ulb | RWTH AACHEN UNIVERSITY

Jäger 2622
OCR übertragen
I-17 Leer (unklar?)
fertig bearbeitet
10.6.21



73844

Typ: **DigiDiss**
Erfassungsdatum: **2021-03-25 11:40:54**

Titeldaten:

Record-ID: **73844**

Signatur: **SZ10020**

Titel: **Einfluß des Ausscheidungszustands auf die Texturentwicklung in kfz-Metallen, i**
Engler, O.

Report-Nr.: **RWTH-CONV-135076**

Scananweisungen: Scannen und übertragen

Bemerkungen:

Einfluß des Ausscheidungszustands auf die Texturentwicklung in kfz-Metallen, insbesondere in Aluminium-Legierungen

Olaf Engler

14895

Einfluß des Ausscheidungszustands auf die Texturentwicklung in kfz-Metallen, insbesondere in Aluminium-Legierungen

Von der Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften

der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen

zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs

genehmigte Dissertation

vorgelegt von Diplom-Ingenieur

Olaf Engler

aus Aachen

Referent : Universitätsprofessor Dr. rer.nat. Dr. h.c. K. Lücke

Korreferent : Universitätsprofessor Dr. rer.nat. G. Gottstein

Tag der mündlichen Prüfung: 13. September 1990

Danksagung

Die vorliegende Arbeit wurde am Institut für Metallkunde und Metallphysik der RWTH Aachen durchgeführt.

Mein aufrichtiger Dank gilt Herrn Prof. Dr. Dr.h.c. K. Lücke für die Anregung zu dieser Arbeit sowie für seine Förderung durch zahlreiche Diskussionen und wertvolle Ratschläge.

Herrn Prof. Dr. G. Gottstein danke ich für die Übernahme des Korreferates.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Dr. habil. J. Hirsch, der durch viele Anregungen und fruchtbare Diskussionen sehr zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Für die Durchführung zahlreicher Experimente aus dieser Arbeit bin ich Frau Dipl.-Ing. F. Blasum, Frau Dipl.-Ing. S. Brodesser, Frau Dipl.-Ing. S. Dansglock, Herrn Cand.-Ing. V. Marx, Herrn Dipl.-Ing. D. Ponge, Herrn Dipl.-Ing. P. Wagner, Herrn Dipl.-Ing. R. Weiß und Frau Dipl.-Ing. P. Winter zu großem Dank verpflichtet. Auch meinen übrigen Institutskollegen danke ich für ihre stete Diskussions- und Hilfsbereitschaft.

Die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen wurden am Gemeinschaftslabor für Elektronenmikroskopie der RWTH Aachen (GfE) durchgeführt, dessen Leiter, Herrn Dr. W.-G. Burchard, ich herzlich für seine Unterstützung danke.

Für die Hilfestellung bei vielen technischen Problemen sowie bei der Erstellung der Bilder danke ich den Herren G. Burmeister, L. Cosler, K. Diesinger, L. Hoenen, E. Hoffmann, L. Kaul und F. Ramm.

Einführung

Die Mikrostrukturentwicklung von Metallen und Legierungen bei Verformung und bei anschließender Rekristallisation ist in den letzten 50 Jahren Gegenstand einer Vielzahl von Untersuchungen gewesen. Da sowohl Verformung als auch Rekristallisation mit starken Orientierungsänderungen der betroffenen Kristallite einhergehen, kann eine Untersuchung dieser Orientierungen neben den klassischen Mikrostrukturuntersuchungen zu zusätzlichen weitreichenden Informationen über das Materialverhalten führen. Die mittlerweile weitgehend automatisierte Aufnahme von Polfiguren bietet die Möglichkeit einer schnellen Messung der Orientierungsverteilung in der gesamten untersuchten Probe und liefert somit Informationen über die in vielkristallinen Metallen ablaufenden metallkundlichen Mechanismen bei Verformung und Rekristallisation /1,2/.

Mit Hilfe der genaueren Analyse der dreidimensionalen Orientierungsverteilungsfunktion (OVF) ist es heutzutage möglich, Details der Textur sichtbar zu machen, die einen noch tieferen Einblick in die physikalischen Vorgänge sowohl der plastischen Verformung als auch der Rekristallisation ermöglichen. So kann man z.B. bei der Verformung durch Vergleich mit Modellrechnungen nach der Taylor-Theorie die Randbedingungen der Formänderung und die Auswahl der aktiven Gleitsysteme ermitteln. Bei der Rekristallisation gibt die Auswertung der beobachteten Orientierungszusammenhänge zwischen verformter Matrix und neugebildeten Körnern Aufschluß über die Mechanismen von Keimbildung und Kornwachstum.

Solche Untersuchungen sind an reinen Metallen in großer Zahl durchgeführt worden, die dabei ablaufenden Mechanismen sowie die daraus folgenden Texturänderungen sind auch weitgehend verstanden (z.B. /3-10/). In der technischen Anwendung werden Metalle jedoch meist legiert eingesetzt und enthalten somit oft Ausscheidungen, die Umformung bzw. Rekristallisation stark beeinflussen können. Die beobachteten Effekte der Behinderung der Versetzungsbewegung durch Umgehen oder Schneiden von Ausscheidungen /11/ und die verzögernde oder auch stimulierende Wirkung von Ausscheidungen auf die Rekristallisation sind prinzipiell ebenfalls verstanden

/12/. Allerdings ist eine quantitative Vorhersage des Materialverhaltens noch nicht möglich, da sich die zum Teil sehr komplexen Vorgänge in mehrphasigen Metallen gegenseitig stark beeinflussen können und sich mit konventionellen Untersuchungsmethoden nicht klar trennen lassen.

In der vorliegenden Arbeit sollen die Walz- und Rekristallisationstexturentwicklungen in mehrphasigen Legierungen durch systematische Variation der Walzgrade, Ausscheidungszustände und Glühtemperaturen mit Hilfe der OVF-Analyse untersucht und durch Vergleich mit den Ergebnissen reiner Metalle sowie theoretischer Modelle ausgewertet werden.
Dabei werden im wesentlichen Al-Legierungen verwendet, da die meisten Legierungselemente in Al nur eine geringe Löslichkeit besitzen, so daß sich Ausscheidungen leicht bilden können. Da Al außerdem eine hohe Stapelfehlerenergie (SFE) besitzt, werden die durch Ausscheidungen hervorgerufenen Wirkungen nicht durch andere Effekte wie mechanische Zwillingsbildung überdeckt, die in Metallen mit einer niedrigeren SFE auftritt.

Die Arbeit ist in fünf separate Teile untergliedert:
In **Teil I** werden die metallkundlichen Grundlagen diskutiert, die zu einer Texturbeeinflussung durch den Ausscheidungszustand sowohl beim Walzen als auch beim Rekristallisieren führen. Es wird ferner ein Schema in Abhängigkeit vom Ausscheidungszustand für die in Al-Legierungen beobachteten Mikrostruktur- und die damit korrelierten Textur-Effekte angegeben.

Teil II behandelt eine binäre Al-1.8%Cu-Legierung*). In dieser Legierung kann durch die Variation der Auslagerungsglühung ein breites Spektrum an Ausscheidungszuständen vom übersättigten homogenen Mischkristall über feine schneidbare Teilchen bis hin zu größeren, nicht schneidbaren Teilchen eingestellt werden.

In **Teil III** werden einkristalline Proben derselben Legierung Al-1.8%Cu mit unterschiedlichen Ausgangsorientierungen untersucht.

---

*) alle Zusammensetzungen in dieser Arbeit sind in Masse% angegeben

Auch hier werden sowohl homogene übersättigte als auch auslagerungsgeglühte Zustände mit nicht schneidbaren Ausscheidungen der Einkristalle eingestellt.

In **Teil IV** werden verschiedene Al-Li-Legierungen behandelt, die "baukastenartig" von der binären Legierung Al-2.3%Li über die ternäre Al-2.3%Li-0.1%Zr und die quaternäre Al-2.3%Li-1.2%Cu-0.1%Zr zu den technischen Al-Li-Legierungen 8090 hinführen sollen. So können die Effekte der einzelnen Legierungselemente Li, Cu bzw. Zr sowie die Einflüsse der damit verbundenen unterschiedlichen Ausscheidungen in den sehr komplexen technischen Al-Li-Legierungen besser verstanden werden.

In **Teil V** soll schließlich stichprobenhaft feststellt werden, inwieweit die aus Al-Legierungen gefundenen Effekte sich auch auf Cu-Legierungen übertragen lassen. Dazu wird eine α/β-Messing Legierung (Cu-40%Zn) untersucht und die dabei gewonnen Ergebnisse mit denen von homogenem α-Messing (Cu-37%Zn) verglichen.

Jeder Teil ist in sich abgeschlossen, d.h. mit eigener Seitennumerierung sowie eigenem Bildteil versehen. Das Literaturverzeichnis ist für alle Teile gültig und befindet sich am Ende der gesamten Arbeit.

