlich an der beschriebenen Struktur ist, daß sich die Schmelze von  $\text{CuInS}_2$  beim Erstarren in einem steilen Temperaturgradienten wie eine eutektische Schmelze verhält, die lamellar erstarrt (Punkt E im Phasendiagramm von Abb. 4). Bedingt durch den hohen Temperaturgradienten wird die Schmelze im Kontakt mit dem Festkörper an Kupfer abgereichert. Es wird angenommen, daß die Lamellen von  $\text{CuInS}_2$  mit größerer Geschwindigkeit in die Schmelze wachsen und die an Cu-verarmten Anteile der Schmelze an ihre Flanken drängen. Dies geschieht während des Abkühlvorganges so lange, bis die an In-angereicherten Schmelzanteile die Zusammensetzung von  $\text{CuIn}_5\text{S}_8$  erreicht haben und mit dieser Zusammensetzung als dünne Schichten auskristallisieren. Die Cu-Verarmung an der Grenzfläche fest-flüssig muß entweder zu einer Cu-Anreicherung in bereits kristallisierten  $\text{CuInS}_2$ -Partien oder zu einer Cu-Anreicherung in der Schmelze führen. Photolumineszenzmessungen an polierten und geätzten Spaltflächen wiesen einen Photolumineszenzpeak bei 1.45 eV auf, der auf einen In-Überschuß in  $\text{CuInS}_2$  (In auf Zwischengitterplätzen) schließen läßt. SEM-Untersuchungen der zuletzt erstarrten Partien eines Barrens weisen dafür Hohlräume auf, in denen elementares Kupfer in Form von Whisker auskristallisiert ist. Die beschriebene Vielfalt an Formen und Phasen wird nicht mehr beobachtet, wenn die Kristallisation bei einem Temperaturgradienten  $< 5^\circ\text{C}/\text{cm}$  abläuft.

Die vorgestellten Ergebnisse sind nicht nur für die Herstellung homogener Kristalle, sondern auch für die Herstellung dünner Schichten von Bedeutung. Auch bei diesen Prozessen liegen hohe Temperaturgradienten an, und die Existenz von Sekundärphasen ist oft beschrieben worden. Die Fremdphasen in  $\text{CuInS}_2$  haben keine nachteiligen Folgen für eine photovoltaische Nutzung des Materials. Es kann sogar der Schluß gezogen werden, daß ihre Gegenwart die Effizienz des Materials für die Photovoltaik erhöht.

### 3. Einkristallzüchtung der Clusterverbindung $\text{Re}_6\text{S}_8\text{Cl}_2$

Verbindungen mit Übergangsmetallclustern in einer Chalkogenmatrix sind für Untersuchungen katalytischer Prozesse wie der Sauerstoffreduktion in einer Methanolbrennstoffzelle von Interesse. Mit der gemischten Clusterverbindung  $\text{Ru}_2\text{Mo}_4\text{Se}_8$ , die sich strukturell von der Chevrelphase  $\text{Mo}_6\text{S}_8$  ableitet und halbleitende Eigenschaften hat, wurden Elektroden präpariert, die in ihrer katalytischen Wirksamkeit den Eigenschaften des Platins sehr nahe kommen, deren Elektrodenoberflächen jedoch im Gegensatz zu Platin in Gegenwart von Methanol nicht vergiftet werden. Zur Untersuchung dieser interessanten katalytischen Eigenschaften in Bezug zur Kristallstruktur war die Herstellung von Einkristallen gefragt. Allerdings ist die Einkristallsynthese von  $\text{Ru}_2\text{Mo}_4\text{Se}_8$  sehr aufwendig. Es gelang jedoch, eine andere halbleitende Spezies aus der Familie der Chevrelphasen mit der Zusammensetzung  $\text{Re}_6\text{C}_8\text{Y}_2$  ( $X = \text{S}, \text{Se}; Y = \text{Cl}, \text{Br}$ ) zu kristallisieren. Die Komplexität der Züchtung dieser Verbindungen aus der Gasphase wird im folgenden am Beispiel der Rheniumclusterverbindung  $\text{Re}_6\text{S}_8\text{Cl}_2$  erläutert.

Mit Hilfe von thermodynamischen Gleichgewichtsberechnungen wurden im System Re-S-Cl die Stabilitätsbereiche für die Züchtung dieser Verbindung als Funktion von Druck, Temperatur und Aktivitäten der Gasspezies berechnet. Diese Berechnungen waren Grundlage für die Züchtung von Kristallen aus der Gasphase. Es zeigte sich, daß die herzustellende Phase metastabil ist und nur „kinetisch“ stabilisiert werden kann.

Monokline Kristalle von prismatischem Habitus bis zu einer Größe von  $5 \times 3 \times 3 \text{ mm}^3$  wurden in einem Temperaturgradienten-

Founded 1966 as  
Kristall und Technik

# Crystal Research and Technology

VOLUME 26 · 1991 · NUMBER 4

*Journal of Experimental and Industrial Crystallography*

# Crystal Research and Technology

*Journal  
of Experimental and Industrial Crystallography*

ESTABLISHED BY  
W. KLEBER and H. NEELS  
EDITED BY  
H. NEELS, Leipzig

EDITORIAL BOARD  
J. BOHM, Berlin; J. HEYDENREICH, Halle  
P. PAUFLER, Leipzig; W. SCHATT, Dresden  
M. SCHENK, Berlin

*Zeitschrift  
für experimentelle und technische Kristallographie*



**Akademie Verlag**

Prof. Neels hat auf der Mitgliederversammlung der DGKK in Dresden in einem eindringlichen Apell auf die einzige deutsche Zeitschrift für Kristallzüchtung hingewiesen. CRYSTAL RESEARCH and TECHNOLOGY ist neben dem Journal of Crystal Growth die Zeitschrift, die von den meisten Kristallzüchtern im Inland und europäischen Ausland gelesen wird. Um diese nationale Kristallzüchter-Zeitschrift zu erhalten, sind alle Kristallzüchter aufgefordert, auch in dieser Zeitschrift zu publizieren, damit der Verbreitungsgrad des CRYSTAL RESEARCH and TECHNOLOGY gesteigert werden kann.

Wesentlich ist allerdings darüber hinaus, daß diese Zeitschrift möglichst von allen Labors bezogen wird. Darüber hinaus hat Herr Neels den Mitgliedern die Offerte unterbreitet, die Zeitschrift auch **persönlich** zu beziehen. Der Preis beträgt pro Heft 20,- DM bei 8 Heften pro Jahr (= 1 Band). Dieser Vorzugspreis gilt für die Mitglieder der DGKK. Bedienen Sie sich des großzügigen Angebotes, das Ihnen und auch der deutschen Kristallzüchtung zu Gute kommen dürfte.

Interessenten wenden sich bitte an:

Prof. Dr. Hermann NEELS, Zeititzer Weg 25, O-7254 Machern, Tel. Brandis -3442

ten von 1120 nach 1080°C bei einem Chlordruck von 12 atm gezüchtet (Abb. 8). Die Transportgeschwindigkeit erwies sich als eine empfindliche Funktion des eingestellten Chlordruckes sowie der Züchtungstemperatur. Große Kristalle wurden erhalten, wenn Synthese und Züchtung ohne Gefäßwechsel durchgeführt wurden. Bei der Synthese des Clustermaterials wird die Reaktionsmischung ( $6 \text{ Re} + 8 \text{ S} + 2 \text{ Cl}_2$ ) für 2 Tage auf 1100°C gehalten und dann mit einer Abkühlrate von 150°C/h abgekühlt. Bei langsamen Abkühlraten ( $< 25^\circ\text{C/h}$ ) zerfällt  $\text{Re}_6\text{S}_8\text{Cl}_2$  in  $\text{ReS}_2$  und  $\text{ReCl}_3$ . Dieser Effekt kann mit dem temperaturabhängigen Verlauf der freien Reaktionsenthalpie nach Gleichung:

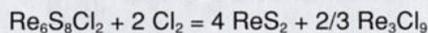


Abb. 8: Kristall von  $\text{Re}_6\text{S}_8\text{Cl}_2$ , gezüchtet durch chemischen Transport aus der Gasphase ( $\Delta T = 1120 - 1180^\circ \text{C}$ ,  $p_{\text{Cl}_2} = 12 \text{ atm}$ ).

erklärt werden. Unter den in dieser Gleichung genannten Bedingungen ist  $\text{Re}_6\text{S}_8\text{Cl}_2$  unterhalb 900°C thermodynamisch instabil. Durch einen schnellen Abkühlvorgang kann jedoch die Clusterverbindung stabilisiert werden, da sich die  $\Delta G$ -T-Kurven der Teilreaktionen nahezu decken (Abb. 9).

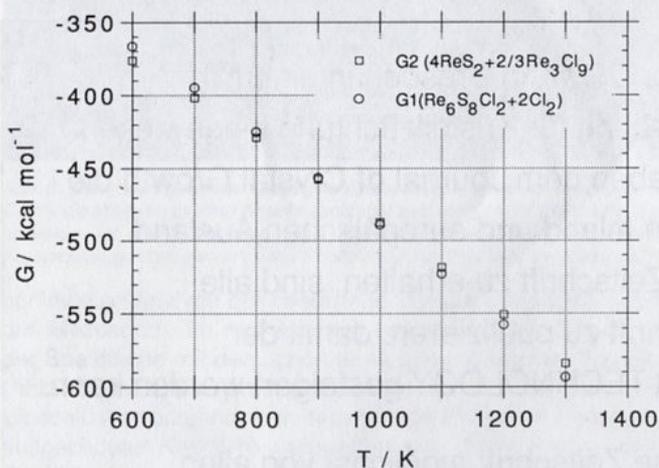
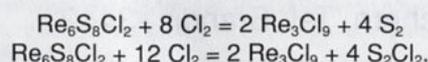


Abb. 9:  $\Delta G$ -T-Abhängigkeit der Reaktionen  $\Delta G1$  ( $\text{Re}_6\text{S}_8\text{Cl}_2 + 2 \text{ Cl}_2$ ) und  $\Delta G2$  ( $4 \text{ ReS}_2 + 2/3 \text{ Re}_3\text{Cl}_9$ ). Die beiden Kurven kreuzen sich sehr flach bei 900°C und müßten, thermodynamisch betrachtet, die Zersetzung von  $\text{Re}_6\text{S}_8\text{Cl}_2$  in  $\text{ReS}_2$  und  $\text{Re}_3\text{Cl}_9$  zur Folge haben. Der geringe Unterschied im Anstieg der beiden Kurven ermöglicht es jedoch, durch schnelles Abkühlen die Phase  $\text{Re}_6\text{S}_8\text{Cl}_2$  auch bei Temperaturen unterhalb 900°C stabil zu halten.

Mit Hilfe eines Programms zur Berechnung von thermodynamischen Gleichgewichten konnten nach Erstellung der thermodynamischen Datensätze aller im System bekannten Verbindungen die Gleichgewichtspartialdrücke und die Existenzbereiche für die festen Phasen  $\text{ReS}_2$ ,  $\text{ReS}_3$ ,  $\text{Re}_2\text{S}_7$  und  $\text{Re}_6\text{S}_8\text{Cl}_2$  als Funktion der Partialdruckverhältnisse  $\text{S}_2/\text{S}_2\text{Cl}_2$  und  $\text{Cl}_2/\text{Re}_3\text{Cl}_9$  und der Temperatur ermittelt werden. Aus diesen Berechnungen wurden die für den chemischen Transport relevanten Gleichungen abgeleitet:



Aus Berechnungen der Existenzbereiche in  $\log(p_{\text{S}_2}/p_{\text{S}_2\text{Cl}_2})$  gegen  $\log(p_{\text{Cl}_2}/p_{\text{Re}_3\text{Cl}_9})$  wird ersichtlich, daß der Stabilitätsbereich der Clusterverbindung mit sinkender Temperatur zunimmt. Um eine ausreichend hohe Transportrate zu erzielen, ist es ratsam, bei relativ hohen Temperaturen zu züchten, wobei jedoch die Gefahr besteht, außerhalb des schmal werdenden Existenzbereiches der Clusterverbindung zu geraten. Bei zu tiefen Temperaturen werden die Transportraten zu klein und die kritische Keimbildungsgröße unterschritten.

## 5. Tagungsberichte

### 5.1. Bericht über die DGKK-Jahrestagung vom 11. — 13. März 1992 in Dresden

Der erste Nachmittag war den nach wie vor technisch wichtigen Materialien Si und GaAs gewidmet. In den beiden Hauptvorträgen beschäftigten sich die Autoren mit der Präparation sowie der Beschreibung und Charakterisierung von versetzungsfreien Si-Kristallen.

Verbesserungen der Technik beim FZ-Verfahren, insbesondere durch geeignete Konstruktion der Induktoren zur Realisierung eines angepaßten Temperaturfeldes als Voraussetzung einer homogenen Verteilung der Dotierstoffe und Versetzungsfreiheit wurden von W. Schröder, Berlin, vorgestellt. Neben experimentellen Methoden wurden auch mathematische Modelle zur Konstruktion der bestmöglich angepaßten Induktoren entwickelt.

V.V. Voronkov, Moskau, diskutierte den Mechanismus der Entstehung von Sauerstoffaggregationen sowie deren Einfluß auf die elektronischen Eigenschaften von Si. Mit elektrischen, optischen und Hall-Effekt-Messungen wurden die Veränderungen verfolgt. Für die Entstehung dieser Defekte wurde ein mathematisches Modell angegeben, das den Sauerstofftransport durch interstitielles Silizium beschreibt.

Im Vortrag von V. Alex, Berlin, wurde über den Einfluß verschiedener Züchtungsparameter auf das Versetzungsverhalten von FZ- und CZ-Si-Dünnschichten berichtet. Die Untersuchungsergebnisse wurden mit theoretischen Modellen verglichen und zeigen, daß diese das Versetzungsverhalten noch nicht befriedigend erklären können.

R. Köhler, Berlin, stellte die Ergebnisse der Charakterisierung von durch LPE hergestellten Si/SiO<sub>2</sub>/Si Schichten mittels Röntgenbeugung vor. Hierbei wurde insbesondere auf den lamellenartigen Einbau von Indium in die einkristallinen Schichten eingegangen.

Der Vortrag von A. Cröll aus Freiburg beschäftigte sich mit der Streifenbildung in Si bei Anwendung des FZ-Verfahrens. Durch Magnetfeldeinwirkung läßt sich die Phasengrenze beeinflussen und dadurch die Generation von Dotierstoffstreifen deutlich verringern.

F. Mosel, Erlangen, berichtete über den Stand für die Technologie der Kristallzüchtung von InP mittels LEC- und VGF-Verfahren. Die elektrischen Eigenschaften wurden besonders in Bezug auf Versetzungsdichte und Wirkung von Fe-Dotierungen diskutiert. Als Konsequenz aus Versuchen wurde ein neuartiges Ofenkonzept entwickelt und vorgestellt, welches zukünftig die Herstellung besonders defektarmer Kristalle ermöglichen soll.

K. Sonnenberg, Jülich, hob die geringe Versetzungsdichte von GaAs, welches durch VB-Verfahren hergestellt wurde, hervor. Die Herstellung erfolgte durch die Verwendung einer vollständigen B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Kapselung der Schmelze, welche durch die gute Benetzbarkeit von Quarzglas möglich ist. So hergestellte Kri-

stalle sind zwillingsfrei, jedoch kann es durch thermische Spannungen, Staub oder Tiegelabrieb zu Polywachstum kommen.

H.J. Wolf, Erlangen, erinnerte an die Entwicklung von vertikalen Einkristallzüchtungsverfahren für GaAs vor 35 Jahren durch Gremmelmaier. Der Wachstumsbeginn mit Dünnhälsen zur Erreichung der Versetzungsfreiheit ist auch heute noch ein aktuelles Arbeitsgebiet.

Die von Bishopink u.a. in Freiburg mittels LPEE (Flüssigphasenelektroepitaxie) hergestellten GaSb und  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{Sb}$  Kristalle dienen in erster Linie Grundlagenuntersuchungen. Bei diesem Verfahren wird das Kristallwachstum mittels Gleichstromfluß durch die Grenzschicht initiiert. Durch geeignete Wahl der Wachstumszelle konnten sowohl radial als auch axial homogene Mischkristalle erhalten werden.

Die Abendvorträge waren Problemen bei der Materialdarstellung von III-V Verbindungen mit speziellen Eigenschaften gewidmet. Diffusion von Bestandteilen der Schmelze bestimmt wesentlich die erreichbaren Wachstumsgeschwindigkeiten bei der Kristallzüchtung. Die im Vortrag von P. Bräuer, Karlsruhe, mittels Scherzellenmethode gemessenen Diffusionskonstanten in den Systemen In-Ga-As sowie Ga-Al-As ermöglichen die Optimierung von Wachstumsbedingungen für die Kristallzüchtung. Daneben wurde mittels mathematischer Modellrechnung die Zuverlässigkeit für das Scherzellenverfahren kritisch hinterfragt. Dies ist Voraussetzung für die hochgenaue Angabe von Diffusionskoeffizienten, die es ermöglichen sollten, die Gültigkeit verschiedener Diffusionstheorien zu überprüfen.