Teil I

Einfluß von Ausscheidungen auf die Ausbildung der Walz- und Rekristallisationstextur in Al-Legierungen

Teil I. Einfluß von Ausscheidungen auf die Ausbildung der Walz- und Rekristallisationstextur in Al-Legierungen

Inhaltsverzeichnis **Seite**

I.1 Einleitung 1

I.2 Textur-Messung und -Auswertung 2

I.3 Walztextur-Entwicklung 5
I.3-1 Grundlagen und Texturentwicklung reiner Metalle 5
I.3-2 Homogene Mischkristalle 13
I.3-3 Einfluß von schneidbaren Teilchen 16
I.3-4 Einfluß von nicht schneidbaren Teilchen 19
I.3-4.1 Allgemeine Betrachtungen 19
I.3-4.2 Einfluß auf die Walztexturentwicklung 24

I.4 Rekristallisationstextur-Entwicklung 26
I.4-1 Allgemeine Gesichtspunkte der Rekristallisation 26
I.4-2 Grundlagen der Rekristallisationstexturentwicklung .. 29
I.4-3 Rekristallisation in homogenen Al-Legierungen 31
I.4-4 Keimbildung an Scherbändern 34
I.4-5 Keimbildung an Teilchen 37
I.4-6 Unterdrückung der Keimbildung an Teilchen 40

I.5 Zusammenfassung 43

I.6 Tabellen 45

I.7 Abbildungen 47

I.1 Einleitung

Aluminium ist ein Werkstoff, der aufgrund seiner geringen mechanischen Festigkeit nur in wenigen Fällen in seiner Reinstform, meistens jedoch legiert und entsprechend wärmebehandelt eingesetzt wird. Da Aluminium jedoch nur geringe Mengen anderer Metalle in gelöster Form aufnehmen kann, bilden Legierungselemente oder Verunreinigungen in technisch eingesetztem Aluminium fast immer Ausscheidungen, die die mechanischen Eigenschaften maßgeblich beeinflussen. Eine genaue Untersuchung über den Einfluß von Ausscheidungen auf das Verformungs- und Rekristallisationsverhalten ist daher für die praktische Anwendung dieses Werkstoffes von großem Interesse.
Auf diesem Gebiet der Metallforschung gewinnt die röntgenographische Texturmessung zunehmend an Bedeutung /1,2/. Besonders seit die Ergebnisse von Polfigur-Auswertungen in jüngster Zeit durch den Einsatz der aus mehreren Polfiguren berechneten dreidimensionalen Orientierungsverteilungsfunktion (OVF) verbessert werden konnten, ist man in der Lage, auch Details der Textur sichtbar zu machen, die wesentlich zur Aufklärung der physikalischen Vorgänge sowohl bei der plastischen Verformung als auch bei der Rekristallisation beitragen /3-10/.
Die Mikrostruktur- und Texturentwicklung beim Walzen und Rekristallisieren von reinem Aluminium war bereits Gegenstand eingehender Untersuchungen, wobei die Gesetzmäßigkeiten der Texturentwicklung dabei auch weitgehend aufgeklärt werden konnten /3,5,6/. Charakteristisch für die Walztexturen von Rein-Al ist das Auftreten einer reinen Metall-(Kupfer-) Walztextur, deren Haupt-Komponenten (Cu-, S- und Ms-Lage) jedoch je nach Ausgangstextur unterschiedlich stark belegt sein können /6,8/. In der Rekristallisationstextur sind meist Würfellage und R-Lage dominant, wobei der Ursprung dieser Lagen noch immer nicht vollständig verstanden ist und z.T. kontrovers diskutiert wird /4,7,9,10/.

Die Resultate bereits vorliegender Arbeiten an technischen Al-Legierungen sowie der hier untersuchten Proben ergeben, daß die Texturen von Al-Legierungen mit unterschiedlichen Partikelzuständen qualitativ recht ähnlich sind. So wird z.B. in gewalzten Al-Legierungen immer eine kfz-Walztextur mit der typischen β-Faser gefunden. Daher wird in der Literatur meist nur von einer allge-

meinen Textur-Abschwächung in der Gegenwart von Teilchen berichtet /13-17/, obwohl andererseits auch ein deutlicher Einfluß von Ausscheidungen auf die Ausbildung der Walztexturen bei Al-Mn-Legierungen /16/, Al-Fe-Si-Legierungen /17,18/ bzw. bei hoch gewalzten Al-Cu-Proben /18-20/ beobachtet wurde.
Bei der Rekristallisation tritt in Al-Legierungen wie auch in reinen Metallen meist die Würfellage auf, hier ist allerdings ein wesentlich größeres Spektrum an Variationsmöglichkeiten gefunden worden /14-19,21-26/.
Eine genauere quantitative Analyse bezüglich der Höhe und der genauen Position der Orientierungspeaks, ihrer Streubreiten sowie des Auftretens kleinerer Komponenten ergibt, daß unterschiedliche Ausscheidungszustände zu drastische Texturänderungen führen können, die entsprechend starke Änderungen der mechanischen Eigenschaften hervorrufen können.
Die Ergebnisse in diesem Teil der vorliegenden Arbeit beruhen im wesentlichen auf eigenen Untersuchungen an folgenden Modell-Legierungen: Al-1.8%Cu, Al-3%Mg, Al-2.3%Li und Al-0.35%Fe-0.7%Si sowie an den beiden technischen Legierungen Al-6%Cu-0.4%Zr und Al-1.8%Fe-1.1%Si. Proben dieser Materialien wurden mit lichtoptischen Methoden, REM sowie vor allem mit Hilfe von Texturanalysen untersucht.

I.2 Textur-Messung und -Auswertung

Die Bestimmung der Texturen erfolgte mit einem automatischen Röntgentexturgoniometer nach Lücke /27,28/. Dieses Goniometer ermöglicht die Aufnahme von unvollständigen Polfiguren ($5° \leq \alpha \leq 85°$) im Rückstrahlbereich. Der Intensitätsverlust durch den zunehmenden Reflexionswinkel wird automatisch korrigiert, gleichzeitig wird die vorher an einer Pulverprobe oder einer sonstigen möglichst regellos orientierten Probe bestimmte Untergrundstrahlung von den Meßwerten abgezogen.
Abb.1a,b gibt einige Beispiele solcher {111}-Polfiguren, dargestellt durch Iso-Intensitätslinien und normalisiert auf regellose Intensität in der stereographischen Projektion.
Zur OVF-Rechnung werden die Meßergebnisse von 4 Polfiguren ({111},{002},{022},{113}) bestimmt und bezüglich der Walzgeometrie in einen Quadranten gemittelt. Aus diesen symmetrisierten

Polfiguren werden die OVFs f(g) dann nach dem Reihenentwicklungsverfahren nach Bunge /29/ berechnet. Dabei wird die Orientierung g in Form der drei Eulerwinkel $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ angegeben /29/.
Zur weiteren Auswertung der Textur-Daten werden die OVFs in einzelne, isotrop gaußförmig streuende Komponenten zerlegt /30/, aus diesen Komponenten wird dann eine Modell-OVF berechnet. Durch Optimierung der jeweiligen Mengenanteile M_i sowie der Streubreiten ψ_i wird die beste Anpassung der Modell-OVF an die experimentelle OVF bestimmt. Diese Anpassung kann mit der Differenz-OVF (experimentelle OVF - Modell-OVF) kontrolliert werden und wenn nötig durch Verschieben der vorhandenen sowie durch Hinzufügen neuer Komponenten verbessert werden.
Ein Problem bei der Auswertung der experimentellen OVF ist das Problem der 'Geister', die durch das Fehlen der l-ungeraden Reihenentwicklungskoeffizienten bei der Berechnung der OVF aus Polfiguren auftreten /31/. Diese Geister werden durch die starken Texturkomponenten erzeugt und können bis 20% von deren Intensität erreichen. Daher dürfen die Ergebnisse der experimentellen (unvollständigen) OVF nur mit Vorbehalt ausgewertet werden, denn kleinere Komponenten können durch Geister vorgetäuscht oder auch ausgelöscht werden, und auch die großen Komponenten selber können in ihren Positionen leicht verschoben sowie in ihren Intensitäten abgeschwächt erscheinen.
Das Geister-Problem wird bei der Modellrechnung so gelöst, daß zur Berechnung der Differenz-OVF auch nur die l-geraden Reihenentwicklungskoeffizienten der Modell-OVF benutzt werden. Die Geister werden hier also ebenfalls erzeugt und treten deshalb in der Differenz-OVF nicht mehr auf (Lücke et al. /32/).
Neben der Komponentenanalyse der Modelle kann dann auch die 'vollständige OVF' (True-OVF) zur Auswertung herangezogen werden, zu deren Berechnung die l-geraden Reihenentwicklungskoeffizienten der experimentellen OVF mit den l-ungeraden Koeffizienten der Modell-OVF kombiniert werden. Dadurch sind diese OVFs weitgehend Geister-korrigiert. Außerdem beinhaltet die vollständige OVF außer den eingegebenen Komponenten noch die Information der experimentellen OVF und gibt daher die Textur genauer wieder als die reine Modell-OVF, da evtl. beim Modell nicht berücksichtigte kleinere Komponenten bzw. Streuungen der größeren immer noch erkennbar sind /32,33/.
Eine Möglichkeit zur Darstellung von OVFs bieten die 'OVF-Plots'

(Abb.1c,d). Dazu werden die Intensitätsverläufe in den φ_1/ϕ-Ebenen berechnet und als Höhenlinien für φ_2 in 5°-Abständen eingezeichnet.
Da sich die Orientierungen bei der Verformung bevorzugt entlang gewisser Fasern im Eulerraum konzentrieren, lassen sich Ausschnitte von Walztexturen besonders übersichtlich durch die sogenannten 'Faserdarstellungen' beschreiben /27,34,35/ (Abb.2a). Dabei werden die Intensitäten f(g) über bestimmten Winkeln des Eulerraums aufgetragen. Für den Vergleich der kfz-Walztexturen bietet sich besonders die β-Faser an, bei der die Punkte maximaler Intensität im Eulerraum über φ_2 von 45° bis 90° aufgetragen werden (Abb.2b). In diesem Walzschlauch sind die Haupt-Walztexturlagen Cu-Lage, S-Lage und Ms-Lage enthalten. (Position, Miller-Indizes und Eulerwinkel der verwendeten Lagen s. Abb.3.) Diese β-Faser verläuft quer durch den Eulerraum und kann gut durch eine 35°-Rotation um eine (110)- Achse ca. 60° gekippt von der Blechnormalen (BN) in Richtung Walzrichtung (WR) beschrieben werden /27,35/.
Allerdings ist der Verlauf dieser sogenannten 'Skelettlinie' in φ_1 und ϕ aus der Darstellung nicht zu erkennen und muß daher zusätzlich in ähnlicher Weise wie die f(g)-Werte über φ_2 dargestellt werden (um Platz zu sparen beide Kurven $\varphi_1(\varphi_2)$ und $\phi(\varphi_2)$ in einem Diagramm, z.B. Abb.2c). Diese Diagramme lassen interessante Rückschlüsse auf das Verformungsverhalten der Metalle zu (s.u.).
Andere in kfz-Metallen auftretende Fasern sind die α-Faser mit <011>$\|$BN, die von der Goss-Lage über die Ms-Lage bis zur P- oder inversen Goss-Lage läuft (sichtbar in den φ_2=0°=90°-Schnitten entlang φ_1 bei ϕ=45°); sowie die τ-Faser mit <011>$\|$QR, die von der 45°BN gedrehten Würfellage über die Cu- und Y- zur Goss-Lage im 3. Unterraum (entlang ϕ bei φ_1=90° im φ_2=45°-Schnitt) verläuft (z.B. Abb.1c,d). In Metallen mit niedriger SFE wird manchmal eine schwach belegte γ-Faser mit <111>$\|$BN beobachtet.

I.3 Walztextur-Entwicklung

I.3-1 Grundlagen und Texturentwicklung reiner Metalle

Der klassische Versuch zur Untersuchung der Verformung von Metallen ist der Zugversuch. Aus diesem Versuch können wichtige Angaben über die mechanischen Eigenschaften einer Probe gewonnen werden, Rückschlüsse auf die Mikrostrukturentwicklung sind jedoch äußerst schwer. Hier ist es meistens sehr viel aufschlußreicher, das Verformungsverhalten metallischer Proben außer mit den üblichen metallographischen Verfahren auch mittels Texturmessungen zu untersuchen, um die mit der Verformung einhergehenden Orientierungsänderungen zu bestimmen.
Dazu muß jedoch zunächst einmal geklärt werden, wodurch bei der Verformung überhaupt eine ausgeprägte Textur gebildet wird.
Der einfachste Fall einer Verformung ist die Verformung eines Einkristalls im Zugversuch. Im Gegensatz zu isotrop verformenden Medien, also auch zu polykristallinen Metallen, wird die einkristalline Probe beim Zugversuch nicht nur einfach länger und dünner, sondern ändert dabei ihre Form (Abb.4a). Meistens wird aus einem zuerst runden Ausgangsquerschnitt ein ovaler Querschnitt. Der Grund für dieses zunächst etwas eigentümlich erscheinende Verhalten ist die Verformung der Metalle durch Versetzungsgleitung auf bestimmten kristallographischen Ebenen in bestimmte kristallographische Richtungen. Dabei bilden dichtest gepackte Ebenen diese sogenannten Gleitebenen, bzw. dichtest gepackte Richtungen die Gleitrichtungen. Im kfz-Gitter ist die Gleitgeometrie eindeutig gegeben durch Verformung auf {111}-Ebenen in <110>-Richtungen. Im krz-Gitter ist die dichtest gepackte Richtung die <111>-Richtung, eine dichtest gepackte Ebene existiert allerdings nicht. Im allgemeinen wird die {110}-Ebene mit einer recht hohen Packungsdichte aktiviert, so daß sich die Verhältnisse Ebene/Richtung im Vergleich zum kfz-Gitter einfach umdrehen.
Die Orientierungsänderung des Kristalls während der Verformung ergeben sich aus den Gitterrotationen, die durch die Scherungen aufgrund der Aktivierung der Gleitsysteme hervorgerufen werden. Diese Gitterdrehungen und damit die Texturänderung können berechnet werden, wenn die während der Verformung aktiven Gleitsysteme bekannt sind. Die ersten theoretischen Überlegungen dazu stellte Sachs schon 1928, also schon zu der Zeit der "Erfindung" der

Versetzungen, an /36/.
Bei Einkristallen ist es am günstigsten, aus dem äußeren Spannungszustand die auf den jeweiligen Gleitsystemen wirksame Schubspannung zu berechnen. Beim einachsigen Spannungszustand (Zugversuch) errechnet sich diese Schubspannung nach dem Schmid'schen Schubspannungsgesetz zu:

$$\tau = \sigma \cdot \mu \quad \text{mit } \mu = \cos\chi \cdot \cos\lambda \tag{1}$$

(mit σ: äußere Spannung, χ, λ: Winkel zwischen Zugachse und Gleitebenennormale bzw. Gleitrichtung)

Da beim Walzen ein wesentlich komplexerer mehrachsiger äußerer Spannungszustand vorliegt, müssen für die Berechnung der Schubspannungen in den jeweiligen Gleitsystemen bestimmte Näherungsverfahren angewendet werden. Allgemein wird der Spannungstensor durch den Tensor

$$\underline{\sigma} = \begin{Bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{Bmatrix}$$

beschrieben.

Dabei werden meistens die Schubspannungsanteile vernachläßigt, (d.h. $\tau_{ij}=0$, $i \neq j$), so daß der Tensor nur noch durch die Hauptspannungskomponenten σ_x, σ_y und σ_z gebildet wird. Unter der Annahme, daß hydrostatische Spannungsanteile die Verformung nicht beeinflussen, kann dieser Spannungstensor weiter umgebaut werden mit:

$$\begin{aligned} \sigma_x^* &= \sigma_x - \sigma_y \\ \sigma_y^* &= \sigma_y - \sigma_y = 0 \\ \sigma_z^* &= \sigma_z - \sigma_y \end{aligned} \tag{2}$$

So erhält man den Tucker'schen Spannungszustand /37/ mit einer reinen Zugspannung in x-Richtung und einer reinen Druckspannung in z-Richtung.

$$\underline{\sigma} = \begin{Bmatrix} \sigma_x^* & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_z^* \end{Bmatrix}$$

Mit der weiteren Annahme, daß $\sigma_x^* = -\sigma_z^*$ (isotropes Material), läßt sich die wirksame Schubspannung in den jeweiligen Gleitsystemen berechnen:

$$\tau^S = \sigma_x^* \, (\cos\chi_x \cdot \cos\lambda_x - \cos\chi_z \cdot \cos\lambda_z) \qquad (3)$$

Das Verhältnis τ/σ_x^* bezeichnet man dann als Gesamtorientierungsfaktor μ^G oder einfacher wieder als Schmidfaktor μ. Bei Einkristallen mit freier Formänderung wird dann nach Sachs nur das (oder die) Gleitsystem(e) mit dem höchsten Schmidfaktor μ aktiviert.

Sind nun auf diese Weise die Gleitsysteme einer bestimmten Orientierung ermittelt, so kann auch die Änderung dieser Orientierung bei einer Verformung vorhergesagt werden. Diese Rotationen werden durch die äußeren Randbedingungen der Verformung erzwungen. Beim einachsigen Zugversuch ist dies wieder recht einsichtig: Hier wird die Richtung der Spannung durch die Zugmaschine vorgegeben, so daß der Kristall nur dann abgleiten kann, wenn er sich bezüglich des äußeren Probenkoordinatensystems eindreht. Bei Einfachgleitung dreht dabei die Gleitrichtung $\vec{b}$ des Kristalls unter einer Zugkraft $\vec{F}$ um eine Achse $\vec{b} \times \vec{F}$ in die Zugachse ein (sog. "Salami-Modell"). Unter Druckbeanspruchung dreht die Gleitebenennormale $\vec{n}$ um eine Achse $\vec{n} \times \vec{F}$ in die Druckachse $\vec{F}$.
Kristallographisch bedeutet dies, daß die Orientierung im Standarddreieck von der Ausgangsorientierung auf einem Großkreis in Richtung Gleitrichtung, also <110>, rotiert (Abb.5). Sobald die Orientierung jedoch die Symmetrale <100>-<111> überschreitet, wird die wirksame Schubspannung in einem anderen Gleitsystem größer, und dieses Gleitsystem wird damit aktiviert. Die Stabachse Z dreht nun in Richtung auf die neue Gleitrichtung <110>, bis die Symmetrale wieder überschritten ist. Bei abwechselnder Betätigung dieser beiden Gleitsysteme läuft die Orientierung dann resultierend entlang der Symmetralen, bis sie die <112>-Achse erreicht hat. Da diese Orientierung genau auf dem Großkreis zwischen beiden Gleitrichtungen <110> liegt, existiert keine resultierende Bewegung mehr heraus aus dieser <112>-Orientierung. Die <112>-Orientierung ist also die stabile Endlage für den Zugversuch von Einkristallen. Analog erhält man für den Einkristall-Druckversuch die <110>-Achse als stabile Endlage.
Beim Walzen wird sich unter der Annahme des Tucker'schen Span-

nungszustands eine Orientierung so drehen, daß ihre Gleitebenennormale in Richtung der Druckspannung, also in die Blechebenennormale, und ihre Gleitrichtung in Richtung Zugspannung, also in die Walzrichtung dreht. Die stabile Walzendlage nach dem Sachs-Modell ist somit die Ms-Lage {011}<211> /38/, die genau wie oben beschrieben eine {110}-Ebene in BN sowie eine <112>-Richtung in WR aufweist.

Bei der Verformung von Polykristallen ergibt sich bei diesem Modell allerdings eine zusätzliche Problematik: Wenn sich zwei benachbarte Körner unterschiedlicher Orientierung unter derselben äußeren Spannung durch Gleitung auf nur je einem Gleitsystem verformen, ist auch die resultierende Formänderung verschieden, und der Kornzusammenhang ginge so verloren (Abb.4b). Taylor entwickelte daher 1938 ein Modell, das die Verformung von Körnern unter einem gegebenen äußeren Dehnungszustand beschreibt /39/. Er bestimmte die erforderlichen Gleitsysteme sowie die benötigte Abgleitbeträge, um einen gegebenen äußeren Verformungszustand zu erfüllen. Den dazu erforderlichen Spannungszustand berücksichtigte er dabei nicht. Im Falle einer beliebigen Orientierung werden dazu 5 unabhängige Gleitsysteme benötigt, nur für einige spezielle (symmetrische) Orientierungen müssen weniger Systeme aktiviert werden. Die Auswahl dieser betätigten Gleitsysteme erfolgt nach dem Prinzip der Minimalisierung der Gleitbeträge /39,40/ bzw. der Maximalisierung der geleisteten Arbeit /40,41/.

Beim Walzen geht man beim Taylor-Modell von einem ebenen Dehnungszustand mit den Hauptdehnungen ε_x und ε_z (mit $\varepsilon_x=-\varepsilon_z$) aus, alle anderen Komponenten des Dehnungstensors $\underline{\varepsilon}$, also die Breitung ε_y und die Scherungen $\varepsilon_{xz}=\varepsilon_{NR}$, $\varepsilon_{yz}=\varepsilon_{NT}$ und $\varepsilon_{xy}=\varepsilon_{TR}$ sind 0 (Abb.6a). Die stabile Endorientierung nach diesem Modell ist die Taylor-Lage {4 4 11}<11 11 8> /42,43/ (also eine 8° um QR gedrehte Cu-Lage {112}<111>).
Mit Hilfe dieser beiden Modelle können also schon die Walztexturen des Rein-Metall-Typs z.B. von Al mit einer starken Cu-Lage sowie des Legierungs-Typs z.B. von Cu-30%Zn mit einer starken Ms-Lage beschrieben werden /1/ (Abb.7).