Die Untersuchung der As-Dampfdruckabhängigkeit intrinsischer Effekte in HB-GaAs von T. Hangleiter, Paderborn, mittels magnetooptischer Spektroskopieverfahren führte zum Nachweis und zur Identifikation bisher teilweise unbekannter Defekte in HB-GaAs. Ihr Einfluß auf die elektronischen Eigenschaften der gezüchteten hochreinen Kristalle wurde erörtert. Insgesamt war der erste lange Nachmittag geprägt von einer Fülle qualitativ hochwertiger und anspruchsvoller Vorträge, welche zum besseren Verständnis des Kristallwachstums beitragen konnten.

A. Erb  
K. Fischer

Im Vortrag über „Kristallisationsphänomene assoziierter Schmelzen“ wies P. Rudolph (HU-Berlin) auf die Wichtigkeit von Schmelzstrukturen hin, weil sie sowohl Keimbildung aus auch Wachstumskinetik beeinflussen und auch als Mitursache für Zwillingsbildung in Frage kommen. In II-VI oder IV-VI Verbindungs-schmelzen existieren bei „geringer“ Überhitzung (die allerdings bis zu ca. 20 K betragen kann) Strukturkomplexe (Assoziat). Die Assoziat sind verschieden lange Ketten aus den jeweiligen Atomsorten oder andere zweidimensionale Gebilde (6er Ringe), während dreidimensionale Strukturen weniger wahrscheinlich sind. Assoziat bewirken die halbleitenden Eigenschaften der Schmelzen, z.B. steigt die elektrische Leitfähigkeit mit steigender Temperatur  $> T_m$  bei den oben angesprochenen Schmelzen. Im Gegensatz dazu stehen III-V-Schmelzen, die diesbezüglich metallisches Verhalten zeigen (keine Assoziat, auch nicht bei geringer Überhitzung). Für eine stöchiometrische CdTe-Schmelze wird eine charakteristische Funktion gezeigt: Nach geringer Überhitzung ( $< 10$  K) ist Kristallisation ohne Unterkühlung möglich (wegen der Existenz von wachstumsinduzierten Assoziationen, die die Keimbildungsarbeit herabsetzen), nach hoher Überhitzung muß die Schmelze stark ( $\approx 20$  K) unterkühlt werden, um Kristallwachstum über spontane Keimbildung einzuleiten. Letzteres Verhalten wird auch bei längerer Haltezeit am Schmelzpunkt beobachtet (d.h. keine Reorganisation von

Assoziat). Eine geringe Abweichung von der Stöchiometrie (1 at% Te-Überschuß) ergibt für sehr kleine Überhitzungen schon hohe Unterkühlungen. In der Diskussion wurde nochmals herausgestellt, daß Assoziat keine „feste“ Zusammensetzung haben, sondern nur über kurze Zeitspannen ( $10^{-6}$  s) aus denselben Atomen bestehen. Weiterhin sollten Züchtungsverfahren und Abkühlgeschwindigkeiten wichtige Einflüsse auf die Struktur der Assoziat besitzen.

Im folgenden Vortrag zeigte D. Hofmann (FAU Erlangen) Möglichkeiten auf, wie die „dynamical vertical gradient freeze“-Technik (DVGF) eine Verbesserung der Kristallqualität ermöglichen kann. Diese Technik verwendet Mehrzonenöfen, deren Temperaturprofile sich während der gesamten Züchtung nach Wunsch einstellen lassen. Es werden Ergebnisse von drei Experimenten, in denen zu Testzwecken  $2''$  Ge:Ga-Kristalle gezüchtet wurden, in einem 22-Zonenofen gezeigt, der speziell für die Einstellung sehr variabler Temperaturprofile für die Herstellung von III-VI-Verbindungen unter hohem Druck ausgelegt ist. Mit einem kommerziellen Programm (NEKTON) wird ein komplexes thermisches Modell des Mehrzonenofens numerisch untersucht. Die experimentellen Ergebnisse werden mit den numerischen Berechnungen verglichen, in beiden Fällen wurden jeweils übereinstimmend, in Abhängigkeit der ausgewählten thermischen Randbedingungen, konkave, nahezu ebene und konvexe Phasengrenzen gefunden. Mit einem anderen numerischen Programm werden das Temperaturfeld in Kristall, Schmelze und Tiegel, die Dotierstoffverteilung in Kristall und Schmelze sowie die Konvektion in der Schmelze berechnet. Dabei wird zeitabhängig das reale Kristallwachstum (abnehmendes Schmelzvolumen) simuliert. Erste Ergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung der Dotierstoffverteilung im gewachsenen Kristall zwischen Simulation und Experiment.

Charakterisiert werden die Kristalle u.a. durch die Messung des Widerstandsprofils mit der Vierspitzenmethode (Abstand der Kontakte 1 mm). Für die Züchtung mit konvexer Phasengrenze ergibt sich eine sehr homogene Verteilung des Widerstandes. Die Untersuchungen dienen dem Ziel, die für defektarmes Wachstum von III-VI-Kristallen notwendigen Bedingungen zu verbessern.

Im nächsten Vortrag stellte J. Baumgartl (FAU Erlangen) ein Meßverfahren vor, mit dem kontaktlos Strömungszustände in elektrisch leitenden Schmelzen mit Hilfe eines magnetohydrodynamischen Effekts gemessen werden können. Dazu wird die Schmelze einem statischen Magnetfeld ausgesetzt. Konvektion in der Schmelze führt zu induzierten elektrischen Strömen, die ihrerseits wieder von einem (induzierten) Magnetfeld umgeben sind. Das induzierte Magnetfeld kann in einzelnen Punkten außerhalb des Fluidvolumens z.B. mit Förster-Sonden kontaktlos bestimmt werden. In einer Modellanordnung wurde mit flüssigem Gallium durch Vergleich mit Temperaturmessungen im Fluid gezeigt, daß die Zeitabhängigkeit des induzierten Magnetfeldes (Größenordnung: 1 nT) genauso wie die des Temperaturfeldes durch das zeitliche Verhalten des Geschwindigkeitsfeldes bestimmt wird. Eine numerische Berechnung der magnetohydrodynamischen Gleichungen für die Modellanordnung bestätigt qualitativ die experimentellen Ergebnisse. Weitere Untersuchungen sollen zeigen, ob es möglich ist, mit dieser Methode das Strömungsfeld in realen Kristallzüchtungsanordnungen zu bestimmen.

Das weitgespannte Einsatzgebiet der thermischen Analyse (TA) für die Kristallzüchtung und -charakterisierung zeigte E. Post (NETSCH Gerätebau, Selb) auf.

Es wurden kurz die klassischen TA-Verfahren vorgestellt: Differenz-thermometrie (DTA), Dynamische Scanning Calorimetrie (DSC), Thermogravimetrie (TG), Dilatometrie oder Thermo-

mechanische Analyse (TMA). Oft werden die einzelnen TA-Verfahren kombiniert oder mit anderen Analyseverfahren (z.B. Massenspektroskopie) gekoppelt. Die Messungen mit kommerziell erhältlichen Geräten decken einen Temperaturbereich von  $-160^{\circ}\text{C}$  bis  $2400^{\circ}\text{C}$  ab, mit einem absoluten Meßfehler von ca. 1 K unter  $1000^{\circ}\text{C}$  und ca. 2 K über  $1000^{\circ}\text{C}$ . Weiterhin wurden einige TA-Meßbeispiele vorgestellt.

Für die Züchtungsvorbereitung ist in erster Linie die Bestimmung der Schmelztemperatur, des Phasendiagramms und der Schmelzenthalpie zur Ermittlung der geeignetsten Züchtungsmethode zu nennen. So wurde für die Phasendiagramme  $\text{AgGaS}_2$  -  $\text{AgBr}$  und  $\text{AgGaS}_2$  -  $\text{PbCl}_2$  mittels TA ein geeignetes Flußmittel zur Züchtung von  $\text{AgGaS}_2$  nach dem Fluxverfahren gefunden. Als weiteres Beispiel wurde die Möglichkeit der Bestimmung der Stöchiometrie-Abweichung von  $\text{LiNbO}_3$  durch Messung der Temperaturverschiebung des ferroelektrischen Phasenübergangs aufgezeigt.

Neben Phasenumwandlungen können Entmischungsvorgänge mit DTA bzw. DSC bestimmt werden. Weitere Einsatzmöglichkeiten im Umfeld der Kristallzüchtung sind: Bestimmung der thermischen Ausdehnung (TMA), Bestimmung der thermischen Beständigkeit in unterschiedlichen Gasatmosphären (TG oder DSC), Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität  $c_p$  (DSC), Stöchiometriebestimmung von Kristallen (Erniedrigung von  $T_m$  durch Verunreinigungen).

Im letzten Vortrag des Vormittags zeigte I. Utke (HU Berlin) den Einfluß der Interdiffusion auf den Gittermisfit epitaktischer Systeme. Die Konzentrationsprofile in der Grenzflächenregion von Schicht und Substrat werden durch die Lösung der quasistationären Diffusionsgleichungen bestimmt. Es lassen sich die entsprechenden Gitterkonstanten und Spannungsprofile an der Grenzfläche ableiten, die auch Aussagen zur Misfitversetzungsbildung ermöglichen. Die Diffusionskonstanten beeinflussen die Gitterkonstanten im Überlagerungsgebiet der Diffusionsgebiete. Im Experiment wurde das quaternäre System  $(\text{Hg,Cd})\text{Te}/(\text{Cd,Zn})\text{Te}$  bzw.  $\text{Cd}(\text{Te,Se})$  betrachtet. Durch Sprühätzen und Aufnahme eines Kristalltopogramms lassen sich Spannungsebenen sichtbar machen. Die Spannungsprofile zeigen folgende Merkmale: In der Grenzflächenregion des Substrates entstehen Verspannungen, selbst im Fall eines natürlichen Misfits treten aufgrund der Interdiffusion Spannungen in Substrat und Schicht auf. Die entstehenden neutralen Ebenen sind aus der Grenzfläche ins Substrat oder in die Schicht verschoben. Das Spannungsvorzeichen wechselt je nach Anzahl der neutralen Ebenen, die wiederum vom Vorzeichen des natürlichen Misfits abhängt. Das vorgestellte Modell erlaubt die Untersuchung des Anpassungsverhaltens an der Grenzoberfläche von beliebigen epitaktischen Systemen.

J. Baumgartl  
M. Hornung

Der Donnerstagnachmittag stand unter der Überschrift „Laser und Supraleitung“. Im Hauptvortrag berichtete Dr. Perner von MONOKRYSTALLE (CSFR) über Czochralski-Züchtung und Eigenschaften von Oxidkristallen für Laser. Dabei behandelte er die Kristallzüchtung von YAG- ( $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ ), YAP- ( $\text{YAlO}_3$ ) und Saphir-Einkristallen. Für die Laseranwendungen sind vor allem die Emissionswellenlängen der Dotierungen ( $\text{Cr}^{3+}$  und die Seltene Erdionen  $\text{Nd}^{3+}$ ,  $\text{Er}^{3+}$ ,  $\text{Tm}^{3+}$  und  $\text{Ho}^{3+}$ ) maßgebend:  $\lambda = 1 \dots 3 \mu\text{m}$ . Dabei müssen die Kristalle von hervorragender optischer Qualität sein, die von Zwillingbildung, Sprüngen, Blasen und Streuzentren beeinträchtigt wird. Ganz besonders störend sind Verunreinigungen wie  $\text{H}_2\text{O}$ , CO und Kohlenwasserstoffe, da sie Molybdän aus dem Mo-Tiegel lösen und oxidieren können. Dies wird durch eine reduzierende Atmosphäre ( $\text{H}_2$ ) im Rezipienten verhindert.

Herr Perner ging in seinem Vortrag insbesondere auf das Phasendiagramm  $\text{Y}_2\text{O}_3$  -  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und auf den Verteilungskoeffizienten der Dotierungen ein.

Fluorid-Laserkristalle standen für Herrn H. Paus von der Universität Stuttgart im Zentrum seines Vortrages. Er berichtete von Kristallzüchtungsversuchen mit den Perowskiten  $\text{KMgF}_3$ ,  $\text{KZnF}_3$ ,  $\text{NaMgF}_3$  und dem Elpasolith  $\text{K}_2\text{NaAlF}_6$ . Dabei beschäftigten ihn die Fragen, auf welche Gitterplätze im Kristall sich die Dotierungen ( $\text{Tl}^{3+}$ ,  $\text{Ce}^{3+}$ ,  $\text{Sm}^{2+}$ ,  $\text{Eu}^{2+}$  und  $\text{Yb}^{2+}$ ) einbauen und wie groß die Lasereffizienz (d.h. Absorptionskonstante, Quantenausbeute etc.) der Dotierungsionen ist.

Frau H. Römer von der Universität Frankfurt hatte Bestimmungen des effektiven Verteilungskoeffizienten von  $\text{Nd}_2\text{O}_3$  im Kristallsystem  $\text{ZrO}_2/\text{Y}_2\text{O}_3$  durchgeführt. Beim Skull-Schmelzverfahren ermittelte sie durch Dotierungsprofile die Wachstumsgeschwindigkeit der Kristalle, die Konzentration der Dotierung bestimmte sie aus Absorptionsmessungen und mit den Parametern für die Diffusion konnte sie dann den effektiven Verteilungskoeffizienten berechnen.

Th. Hangleiter

Herr Altenburg (FH Münster, Steinfurt) ging in seinem Vortrag auf die Herstellung von oxidischen Substraten ein, die bei Hoch- $T_c$  Supraleitern Verwendung finden. Es wurde gezeigt, daß die Geheimnisse des Flammenschmelzverfahrens bereits bei der Pulverherstellung beginnen und bei der Brennergeometrie noch nicht enden. Erste Ergebnisse, mit diesem Verfahren das interessante  $\text{Sr}_2\text{TiO}_4$  zu züchten, wurden vorgelegt. Im zweiten Teil des Vortrags ging es um die Herstellung von  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$  nach dem Flammenschmelzverfahren. Hierzu war es nötig, einen oxidierenden Tieftemperaturbrenner zu entwickeln. Trotz ungünstiger Randbedingungen gelang es damit, den Supraleiter darzustellen und bereits texturiert abzuschneiden.

Gegenstand des Vortrags von Herrn Fischer (Inst. f. Physikal. Hochtechnologie, Jena) waren die Phasenbeziehungen in  $\text{BaCuO}_x$ -  $\text{CuO}$ -Schmelzen unter reduziertem Sauerstoffpartialdruck. Mittels TG/DTA wurde die eutektische Temperatur an Luft zu  $885^{\circ}\text{C}$  und unter  $2 \times 10^2 \text{ Pa}$  zu  $790^{\circ}\text{C}$  bestimmt. Im quaternären System  $\text{Y}_2\text{O}_3$ - $\text{BaCuO}_x$ - $\text{CuO}$  kann hier der Supraleiter  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$  abgeschieden werden, der allerdings bei einer vorgegebenen Temperatur erst oberhalb eines Mindest-Sauerstoffpartialdrucks stabil ist, wofür die Druckabhängigkeit des  $\text{Cu(I)}$ - $\text{Cu(II)}$ -Gleichgewichts verantwortlich gemacht wurde. Der bisher üblichen isobaren Fluxzüchtung, bei der die Schmelze durch Abkühlung übersättigt wird, konnte Herr Fischer die isotherme Variante gegenüberstellen, bei der bei niedriger Temperatur und niedrigem Druck die Übersättigung durch Anhebung des Sauerstoffpartialdrucks erzeugt wird. Die bei den niedrigen Züchtungstemperaturen erwartete starke Abnahme der Tiegelkorrosion konnte jedoch im Falle des  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nicht bestätigt werden.

Eine weitere Phasenstudie des Systems  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$  -  $\text{BaCuO}_2$  -  $\text{CuO}$  wurde von Herrn Erb (Uni Karlsruhe) vorgestellt. Er konnte zeigen, daß die nichtreduzierbaren DTA-Ergebnisse und die oft widersprüchlichen veröffentlichten Phasendiagramme dieses Systems, durch Spuren von Carbonat und Verunreinigungen, die vom Tiegel herrühren, verursacht werden können. Nach sorgfältiger Entfernung des Carbonats aus dem zu untersuchenden Pulvergemisch konnten reproduzierbare DTA-Kurven ohne Geisterpeaks erhalten werden. Da derzeit jedoch noch keine korrosionsbeständigen Tiegel bekannt sind, konnte der Einfluß des Tiegelmateriale nicht eliminiert werden. Deshalb wurde für die an der Uni Karlsruhe gebräuchlichen Qualitäten von  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - und  $\text{ZrO}_2$ -Tiegeln, jeweils ein eigenes Y-Ba-Cu-O-Phasendiagramm erstellt. Die Unterschiede beider Diagramme bezüglich ihrer eutektischen

Temperatur und Zusammensetzung waren dabei beträchtlich. Es steht zu befürchten, daß sich auch diese Phasendiagramme mit dem Fortschreiten der Korrosion weiter verändern.