Die genaue Walztexturentwicklung ist in einer Vielzahl von Experimenten gerade in letzter Zeit sehr ausgiebig untersucht worden

(z.B. /3,5,6/). Dabei zeigte sich, daß die Orientierungen sich im Eulerraum sehr schnell entlang zweier Fasern, der α- und der β-Faser, sammeln (z.B. Abb.1,2,7). Bei weiterer Verformung rotieren die Orientierungen dann entlang dieser Fasern bis in die stabilen Walzendlagen Ms- bzw. Taylor-Lage. Die Endlagen werden von manchen Orientierungen allerdings erst bei Verformungen über 99.9% erreicht. Bei den technisch üblichen Walzgraden findet man daher nicht nur Belegungen der stabilen Walzendlagen, sondern es bilden sich die in I.2 beschriebenen typischen kfz-Walztexturen mit Belegungen entlang der α-und der β-Faser.

Um die Texturentwicklung verformter metallischer Werkstoffe exakt simulieren zu können, sind außer den stabilen Endlagen also auch die genauen Wege der einzelnen Orientierungen während der Verformung von Bedeutung. Dazu werden für die einzelnen Orientierungen zuerst die aktiven Gleitsysteme bestimmt, entweder nach dem Sachs- oder nach dem Taylor-Modell. Die durch diese Gleitsysteme bewirkte Orientierungsänderung kann wie folgt berechnet werden: Ein beliebiger Vektor $\vec{A}$ wird bei einer Abgleitung γ folgendermaßen geändert ($\vec{n}$: Gleitebenenormale, $\vec{b}$: Burgersvektor):

$$\vec{A}' = \vec{A} + \gamma\ (\vec{A}\vec{n})\cdot\vec{b} \qquad (4)$$

Wird ein Kristall durch Gleitung auf mehreren Gleitsystemen verformt, so setzt sich die Gesamtvervormung additiv aus den Anteilen der einzelnen Gleitsysteme zusammen:

$$\vec{A}' = \vec{A} + \Sigma\ \gamma^s(\vec{A}\vec{n}^s)\cdot\vec{b}^s \quad \text{(für s Gleitsysteme)}. \qquad (5)$$

Um zu berechnen, wie sich eine Orientierung bei Walzverformung ändert, wird diese Gleichung auf die Vektoren $\vec{A}_{WR}$, $\vec{A}_{QR}$, $\vec{A}_{BN}$ parallel zu den Einheitsvektoren des Probenkoordinatensystems $\overrightarrow{WR}$, $\overrightarrow{QR}$ und $\overrightarrow{BN}$ angewandt. Diese Vektoren ändern sich beim Abgleiten zu $\vec{A}'_{WR}$, $\vec{A}'_{QR}$ bzw. $\vec{A}'_{BN}$. Beim Walzen bleiben jedoch Walzrichtung und -ebene erhalten, daher gilt für die neuen Einheitsvektoren:

$\overrightarrow{WR'} \parallel \vec{A}'_{WR}$, $\overrightarrow{BN'} \parallel (\vec{A}'_{WR} \times \vec{A}'_{QR})$ und $\overrightarrow{QR'} \parallel (\overrightarrow{BN'} \times \overrightarrow{WR'})$

Die Lage dieser neuen Einheitsvektoren bezüglich der alten ergibt die Orientierungsänderung nach einer sehr kleinen Abgleitung γ. Danach kann ein erneuter Verformungsschritt simuliert werden, indem man für die so bestimmte neue Orientierung erneut die aktiven Gleitsysteme bestimmt und die Orientierungsänderung berechnet. Dieser Vorgang kann recht leicht auf einem Computer bis zur gewünschten Endverformung durchgeführt werden. Die jeweils be-

rechneten Orientierungen nach den einzelnen Verformungsschritten können als stereographische Projektion in eine Polfigur geplottet werden und stellen somit den Verlauf einer Orientierungsänderung eines einzelnen Korns bzw. eines Einkristalls sehr übersichtlich dar.

Um die Texturentwicklung von Polykristallen zu simulieren, wird eine Ausgangstextur aus einer Vielzahl von Einzelorientierungen zusammengesetzt. Auf jede dieser Orientierungen wird ein Verformungsprogramm wie oben beschrieben angewendet /6,44-49/. Um das Ergebnis nach einer bestimmten simulierten Verformung zu erhalten, wird aus den jeweiligen Einzelorientierungen, beaufschlagt mit einer gewissen Streubreite (z.B. 5°), eine OVF errechnet, die wie in Abschnitt I.2 beschrieben als OVF-Plot oder übersichtlicher als Skelettlinie dargestellt werden kann.

Jedes der so simulierten "Körner" macht also denselben Verformungsmechanismus mit, die real existierenden Nachbarschaftsverhältnisse können hierbei nicht berücksichtigt werden. Dennoch ist es auf diese Art möglich, ein wesentlich besseres Verständnis der experimentell beobachteten Walztexturen zu erhalten.

Allerdings ist es weder mit dem Sachs- noch mit dem Taylor-Modell möglich, die Walztexturentwicklung genau vorherzusagen. Daher wurde von Honneff und Mecking ein modifiziertes Taylor-Modell entwickelt, in dem einige der oben erwähnten Komponenten des Dehnungstensors $\underline{\varepsilon}$ frei gelassen werden, d.h. sie können sich beliebig einstellen (Relaxed Constraints (RC) Modelle /45,46/). Dies sind beim Walzen insbesondere ε_{NR} und evtl. auch ε_{NT} (Abb. 6b,c). Speziell bei höheren Walzgraden ist dies auch physikalisch sinnvoll, da bei den jetzt sehr flachen Körnern die vorderen und hinteren bzw. auch die seitlichen Korngrenzen sehr kleine Flächen aufweisen /45,47/. Daher können die im Falle des strikten Taylor-Modells auftretenden Reaktionsspannungen nicht mehr über das ganze Korn wirksam werden, und die Scherungen können sich im Korninneren frei einstellen. Die durch diese Scherungen hervorgerufenen Inkompabilitäten an den Korngrenzen können sehr leicht durch geringfügige lokale Mehrfachgleitung kompensiert werden.

Da der Dehnungszustand jetzt nicht mehr eindeutig festgelegt ist, kann das bisher verwendete Prinzip der minimalen Abgleitung bzw. maximalen Arbeit zur Bestimmung der aktiven Gleitsysteme nicht mehr angewandt werden. Statt dessen wird das von Bishop und Hill /40/ eingeführte und von Kocks /41/ weiter ausgeführte Konzept

der "Yield Surfaces" (Fließflächen) angewendet. Dabei wird ein sechsdimensionaler orthogonaler Vektorraum konstruiert, in dem die Komponenten des Spannungstensors $\underline{\sigma}$, die des Dehnungstensors $\underline{\varepsilon}$ sowie die verallgemeinerten Schmidfaktoren μ als Vektoren wie folgt kombiniert werden können: Alle Spannungszustände, die ein Gleitsystem i aktivieren, stellen eine ebene Fläche (die Fließfläche) senkrecht zu dem Orientierungsfaktor m^i mit dem kürzesten Abstand τ_{krit} dar. Wird nun eine Spannung so groß, daß sie diese Fließfläche berührt, so wird das Gleitsystem aktiviert. Dies führt zu einem Dehnungstensor $\delta\varepsilon_i$ senkrecht zu der Fließfläche. An der Schnittkante zweier Fließflächen werden dann zwei Gleitsysteme mit gleichen Orientierungsfaktoren aktiviert, der entsprechende Dehnungszustand liegt dann zwischen den beiden Dehnungsvektoren der einzelnen Gleitsysteme. Um nun im allgemeinen FC-Fall fünf Gleitsysteme zu aktivieren, müssen sich fünf Fließflächen in einer (mehrdimensionalen) Fließecke treffen. Dabei werden die resultierenden Rückspannungen aufgrund der durch die jeweils betätigten Gleitsysteme hervorgerufenen inkompatiblen Dehnungen berechnet und zu dem äußeren Spannungszustand addiert.
Im Falle der modifizierten Taylor-Modelle brauchen gewisse Scherungen nicht mehr kompensiert zu werden, daher werden die geforderten Randbedingungen schon an einer niederen Fließecke erfüllt, d.h. es werden weniger Gleitsysteme aktiviert. Dabei können alle beliebigen Randbedingungen vorgewählt werden, so daß alle Zwischenstufen zwischen dem Taylor FC- und dem Sachs NC-Modell berechnet werden können.
Mit Hilfe dieser RC-Modelle war es möglich, die experimentell gefundenen Walztexturen wesentlich besser zu erklären. So konnte von Mecking et al. /46,48/ bei freier ε_{NT} erstmals die Stabilität der S-Lage {123}<634> erklärt werden, der dritten der typischen kfz-Walzlagen neben Cu- und Ms-Lage (z.B. in Cu, Abb.7). Nach neuesten theoretischen Untersuchungen /49/ drehen aber auch bei den RC-Modellen alle Orientierungen bei höchsten Walzgraden in die Cu-Lage (bei den RC-Modellen nicht in die Taylor-Lage).
Bei solchen Simulationen ist dabei mittlerweile nicht mehr so sehr die Entwicklung dieser Fasern interessant, sondern vor allem die genaue Intensitätsverteilung entlang dieser Fasern. Besonders in Al /6,8/ und Al-Legierungen /50/ wird gefunden, daß die Walztextur noch nach sehr hohen Verformungsgraden stark von der Ausgangstextur beeinflußt wird, wie z.B. in Abb.1,2 für die Walztex-

turentwicklung aus einer Ausgangstextur mit Würfellage sowie einer mit BN gedrehter Würfellage gezeigt ist /8/.
Auch die exakte Position der β-Faser im Eulerraum ist von Bedeutung, da aus diesen Meßergebnissen interessante Rückschlüsse auf die genauen metallkundlichen Verformungsmechanismen gewonnen werden können /6/.
Bei Verformungsmodellen mit einer freigelassenen dritten Scherung (Abb.6d) bildet sich immer eine starke α-Faser, die stabile Endlage ist die Ms-Lage {110}<112> /6/. Dieses Modell entspricht fast dem Sachs-Modell (bis auf die Breitung ε_y), in dem überhaupt keine Festlegung der Formänderung existiert und das auch zu einer Ms-Walzendlage führt. Die ε_{RT}-Scherung ist allerdings in Polykristallen eigentlich nicht zu erwarten, da sie zu sehr großen Verformungsinkompatibilitäten an den Korngrenzen führen würde. In letzter Zeit wurde jedoch vermutet, daß gerade in Al unter bestimmten Nachbarschaftsbedingungen diese Scherung stattfinden kann, und so erklären sich die manchmal überraschend hohen Ms-Lagen-Anteile in Al-Walztexturen bei bestimmten Ausgangstexturen (z.B. Goss- und inv. Goss-Lage) /6,8/.

Bei kfz-Metallen mit einer niedrigen Stapelfehlerenergie SFE (z.B. Ag, γ-Fe, Cu-Legierungen) stellt man jedoch fest, daß man mit den bisher beschriebenen Modellen die Walztexturentwicklung mit einer sehr starken Ms-Lage nicht hinreichend erklären kann. Hier muß zusätzlich der Einfluß von anderen Verformungsmechanismen berücksichtigt werden: Wegen der niedrigeren SFE setzt schon bei geringen Verformungsgraden mechanische Zwillingsbildung ein, wovon vor allem die Orientierungen um die Cu-Lage betroffen sind. Dies und eine anschließende intensive Scherbandbildung führen zu den beobachteten starken Ms-Lagen-Belegungen (s.Teil V). Mit abnehmender SFE konnte ein systematischer Übergang vom Kupfer- zum Messing-Walztextur-Typ gefunden werden /6/ (Abb.7).

Auch in mehrphasigen Al-Legierungen wird nach Walzverformung im allgemeinen eine Cu-Typ-Walztextur gefunden. Die meisten früheren Untersuchungen an Al-Legierungen beschrieben eine Texturabschwächung in der Gegenwart von Teilchen /13-17/, obwohl andere Autoren auch den gegenteiligen Effekt einer Texturverschärfung beobachteten /18-20/.
Wie die hier beschriebenen Experimente zeigen, können sowohl die

Texturintensitäten als auch die Belegungsdichten entlang der β-Faser in Abhängigkeit vom Ausscheidungszustand deutlich variieren. Abb.8 zeigt dies am Beispiel einer Al-1.8%Cu Legierung /20/. Hier sind die Skelettlinien für drei verschiedene Ausscheidungszustände a) abgeschreckt, b) warm ausgehärtet bzw. c) überaltert dargestellt. In Abb.9 sind dazu die gleichen Skelettlinien sowie die dazugehörigen Mengenanteile in Abhängigkeit von der Auslagerungszeit für den jeweils höchsten untersuchten Walzgrad (98%) zusammengestellt. Dies Beispiel zeigt klar das Spektrum an Variationsmöglichkeiten der Walztexturen allein in Abhängigkeit des Teilchenzustandes.
Außerdem zeigt dieses Beispiel, daß es sinnvoll ist, die Walztexturen von Al-Legierungen in drei Gruppen (mit fließenden Übergängen) einzuteilen: Neben der Gruppe 0 für reine Metalle erhält man so die Gruppe I mit homogenen Lösungen, Gruppe II mit feinen, schneidbaren Teilchen, sowie Gruppe III mit gröberen, nicht schneidbaren Partikeln (s. Tab.1). Diese Unterteilung benötigt sicherlich weit mehr Untergruppen als die in Tab.1, so z.B. bezüglich Anzahl, Art und Größe der Teilchen, Verformungsgrad und -temperatur oder Ausgangstextur. Dennoch wird sich zeigen, daß auch eine solche noch recht grobe Unterteilung sinnvoll ist, da damit die Haupteffekte klar getrennt werden können.

I.3-2 Homogene Mischkristalle

In homogenen Lösungen von Al ist die SFE nicht sehr reduziert, so daß auch hier bei Raumtemperaturverformung keine wesentliche mechanische Zwillingsbildung auftritt. Daher titt bei niedrigen Walzgraden (Tab.1, Gruppe Ia) wie in reinem Al homogene Verformung nach dem FC- bzw. RC-Modell auf, die auch zu der gleichen Texturentwicklung wie in reinem Al führt. Die Belegung entlang der β-Faser wird dabei wesentlich von der Ausgangstextur beeinflußt; bei den hier untersuchten Proben mit recht regellosen Ausgangstexturen bildet sich eine Walztextur mit starken Cu- und S-Lagen-Belegungen (Abb.8a).
Bei höheren Walzgraden beobachtet man jedoch metallographisch das Auftreten von Verformungsinhomogenitäten, sogenannter Cu-Typ oder "grain scale" Scherbänder (Abb.10a). Dabei ist es egal, ob die Proben fast im Gleichgewicht (Al-3%Mg, Abb.10) oder stark übersättigt (Al-1.8%Cu) vorliegen.

Scherbänder sind Bänder stark lokalisierter Verformung, die in verschiedenen Materialien im allgemeinen nach höheren Verformungsgraden beobachtet werden (s. z.B. /51/). Sie verlaufen meist parallel zur Querrichtung unter einem Winkel von ~35° zur Walzebene geneigt durch das Gefüge und ändern diesen Winkel auch beim Überschreiten einer Korngrenze nicht oder nur geringfügig. Daher werden Scherbänder oft als Anzeichen einer "nichtkristallographischen Gleitung" angesehen, obwohl bislang kein Beweis für einen auch mikroskopisch nichtkristallographischen Mechanismus existiert. Allgemein werden Scherbänder mit einer lokalen Entfestigung der Matrix in Verbindung gebracht, was z.B. auf eine scharfe Textur zurückgeführt wurde /51,52/.
Dabei müssen die in kfz-Metallen einer hohen SFE /52/ (und in krz-Metallen /54/) auftretenden Cu-Typ-Scherbänder, die meist nur in einer Richtung beobachtet werden, von den Ms-Typ oder "sample scale" Bändern unterschieden werden, die in Metallen mit einer niedrigen SFE nach starker mechanischer Zwillingsbildung unter ±35° auftreten /51,55,56/ und dort ein typisches "Fischgrätenmuster" bilden.
Scherbänder sind erstmals schon 1922 von Adcock /57/ beschrieben worden, sind aber erst ab Ende der 70er Jahre detaillierter untersucht worden. Obwohl in der neueren Literatur einige kontinuumsmechanische Modelle oder Modelle, die nur auf Textur-Erweichung beruhen, zur Beschreibung der Scherbandbildung vorliegen /51,52,58,59/, sind die genauen mikrostrukturellen Vorgänge noch nicht genau bekannt. Neben der mechanischen Zwillingsbildung in Metallen niedriger SFE /55,56/ werden in Metallen höherer SFE gelöste Fremdatome /60-63/, schneidbare Teilchen /52,61,63/ oder lamellare Versetzungsanordnungen /60/ für die Scherbandbildung verantwortlich gemacht.
Scherbandbildung scheint allgemein mit der Bildung einer lamellaren Struktur im Gefüge verbunden zu sein /60,64/. In Messing wird so eine Struktur durch die feinen Zwillings/Matrix-Lamellen gebildet und führt dort zur Bildung der sample scale Scherbänder. In Materialien, die keine Zwillingsbildung und keine Ausscheidungen zeigen, wie z.B. Cu bzw. homogene Al-Legierungen, wird diese Struktur durch eine lamellare Versetzungsanordnung verwirklicht. Einkristallexperimente ergeben, daß besonders die {112}<111>-Cu-Lage anfällig für Scherbandbildung ist /60,65,66/. In einigen Untersuchungen wird dies mit dem höchsten Taylor-Faktor und der da-

mit höchsten Verfestigungsrate dieser Lage (bzw. der exakten Taylor-D-Lage) erklärt /52,67/. Andere Untersuchungen erklären diese Orientierungsabhängigkeit der Scherbandempfindlichkeit mit dem unterschiedlichen Gleitverhalten der entsprechenden Orientierungen /60,65/. Dabei wird die unsymmetrische Gleitverteilung der Cu-Lage für die Scherbandbildung verantwortlich gemacht.
Bei der exakten Cu-Lage {112}<111> muß das koplanare Gleitsystempaar die doppelte Abgleitung durchführen wie das kodirektionale (s. Teil III). Diese Unsymmetrie führt zu einer verstärkten Mikrobandbildung parallel zu dieser koplanaren Gleitebene. Bei weiterer Verformung clustern diese Mikrobänder, so daß weitere Verformung auf Gleitebenen nicht parallel zu diesen Ebenen erschwert wird. Die jetzt verstärkte Gleitung auf den koplanaren Ebenen führt zu einer Rotation der Mikrobänder in die Blechebene /64,67/, die dann fragmentiert werden. Daraus entwickeln sich dann die Scherbänder unter 35° zur Walzrichtung. Der erste Zustand eines Scherbands ist also durch Abgleitung unter einem bestimmten Winkel zur ursprünglichen Gleitebene charakterisiert. Aufgrund der sehr hohen lokalen Spannungskonzentration an der Front der Mikroband-Cluster können diese sich auch in Scherbänder umwandeln, wenn die Front eine Korngrenze erreicht, wie z.B. für polykristallines Al-Mg beschrieben wurde /61,68/.
Diese Annahme, daß die Scherbandbildung durch eine lamellare Struktur aufgrund einer unsymmetrischen Gleitverteilung hervorgerufen wird, wird durch das Verhalten eines Goss-orientierten Einkristalls desselben Materials bestätigt /60/: In der Goss-Lage ist die Gleitverteilung symmetrisch, und so bilden sich keine Scherbänder. Auch reines Al bzw. Al-Legierungen bei erhöhter Verformungstemperatur zeigen keine Scherbandbildung, da langgestreckte Mikrobänder sofort durch dynamische Erholungsvorgänge abgebaut würden. Damit bildet sich eine Struktur mit mehr oder weniger runden Subkörnern, die (ähnlich wie in dem Goss-orientierten Einkristall) keine Scherbandbildung hervorrufen. Auch Al-Legierungen mit Mn oder Fe zeigen eine ähnliche Mikrostrukturentwicklung wie Rein-Al und somit keine Scherbandbildung /69/. Wenn die dynamische Erholung jedoch entweder durch Fremdatome wie z.B. Mg oder Cu in Al oder durch eine niedrigere SFE wie z.B. in Cu wirksam behindert wird, kann so eine ausgeprägte Mikrobandbildung und daraus Scherbandbildung resultieren.
Wie die genauen mikrostrukturellen Vorgänge der Scherbandbildung

sind auch die damit verknüpften Orientierungsänderungen nicht genau bekannt. Da Scherbänder sehr dünn sind, ist eine TEM-Analyse schwierig. Dennoch konnten in Messing-Typ Scherbändern deutlich bevorzugte Belegungen der Goss-Lage gefunden werden, die eine einfache QR-Rotation der betroffenen Cu-Lage Zwillings-Matrix-Lamellen innerhalb der Scherbänder nahelegen. Bei weiterer homogener Verformung rotieren diese Bereiche dann zur exakten (metastabilen) Goss-Lage und von da zur (stabilen) Ms-Lage, womit die Texturentwicklung des Messing erklärt wird /6/.
In den noch dünneren Cu-Typ Scherbändern ist eine solche Analyse noch schwieriger, da hier auch deutlich weniger Volumen von der Scherbandbildung betroffen ist. Aber auch hier scheint eine QR-Rotation der Cu-Lage stattzufinden /53,66,67/, die bei homogener Weiterverformung zur Goss- und zur Ms-Lage führt. Einkristallexperimente an Al-1.8%Cu zeigen z.B. deutliche QR-Rotationen der Cu-Lage von über 30° (Abb.11).
Auch in den Texturen von polykristallinen Al-1.8%Cu Proben, die Scherbandbildung zeigen, wird immer eine deutlich verstärkte Goss-Lage beobachtet /20/. Diese Goss-Lagen-Bereiche führen dann bei homogener Weiterverformung zu einer verstärkten Belegung der Ms-Lage, wie sie in Abb.8a,9 für Al-1.8%Cu und in Abb.10b für Al-3%Mg zu sehen ist. Auch in einer Untersuchung an Al-5%Mg wird eine derart verstärkte Ms-Lage beobachtet, auch wenn sie dort von den Autoren nicht beschrieben wird /61/.