Th. Wolf

In seinem Vortrag „Kristallzüchtung aus Lösungen“ stellte G.V. Bukin (Monokristaly, Akademie der Wissenschaften, Novosibirsk) Ergebnisse bei der Züchtung von u.a. Beryll-, Alexandrit-, Rubin-, Spinell-, Smaragd- und Diamantkristallen vor, die für die Laser- und Nichtlinearoptik sowie für die Schmuckindustrie von Bedeutung sind.

Diese Kristalle haben Schmelzpunkte von bis zu 2000°C und es bietet sich an, durch geeignete Lösungsmittelverfahren die Züchtungstemperatur herabzusetzen. Die Auswahl der Flußmittel richtet sich nach dem Lösungsvermögen der jeweiligen Substanz, die Auswahl der Verfahren nach den physikalischen Eigenschaften des Flußmittels. Das Finden von geeigneten Lösungsmitteln (es kommen u.a. Metalloxide in Frage) ist entscheidend für weitere Erfolge bei der Züchtung dieser Kristalle. Es wurden verschiedene Verfahren der Züchtung aus Flußmitteln vorgestellt. Beeindruckende Erfolge wurden u.a. bei der Züchtung von Smaragd (aus sauren Lösungen unterschiedlicher Zusammensetzung wurden Kristalle mit einer Masse bis zu 200 Karat gezüchtet) und bei der Diamantsynthese erzielt. Synthetische Diamanten wurden mit einer Masse über 1 Karat bei 60 000 atm und 1600°C mittels Metalllösungsmittel aus einer Kohlenstoffquelle gezüchtet. Die Diamanten weisen eine hohe Leitfähigkeit, Homogenität und Wärmebeständigkeit auf. Weitere Aufmerksamkeit wird der Erforschung der Kristalldefekte gewidmet, in Abhängigkeit von der Temperatur, bedingt durch den Stickstoffeinbau, weisen die synthetischen Diamanten eine grünlich gelbe bis orange

gelbe Färbung auf. Ein Exemplar von etwa 3 mm Durchmesser wurde der DGKK als Geschenk überreicht.

Herr R.A. Stein sprach über seinen Vortrag „Entstehung von Makrodefekten in SiC“ über die Züchtung dieser Materials, das in der Hochtemperatur-Elektronik seine Anwendung findet, und die dabei auftretenden Defektphänomene. Die Einkristall-Züchtung erfolgt durch Sublimation des synthetisierten SiC-Pulvers in einem Graphittiegel bei 2000 – 2500°C auf einen Keim. Dabei entstehen Kristalle mit einem Durchmesser von 20 mm und einer Länge von 20–25 mm mit einem polykristallinen Rand. Die Kristalle können n- oder p-dotiert werden und verschiedene Modifikationen (6H, 4H) können reproduzierbar hergestellt werden. Abrupt endende Hohlräume im unteren Bereich der Kristalle stellen charakteristische Makrodefekte dar, die als Kanäle bezeichnet werden. Verschiedene Möglichkeiten der Entstehung dieser Kanäle wurden diskutiert. Es konnte anschaulich gezeigt werden, daß diese Makrodefekte nicht an der Phasengrenze entstehen, sondern durch sekundäres Verdampfen von SiC an Hohlräumen oder anderen Unregelmäßigkeiten an der Keimauflage gebildet werden und von unten in den Kristall hineinwachsen.

M. Wienecke

Über die im Rahmen der unbemannten sowjetischen Weltraummission FOTON 7 im Oktober 1991 durchgeführten Experimente zum Wachstum von CdTe nach der travelling heater method berichtete Herr M. Salk vom Kristallographischen Institut der Universität Freiburg. Sein Vortrag stellt erste Ergebnisse vergleichender Untersuchungen an Kristallen vor, die unter unterschiedlichen Bedingungen eines definierten Materialtransports in der Te-reichen Lösungszone (1 g, µg, jeweils mit und ohne transversal rotierendem magnetischen

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 PICHER

- Halbleiter-Programm:
  - **Dünnschicht-Epitaxie** MOCVD, LPE (CdTe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 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, <sup>11</sup>BF<sub>3</sub>, Germane,...)
  - **Grundstoffe für CVD und Dotierung** (TEOS, TCA, POCl<sub>3</sub>,...)

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

Feld von 2 mT) gezüchtet wurden. Begleitende Berechnungen zum Temperaturfeld und den Strömungsverhältnissen in der flüssigen Zone zeigten den Einfluß sowohl der reduzierten Schwerebeschleunigung als auch des Magnetfeldes auf die Krümmung der Phasengrenzflächen. Neben der Präsentation der ersten interessanten Ergebnisse nutzte Herr Salk die Gelegenheit, die Möglichkeiten vorzustellen, die sich mit der Nutzung der ehemals sowjetischen Weltraumkapazitäten auf dem Gebiet der unbemannten Missionen für materialwissenschaftliche Untersuchungen eröffnen. Ein Blick auf die Liste der Koautoren aus zahlreichen Instituten (u.a. aus Rußland und Lettland) läßt hoffen, daß die zukünftige Zusammenarbeit nicht durch die veränderten politischen Verhältnisse erschwert wird.

Herr M.L. Fearheiley vom Hahn-Meitner-Institut Berlin demonstrierte in seinem Vortrag über Phasenbeziehungen im ternären System Cu-In-S ein weiteres Mal, wie wichtig die genaue Kenntnis von Phasendiagrammen und möglichen Phasenumwandlungen für die erfolgreiche Kristallzüchtung ist. Seit etwa 15 Jahren wird  $\text{CuInS}_2$  als ein mögliches Alternativmaterial für Solarzellen diskutiert, da der Bandabstand mit 1,55 eV nahe am Optimum liegt und auch andere Materialeigenschaften dieses Chalkopyrits außerordentlich günstig sind. Nicht zuletzt erscheint auch der Ersatz des toxischen Se durch S als Vorteil gegenüber dem besser untersuchten  $\text{CuInSe}_2$ . Leider ist die Züchtung von  $\text{CuInS}_2$  aus Schmelzen im pseudobinären System  $\text{Cu}_2\text{S}-\text{In}_2\text{S}_3$  wegen der zahlreichen Phasenumwandlungen, die zu Materialbrüchen führen, nicht möglich. Neben der Anwendung hoher Drücke (Hochdruckmodifikationen) und der Darstellung aus der Gasphase bleibt deshalb vor allem die Züchtung aus Lösungen. Herr Fearheiley stellte seine mittels DTA gewonnenen Ergebnisse zur Untersuchung des ternären Phasendiagramms vor, die zu der Aussage führen, daß die Züchtung aus In-reichen Lösungen durchgeführt werden sollte. Die zusätzlich zu den fest-fest-Phasenumwandlungen auftretenden Monotektika machen die Materialherstellung aus flüssigen Phasen in diesem System zu einer reizvollen Herausforderung an die Kristallzüchter.

P. Gille

Über die Kristallzüchtung von  $\text{CuInS}_2$ , ein Material, das aufgrund seines hohen optischen Absorptionskoeffizienten für die Entwicklung von Solarzellen geeignet ist, sprach Herr S. Fiechter vom Hahn-Meitner-Institut Berlin. Neben Untersuchungen an polykristallinen Schichten ist  $\text{CuInS}_2$  auch massiv mit Hilfe des horizontalen Bridgman-Verfahrens mit einem Argon-Inertgasdruck von 2 MPa hergestellt worden. Steilere Temperaturgradienten ( $\geq 15$  K/cm) begünstigen den Grad der Einkristallinität (sehr gute Spaltbarkeit). Dies wird damit erklärt, daß die Anwendung steilerer Temperaturgradienten konstitutionelle Unterkühlung (In-reiche Schmelzzusammensetzung (!)) unterdrückt. Trotzdem werden durch röntgenographische Untersuchungen auf den Spaltflächen Einlagerungen zusätzlicher Phasen (z.B.  $\text{CuIn}_5\text{S}_8$ ,  $\text{CuIn}_{11}\text{S}_{17}$  und  $\text{CuIn}_3\text{S}_5$ ) nachgewiesen. Die Ursachen dieses lamellaren Wachstums werden mit den nichtstöchiometrischen Effekten in Verbindung gebracht.

$\text{CdTe}$  wurde In-dotiert aus Te-reichen Schmelzlösungen nach dem vertikalen Bridgman-Verfahren ( $T_L = 1050^\circ\text{C}$ , entspricht  $y = 0,55$  gemäß  $\text{Cd}_{1-y}\text{Te}_y$ ) und dem THM-Verfahren ( $T_L = 700^\circ\text{C}$ ) von E. Weigel vom Kristalllabor der Universität Karlsruhe gezüchtet. Gegenstand der Untersuchungen war der Einfluß von Fremdstoffen und Eigenfehlstellen auf das elektrische Verhalten der Kristalle in Abhängigkeit von den Züchtungsparametern. Atomabsorptionsspektrometrische Messungen mit der Flammen- und Graphitrohrtechnik zeigten

deutliche Unterschiede im Fe-Gehalt (3 ppm-a bzw. 1 ppm-a). Die Differenz wird durch die unterschiedlichen Präparations-schritte begründet. Der Einfluß des Dotierelementes Indium auf die elektrischen Eigenschaften konnte näher bestimmt werden. Liegt die In-Konzentration unter  $10^{15}$   $\text{cm}^{-3}$ , so ist das  $\text{CdTe}$  p-leitend. Bei höheren In-Konzentrationen wird n-leitendes Material erhalten. Bei In-Gehalten unter 1 ppm entsteht sehr hochohmiges n-leitendes  $\text{CdTe}$  ( $10^8 - 10^9$   $\Omega\text{cm}$ ). Photolumineszenzspektren zeigen deutliche Unterschiede zwischen In-dotiertem und undotiertem  $\text{CdTe}$ . In-dotierte Kristalle liefern dabei äußerst strukturarme PL-Spektren mit nur einer breit verschmierten Bande im Bereich um 1,5 eV. Der Verteilungskoeffizient von In im  $\text{CdTe}$  wurde zu  $k_0 = 0,2$  bestimmt.

M. Mühlberg

Herr M. Pfeiffer sprach über Temperaturfeldmodellierungen mittels der Methode der finiten Elemente für Bridgman-gezüchtete  $\text{CdTe}$  Kristalle. Der Schwerpunkt seiner Untersuchungen galt der Form der Phasengrenze als Funktion des Verhältnisses von Durchmesser zur Länge der Züchtungsampulle, dem sogenannten Aspektverhältnis. Parallel zu den Modellrechnungen wurden gezielt Züchtungsexperimente unternommen, um die Aussagen der Rechnungen zu verifizieren. Die Abbildung der Phasengrenze gelang durch eine bewußt erzwungene konstitutionelle Unterkühlung der Schmelze. Im Ergebnis der Vergleiche gelangte er zu dem Schluß, daß für  $\text{CdTe}$  ein Aspektverhältnis d/l von ca. 0.1 am günstigsten sei. Außerdem ergab sich, daß das Verhältnis der Wärmeleitfähigkeiten von Schmelze und fester Phase offenbar nicht, wie bisher angenommen ca. 2:1 beträgt, sondern sogar 3:1.

Die Anwendung von ACRT beim vertikalen THM-Verfahren wurde von Herrn R.U. Bloedner vorgestellt. Durch beschleunigte Rotation der Ampulle wird die Konvektion und damit die Durchmischung der Lösungszone in unmittelbarer Nähe der Wachstumsfläche erhöht, da in der benutzten Geometrie der sog. „Ekman-Fluß“ den dominierenden ACRT-Effekt darstellt. Es wurden verschiedenste Rotationszyklen erprobt, wobei sich ergab, daß eine effektive Verbesserung der Durchmischung hauptsächlich durch Umkehr der Drehrichtung erreicht wird. Die Anwendung der Tiegelrotation erlaubte eine Steigerung der Züchtungsgeschwindigkeit gegenüber klassischer THM-Anordnung um fast eine Größenordnung bei völlig gleichbleibender Kristallperfektion. Befürchtungen, daß durch Zentrifugeneffekte und die Periodizitäten der Rotation möglicherweise Inhomogenitäten erzeugt werden könnten, bestätigten sich nicht.

M. Neubert

### Zusammenfassung zu den Postersitzungen der DGKK-Jahrestagung 1992

Auf den Postersitzungen wurden insgesamt 38 Beiträge zu den verschiedenen Gebieten präsentiert. Es gab 10 Poster zum Thema Hoch  $T_C$ -Materialien, 15 zu Verbindungshalbleitern, 2 zu Silizium, 4 zu optischen Materialien und weitere 7, die sich mit anderen Substanzen oder speziellen Techniken befaßten. Folgender, hoffentlich nicht zu subjektiver, Eindruck hat sich ergeben:

Die Hochtemperatursupraleiter erfreuten sich weiterhin hoher Beliebtheit. Ausgesprochene Kristallzüchtungsarbeiten waren auf diesem Gebiet jedoch selten. Als erwähnenswerte Ausnahme ist der Beitrag von C. Dubs et al. aus Jena zu nennen, in dem erste Erfolge zur Züchtung von 123 mittels epitaktischer Abscheidung aus dem bewährten BaO-CuO Flux auf verschiedene gängige Substratmaterialien beschrieben werden. Die

Mehrzahl der Autoren befaßte sich mit der Herstellung texturierter Proben und mit der Untersuchung des Phasendiagramms. M. Brand et al. aus Frankfurt/M. erreichten mit ihren tiegelfrei zonengeschmolzenen texturierten 123-Stäben Transportstromdichten bis zu  $10^5 \frac{A}{cm^2}$ . G. Krabbes et al. aus Dresden befaßten sich mit dem YBCO-Phasendiagramm, und G. Lacayo et al. aus Berlin untersuchten mittels Elektronenmikroskopie den Einfluß von Sauerstoff und Aluminium auf die Domänenstruktur von 123.

Auf dem Gebiet der Verbindungshalbleiter hatte das System Cd-Te mit fünf Beiträgen den größten Anteil. Allgemein war zu erkennen, daß die Kristallzüchter um eine perfektere Charakterisierung ihrer Kristalle bemüht waren. Messung der Verteilung von Dotierstoffen, Untersuchungen zur Realstruktur und die Vermeidung von Wachstumsstreifen – deren Existenz in den eigenen Kristallen sonst gerne verschwiegen wird – durch Optimierung der Züchtungstechnik waren häufige Themen. So stellten z.B. Bungert et al. (Freiburg) mittels der Bridgman- und der THM-Technik verschiedene dotierte  $CdTe_{1-x}Se_x$  Kristalle her, beobachteten die Bedingungen zur Entstehung von Striations und verglichen sie bezüglich ihrer elektrischen Eigenschaften miteinander.

Ebenfalls der Perfektionierung bewährter Züchtungstechniken widmeten sich die Autoren der Poster über Si-Kristallzüchtung. So präsentierte A. Lüdge aus Berlin vergleichende Messungen und Berechnungen des Einflusses der Form von Induktoren auf das Temperaturfeld.

Unter den Arbeiten zu optischen Materialien ist besonders diejenige von R. Pankrath et al. aus Osnabrück zu erwähnen, in der die Effektivität einer neuartigen Rührtechnik beschrieben wird. Der Keim wird in Vibration mit einer Frequenz von 50 Hz versetzt und unterstützt so den Materialtransport im Tiegel. Zusammen mit einfacher Tiegelrotation ergibt sich eine stärkere Durchmischung als mittels ACRT. E. Treser et al. aus Freiburg experimentierten zur Züchtung von  $AgGaS_2$  nach der Bridgman-Stockbarger-Methode mit Tiegeln mit quadratischem Querschnitt, um die Orientierung der wachsenden Kristalle gezielt zu beeinflussen. Beiträge zu Lasermaterialien wie z.B. Granate fehlten diesmal völlig.

Neben diesen Arbeiten zu den vertrauten Materialklassen gab es einige wenige Beiträge zu speziellen Techniken und nicht so verbreiteten Substanzen. W. Schmidbauer et al. aus Frankfurt/M. stellte eine Apparatur zur In-situ-Beobachtung der Gestaltbildung während der gerichteten Erstarrung in Systemen mit hohem Schmelzpunkt vor und verglich die experimentellen Ergebnisse mit den theoretischen Modellen. J. Schmitz aus Freiburg konnte während der MBE mittels Elektronenbeugung den Grad der Gitterverzerrung verfolgen, und B. Kindler et al. aus Frankfurt/M. präsentierten den Umbau eines Pulverdiffraktometers für Messungen bis zu 8 K.

Insgesamt fiel der Trend zu konservativen Züchtungstechniken, besonders der Bridgman-Technik auf. Offenbar lassen sich durch Verfeinerungen der bekannten Verfahren und eine sorgfältige Analytik neue und für die Materialforschung interessante Ergebnisse erzielen.

T. Frieling, H. Römer, T. Wilke

## 5.2. Bericht über das „Institute for Single Crystals“ in Kharkov/Ukraine

Vom 14. – 20. Oktober 1991 fand in Kharkov am „Institute for Single Crystals“ ein Workshop über „HTSC Single Crystals: Growth and Physical Properties“ statt. Die Reise nach Kharkov hat sich aus verschiedenen Gründen sehr gelohnt:

Es bestand die Möglichkeit, das „Institute for Single Crystals“ zu besuchen. Dieses Institut war bisher für Ausländer gesperrt, weil dort geheime Forschungsaufträge für Militär und Industrie

durchgeführt wurden. Jetzt wurde – vermutlich – alles ganz offen gezeigt und es bestand Zeit für Diskussion.

Das Institut (Leiter: Prof. V.P. Seminozhenko) hat insgesamt 1400 Mitarbeiter, davon 50% mit Promotion. Etwa die Hälfte der Beschäftigten arbeiten in Pilotanlagen in der Einkristallproduktion, die andere Hälfte in der Forschung.

Schwerpunkte der Forschung sind:

1. Einkristalle für die Optik:
  - Kristalle als aktives Lasermaterial:  
YAG: Nd; GSGG: Nd, Cr;  $Al_2O_3$ : Ti;  $Mg_2SiO_4$ ;
  - Kristalle mit elektrooptischen und nichtlinear optischen Eigenschaften:  
KDP, DKDP,  $LiJO_3$ ,  $LiNbO_3$ ,  $LiTaO_3$ , TGS;
  - Kristalle für optische Bauelemente und Substrate:  
KCl, KBr,  $Al_2O_3$ ,  $SrTiO_3$ ,  $LaAlO_3$ ;
2. Szintillatoren und Detektoren:  
Alkalihalogenide, dotiertes  $A_2B_6$ , BGO,  $CdWO_4$ , usw.
3. Organische und plastische Materialien:  
Flüssigkristalle, Lumiphore, org. Szintillatoren, Materialien für Lumineszenzspektroskopie, Enzyme für die Medizin, usw.
4. Hochtemperatursupraleiter:  
Pulver, Keramik, Einkristalle, dünne Filme, schmelztexturiertes Material
5. Implantate für die Medizin auf  $Al_2O_3$ -Basis
6. Einkristalline  $Al_2O_3$ -Rohre, Tiegel, Profile (Stepanov-Verfahren)

Das Institut versucht jetzt, Kontakte zu anderen Forschungsgruppen, insbesondere im westlichen Ausland, herzustellen, und will Kristalle verkaufen. Wir haben den Kollegen in Kharkov angeboten, sich am Stand unseres Labors auf der Hannover-Industriemesse (1. – 8. 4. 92) zu beteiligen und Proben des hohen Könnens zu zeigen. Das Angebot wurde akzeptiert und ich lade alle Leser dieses Artikels ein, auf der Hannovermesse selbst die Kristalle zu begutachten. Leider hat das Institut bis zum 9. 3. 1992 keine interessanten Proben übersandt und scheint an der angebotenen Hilfe nicht wirklich interessiert zu sein.

An dem Workshop über Hochtemperatursupraleitung nahmen etwa 100 Personen teil, davon 90% aus der ehemaligen UdSSR. Insbesondere der Kontakt zu diesen Kollegen machte diese Tagung besuchenswert.

Besonders interessante Vorträge wurden von Barilo (Minsk), Emel'chenko (Chernogolowka) und Leonuk (Moskau) gehalten. Barilo berichtet von der Züchtung von 123 aus  $Y_2O_3$ -Tiegeln und hat deshalb keine Probleme mit Verunreinigungen in den Kristallen. Emel'chenko benutzt einen  $Al_2O_3$ -Tiegel, auf dessen Boden sich feste 123 Phase befindet. Über diesem Nährmaterial befindet sich  $CuO/BaO$  Flux; der Tiegelboden ist etwa  $10^\circ C$  kälter als die Tiegeloberfläche. Im Flux befindet sich azentrisch aufgehängt ein gekühlter Keimhalter mit Kristallen. Bei Drehung des Tiegels rührt der Kristall die Schmelze langsam durch und baut dadurch lokale Übersättigungen im Flux ab. Leonuk berichtet über ihre Kristallzüchtung der verschiedenen Wismut-Supraleiterphasen: Da diese strukturell sehr ähnlich sind, verwendet sie zur Charakterisierung der vielen durcheinander wachsenden Phasen Elektronenmikroskopie.

Weitere Vorträge befaßten sich z.B. mit der Elektrokristallisation von  $Ba_{1-x}K_xBiO_3$  und strukturellen Untersuchungen an einer Vielzahl von Hoch-Tc-varianten Systemen. Besonders erwähnen möchte ich noch einen Feldionenmikroskopie-Film von Shrednik (St. Petersburg), in dem man die Ausbildung von Linienstrukturen (Wachstumsschichten) verfolgen konnte.

Die Tagung war gut organisiert. Unsere Kollegen in Kharkov haben sich stets um uns gekümmert. Von der Ankunft bis zur Abreise in Moskau waren landeskundige Begleiter bei uns.

Den Organisatoren des Workshops, insbesondere Prof. Sobolev und Swetlana sei dafür herzlich gedankt.

W. Aßmus

### 5.3 Reisebericht aus Minsk

Im Anschluß an den Workshop in Kharkov gab es für mich die Gelegenheit, das Institute of Physics of Solids and Semiconductors der Academy of Sciences of Belorussia in Minsk zu besuchen. Dieses Institut besteht aus zwei Departments – dem Engineering & Technology Department, mit etwa 300 Mitarbeitern und dem Science Department mit ebenfalls etwa 300 Mitarbeitern. Das Science Department ist in 12 Labors mit jeweils drei Arbeitsgruppen untergliedert. Hier werden die Kristalle gezüchtet und gleich charakterisiert. Das Forschungsgebiet reicht von der Züchtung von Hochtemperatursupraleitern ( $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ ,  $(\text{Nd,Ce})_2\text{CuO}_4$ ,  $(\text{Ba}_{1-x}\text{K}_x)\text{BiO}_3$ ,  $\text{La}_2\text{Cu}_4$ , 2212) über die Züchtung magnetischer (RE-Orthoferrite, YIG), magneto-optischer ( $\text{Cd}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$ ), thermo-optischer ( $\text{CdP}_2$ ) bis hin zu nicht-linear optischen Kristallen ( $\text{LiB}_3\text{O}_5$ ,  $\beta\text{-BaB}_2\text{O}_4$ ). YIG und dotierte Granate werden auch als dünne Filme,  $\text{BaTiO}_5$  und  $\text{Bi}_2\text{Fe}_2\text{O}_{12}$  als amorphe, dünne Filme hergestellt und können auch käuflich erworben werden. Während die Filme mittels LPE oder Sputtering hergestellt werden, stehen für die Kristallzüchtung eine große Anzahl unterschiedlicher Öfen zur Verfügung, geeignet für Methoden wie Lösungszonenzüchtung, Sublimation, Bridgman, Elektrokristallisation und Flußmittelzüchtung. Eine DTA und eine Schmelzabschreckanlage ( $2000^\circ\text{C}$ ,  $\text{O}_2$ , Ar oder Vakuum) ermöglichen das Studium von Phasendiagrammen. Zur Synthese und Analyse von Materialien unter hohem Druck steht eine Hochdruckanlage zur Verfügung, die mit einer Röntgenanlage (Laue, Topographie) ausgerüstet ist. Magnetische und supraleitende Materialien können mit einem Vibrationsmagnetometer charakterisiert werden. Für alle Proben besteht die günstige Gelegenheit im selben Gebäude ihre chemische Zusammensetzung zu bestimmen. Dazu dienen zwei der insgesamt zwölf Labors, in denen nahezu sämtliche chemischen Analyseverfahren sowie die Röntgenfluoreszenz- als auch die Neutronenaktivierungsanalyse zur Anwendung kommen. Diese günstige Situation – Präparation und Charakterisierung im selben Institut – ist eine wichtige Voraussetzung für die erfolgreiche Forschung auf dem Gebiet der Materialwissenschaft. Ich bin sicher, daß wir in den nächsten Jahren noch wichtige Impulse aus diesem Institut erhalten werden. Den Workshop über Kristallzüchtung von Hochtemperatursupraleitern, der im September 1993 im idyllischen Raubidschi, ganz in der Nähe von Minsk gelegen, stattfinden wird, habe ich mir jedenfalls im Kalender vorge-merkt.

Th. Wolf

### 5.4. NEUIGKEITEN

Russische Kristallzüchterkollegen versuchen nach dem Zusammenbruch der UdSSR, sich mit ihrem 'Know-how' an die Marktwirtschaft anzupassen und bieten sich auf dem Markt mit neuen Materialien an.

Verbindungen **ABO<sub>4</sub>** mit  $\text{A}=\text{Sb}^{3+}, \text{Bi}^{3+}$ ;  $\text{B}=\text{Nb}^{5+}, \text{Ta}^{5+}, \text{Sb}^{5+}$

Eigenschaften und Anwendungen.

Schmelzpunkt  $T = 1273^\circ\text{C}$ , Härte (Mohs) = 5.5, Brechungsindex größer als Diamant, z.Z. noch Schwierigkeiten bei der Synthese von Einkristallen größer  $3 \text{ mm}^3$ . Herstellungsverfahren: Hydrothermalsynthese bei  $T = 500\text{-}600^\circ\text{C}$  und Drücken von  $p = 1000\text{-}2000 \text{ bar}$ .

Gute nicht-linear optische Eigenschaften; **Einsatzbereiche:** Computeranwendungen, Speichermaterial, Miniaturelemente für integrierte Optik, Spektrofotometer, IR-Anwendungen (VIDICONS), automatische Temperaturregelsysteme, Hochspannungsgeneratoren, akustische Unterwasser-Sensoren, Solarbatterien, Edelsteinmarkt.

**Die Kollegen bieten folgende Arten der Zusammenarbeit an:**

- \* Verkauf der Kristalle, z.B.  $\text{SbTaO}_4$
- \* Organisation gemeinsamer Produktion von Anwendersystemen basierend auf o. a. Material.
- \* gemeinsame Kooperation zu Untersuchungen für neue Anwendungen.

Kontaktadresse:

**Dr. V.F. Peskin, 'Promtehnindustria' 2nd Street of Pugachow 3, Bld. 1, R. 3; Moscow 107553, Russia**

### 6. Übersichtsartikel

#### Die Flüssigphasenelektroepitaxie (Liquid Phase Electro Epitaxy, LPEE)

G. Bischofink

Kristallographisches Institut, Universität Freiburg  
Hebelstraße 25, 7800 Freiburg

Die grundlegende Idee der LPEE geht zurück auf A.F. Ioffe, der 1956 feststellte, daß der Peltier-Effekt an der Grenzfläche Halbleiter – Halbleiterschmelze zur Auskristallisation der Schmelze benutzt werden kann [1]. Die eigentliche technische Realisation der Flüssigphasenelektroepitaxie begann allerdings erst 1970 parallel im A.F. Ioffe Physicotechnical Institute (St. Petersburg, Rußland) und im Massachusetts Institut of Technology (Boston USA) [2,3]. Die Arbeiten beschäftigen sich mit der Kristallisation von GaSb und InSb unter dem Einfluß eines elektrischen Gleichstroms.

In diesem Übersichtsartikel wird das grundlegende Funktionsprinzip der LPEE einschließlich der experimentellen Realisierung beschrieben. Danach folgt eine Vorstellung von Wachstumsergebnissen, die teilweise im Kristallographischen Institut der Univ. Freiburg erzielt wurden.

#### 1. Funktionsprinzip

Die LPEE ist wie die gewöhnliche Flüssigphasenepitaxie (Liquid Phase Epitaxy, LPE) [4] ein Wachstumsverfahren aus einer schmelzflüssigen metallischen Lösung. Im Unterschied zur LPE wird der Materialtransport jedoch nicht durch einen Step-Cooling- oder Super-Cooling-Prozeß angeregt. Der Materialtransport der gelösten Komponenten wird hingegen durch Anlegen eines Gleichstroms zwischen Lösung und Substrat initiiert und aufrechterhalten. Ein vom Heizer vorgegebenes Temperaturprofil oder ein zeitabhängiger Temperaturverlauf wird im Gegensatz zu anderen Züchtungsverfahren nicht

benötigt, so daß das Wachstum unter isothermen Bedingungen stattfindet.

Abb. 1 zeigt den schematischen Aufbau einer LPEE-Wachstumszelle ohne und mit gewachsener Schicht. Die Zelle besteht aus einer Kathode und einer Anode, einem elektrischen Kontakt zwischen Anode und dem Substrat, dem Substrat, der

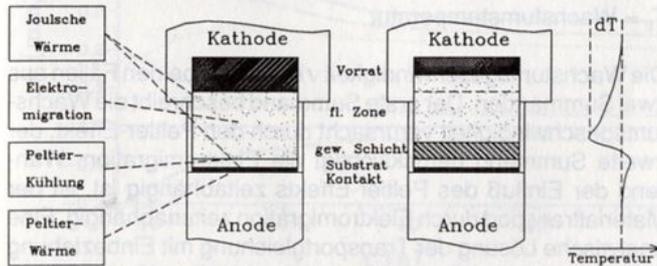


Abb. 1: Funktionsprinzip der LPEE: Schematische Darstellung der Wachstumsanordnung mit Temperaturprofil, verursacht durch den Peltier-Effekt an n-leitenden Substraten

metallischen Lösung, eingebettet in BN zur elektrischen Isolation, und dem Vorratsmaterial zum Wachstum von Volumenkristallen durch Nachsättigung der Lösung. Der Gleichstrom fließt von der Kathode unter Umgehung des Vorrats in die schmelzflüssige Lösung. Er passiert die Phasengrenzfläche, Lösung – Substrat und fließt durch das Substrat, das mit der Anode elektrisch kontaktiert ist, in die Anode. Die bei diesem Stromfluß auftretenden physikalischen Effekte, das Freiwerden von Joulscher Wärme, der Peltier-Effekt und die Elektromigration, sind in Abb. 1 am Ort ihres jeweiligen Wirkens eingezeichnet. Gleichzeitig ist der daraus resultierende Temperaturverlauf für n-leitende Substrate schematisch dargestellt.

Zwei wesentliche Mechanismen sind für den Materialtransport und damit für das Kristallwachstum verantwortlich, während die Entstehung von Joulscher Wärme störend auf das Wachstum wirkt:

a) Peltier-Effekt

Das III-V-Halbleitersubstrat und die metallische Lösung haben verschiedene Peltier-Koeffizienten, so daß ein Gleichstrom, der die Grenzfläche beider Substanzen passiert, je nach Stromrichtung Wärmeenergie freisetzt oder absorbiert. Die Wärmemenge  $Q$  ist proportional zur Differenz der beiden Peltier-Koeffizienten  $\pi_n$  und  $\pi_s$  und der Gleichstromdichte  $J$ . Bei Stromdichten von  $2-20 \text{ A/cm}^2$  beträgt die daraus resultierende Temperaturänderung  $\Delta T$  für GaAs-Substrate ( $n = 5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) an der Phasengrenzfläche etwa  $0.1-3^\circ\text{C}$  [5]. Bei negativer Polung eines n-leitenden Substrats ist die Temperaturänderung positiv und führt zu einer Untersättigung der Lösung an der Grenzfläche, während eine positive Substratpolung eine negative Temperaturänderung und damit eine Übersättigung hervorruft (vergl. Abb. 2). P-leitendes Substratmaterial zeigt ein inverses Verhalten [6].

b) Elektromigration

Die Elektromigration ist ein Impulsaustausch der Elektronen mit den gelösten Komponenten innerhalb der metallischen Lösung [7]. Fließt ein Gleichstrom mit Stromdichte  $J$  durch eine metallische Lösungszone mit Leitfähigkeit  $\sigma$ , so bewegen sich die gelösten Materialien  $i$  mit der Geschwindigkeit  $v = \mu_i \cdot J/\sigma$ , wobei  $\mu_i$  die Beweglichkeit der Komponente  $i$  in der Lösung angibt. Die Beweglichkeit liegt für metallische III-V-Lösungen im Bereich von  $10^{-2} - 10^{-3} \text{ cm}^2/\text{Vs}$  [6]. Bei positiver Polung des Substrats bewegen sich die gelösten Teilchen in Richtung des Substrats und bauen eine Übersättigung an der Phasengrenze auf (siehe Abb. 2). Bei umgekehrter Polung kehrt sich die Bewegungsrichtung um, was zu einer Untersättigung an der Grenzfläche führt [8].

Die LPEE erlaubt damit die direkte Kontrolle der Wachstumsgeschwindigkeit, die sich bei III-V-Halbleitern mit typischen Stromdichten von  $2-20 \text{ A/cm}^2$  im Bereich von  $0.2-1.5 \mu\text{m/min}$  bewegt.