I.3-3 Einfluß von schneidbaren Teilchen

Auch in Legierungen, die feinverteilte schneidbare Teilchen enthalten, wird eine starke Scherbandbildung beobachtet. Beispiele sind Al-Cu, Al-Li und Al-MgSi, die bei entsprechender Glühbehandlung die schneidbaren Ausscheidungen Θ'=Al_2Cu, δ'=Al_3Li bzw. β'=Mg_2Si bilden. Mit zunehmender Anzahl dieser Teilchen nehmen Länge und Anzahl und somit die gesamte Intensität der Scherbänder verglichen mit homogenen Legierungen stark zu. Außerdem ändern die Bänder ihr Erscheinungsbild von den auf ein oder wenige Körner beschränkten "grain scale" zu den über die gesamte Probe verlaufenden "sample scale" Scherbändern, die ein deutlich größeres Volumen der Matrix betreffen.
Obwohl die Scherbänder also zumindest bei einer geringeren Anzahl schneidbarer Teilchen (Tab.1, Gruppe IIa) ein ähnliches Erschei-

nungsbild wie in homogenen Legierungen (Gruppe Ib) haben, ist ihr Bildungsmechanismus anders. Bei Legierungen mit schneidbaren Teilchen wird die lamellare Struktur, die zur Bildung von Scherbändern nötig zu sein scheint, durch stark lokalisierte Gleitprozesse verursacht. Diese sogenannte "planare" Gleitung wird durch die Schneidvorgänge der Teilchen hervorgerufen /70-72/: Wenn eine Versetzung ein Teilchen durchschneidet, wird dieses Teilchen um einen Burgersvektor abgeschert. Damit reduziert sich der effektive Querschnitt des Teilchens, und eine nachfolgende Versetzung auf demselben Gleitsystem erfährt einen geringeren Widerstand durch dieses Teilchen. Bei den allgemein recht kleinen schneidbaren Teilchen wird das Teilchen so schon nach wenigen gelaufenen Versetzungen völlig durchtrennt sein, so daß weitere Versetzungen auf diesem Gleitsystem keinerlei Hindernis gegen ihre Bewegung mehr verspüren. Durch diesen Mechanismus wird also die festigkeitssteigernde Wirkung der Teilchen auf einigen Gleitebenen schnell abgebaut, und die weitere Verformung läuft bevorzugt auf diesen Ebenen ab /71,73-75/. Das Ausmaß dieser Gleitlokalisierung hängt von den Streckgrenzenunterschieden in Matrix und Teilchen ab /72/ und nimmt daher mit zunehmender Ausscheidung schneidbarer Teilchen zu.

In Metallen, die geordnete schneidbare Teilchen enthalten, wie z.B. die γ'-Phase in Ni-Superlegierungen oder die δ'-Phase in Al-Li, wird die Tendenz zur planaren Gleitung noch verstärkt, da Versetzungen nur als Doppelversetzungen laufen können. Die führende Versetzung zerstört die geordnete Struktur im Teilchen, was zu der Bildung einer Antiphasengrenze sowie einer Erhöhung der Gesamtenergie durch die dazu aufzubringende Antiphasengrenzenergie (APB) führt. Dadurch erfährt die nachfolgende Versetzung eine anziehende Kraft, da sie die geordnete Struktur wieder herstellt /70,71/. Damit laufen Versetzungen in solchen geordneten Strukturen immer paarweise, was das Ausmaß der planaren Gleitung verstärkt /70-72,76,77/. Trotz der Gleitlokalisierung ist die Duktilität von ausgehärteten Legierungen mit ungeordneten kohärenten Teilchen noch recht hoch, da die Versetzungen in den Kohärenzspannungsfeldern vor den Teilchen quergleiten können und so die Gleitprozesse auf mehrere Gleitebenen verteilt werden. Da sich die Versetzungen in Metallen mit geordneten Strukturen aber immer paarweise bewegen, ist das Quergleiten von Einzelversetzungen erschwert. In den Al-Li-Legierungen kommt weiter erschwerend

hinzu, daß die geringen Fehlpassungen zwischen Al-Matrix und δ'-Teilchen von unter 0.1% /78/ zu sehr kleinen Kohärenzspannungen führen, die Quergleitprozesse ebenfalls nicht unterstützen.
Somit ist das Ausmaß der planaren Gleitung in Legierungen mit geordneten Phasen noch stärker ausgeprägt als in solchen mit ungeordneten Teilchen.

Obwohl noch keine grundlegenden Untersuchungen darüber vorliegen, wird diese lokalisierte Gleitung aufgrund schneidbarer Teilchen für die Bildung der Scherbänder verantwortlich gemacht /20,52, 61,63,65/. Durch die intensive planare Gleitung kommt es zu einem Aufstau der Versetzungen an den Korngrenzen, was mit einer großen Spannungskonzentration in diesen Gebieten verbunden ist /72,77/. Durch diese Spannungsüberhöhung können in den Nachbarkörnern dann Scherbänder ausgelöst werden, die, wie oben beschrieben, unter Winkeln von 35° zur WR das Gefüge durchschneiden.
Diese Ursache für Scherbänder durch Gleitlokalisierung erklärt auch, daß es in solchen Proben keine starke Orientierungsabhängigkeit der Scherbandempfindlichkeit mehr gibt. So wurden z.B. in einem Goss-orientierten Al-Cu Einkristall mit Θ'-Teilchen Scherbänder unter ~35° beobachtet /65/, im Gegensatz zu einem lösungsgeglühten, aber sonst identischen Kristall (s.o.).
Die Textureffekte, die durch solche grain scale Scherbänder hervorgerufen werden, sind ungeachtet des geänderten Bildungsmechanismus vergleichbar mit denen in homogenen Legierungen. So wird auch in Al-1.8%Cu mit Θ' (Abb.8b,9) bzw. Al-2.3%Li (Abb.12a,13a) eine Verstärkung der Goss- und vor allem der Ms-Lage gefunden (Tab.1, Gruppe IIa), die teilweise sogar deutlicher ausgeprägt ist als in Materialien der Gruppe Ib.
Sobald die Anzahl der schneidbaren Teilchen jedoch zunimmt, wie z.B. in Al-2.3%Li nach einer Alterung 2h bei 190°C, nimmt auch die Scherbandintensität stark zu. Das zeigt sich in der Anzahl der Bänder und in dem Verformungsgrad, bei dem sie erstmals beobachtet werden, vor allem aber wird ein Übergang von grain scale zu sample scale Scherbändern beobachtet (Abb.13b). Die Walztextur dieser Proben ist nur schwach ausgeprägt, ab 65% nimmt ihre Schärfe sogar wieder ab, und es tritt nur eine recht schwache Bevorzugung der Ms-Lage auf (Abb.12b, Gruppe IIb). Dieses etwas überraschende Texturergebnis wird auf das große, von Scherbandbildung betroffene Volumen zurückgeführt.

I.3-4 Einfluß von nicht schneidbaren Teilchen

I.3-4.1 Allgemeine Betrachtungen

Für den Einfluß von Teilchen auf das Verformungsverhalten und damit die Texturentwicklung ist die Behinderung der Gleitung durch diese Partikel von entscheidender Bedeutung. Diese Problematik ist schon Thema vieler Veröffentlichungen gewesen, dabei ist speziell auch der Einfluß auf das Verfestigungsverhalten mehrphasiger Legierungen untersucht worden (z.B. /11/; als zusammenfassende Veröffentlichungen siehe auch /79,80/).
Am besten kann man das Problem mit einer Kontinuums-Näherung nach Ashby /81/ beschreiben: Wenn ein Kristall, der ein Teilchen enthält (Abb.14a,15a), verformt wird, müßte das Teilchen sich mitverformen. Wenn dieses Teilchen aber unverformbar ist, treten in der Grenzfläche Matrix/Teilchen Anpassungsschwierigkeiten auf. Diese Wechselwirkung von Matrix und Teilchen kann man sich einfach so veranschaulichen, daß man sich das Teilchen aus der Matrix herausgenommen vorstellt. Wenn nun Gleitung der Matrix stattfindet, wird das Loch, in dem das Teilchen saß, abgeschert (Abb.14b,15a). Um das (unverformbare!) Teilchen wieder in die Matrix einzupassen, muß die alte Form des Lochs wiederhergestellt werden. Dazu muß allgemein Material von den Bereichen A zu den Bereichen B transportiert werden (Abb.14b), was kontinuumsmechanisch entweder einer Scherung parallel B_1A_1 (Abb.14c) oder parallel B_2A_1 (Abb.14d) entspricht.
Diese Scherungen können in Metallen durch unterschiedliche Konfigurationen von Versetzungen verwirklicht werden. In Abgrenzung zu den auch in homogenen Metallen vorhandenen 'statistischen' Versetzungen werden diese zusätzlich eingebauten Versetzungen 'geometrisch notwendige' Versetzungen genannt. Die geometrisch notwendigen Versetzungen bestimmen auch das Verfestigungsverhalten eines Materials, wenn ihre Dichte die der statistischen Versetzungen übertrifft.
Der wohl bekannteste Mechanismus dazu ist die Erzeugung von Versetzungsringen um das Teilchen in der Gleitebene (Abb.15b). Dieser Vorgang wurde von Fisher et al. /82/ in ihrem Verfestigungsmodell vorgeschlagen. Er entspricht dem bekannten Orowan-Mechanismus /83/, bei dem eine Versetzung, die an einem Partikel vorbeigleiten muß, einen Versetzungsring in der Gleitebene zurück-