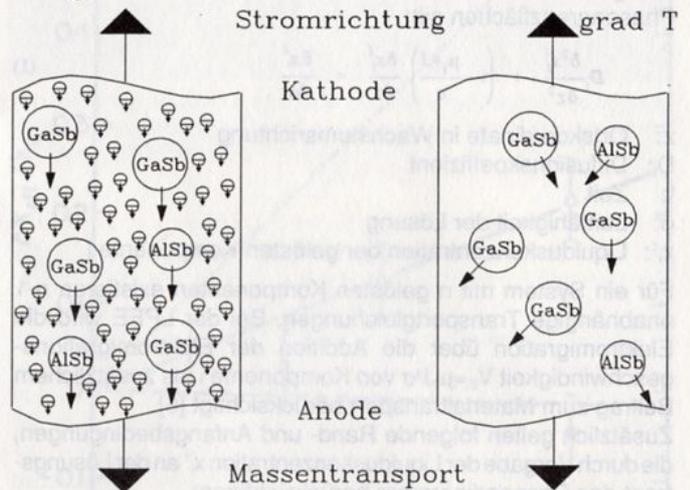


Abb. 2: Prinzip der Elektromigration (rechts): Materialtransport durch Impulsaustausch der Elektronen mit den gelösten Komponenten, Prinzip des Peltier-Effekts (links): Materialtransport durch diffusive Konzentrationsausgleich, beide Effekte ergänzen sich bei positiver Polung eines n-leitenden Substrats

c) Joulsche Wärme

Die Joulsche Wärme  $Q_J$  entsteht an elektrischen Widerständen  $R$ , und nimmt quadratisch mit der Stromdichte  $J$  zu:  $Q_J = R \cdot J^2$ . Da elektrische Widerstände bevorzugt an den Kontaktstellen Anode – Substrat und Kathode – Lösung auftreten, entsteht an diesen Orten lokal begrenzte Joulsche Wärme. Die dadurch entstehenden axialen und radialen Temperaturgradienten in der Lösung stören den Materialtransport und führen zu ungleichmäßigem Schichtwachstum [9]. Aus diesem Grund ist der elektrische Kontakt Anode – Substrat von entscheidender Bedeutung: lokale Kontaktinhomogenitäten verursachen Fluktuationen in der Schichtdicke und produzieren gleichzeitig lokale Zentren mit hoher Joulscher Wärmebildung, die empfindlich die Morphologie stört und bis zum lokalen Auflösen des Substrats führen kann. Mit wachsender Schichtdicke nimmt der elektrische Widerstand der Wachstumszelle zu, was zu einem Anstieg der Joulschen Wärme führt und letztendlich die erreichbare Schichtdicke limitiert [8].

Aus der Beschreibung des Funktionsprinzips der LPEE werden die Vor- und Nachteile dieses Verfahrens deutlich:

Vorteile:

- Wachstum von defektarmen Kristallen mit Schichtdicken im Bereich von mm in der Qualität von LPE-Schichten
- Wachstum von ternären III-V-Halbleitern mit kontrollierbarer homogener Soliduskonzentration
- Steuerung der Wachstumsgeschwindigkeit über die Stromdichte
- Züchtung bei konstanter Wachstumstemperatur

Nachteile:

- Morphologie und Wachstum reagieren empfindlich auf Inhomogenitäten im Stromfluß an der Phasengrenze Kristall – Lösung
- niedrige Wachstumsgeschwindigkeiten im Bereich von  $\mu\text{m/min}$

2. Theoretische Beschreibung des Materialtransports

Für den Materialtransport der gelösten Komponenten von Vorratsmaterial zur Wachstumsfront innerhalb der metallischen schmelzflüssigen Lösung wird eine Konzentrations-

differenz zwischen den beiden Phasengrenzen benötigt. Bei der LPEE wird die Konzentrationsdifferenz durch Elektromigration und den Peltier-Effekt hergestellt, so daß für jeweils eine gelöste Komponente i das 2. Ficksche Gesetz für bewegte Phasengrenzflächen gilt:

$$D_i \frac{\delta^2 x_i^l}{\delta z^2} + \left( v - \frac{\mu_i J}{\sigma} \right) \frac{\delta x_i^l}{\delta z} = \frac{\delta x_i^l}{\delta t} \quad (1)$$

- z: Ortskoordinate in Wachstumsrichtung
- D<sub>i</sub>: Diffusionskoeffizient
- t: Zeit
- σ: Leitfähigkeit der Lösung
- x<sub>i</sub><sup>l</sup>: Liquiduskonzentration der gelösten Komponente i

Für ein System mit n gelösten Komponenten existieren n-1 unabhängige Transportgleichungen. Bei der LPEE wird die Elektromigration über die Addition der Elektromigrationsgeschwindigkeit V<sub>E</sub> = μ<sub>i</sub>J/σ von Komponente i als zusätzlichem Beitrag zum Materialtransport berücksichtigt [6]. Zusätzlich gelten folgende Rand- und Anfangsbedingungen, die durch Vorgabe der Liquiduskonzentration x<sub>i</sub><sup>l</sup> an der Lösungsfront das Phasendiagramm berücksichtigen:

$$x_i^l(z,t) = x_i^{l0} \quad \text{für } z \geq 0 \text{ und } t = 0 \quad (2)$$

$$x_i^l(z,t) = x_i^{l0} \quad \text{für } z = \infty \text{ und } t > 0 \quad (\text{ohne Konvektion}) \quad (3)$$

oder:

$$x_i^l(z,t) = x_i^{l0} \quad \text{für } z > \delta \text{ und } t > 0 \quad (\text{mit Konvektion}) \quad (4)$$

$$x_i^l(z,t) = x_i^s \quad \text{für } z = 0 \text{ und } t > 0 \quad (5)$$

$$D_i \frac{\delta x_i^l(0,t)}{\delta z} - \frac{\mu_i J}{\sigma} x_i^l(0,t) = v (x_i^l(0,t) - x_i^s) \quad \text{für } z = 0 \text{ und } t > 0 \quad (6)$$

x<sup>s</sup>: Soliduskonzentration der Komponente i im gewachsenen Kristall

Die Anfangsbedingung Gl. (2) fordert eine homogene Liquiduszusammensetzung am Züchtungsbeginn. Die Randbedingung Gl. (3) geht von einem reinen diffusionskontrollierten Wachstum aus, während alternativ Gl. (4) über die Einführung einer Diffusionsrandschicht δ einen konvektiven Materialtransport berücksichtigt. Die primäre Ursache von Konvektion sind horizontale Temperaturgradienten, die durch Joulesche Wärme entstehen [10]. Das Kriterium für das Auftreten von Konvektion ist die Größe der Grashof-Zahl Gr, die das Verhältnis von Auftriebs- zu Reibungskraft beschreibt. Auf der Basis von experimentellen Untersuchungen zum Wachstum von GaAs mit der LPEE wurde festgestellt, daß Gr > 10<sup>4</sup> sein muß, damit Konvektion auftritt [11].

Gl. (5) verlangt ein Wachstum gemäß der Liquiduslinie des Phasendiagramms, Gl. (6) ist die zeitabhängige Kontinuitätsgleichung, die die Massenerhaltung zwischen der Lösungs- und Wachstumsfront berücksichtigt. Jastrzebski et al. [6] berechnete unter der Annahme, daß die Wachstumsgeschwindigkeit v klein im Vergleich zur Elektromigrationsgeschwindigkeit V<sub>E</sub> = μ<sub>i</sub> · J/σ ist, folgende Beziehung für die Wachstumsgeschwindigkeit v:

$$v = \frac{\Delta T_p}{x_i^s - x_i^l} \left( \frac{dx_i^l}{dT} \right)_{T=T_0} \sqrt{\frac{D_i}{\pi t}} \cdot \frac{\exp\left(-\frac{(\mu_i J t)^2}{4D_i \sigma^2 t}\right)}{\operatorname{erfc}\left(-\frac{\mu_i J}{2\sigma\sqrt{D_i t}}\right) - \operatorname{erfc}\left(\frac{\delta - \mu_i J t}{2\sqrt{D_i t}}\right)} - \frac{\mu_i J}{\sigma} \frac{x_i^l}{x_i^s - x_i^l} \quad (7)$$

ohne Konvektion:

$$v = \frac{\Delta T_p}{x_i^s - x_i^l} \left( \frac{dx_i^l}{dT} \right)_{T=T_0} \sqrt{\frac{D_i}{\pi t}} \cdot \frac{\exp\left(-\frac{(\mu_i J t)^2}{4D_i \sigma^2 t}\right)}{\operatorname{erfc}\left(-\frac{\mu_i J}{2\sigma\sqrt{D_i t}}\right)} - \frac{\mu_i J}{\sigma} \frac{x_i^l}{x_i^s - x_i^l} \quad (8)$$

wobei der Peltier-Effekt mit folgender Beziehung berücksichtigt wurde:

$$\Delta T_p = \frac{x_i^s - x_i^l}{\left( \frac{dx_i^l}{dT} \right)_{T=T_0}} \quad (9)$$

T<sub>0</sub> = Wachstumstemperatur

Die Wachstumsgeschwindigkeit v besteht in beiden Fällen aus zwei Summanden. Der erste Summand beschreibt die Wachstumsgeschwindigkeit verursacht durch den Peltier-Effekt, der zweite Summand berücksichtigt die Elektromigration. Während der Einfluß des Peltier-Effekts zeitabhängig ist, ist der Materialtransport durch Elektromigration zeitunabhängig. Eine analytische Lösung der Transportgleichung mit Einbeziehung der Anfangs- und Randbedingungen ist ohne Vernachlässigung von v<sup>\*</sup> δx<sub>i</sub><sup>l</sup>/δz in Gl. (2) möglich. Der Massentransport durch Elektromigration enthält dann eine schwache Zeitabhängigkeit für kleine Wachstumszeiten (t < 1 h). Im Fall von n-komponentigen Substanzen bestehen die Gl. (7) – (9) aus Summen mit (n-1)-Gliedern.

Die Darstellung der Wachstumsgeschwindigkeit v als Funktion der Stromdichte J ist in Abb. 3 [9], im Vergleich mit theoretischen Berechnungen und experimentellen Messungen aus GaAs-Wachstumsexperimenten bei 800°C aus Ga-reicher Lösung, dargestellt. Die Wachstumsgeschwindigkeit v ist linear

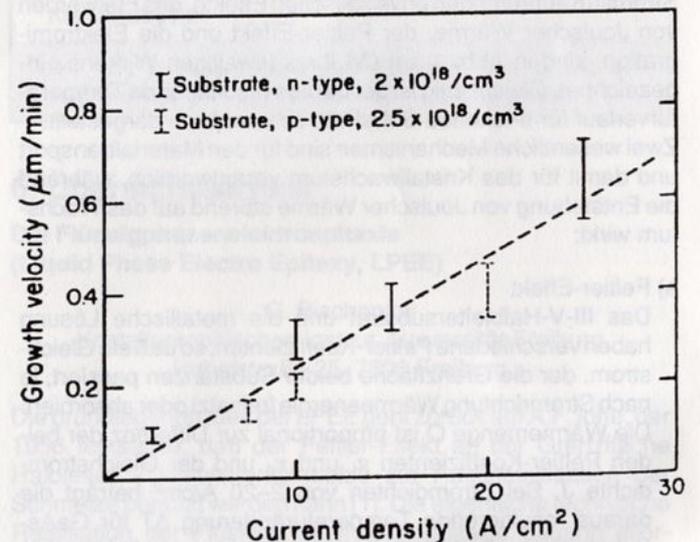


Abb. 3: Wachstumsgeschwindigkeit von GaAs gewachsen aus Ga-reicher Lösung bei 800°C als Funktion der Stromdichte für n- und p-leitende Substrate, Substratdicke 300 μm [6]

abhängig von der Stromdichte, theoretische und experimentelle Werte korrelieren in ausgezeichnete Weise. Durch den geringen Unterschied der Wachstumsgeschwindigkeit zwischen p- und n-leitenden Substanzen wird deutlich, daß der Peltier-Effekt vernachlässigbar gegenüber der Elektromigration ist. Diese Tatsache bestätigt sich ebenfalls in Abb. 4, wo die Wachstumsgeschwindigkeit als Funktion der Zeit aufgetragen ist. Berechnet wurde dieses Diagramm für die Züchtung von Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>Sb mit x = 0.2 für n- und p-leitende GaSb Substrate und einer Wachstumstemperatur von 550°C aus Ga-reicher Lösung. Die Stromdichte betrug 10 A/cm<sup>2</sup>. Gleichzeitig ist v in zwei Komponenten zerlegt: der Anteil der Wachstumsgeschwindigkeit verursacht durch den Peltier-Effekt (Pel) und dem Anteil, der aus der Elektromigration (Mig) resultiert. Für n-leitende Substrate verursacht die Peltier-Kühlung eine stationäre Wachstumsgeschwindigkeit von 0.035 mm/Tag, während für p-leitende GaSb-Substrate bedingt durch die Peltier-Wärme eine Auflösung des Substrats stattfindet (negative Wachstumsgeschwindigkeit). Die Zeitabhängigkeit des

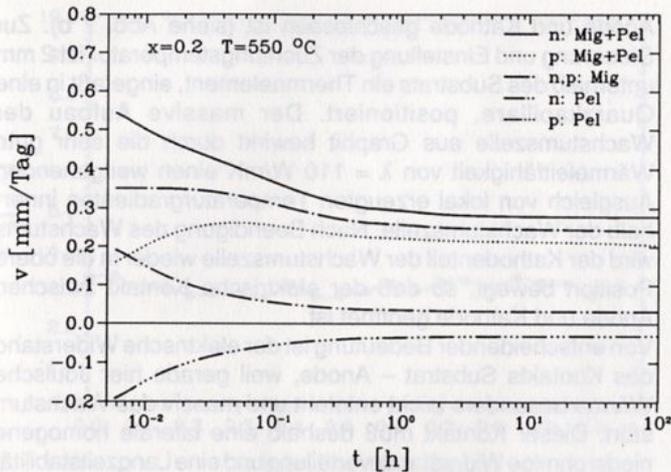


Abb. 4: Wachstumsgeschwindigkeit  $v$  als Funktion der Zeit für  $Al_{0.2}Ga_{0.8}Sb$  aus Ga-reicher Lösung bei  $550^\circ C$  mit einer Stromdichte von  $J = 10 A/cm^2$  für p- und n-leitende Substrate, Aufspaltung von  $v$  in den Anteil verursacht durch Elektromigration (Mig) und durch den Peltier-Effekt (Pel)

Peltier-Effekte ist proportional zur  $t^{1/2}$  analog dem Stepcooling-Verfahren bei der LPE. Die Elektromigration ist für n- und p-leitende Substrate gleich, und zeigt nur eine schwache Zeitabhängigkeit. Die gesamte Wachstumsgeschwindigkeit ergibt sich aus der Addition beider Effekte für die jeweiligen Substrate. Bei n-leitenden Materialien ist demzufolge die Wachstumsgeschwindigkeit etwa 10–20% größer als bei p-leitenden Substanzen. Insgesamt beträgt der Anteil der Elektromigration am Materialtransport nahezu 85-90%, abhängig von den jeweiligen Peltier-Koeffizienten der verwendeten Substrate.

3. Dotierstoffverteilung

Der Dotierstoffeinbau im gewachsenen Kristall ist abhängig von der Dotierstoffkonzentration in der Lösung am Ort der Phasengrenze und dem Verteilungskoeffizienten  $k_0$  des Dotierstoffs. Aus der Transportgleichung mit entsprechenden Randbedingungen (Massenerhaltung) und Festlegung der Anfangskonzentration des Dotierstoffs) läßt sich die Dotierstoffverteilung berechnen [12,13,14,15].

Pfann und Wagner [16] berechnen für den stationären Fall unter Berücksichtigung von Konvektion mittels Diffusionsrand-schicht  $\delta$  folgenden effektiven Verteilungskoeffizienten  $k_{eff}$ :

$$k_{eff} = \frac{k_0 \left( 1 + \frac{\mu_i J}{\sigma v} \right)}{k_0 + \left( 1 + \frac{\mu_i J}{\sigma v} - k_0 \right) \exp \left( - \left( v + \frac{\mu_i J}{\sigma} \right) \frac{\delta}{D_i} \right)} \quad (10)$$

wobei  $\mu_i$  die spezifische Beweglichkeit und  $D_i$  der Diffusionskoeffizient des Dotierstoffs  $i$  ist. Ist  $J=0$  geht Gl. (10) in das bekannte BPS-Gesetz über. Mit der Näherung  $v \ll \mu_i J / \sigma$  und der Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit des Verteilungskoeffizienten  $k_0$  folgt für Gl. (10) die Näherung:

$$k_{eff} = k_0 \left( 1 + \frac{\mu_i J}{\sigma} \frac{\delta}{D_i} \right) + \left( \frac{\delta k_0}{\delta T} \right)_{T=T_s} \Delta T_p \quad (11)$$

Eine Änderung des effektiven Verteilungskoeffizienten  $k_{eff}$  kann also durch zwei Mechanismen ausgelöst werden: Änderung der Elektromigrationstransporte und/oder durch Änderung der Peltier-Kühlung bzw. Erwärmung. Abb. 5 zeigt anschaulich die Änderung der Sn-Konzentration in GaAs als Funktion der Stromdichte  $J$  [12].