läßt. Solche Orowan-Ringe wurden z.B. von Hirsch und Humphreys in 1% verformten α-Ms mit Al_2O_3-Teilchen beobachtet /84/. Unter Vernachläßigung der elastischen Verspannung benötigt man für eine Scherung γ $n=\gamma d/b$ Versetzungsringe (d: Durchmesser des Teilchens, b: Burgersvektor). Die durch diese Versetzungsringe auf Teilchen und umgebende Matrix wirkende Spannung beträgt dann ungefähr $n(Gb/d) \approx G\gamma$ (G: Schubmodul) /81/. Fisher et al. /82/ nahmen in ihrem Modell an, daß bei Erreichen dieser Spannung das Teilchen ebenfalls verformt wird, die Versetzungsanordnung bliebe dann stabil. Ein Beispiel dafür liefern Untersuchungen von Price und Kelly an Cu-Be-Proben /85/.
Bleiben die Teilchen jedoch unverformt, wird zuerst die lokale Streckgrenze der Matrix um die Teilchen erreicht. Die obere Grenze für die in der Matrix ertragbare Spannung ist die theoretische Schubspannung von Metallen, die mit $G/2\pi$ abgeschätzt werden kann. Im allgemeinen wird die Matrix jedoch schon bei niedrigeren Spannungen zu fließen beginnen, entweder wenn die Spannung zur Bildung neuer Versetzungen an der Matrix/Partikel-Grenzfläche erreicht wird /86-89/, oder wenn die Spannung hoch genug wird, daß Versetzungen aus den oben erwähnten Anordnungen in Konfigurationen mit einer niedrigeren Energie quergleiten können /90-93/. Für beide Mechanismen wurden Einsatzspannungen der Größenordnung G/100 ermittelt, so daß die lokale Spannung $G\gamma$ schon bei Dehnungen γ der Größenordnung 1% diese lokale Streckgrenze erreicht, was manchmal schon bei einem einzigen Orowan-Ring der Fall ist. Solche Orowan-Ringe sind also nur bei extrem kleinen Verformungen stabil.
Wenn in der Matrix zuerst die Einsatzspannung für Quergleitprozesse erreicht wird, bilden sich nach Hirsch /90/ durch Quergleiten der Schraubenanteile der Orowan-Ringe prismatische Ringe auf primären Gleitebenen (Abb.15c). Geringfügig modifizierte Mechanismen zur Bildung dieser prismatische Ringe wurden auch von anderen Autoren angegeben /91-93/. Solche Ringe konnten in verschiedenen Cu-Legierungen mit kleinen Teilchen ($<0.1\mu m$) bei niedrigen Verformungsgraden mittels Transmissions-Elektronen-Mikroskopie auch beobachtet werden /84,93/, wenn prismatisches Quergleiten eher einsetzt als die Erzeugung neuer Versetzungen. In Materialien mit kohärenten Ausscheidungen ist die Bildung neuer Versetzungen besonders schwer, so daß hier dieser Mechanismus auch bei größeren Teilchen gültig ist /81,94/, was von Gleiter in

Cu-Co-Legierungen auch experimentell bestätigt wurde /91,92/.
Wenn die innere Spannung jedoch die Werte zur Bildung neuer Versetzungen erreicht, bilden sich komplexere Versetzungsstrukturen, die auch Versetzungen mit nicht-primären Burgersvektoren enthalten /88,81/. Solche sekundäre prismatische Ringe wurden z.B. von Brown, Stobbs /95/ und Chapman, Stobbs /96/ in Cu mit größeren Teilchen (>0.3μm) beobachtet.
Mit noch weiter zunehmender Spannung, also zunehmender Teilchengröße bzw. Verformung, werden solche Mechanismen zur Spannungsrelaxation immer schwieriger, da die Ringe sich nicht mehr gegen die wirkende Spannung von der Matrix/Teilchen-Grenzfläche wegbewegen können /88/. Eine alternative Möglichkeit, das Loch auch bei größeren Spannungen wieder in die ursprüngliche Form zu bringen und so die Kompatibilität zwischen verformter Matrix und unverformbaren Teilchen zu erhalten, sind lokale Rotationen des Teilchens und eines entsprechenden Gebietes der Matrix (Abb.14d) /88/. Die Drehachse sollte dabei eine Achse sein, die senkrecht zur Gleitrichtung und zur Gleitebenennormale der primären Versetzungen steht, also eine <112>-Achse /95/ (<112>={111}×<110>, Abb.16). Bei plattenförmigen Teilchen kann man sich diese Rotationen leicht vorstellen, wie in Abb.16 gezeigt ist. Eine schematische Anordnung von Matrix und unverformbaren plattenförmigen Teilchen wie in Abb.16a wird sich bei eine Scherung γ wie in Abb.16b gezeigt verhalten: Die an den Teilchen aufgestauten Versetzungen führen zu einer Rotation der Größenordnung $\tan^{-1}\gamma$ von Teilchen und umgebender Matrix um eine <112>-Achse /81,88/. Aber auch die oben eingeführte Betrachtungsweise, die Matrix ohne Teilchen verformen zu lassen und anschließend das Loch wieder in die ursprüngliche Form zu überführen, läßt sich leicht durch den Einbau von Versetzungen sowie eine resultierende Rotation auch von runden Partikeln erklären (Abb.14d). Mit diesen Überlegungen erklärte Ashby /81,88/ den in mehrphasigen Legierungen mehrfach beobachteten Laue-Asterismus /81,85,88,97/.
Schon bei den oben erwähnten prismatischen Ringen mit sekundären Versetzungen wurden Gitterrotationen beobachtet /89,95,96,98/, allerdings nur weniger als 1° um verschiedene Drehachsen.
Bei höheren Verformungen wurden auch stärkere Rotationen gefunden. So fanden Russell und Ashby /97/ bei den auch in dieser Arbeit untersuchten Θ'-Ausscheidungen in Al-Cu (s. Teil II und III) bei Zugverformungen von 20% Gitterrotationen von 9° um eine

<112>-Achse. Humphreys /99/ fand in 60% gewalzten Al-SiO_2-Proben Rotationen bis 30°, und Grewen, Huber /100/ und Herbst, Huber /101/ fanden in stranggepreßten bzw. gewalzten AlMgSi-Proben Rotationen sogar bis 38°.
Humphreys /102/ endlich hat systematisch die Wechselwirkung zwischen Versetzungen und Teilchen an Al- und Cu-Einkristallen bei verschiedenen Teilchentypen bis zu hohen Verformungsgraden untersucht. Auch er beschreibt bei extrem niedrigen Verformungen Orowan-Ringe sowie bei etwas höheren Verformungen prismatische Versetzungsringe mit primären bzw. sekundären Versetzungen. Bei weiter erhöhten Dehnungen bzw. vor allem bei größeren Teilchen fand er jedoch starke Gitterdrehungen bis fast 50° um <112>-Achsen, die die Inkompabilitäten zwischen verformter Matrix und unverformbaren Teilchen ausglichen und die in gleicher Weise auch bei runden Teilchen auftraten.
Als Ergebnis wird der Einfluß von Teilchengröße und Verformungsgrad auf das Verformungsverhalten schematisch in Abb.17 gezeigt /102/. Die exakten quantitativen Angaben dieser Abbildung sind allerdings stark von den Verhältnissen in den jeweiligen Materialien abhängig und dienen daher nur als Anhaltswerte. Als maximale Gitterdrehungen wurden Winkel bis fast 50° unmittelbar an der Teilchen/Matrix-Grenzfläche ermittelt, die Gitterdrehung nahm mit zunehmender Entfernung vom Teilchen schnell ab. Humphreys /102/ gibt folgende empirische Gleichung für die Abhängigkeit des Winkels α von der Entferung x vom Teilchen an:

$$\tan \alpha = \tan \alpha_{max} \cdot \exp (-1.8x/d). \qquad (6)$$

Mit $\alpha_{max} = \tan^{-1}\gamma$ folgt daraus, daß die Größe des Bereichs der Matrix mit Gitterrotationen, der sogenannten "Verformungszone", ungefähr doppelt so groß ist wie das Teilchen selbst, was auch elektronenmikroskopisch beobachtet wurde /99-104/.
Es wurden keine wesentlichen Unterschiede bei den Rotationen zwischen runden und langgestreckten Teilchen beobachtet. Drehachse und -richtung waren gleich, der Betrag der maximalen Rotation (α_{max}) war bei langgestreckten Teilchen speziell an den Spitzen der Teilchen geringfügig höher /101,102/.

Wegen der hohen Versetzungsdichte nach der Kaltverformung werden schon während oder unmittelbar nach dem Kaltwalzen Erholungsprozesse ablaufen, besonders Al-Legierungen neigen aufgrund ihrer

hohen SFE bevorzugt zu Erholungsvorgängen. Dabei bilden die statistischen Versetzungen in der Matrix aus einer für Al typischen diffusen Zellstruktur etwas langgestreckte Subkörner der Größe 0.5μm×1.5μm /99,101-103/. Auch die Substruktur der Verformungszonen ändert sich: Durch die wesentlich höhere Dichte der geometrisch notwendigen Versetzungen sind hier die Voraussetzungen für Erholungsvorgänge besonders günstig /81/. Hier bildet sich eine Struktur mit runden Subkörnern mit wesentlich kleineren Zelldurchmessern als in der restlichen Matrix, die Zellen haben ungefähr 0.1μm Durchmesser /99-101,103/.
In Cu-Legierungen ist die Erholung der verformten Matrix etwas schwerer, hier bildet sich eine etwas diffusere Zellstruktur mit langgestreckten Zellen /104/. Erst bei recht hohen Verformungsgraden oder sonst beim Beginn einer Glühbehandlung bilden sich stark ausgeprägte Subkörner mit einem Längen/Dicken-Verhältnis >10 /104/. Die Struktur der Verformungszone ist aufgrund ihrer sehr hohen Versetzungsdichte sehr ähnlich der in Al-Legierungen. Das schematische Aussehen einer solchen Verformungszone um SiO_2-Teilchen in 90% gewalztem Cu ist in Abb.18 gezeigt /104/.
Beide Zellgrößen, sowohl die in der Matrix als auch die in der Verformungszone, hängen dabei nicht stark von dem Grad der Walzverformung (zumindest bei hohen Walzgraden) ab /90/.