Die Variation von  $k_{eff}$  ist letztendlich begrenzt durch die Dicke der Diffusionsrand-schicht  $\delta$  und durch die Stromdichte  $J$ , die aufgrund Joulescher Wärme nicht beliebig groß gewählt werden kann. Innerhalb stationärer Wachstumsbedingungen sind somit maximale Änderungen von  $k_{eff}$  von 20–30% möglich [15].

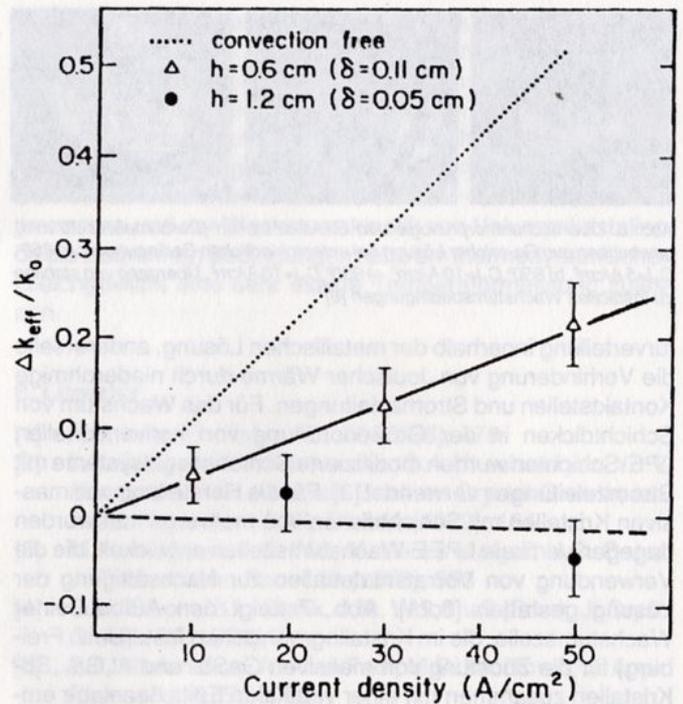


Abb. 5: Relative Änderung des effektiven Verteilungskoeffizienten als Funktion der Stromdichte und der Schmelzzonenhöhe für Sn-dotierte GaAs-Schichten aus Ga-reicher Lösung bei  $900^\circ C$  [12]

Durch einen zeitlich kurzfristigen Anstieg der Stromdichte in Form von Strompulsen kann  $k_{eff}$  jedoch signifikant um bis zu 200% variiert werden, so daß die Form der Phasengrenzfläche im gewachsenen Material markiert werden kann. Außerdem lassen sich periodische Änderungen per p- und n-Leitfähigkeit herstellen [17,18].

4. Kristallmorphologie

Schichtdickenfluktuationen entstehen bei der LPEE durch zufällige und systematische Einflüsse während der Wachstumsphase [19,20]. Zufällige Schichtdickenabweichungen liegen beispielsweise für GaAs-Schichten, gewachsen mit Stromdichten von 5–10 A/cm<sup>2</sup>, bei  $\pm 15\%$ , während bei Stromdichten von 15–20 A/cm<sup>2</sup> oftmals Abweichungen von  $\pm 20\%$  auftreten [19]. Die Ausbildung von Terrassenflächen steigt mit wachsender Stromdichte an [10]. Hauptursache für dieses Verhalten ist ein ungleichmäßiger elektrischer Kontakt auf der Substrat-rückseite zur Anode hin, was eine lateral inhomogene Widerstandsverteilung verursacht. Der Strom fließt nicht lateral gleichmäßig durch die Phasengrenzfläche und es kommt zur Entstehung von lokaler Joulescher Wärme, die das Wachstum empfindlich stört. Systematische Variationen der Schichtdicke werden von Temperaturgradienten innerhalb der Lösung verursacht [20]. Neben äußerlich vorgegebenen Temperaturgradienten durch den Züchtungs-Ofen führt insbesondere Joulesche Wärme zur Ausbildung lokaler Temperaturgradienten, die eine Auftriebskonvektion verursachen. Diese Konvektion kann in Verbindung mit einer Erhöhung der Wachstumsgeschwindigkeit und den Temperaturgradienten zu einer konstitutionellen Unterkühlung führen, so daß die Stabilität der Wachstumsfront zusammenbricht [8]. Insgesamt hängt die Oberflächenmorphologie sehr stark von den Wachstumsbedingungen ab, wie Abb. 6 beweist. Betrachtungen zur Grenzflächenstabilität zeigten, daß elektromigrationskontrolliertes Wachstum stabilisierend wirkt, wohingegen der Peltier-Effekt zu einer Destabilisierung beiträgt [20].

5. Experimentelle Realisierung

Die wesentlichen Kriterien für die Entwicklung einer LPEE-Züchtungsapparatur sind zum einen eine isotherme Tempera-



Abb. 6: Oberflächenmorphologie von GaAs-Kristallen (Durchmesser 20 mm) gewachsen aus Ga-reicher Lösung bei unterschiedlichen Bedingungen: a) 850° C,  $J=5 \text{ A/cm}^2$ , b) 850° C,  $J=10 \text{ A/cm}^2$ , c) 950° C,  $J=10 \text{ A/cm}^2$ , Übergang von stabilen zu instabilen Wachstumsbedingungen [8]

turverteilung innerhalb der metallischen Lösung, andererseits die Verhinderung von Joulscher Wärme durch niederohmige Kontaktstellen und Stromzuleitungen. Für das Wachstum von Schichtdicken in der Größenordnung von konventionellen LPE-Schichten wurden modifizierte Schiebetieselssysteme mit Stromzuleitungen verwendet [3]. Für die Herstellung von massiven Kristallen mit Schichtdicken von mehreren mm wurden dagegen vertikale LPEE-Wachstumzellen entwickelt, die die Verwendung von Vorratsmaterialien zur Nachsättigung der Lösung gestatten [8,21]. Abb. 7 zeigt den Aufbau einer Wachstumzelle, die im Kristallographischen Inst. (Univ. Freiburg) für die Züchtung von massiven GaSb- und  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{Sb}$ -Kristallen zusammen mit einer vertikalen Epitaxieanlage entwickelt wurde.

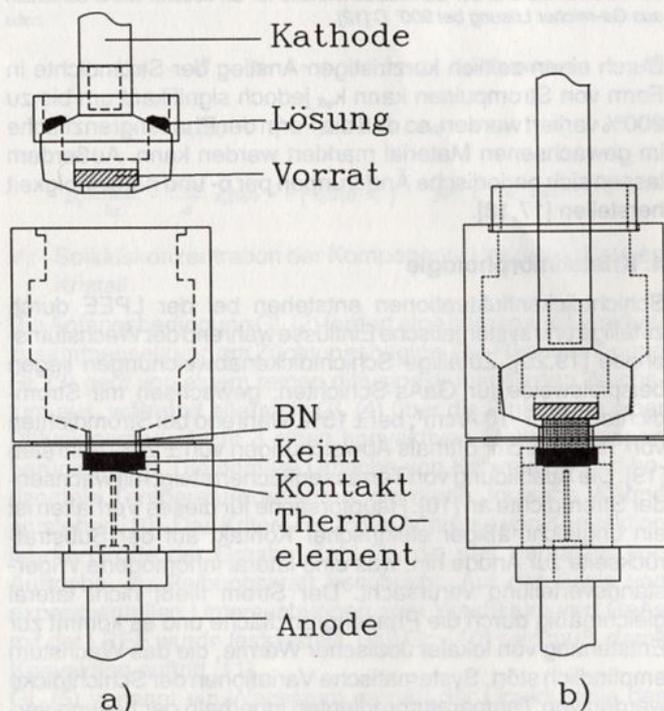


Abb. 7: Wachstumzelle einer vertikalen LPEE-Apparatur für die Züchtung von Volumenkristallen. a) Positionierung für den Ausheizprozeß, b) Positionierung für den Wachstumsprozeß [Kristallographisches Inst./Universität Freiburg]

Als Materialien für die Wachstumzelle wurde Graphit und pyrolytisches BN als elektrischer Isolator verwendet. Die Zelle besteht im wesentlichen aus zwei Komponenten: einem oberen beweglichen Teil, der die Kathode bildet und den Vorrat und die metallische Lösungszone enthält, und einem unteren Teil, der die Anode mit Substrat und elektrischem Kontakt Anode – Substrat. Abb. 7 a zeigt die Positionierung der Wachstumzelle während des Ausheizens der Materialien mit Pd-diffundiertem hochreinen  $\text{H}_2$ . Lösung, Vorrat und Substrat sind für  $\text{H}_2$  frei zugänglich, so daß ein optimaler Reinigungseffekt erzielt wird. Durch eine axiale Abwärtsbewegung der Kathode in Richtung Anode fließt die Lösung auf das Substrat. Die Abwärtsbewegung endet, wenn der Vorrat in Kontakt mit der Lösungszone, und damit der elektrische Kontakt zwischen

Anode und Kathode geschlossen ist (siehe Abb. 7 b). Zur Steuerung und Einstellung der Züchtungstemperatur ist 2 mm unterhalb des Substrats ein Thermolement, eingefaßt in eine Quarzkapillare, positioniert. Der massive Aufbau der Wachstumzelle aus Graphit bewirkt durch die sehr gute Wärmeleitfähigkeit von  $\lambda = 110 \text{ W/mK}$  einen weitgehenden Ausgleich von lokal erzeugten Temperaturgradienten innerhalb der Wachstumzelle. Nach Beendigung des Wachstums wird der Kathodenteil der Wachstumzelle wieder in die obere Position bewegt, so daß der elektrische Kontakt zwischen Anode und Kathode geöffnet ist.

Von entscheidender Bedeutung ist der elektrische Widerstand des Kontakts Substrat – Anode, weil gerade hier Joulsche Wärme besonders leicht entsteht und massiv das Wachstum stört. Dieser Kontakt muß deshalb eine laterale homogene niederohmige Widerstandsverteilung und eine Langzeitstabilität von bis zu 150 h bei Temperaturen von bis zu 900°C besitzen. Diese Forderungen lassen sich durch eine  $\text{Ga}_{0,85}\text{Al}_{0,15}$ -Schicht mit einer Dicke von 200-500  $\mu\text{m}$  oder durch ein Schichtsystem aus  $\text{Ga}_{0,85}\text{Al}_{0,15}$ -Ta-Folie- $\text{Ga}_{0,85}\text{Al}_{0,15}$  erfüllen [8,9,19].

## 6. Wachstumsergebnisse

Bis heute wurde eine Vielzahl von Halbleitermaterialien mit der LPEE hergestellt: InSb [3], GaAs [11,15,19,20], GaP [22,23], GaSb [24,25], InAs [26], InP [6,27], (Ga,Al)As [2,7,8,28,29], (In,Ga)P [30,31], (Ga,Al)Sb [24,25], InGaAsP [32], SiC [33] (Hg,Cd)Te [34,35].

Da die LPEE die direkte Kontrolle der Wachstumsgeschwindigkeit durch die Stromdichte erlaubt, wurden sehr erfolgreich Heteroepitaxieschichtsysteme für p-n-Übergänge oder DH-Laser hergestellt [36,37]. So kann beispielsweise die sehr dünne aktive Schicht eines DH-Lasers sehr viel langsamer epitaktisch aufgewachsen werden, und damit wesentlich exakter und gleichzeitig mit hoher struktureller Perfektion, als die unkritischen nichtaktiven Schichten.

Bedingt durch die Verwendung von Vorratsmaterial zur Nachsättigung der Lösung lassen sich insbesondere sehr dicke Schichten herstellen. Abb. 8 zeigt eine im Kristallogr. Inst./Univ. Freiburg hergestellte Schicht aus (Al,Ga)Sb mit



Abb. 8: Foto eines  $\text{Al}_{0,07}\text{Ga}_{0,93}\text{Sb}$ -Kristalls mit 2 mm Dicke und 15 mm Durchmesser, gewachsen mit LPEE auf einem GaSb-Substrat [Kristallographisches Inst./Universität Freiburg]

2 mm Dicke und 15 mm Durchmesser, während Abb. 9 den axialen Al-Soliduskonzentrationsverlauf einer (Al,Ga)Sb-Schicht von 1 mm Dicke zeigt. Die LPEE ermöglicht demzufolge auch das Wachstum von ternären oder quaternären Systemen mit einer definierten Zusammensetzung und homogener Materialverteilung.

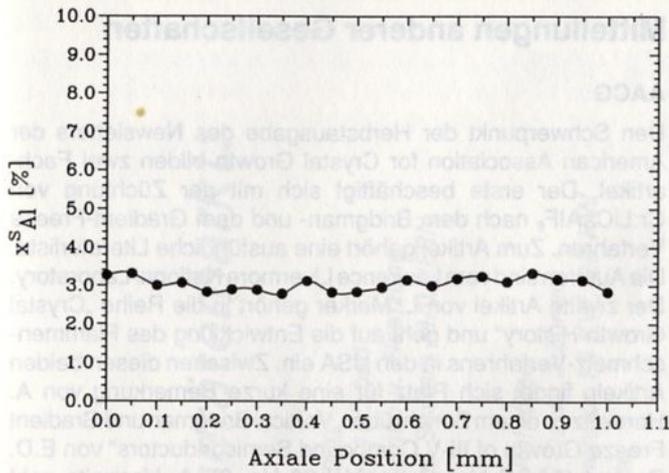


Abb. 9: Axiale Al-Solidusverteilung in einer (Al, Ga)Sb-Schicht von 1 mm Dicke, gezüchtet aus Ga-reicher Lösung bei 550° C,  $J = 10 \text{ A/cm}^2$  [Kristallographisches Inst./Universität Freiburg]

### 7. Zusammenfassung

Aus der bisher veröffentlichten Literatur zur LPEE ist ersichtlich, daß diese Technik vielfältige Möglichkeiten und Anwendungen bietet. Die direkte Kontrolle der Wachstumsgeschwindigkeit mit der Stromdichte, die Variation der Dotierstoffverteilung mit der Stromdichte oder die hohe strukturelle Perfektion durch Züchtung unter isothermen Bedingungen im nahezu thermodynamischen Gleichgewicht sind einige wesentliche Vorteile dieser Methode. Die Möglichkeit der Züchtung von ternären oder quaternären massiven Kristallen mit definierter und homogener Materialzusammensetzung ist gerade für die Messung von elektrischen und optischen Eigenschaften an Volumenkristallen von Bedeutung. Im Kristallogr. Inst. wird die LPEE z.B. für das Wachstum von massiven Halb-

leiterschichten eingesetzt, die für spektroskopische oder materialwissenschaftliche Untersuchungen verwendet werden. In wirtschaftlicher Hinsicht ist dieses Verfahren für die Züchtung von Volumenkristallen sicherlich anderen Verfahren wie der THM unterlegen, durch die isothermen Züchtungsbedingungen ist die LPEE allerdings mit geringerem Aufwand zu betreiben. Schließlich erlaubt die LPEE das Studium von Kristallisationsprozessen und der Wachstumskinetik von Volumenkristallen, da die isothermen Bedingungen nahe am thermodynamischen Gleichgewicht eine sehr exakte Temperaturmessung zulassen.

### 8. Literatur

- [1] A.F. Ioffe, Zh. Tekh. Fiz. 26 (1956), 478
- [2] L.V. Golubev, T.V. Pakhomova, O.A. Khachatryan, Yu.V. Shmartsev, IVth All Union Conf. on Crystal Growth, Izd. Akad. Nauk Arm. SSR, Erevan (1972), 164
- [3] M. Kumagawa, A.F. Witt, M. Lichtensteiger, H.C. Gatos, J. Electrochem. Soc. 120 (1973), 583
- [4] G.M. Bloom, S.L. Blank, J.M. Woodhall (Eds.), J. Cryst. Growth 27 (1974), 1
- [5] E.K. Stefanakos, A. Abul-Fadl, M.D. Workman, J. Appl. Phys. 46 (1975), 3002
- [6] L. Jastrzebski, J. Lagowski, H.C. Gatos, A.F. Witt, J. Appl. Phys. 49 (1978), 5909
- [7] J.N. Pratt and R.G.R. Sellors, Electrotransport in Metals (Trans. Tech. SA, Riehen, Switzerland 1973)
- [8] T. Bryskiewicz, C.F. Boucher Jr., J. Lagowski, H.C. Gatos, J. Cryst. Growth 82 (1987), 279
- [9] L. Jastrzebski, Y. Imamura, H.C. Gatos, J. Electrochem. Soc. 125 (1978), 1140
- [10] T. Bryskiewicz, Prog. Crystal Growth and Charact. 1986, Vol. 12



# SOWITE

## Software für Wissenschaft und Technik

### Kundenorientierte Programme und Bibliotheken

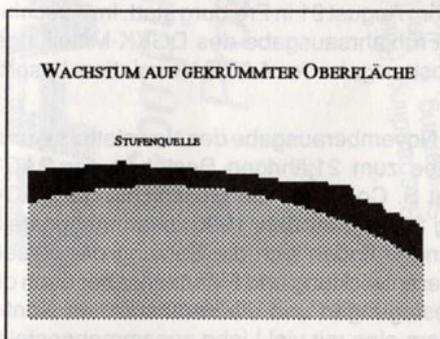
Keine konfektionierte Software ☺

Kundenorientiert mit wissenschaftlichem Hintergrund

Bibliotheken oder Quellcodes für hohe Anpassungsfähigkeit bei später geänderten Problemstellungen.

Menues ohne Ballast (keine »Optionitis«)

Menues lassen sich individuell abschalten



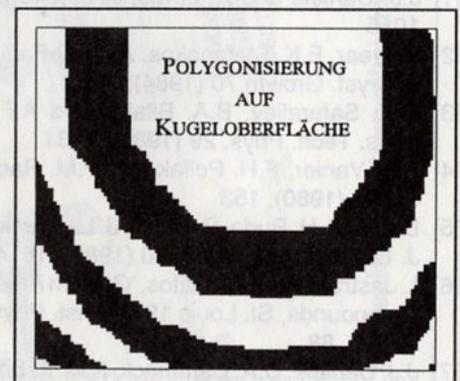
◆ **SIMULATION** Stufenwachstum bei Epitaxie: Phänomenologie, Statistik oder Habitus

◆ **PHASENDIAGRAMME** Anpassung an Datensätze und vorgegebene Formeln

◆ **MESSDATENANPASSUNG** an frei definierbare mathematische Abhängigkeiten

◆ **PULLDOWN-MENUE** zur freien Gestaltung der Benutzeroberfläche. Einfache Applikation: nur zwei zusätzliche Zeilen im Programm erforderlich

◆ **FENSTER** für Dateneingabe wie bei PULLDOWN-Menue



BIBLIOTHEKEN UND PROGRAMME FÜR PC'S

PROGRAMMSPRACHEN:  
TURBO PASCAL 6.0  
MS-QUICK BASIC Compiler 4.5

BERATUNG, BEARBEITUNG UND PROGRAMMPFLEGE

QUELLCODES, BIBLIOTHEKEN zur späteren ERGÄNZUNG des PROGRAMMPAKETS

- [11] L. Jastrzebski, Y. Imamura and H.C. Gatos, *J. Electrochem. Soc.* 125 (1978), 1140
- [12] J. Lagowski, L. Jastrzebski and H.C. Gatos, *J. Appl. Phys.* 51 (1980), 364
- [13] A.N. Barchuk and A.I. Ivashchenko, *Elektron. Tekh. Ser. Mater.* 12 (1981), 44
- [14] K.M. Gambaryan, V.A. Govorkyan, L.V. Golubev, S.V. Novikov and Yu.V. Shmartsev, *Zh. Tekh. Fiz.* 54 (1984), 2011
- [15] T. Bryskiewicz, *J. Appl. Phys.* 57 (1985), 2783
- [16] W.G. Pfann and R.S. Wagner, *Trans. Metall. Soc. AIME* 224 6 (1962), 1139
- [17] V.N. Demin and F.A. Kuznetsov, *Papers of the VIth Int. Conf. on Crystal Growth*, Nauka, Moscow, Vol. 3 (1980), 376
- [18] V.N. Demin, L.N. Krasnoperov and F.A. Kuznetsov, *Zh. Tekh. Fiz.* 55 (1985), 2179
- [19] S. Isozumi, C.J. Herman, A. Okamoto, J. Lagowski and H.C. Gatos, *J. Electrochem. Soc.* 128 (1981), 2220
- [20] A. Okamoto, J. Lagowski and H.C. Gatos, *J. Appl. Phys.* 53 (1982), 1706
- [21] F.A. Kuznetsov, V.N. Demin and Ya.M. Buzhdyan, in: *Materials of Electronics Technology*, Nauka, Novosibirsk (1983), Part 1
- [22] A.N. Barchuk, A.I. Ivashchenko, F.Ya. Kopanskaya, G.S. Kuzmenko and I.P. Molodyan, *Sov. Phys. Tech. Phys.* 24 (1979), 368
- [23] A.I. Ivashchenko, F.Ya. Kopanskaya, G.S. Kuzmenko and I.P. Molodyan, *Cryst. Res. Technol.* 16 (1981), 1089
- [24] V.A. Gevorkyan, L.V. Golubev, S.G. Petrosyan, A. Ya Shik and Yu.V. Shmartsev, *Sov. Phys. Tech. Phys.* 22 (1977), 750
- [25] V.A. Gevorkyan, L.V. Golubev, V.N. Karyayev, Yu.V. Shmartsev and I.L. Shul'pina, *Sov. Phys. Tech. Phys.* 24 (1979), 1216
- [26] S. Iyer, E.K. Stefanakos, A. Abul-Fadl and W.J. Collis, *J. Cryst. Growth*, 67 (1984), 337
- [27] B. Van Rees, *Inst. Phys. Conf. Ser. Nor.* 56, Ch. 2 (1981), 151
- [28] J.J. Daniele and A.J. Hebling, *J. Appl. Phys.* 52 (1981), 4325
- [29] S.A. Nikishin, *Sov. Phys. Tech. Phys.* 29 (1984), 641
- [30] A. Lewis, *J. Cryst. Growth* 53 (1981), 530
- [31] J.J. Daniele and A. Lewis, *J. Electron. Mat.* 12 (1983), 1015
- [32] S. Iyear, E.K. Stefanakos, A. Abul-Fadl and W. J. Collis, *J. Cryst. Growth* 70 (1984), 162
- [33] G.K. Safaraliev, B.A. Bilalov and A.F. Efendiev, *Sov. Phys. Tech. Phys.* 29 (1984), 1181
- [34] P.A. Vanier, F.H. Pollak and P.M. Raccah, *J. Electron. Mat.* 9 (1980), 153
- [35] L. Jedral, H. Ruda, P. Becla, J. Lagowski and H.C. Gatos, *J. Electrochem. Soc.* 130 (1983), 1614
- [36] L. Jastrzebski, H.C. Gatos, 'Gallium Arsenide and Related Compounds, St. Louis 1976', *Inst. Phys. Conf. Ser.* 33b (1976), 88
- [37] J.J. Daniele, D.A. Cammack, P.M. Asbeck, *J. Appl. Phys.* 48 (1977), 914

## Mitteilungen anderer Gesellschaften

### AACG

Den Schwerpunkt der Herbstaussgabe des Newsletters der American Association for Crystal Growth bilden zwei Fachartikel. Der erste beschäftigt sich mit der Züchtung von Cr:LiCaAlF<sub>6</sub> nach dem Bridgman- und dem Gradient-Freeze Verfahren. Zum Artikel gehört eine ausführliche Literaturliste. Die Autoren sind vom Lawrence Livermore National Laboratory. Der zweite Artikel von L. Merker gehört in die Reihe „Crystal Growth History“ und geht auf die Entwicklung des Flammenschmelz-Verfahrens in den USA ein. Zwischen diesen beiden Artikeln findet sich Platz für eine kurze Bemerkung von A. Horowitz zu einem Bericht über „Vertical Bridgman und Gradient Freeze Growth of III-V Compound Semiconductors“ von E.D. Bourret (AACG Newsletter Vol 20 No. 3). A. Horowitz geht nochmal auf das Problem des Tiegelmateriale ein.

Zuvor setzt sich D. Brandle in der President's Corner mit Problemen auseinander, die sich aus dem Spannungsfeld einer nationalen Organisation wie der AACG mit den verschiedenen „Local Sections“, aus denen sie besteht, ergeben. Abgerundet wird die Herbstaussgabe durch „Crystal Growth News“, „Chapter News“ und einem Tagungskalender.

In der Winterausgabe des Newsletters ist die vollständige Mitgliederliste der AACG wiedergegeben. Auf diesen Schwerpunkt dieser Ausgabe geht D. Brandle auch in der President's Corner ein. Da die Wiedergabe der Mitgliederliste im Newsletter die sonst üblichen Fachartikel verdrängt hat, wünscht sich D. Brandle ein Feedback von den Mitgliedern, ob die neuesten Mitgliederverzeichnisse in regelmäßigen Abständen im Newsletter veröffentlicht werden sollen, oder ob dafür eine andere Form gefunden werden muß.

Darüber hinaus gibt es einen Tagungsbericht von der „Fourth Eastern Regional Conference on Crystal Growth (AACG/east-4) im Oktober 91 in Atlantic City. Den Abschluß bilden „Crystal Growth News“ und der Tagungskalender.

### BACG

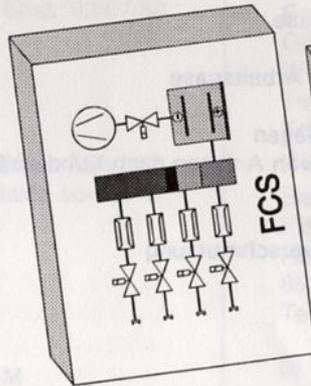
Den Schwerpunkt der Novemberausgabe des BACG Newsletters bilden Berichte von der Jahrestagung im September 91 an der Universität von Durham. Wiedergegeben sind ein kurzer Tagungsbericht sowie die Berichte von Chairman und Schatzmeister auf der Jahreshauptversammlung. Auf der Versammlung wurden Vorstandsmitglieder gewählt. Neuer Chairman der BACG ist Prof. D.T.J. Hurlle, neuer Schriftführer ist Dr. S.E.B. Gould.

Im April 91 fand aus Anlaß des 80. Geburtstages von Sir Charles Frank ein Symposium in der Universität Bristol statt. Dazu ist jetzt ein Buch erschienen, das in dieser Ausgabe des Newsletters ausführlich besprochen wird. Es folgt ein Konferenzbericht über „Crystal Growth of Biological Macromolecules“. Die Konferenz fand im August 91 in Freiburg statt. Im Anschluß daran werden die Frühjahrsausgabe des DGKK-Mitteilungsblattes und die Herbstaussgabe des AACG Newsletters besprochen.

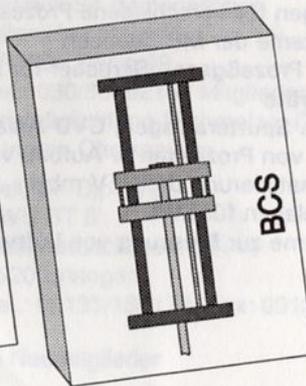
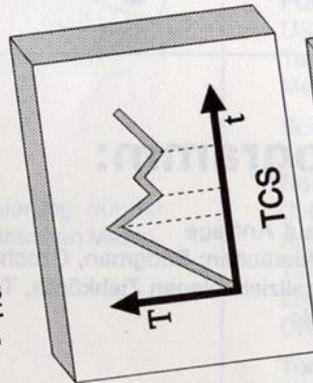
Zusammen mit der Novemberausgabe des Newsletters wurde eine Sonderausgabe zum 21jährigen Bestehen der BACG verschickt. Hier hat B. Cockayne die Geschichte der BACG von ihrer Gründung 1969 bis ins Jahr 1990 zusammengestellt. In mehreren Anhängen finden sich die Satzung der Gesellschaft, die Mitgliederentwicklung und Finanzen, aber auch die Themen der Jahrestagungen und die veranstalteten Konferenzen. Alles in allem eine mit viel Liebe zusammengestellte Zeitschrift.

## Computergestützte Prozeßautomatisierung:

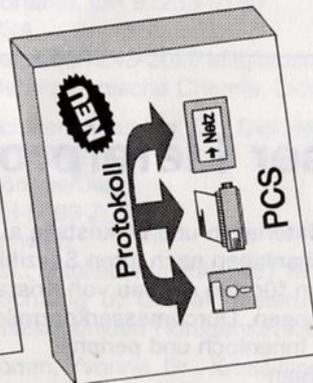
- Gashandling (Mischung, Druck)
- Steuerung v. Ventilen u. MFC's
- Plasmatechnologie



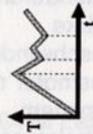
- Temperaturregelung
- Mehrzonenöfen
- Traveling-Heater-Systeme



- Bewegungsautomation
- Pullerkontrolle



- Protokollerstellung
- Erfassung div. Meßgrößen
- Alarmprotokollverarbeitung



## Gebrauchtgerätemarkt:

1. Einkristallziehanlagen
  - Hochdruckanlage (100 bar)
  - Czochralski, Bridgman u. Floatzone
  - Niederdruckanlage System MALVERN
2. Öfen u. Zubehör
  - Mehrzonenöfen, Rohröfen
  - Diffusionsofen (3-Deck, 3-Zonen)
  - Hüttinger HF-Generator 15 KW, 25 KW
  - Div. Vakuunkessel
3. Beschichtungs-Drehbank für Glasfasern
4. Balzers Aufdampfanlagen mit Turbopumpstand
5. Heißpresse für Forschungsaufgaben
6. Ventilationseinheiten u. Flowboxen
  - Abzugschränke
  - Flow-Boxen (Laborbereich)
7. Innenlochsägen, Schleif- u. Poliermaschinen
  - Für 2" u. 4" Durchmesser
  - Manuelle Sägen
  - Computergesteuerte Sägen

Alle Gebrauchtgeräte können von uns mit modernster Computersteuerung (GFV Prozeßautomatisierung) nachgerüstet werden.

**Fordern Sie unser kostenloses Informationsmaterial an!**

# ANNULAR 55

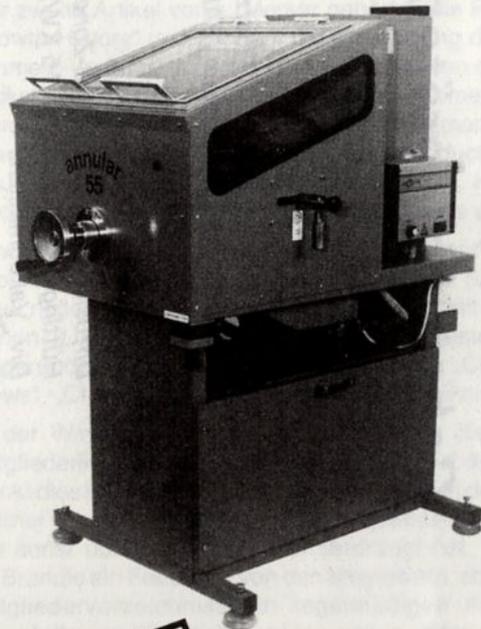
Unsere Lösung für Ihre Schneidprobleme. Eine Innenlochsäge speziell für den Laborbereich und für die Kleinfertigung.

## Features:

- besonders vibrationsarmer Rundlauf
- Höhenschlag des Sägeblattes 10  $\mu\text{m}$
- Schnittstärke 100  $\mu\text{m}$
- hohe Oberflächengüte
- dreh- und schwenkbarer Kristallhalter  $\pm 15^\circ$
- manuelle Kristallzustellung bis max 100 mm  
optional: Zustellung über Digitalanzeige
- hydr. gedämpfte Bewegung des Arbeitstisches
- integriertes Kühlsystem
- Sichtfenster aus bruchsicherem Glas

## Spezifikationen:

Max. Kristalllänge	90 mm
Max. Schnitttiefe	55 mm
Man. Kristallzustellung	100 mm, Teilg. 0,02 mm
Option: Digitalanzeige	Auflsg. 2,5 oder 10 $\mu\text{m}$
Sägeblatt:	
Außendurchmesser:	257 mm
Innendurchmesser:	101 mm
Blattstärke	variabel
Blattgeschwindigkeit	0 — 5000 rpm
Antriebsmotor mit dyn.	220 V / 0,75 kW
Bremssystem	
Kühlmittelreservoir	60 ltr.
Höhe	1370 mm
Breite	890 mm
Tiefe	1300 mm
Gewicht	370 kg



Ein Produkt der  
**GFV**

## Unser Lieferprogramm:

- Hochreine Materialien und Einkristalle auf Anfrage
- Einkristallziehenanlagen nach Ihren Spezifikationen: Bridgman, Czochralski, Floatzone
- Komponenten für den Aufbau von Kristallziehenanlagen Ziehköpfe, Tiegelrotations- und Hubeinrichtungen, Durchmesserkontrolle
- Laborsägen, Innenloch und peripher
- Poliermaschinen
- Hochtemperaturöfen
- Epitaxieanlagen für verschiedene Prozesse
- MOVPE Systeme der MR Semicon
- Trockner für Prozeßgase - Scrubber für Arbeitsgase
- Plasmaätzgeräte
- Aufdampf- u. Sputteranlagen, CVD-Anlagen
- Entwicklung von Prozessen u. Aufbau von Anlagen nach Kundenspezifikation
- Prozeßautomatisierung der GFV mbH
- Fertigungsanlagen für LWL
- LIDAR-Systeme zur Messung von Luftverschmutzung

**DGK**

Heft 2 der Kristallographie-Nachrichten beginnt mit einem Bericht des Vorsitzenden Prof. H. Schulz zur „Gründung der Deutschen Gesellschaft für Kristallographie“. Er rechnet damit, daß bis zum März 92 die Eintragung der DGK als genehmigter Verein durch das Registergericht in Berlin-Charlottenburg abgeschlossen sein wird. Inzwischen wurden auch Verhandlungen mit den ehemaligen Muttergesellschaften der AGK über Assoziierungsvereinbarungen aufgenommen. Einen weiteren Schwerpunkt im Bericht des Vorsitzenden nimmt die Jahrestagung 1992 der DGK ein. Ursprünglich war geplant, die Tagung in Halle durchzuführen. Es konnte aber keine verbindliche Zusage über Tagungsräume und Unterkünfte erhalten werden, so daß die Tagung kurzfristig nach Mainz verschoben werden mußte. Die Tagung findet jetzt vom 9.-12. Juni in Mainz statt. Zum Themenkomplex der Tagungsverschiebung gibt es auch einen Bericht von H.R. Höche, der versucht hat die Tagung in Halle zu organisieren. Er berichtet über die aufgetretenen Probleme, die schließlich zur Verlegung der Tagung führten.

Ein weiterer Schwerpunkt des Heftes sind Tagungsberichte. Es wird berichtet über die XIII. Arbeitstagung des Arbeitskreises der DGK „Strukturuntersuchungen an nichtkristallinen und partiell-kristallinen Stoffen“, des „13th European Crystallographic Meeting“ und die Gemeinschaftstagung der Deutschen Mineralogischen Gesellschaft und der Österreichischen Mineralogischen Gesellschaft. Zuvor wird in einem Nachruf des plötzlich verstorbenen Direktors des Mineralogisch-Kristallographischen Instituts der Universität Göttingen, Prof. Dr. Vladimir Kupcik, gedacht. Den Abschluß des Heftes bilden ein Bericht über 220 Jahre wissenschaftlichen Gerätebau in Freiburg/Sachsen, ein Tagungskalender und Stellenangebote.

**Personalien**

## a) Veränderungen

Bergmann, Ralf, Dipl.-Physiker  
School of Electr. Engineering  
University of New South Wales  
Kensington, NSW 2033  
Australien

Tel.: Mitgliedsnummer: 566 S Edat.: 01/04/90  
LPE von Si, Si auf Isolatoren, Charakterisierung dünner Schichten mit Elektronenmikroskopie und elektrischen Methoden, SOI, Solarzellen

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

Jäger, Hand, Dr., Dipl.-Phys.  
Chemetall GmbH  
Reuterweg 14  
W-6000 Frankfurt  
Tel.: 069/159-3243 Mitgliedsnummer: 494 M Edat.: 26/11/87  
Züchten von III-V- und II-VI-Halbleitern, Epitaxie von III-V-Halbleitern, Charakterisierung

Kießling, Frank-Michael, Kristallograph  
m. Heinrich Heine  
F-75014 Paris Ch 116  
Frankreich  
Tel.: 0037/2/2803-334 Mitgliedsnummer: 584 M  
Edat.: 01/06/90

Kristallzüchtung aus der Schmelze und Schmelzlösungen II-VI, IV-VI, THM, Bridgman, Gasphasenzüchtung, Realstrukturcharakterisierung, Punktdefekte

Körber, Christoph, Priv.Doiz.Dr., Dipl.-Phys.  
Helmholtz-Institut für  
Biomed. Technik der RWTH  
Pauwelsstr. 30  
W-5100 Aachen  
Tel.: 0241/8088620 Mitgliedsnummer: 426 M Edat.: 20/01/86  
Erstarrungsvorgänge in wäßrigen Systemen, Gefrierkonservierung biologischer Zellen

Lenz, Annett, Studentin  
Arno-Nitzsche-Str. 20  
O-7030 Leipzig  
Tel.: Mitgliedsnummer: 643 S Edat.: 01/09/91  
Kristallchemie, Kristallographie, Strukturanalyse

Maas, Albrecht, Dr.  
Forschungsverbund ARTEMIS  
Universität Bonn  
Römerstr. 164  
W-5300 Bonn 1  
Tel.: 0228/550203-204 Mitgliedsnummer: 55 M  
Edat.: 14/04/70  
Kristallwachstum v. III-V- und II-VI-Halbleitern, Alkalihalogeniden, Metallen, REM, hochauflösende TEM, analytische EM, Em in-situ Direktbeobachtung u. Analyse v. Vorgängen bei Kristallwachstum

Schettler, Rolf, Dr., Dipl.-Phys.  
Zentrum f. Funktionswerkstoffe  
gem. GmbH Göttingen/Clausthal  
Windausweg 2  
W-3400 Göttingen  
Tel.: 0551/720-68 Mitgliedsnummer: 364 M Edat.: 01/11/84  
Kristallzüchtung von III-V-, II-VI-Halbleitern und Oxidkristallen

Staudigl, Rudolf, Dr., Dipl.-Chem.  
Wacker-Siltronic  
P.O. Box 83180  
Portland, OR 97283-0180  
USA  
Tel.: 503/7243-2020 Mitgliedsnummer: 360 M Edat.: 01/09/84  
Metallorganische Chemie, Lichtleitfasern, III-V-Halbleiter

Schwer, Hansjörg, Dr., Dipl.-Min.  
ETH Zürich  
Hönggerberg  
CH-8093 Zürich  
Schweiz  
Tel.: Mitgliedsnummer: 467 M Edat.: 01/01/87  
Züchtung u. Charakterisierung von defekt-tetraedrischen Chalkogeniden Röntgenstrukturanalyse, Überstrukturen

Tomm, Yvonne, Dr., Kristallographin  
Hahn-Meitner-Institut  
Bereich S4 (Materiallabor)  
Glienicke Str. 100  
W-1000 Berlin 39  
Tel.: 030/80092157 Mitgliedsnummer: 620 M Edat.: 01/01/91  
Kristallzüchtung (Schmelze, CVT), Pyrit, Schichtgitterverbindungen, Chalkopyrite

Sell, Dr. Dipl.-Ing.  
KWU BT 6  
Hammerbacherstr. 12+14  
8520 Erlangen  
Tel.: 09131/183179, Fax: 09131/184705

## b) Neumitglieder

Deppert, Knut, Dr., Kristallograph  
Univers. Lund /FTF  
S-22100 Lund  
Schweden

Tel.: + 4646/109586 Mitgliedsnummer: 651 M Edat.: 01/01/92  
MOVPE und CBE von III-V-Halbleitern, Epitaxie allg.

Seifert, Werner, Dr., Dipl.-Chemiker  
Dep. Solid State Physics  
University of Lund  
S-22100 Lund  
Schweden

Tel.: + 4646/107671 Mitgliedsnummer: 652 M Edat.: 01/01/92  
Herstellung und Charakterisierung von Halbleitermaterialien,  
Gasphasenabscheidung, speziell MOCVD, speziell III-V-Ver-  
bindungen, Abscheidung dünner Schichten, QW-Strukturen,  
Phasengrenzen

Becker, Uwe, Dr., Dipl.-Kristallograph  
DLR

Inst. f. Technische Physik  
Pfaffenwaldring 38  
W-7000 Stuttgart 38

Tel.: 0711/6862-711 Mitgliedsnummer: 653 M Edat.: 01/01/92  
Schmelzzüchtung und Charakterisierung einkristalliner opti-  
scher Fasern

Nagel, Nicolas, Dipl.-Physiker  
MPI

Inst. f. Festkörperforschung  
Heisenbergstr. 1  
W-7000 Stuttgart 80

Tel.: 0711/6860-292 Mitgliedsnummer: 654 M Edat.: 01/01/92  
Epitaxie, LPE, MBE, Herstellung von SOI-Strukturen

Trojahn, Ina, Dipl.-Kristallographin  
Humboldt-Universität

Inst. f. Optik u. Spektroskopie  
Chausseestr. 110  
O-1040 Berlin

Tel.: Mitgliedsnummer: 655 M Edat.: 01/01/92  
Metalle für Fixpunktziegel zur Temperaturbestimmung

Schröder, Wolfgang, Dipl.-Physiker  
Inst. f. Physikalische und

Theoretische Chemie  
Hans-Sommer-Str. 10  
W-3300 Braunschweig

Tel.: 0531/391-5396 Mitgliedsnummer: 656 M Edat.: 01/01/92  
Festkörperphysik, Spektroskopie, Lösungskristallisation mit  
Additiven

Klimakow, Alexander, Dr., Dipl.-Chemiker  
Inst. f. Optik und Spekt. der

Humboldt Universität  
Invalidenstr. 100  
O-1040 Berlin

Tel.: 0037/2/2803-228 Mitgliedsnummer: 657 M  
Edat.: 01/03/92

Züchtung und Thermodynamik von II-VI-Halbleitern, Dotierung,  
Diffusion

Hanke, Gottfried  
Forschungszentrum Jülich  
Leo-Brandt-Str.  
W-5170 Jülich

Tel.: 02461/613-147 Mitgliedsnummer: 658 M Edat.: 01/02/92  
Czochralski-Züchtung (Kupfer, Gold, Silber, Palladium, Nik-  
kel, Aluminium, Silizium, Germanium und Legierungen)

Giess, Edward, A., Dr.  
IBM Research Laboratory  
Kitchawan Road  
Yorktown Heights, NY 10598  
USA

Tel.: 011914/9451006 Mitgliedsnummer: 659 M  
Edat.: 01/01/92

LPE von Granat und HT-Supraleitern, Sintern von Glas-Kera-  
mik, Oxid-Phasendiagramme, Kupfer Elektrokristallisation,  
Flüssigkristalle, Polymere

Weinert, Berndt, Dr.-Metallurge  
Freiberger

Elektronikwerkstoffe GmbH  
Berthelsdorfer Str. 113  
O-9200 Freiberg

Tel.: 0037/762/78-562 Mitgliedsnummer: 660 M  
Edat.: 01/02/92

Synthese und Einkristallzüchtung von III-V-Verbindungen

Linde, Matthias, Dipl.-Physiker  
Universität/GH Paderborn

Warburgerstr. 100  
W-4790 Paderborn

Tel.: Mitgliedsnummer: 661 M Edat.: 01/02/92

Erler, Bettina, Studentin  
Kristallographisches Institut

der Universität  
Hebelstr. 25

W-7800 Freiburg

Tel.: 0761/203-4287 Mitgliedsnummer: 662 S Edat.: 01/02/92  
Kristallzüchtung und Charakterisierung

Hornung, Michael, Dipl.-Mineraloge  
Kristallographisches Institut

der Universität  
Hebelstr. 25

W-7800 Freiburg

Tel.: 0761/203-4278 Mitgliedsnummer: 663 S Edat.: 01/02/92  
Kristallzüchtung und Charakterisierung

Kühnel, Günter, Dr., Dipl.-Ing.  
Bergakademie Freiberg

Fachbereich Experim. Physik  
Silbermannstr. 1

O-9200 Freiberg

Tel.: 0037/762/512541 Mitgliedsnummer: 664 M  
Edat.: 01/03/92

Fax: 0037/762/322391

III-V Halbleiter gezüchtet nach Czochralski bzw. Bridgman,  
elektrische Charakterisierung, Defekte

## Tagungskalender

1992

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

**8. - 12. Juni** Cambridge / U.K.  
6th International Conference on Metalorganic Vapor Phase  
Epitaxy (MOVPE-6)  
Ms. G. McBride, 445 Hoes Lane, P.O. Box 1331, Piscataway,  
NJ 08855, U.S.A.

**9. - 12. Juni** Mainz / D  
1. Jahrestagung der Deutschen Gesellschaft für Kristallogra-  
phie  
Prof. Dr. H. Böhm, Johannes-Gutenberg-Universität, Fach-  
bereich Geowissenschaften, 6500 Mainz, Saarstr. 21

**24. - 26. Juni** Cambridge (MA) / U.S.A.  
34th Electronic Materials Conference

The Minerals, Metals & Materials Society, 420 Commonwealth Drive, Warrendale, PA 15086-9928, U.S.A.

**9. - 10. Juli** Marseille / F.  
1st European Symposium on x-Ray Topography and High Resolution Diffraction

Dr. J. Gastaldi, CRMC2-CNRS, Campus de Luminy, Case 913, 13288 Marseille Cedex 9

**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, SO9 5NH, U.K.

**30. Juli - 1. August** Enschede / N  
2nd European Powder Diffraction Conference (EPDIC-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. - 22. 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. - 11. September** Granada / E  
10th European Congress on Electron Microscopy (EUREM92)

Dr. A. Rios, Dept. of Cell Biology, Fac. of Sciences, University of Granada, 18071 Granada, Spanien

**14. September** Tübingen / D  
70. Jahrestagung der Deutschen Mineralogischen Gesellschaft

Prof. Dr. P. Metz, Universität Tübingen, Min.-Petrogr. Institut, Wilhelmstr. 56, D-7400 Tübingen

**17. - 18. September** Jena / D  
RöTo Arbeitskreis, Prof. H. Klapper, Mineralog.-Petrolog. Institut der RFWU-Bonn, Poppelsdorfer Schloß, W-5300 Bonn 1

**12. - 16. Oktober** La Hague / NL  
12th International Vacuum Congress (IVC-12)  
8th International Conference on Solid Surfaces (ICSS-8)

Congress Secretariat IVC-12/ICSS-8, von Namen & Westeralaken  
Congress Organization Services, P.O. Box 1558, 6501 BN Nijmegen, Niederlande

**30. November - 5. Dezember** Boston (MA) / U.S.A.  
Fall Meeting of the Materials Research Society (MRS)

Ms. M. Geil, 9800 McKnight Road, Pittsburgh, PA 15237, U.S.A.

**1993**

**29. - 31 März 1993** Freiburg / D  
GV-Fachauschuß Kristallisation, Freiburg, Sachsen

**April 1993** Berlin / D  
DGKK Jahrestagung in Berlin

**10. - 12. Mai 1993** Peking / China  
Internationales Symposium on Microgravity Science and Application Prof. W.R. Hu, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences 15 Zhong Guan Cun Road, Beijing 100080, China

**1. - 6. August** Baltimore (MD) / U.S.A.  
9th American Conference on Crystal Growth  
V. Fratello, At&T Bell Labs, Murray Hill, NJ, U.S.A.

**1. - 8. September** Beijing / PRC  
16. Triennial General Assembly and International Congress of the International Union of Crystallography  
Prof. M.-C. Shao, Institut of Physical Chemistry, Department of Chemistry, Peking University, Beijing 199871 China

**21. - 25. September** Leipzig / D  
15th European Crystallographic Meeting (ECM 15)

Prof. P. Paufler, Institut für Kristallographie, Mineralogie und Materialwissenschaft, Universität Leipzig, Scharnhorststr. 20, O-7030 Leipzig

**1994**

**Juli 1994** Freiburg / D  
ICVGE-8, Chairman K.W. Benz

## 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  $\mu\text{g}$**
- 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 Kleinwinkelkorngrenzen**
- 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):

\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_

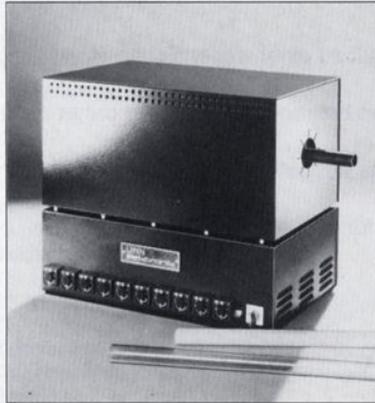
Tätigkeit und Erfahrung mit maximal 10 Stichwortnummern charakterisieren (s. Liste).

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



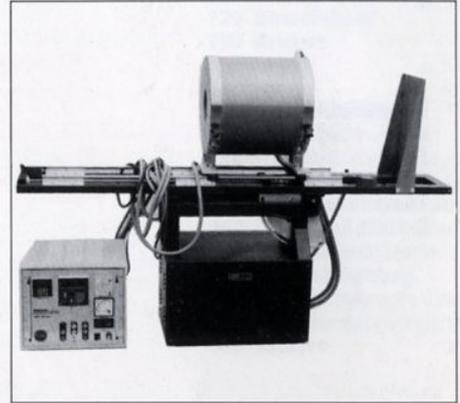
## FuE-Rohröfen

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



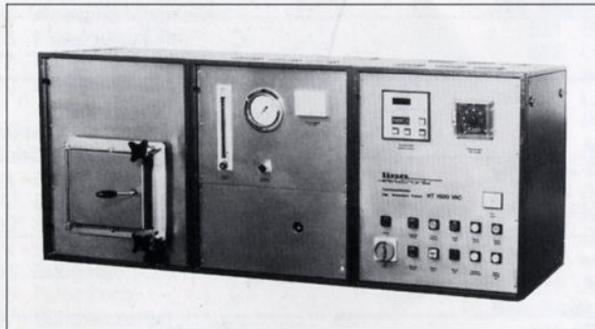
## Mini-Spiegelöfen

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



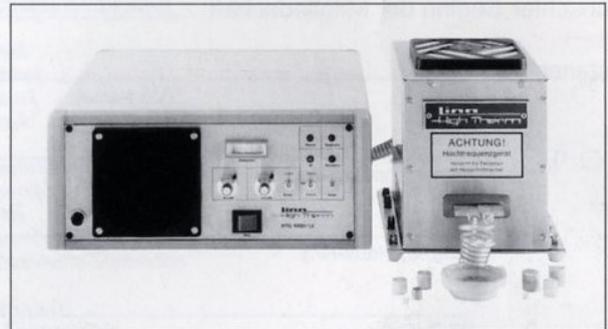
## Rohröfen

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