Nach Humphreys /102/ sind die Orientierungen dieser Subkörner in Einkristallen durch <112>-Rotationen eng mit der der Matrix verknüpft, was in eigenen Experimenten (/103,105/, s. Teil III) auch beobachtet wurde. Demgegenüber fanden andere Autoren /100,101, 106/ in Polykristallen eine fast völlig regellose Verteilung der Subkornorientierungen. Dies wird darauf zurückgeführt, daß die Verformungsstruktur in Polykristallen wegen der höheren Anzahl aktiver Gleitsysteme deutlich komplizierter ist als in Einkristallen, da sich die Verformungszonen der einzelnen Gleitsysteme überlagern. Außerdem ist der genaue Spannungszustand in Polykristallen nicht genau bekannt, da der durch die Walzen vorgegebene äußere Spannungszustand lokal durch Überlagerung mit Rückspannungen von anderen Körnern verdreht werden kann. Untersuchungen der Keimbildung der Rekristallisation in Al-Cu (/98/, s. Teil II) weisen jedoch auf eine Bevorzugung gewisser Rotationen bei der Verformung auch in polykristallinem Material hin. Neuere Untersuchungen von Kalu und Humphreys /108/ zeigen auch elektronenmikro-

skopisch klare Korrelationen zwischen den Orientierungen der Subkörner in der Deformationszone und den betätigten Gleitsystemen.

I.3-4.2 Einfluß auf die Walztexturentwicklung

In Einkristallen mit stabilen Ausgangsorientierungen konnten die oben beschrieben <112>-Gitterdrehungen klar als Streuungen der Ausgangslage identifiziert werden (Teil III). Bei einem Ms-orientierten Al-1.8%Cu Einkristall konnten bei niedrigen Verformungsgraden Rotationen in negative Richtung um die zu den beiden Hauptgleitsystemen gehörenden <112>-Achsen beobachtet werden (Abb.19a) /105/. Bei zunehmender Verformung sowie in anders orientierten Kristallen (C,G,Y, z.B. Abb.19b) wurden dagegen reine QR-Streuungen gefunden, die den resultierenden Rotationen durch die jeweils aktivierten beiden Hauptgleitsystem-Paaren entsprechen /103/.
Unter der Annahme einer mehr oder weniger regellos orientierten Verformungszone in Polykristallen ergibt sich, daß die Walztextur einen erhöhten Anteil an regellos orientierten Bestandteilen aufweisen müßte, was in Legierungen mit einer großen Anzahl gröberer Teilchen auch beobachtet wird (s.u.). Wie für Al-Cu gezeigt wurde /20/, kann man anhand dieses regellosen Anteils und der Partikelverteilung sogar die Größe der einzelnen Verformungszonen recht genau abschätzen.
Bei einem bestimmten Partikelzustand mit vielen nicht schneidbaren Teilchen einer Größe von ungefähr 0.1-5μm findet man jedoch eine verglichen mit ausscheidungsfreien Proben beschleunigte und schärfere Walztexturentwicklung. Dennoch beobachtet man zumindest bei mittleren Walzgraden einen geringfügig erhöhten Untergrundanteil, was ja eigentlich im Widerspruch dazu steht. Wie schon mehrfach beschrieben /16-20/, zeigen diese Texturen eine besonders ausgeprägte Cu-Lagen-Belegung (Abb.8c,9,20). Außerdem findet man bei der genauen Analyse der Position der β-Phase eine deutliche Verschiebung in Richtung FC-Modell, also Richtung homogenere Verformung (Abb.21). Als Begründung für diese Cu-Lagen-Bevorzugung wurde von Musick /19/ eine Würfelflächengleitung angeführt, was jedoch elektronenmikroskopisch niemals beobachtet werden konnte. Erbslöh /17/ nahm an, daß die Verstärkung der Cu-Lage durch eine <112>-Rotation der Hauptwalzlage, der S-Lage nach der

oben beschriebenen Theorie /102/ zu erklären ist. Allerdings überführt nur eine der zwölf möglichen Rotationen die S-Lage in die Cu-Lage, so daß auch diese Theorie für Polykristalle nicht hinreichend ist.
Die Verstärkung der Cu-Lage ist wohl auf die Reduzierung der freien Weglänge der Versetzungsbewegung zurückzuführen. In ausscheidungsfreien Proben wird die Versetzungsbewegung außer durch andere Versetzungen nur durch die Wechselwirkung mit den Korngrenzen beeinflußt. Sind in der Matrix jedoch viele Teilchen vorhanden, so treten zusätzliche Wechselwirkungen der Versetzungen mit diesen Partikeln auf, wie oben ausführlich beschrieben wurde. Das bedeutet, daß die Gebiete, in denen freie Versetzungsbewegung stattfinden kann, nicht mehr durch die Korngröße, sondern durch die viel kleineren Teilchenabstände gegeben sind (Abb.22). Daher muß in solchen teilchenbehafteten Proben vom Anfang der Verformung an auch im Korninneren Vielfachgleitung unter FC-Bedingungen einsetzen, wo normalerweise nur wenige Gleitsysteme aktiviert werden. Dies führt zu einer homogeneren Verformung mehr nach dem Taylor FC-Modell. Außerdem wird sich daher auch im Korninneren sehr viel schneller eine der stabilen Endlagen einstellen, was die beschleunigte Texturentwicklung erklärt. Ein ähnlicher Effekt der schnelleren Texturentwicklung wurde auch in Abhängigkeit der Korngröße beschrieben /109/. Die bevorzugte Vielfachgleitung in Gegenwart von Teilchen wurde auch elektronenmikroskopisch beobachtet /11,110,111/.
Beide Effekte, beschleunigte und homogenere Texturentwicklung führen zu einer Bevorzugung der Cu-Lage, die die stabile Endlage in kfz-Polykristallen darstellt.

In Materialien mit einer sehr großen Anzahl größerer Teilchen (>5μm) ist offensichtlich auch das Volumen der Verformungszonen sehr groß. Daher beobachtet man hier eine generelle Abnahme der Schärfe der Walztexturen /13,15,16,17/ und einen Anstieg des regellosen Anteils bis 40% bei 95% Verformung.
Dies wird beispielhaft in Abb.23 anhand der Skelettlinien zweier Legierungen mit einer jeweils deutlich erhöhten Teilchenzahl gezeigt. Verglichen mit Al-0.35%Fe-0.7%Si (Abb.20) ist die Schärfe der Textur bei einer Al-Legierung mit 1.8%Fe und 1.1%Si (Abb. 23a) von f(g)=40 um mehr als die Hälfte auf f(g)$\approx$14 reduziert. Auch die Texturschärfe einer Legierung mit 6%Cu (und 0.4%Zr)

(Abb.23b) ist verglichen mit Al-1.8%Cu (Abb.8c) deutlich schwächer ausgeprägt.
Man beobachtet jedoch auch hier eine gewisse Bevorzugung der Cu-Lage, was dafür spricht, daß die oben beschriebenen Mechanismen der verstärkten Vielfachgleitung auch hier noch gültig sind.

I.4 Rekristallisationstextur-Entwicklung

I.4-1 Allgemeine Gesichtspunkte der Rekristallisation

Unter Rekristallisation versteht man die Gefügeneubildung bei einer Glühbehandlung verformter Metalle. Gegen Ende des letzten Jahrhunderts nahm man an, daß ein Metall bei einer Verformung seine kristalline Struktur verliert /160/, was die beobachtete Ausschmierung der Röntgen-Reflexe bei Laue-Aufnahmen erklären sollte (Abb.24 links). Das Wiederauftreten scharfer Röntgen-Peaks bei einer anschließenden Glühbehandlung (Abb.24 rechts) wurde als Gefügeneubildung bzw. Rekristallisation gedeutet. Heute weiß man, daß auch nach plastischer Verformung noch eine kristallographische Struktur vorliegt, der Begriff der Rekristallisation hat sich jedoch erhalten.
Mit der Gefügeumbildung geht eine Erholung mechanischer und anderer Kenngrößen (z.B. Härte) einher /112,113/, so daß die Rekristallisation gut anhand der Änderung solcher Meßwerte mit der Glühzeit oder -temperatur (bei isochronen Experimenten) verfolgt werden kann. Die phänomenologische Untersuchung der Rekristallisation mittels Härtekurven (Abb.25) ergibt nach Cahn /112/ eine Unterteilung in die Bereiche Erholung, primäre Rekristallisation und die sich daran anschließenden Kornvergrößerungsvorgänge.
Dabei entspricht eigentlich nur die primäre Rekristallisation der ursprünglichen Definition der Gefügeneubildung. Heute wird Rekristallisation besser als Wanderung von Großwinkelkorngrenzen definiert /112/, was auch die Kornvergrößerungseffekte mit einschließt. Im Rahmen dieser Arbeit soll jedoch nicht weiter auf die Kornvergrößerung eingegangen werden.

Die treibende Kraft der primären Rekristallisation ist die nach der Verformung gespeicherte Versetzungsdichte. Eine grobe Abschätzung der treibenden Kraft p_V liefert:

$$p_V = E_V \cdot \Delta\rho = Gb^2/2 \cdot (\rho_{walz} - \rho_{rekr.}) \approx Gb^2/2 \cdot \rho_{walz} \quad (7)$$

Metallkundlich kann man die primäre Rekristallisation in zwei Phasen unterteilen, nämlich 1. Keimbildung und 2. Keimwachstum. Ein potentieller Rekristallisationskeim muß drei Voraussetzungen erfüllen: 1. er muß ein versetzungsärmeres Gebiet innerhalb eines versetzungsreicheren Gebiets darstellen, um eine ausreichende treibende Kraft zu verspüren; 2. er muß eine bestimmte kritische Mindestgröße aufweisen; und 3. er muß eine Großwinkelkorngrenze mit einem bestimmten Orientierungsunterschied zur umgebenden Matrix besitzen, damit die Korngrenze später überhaupt wandern kann. Nach der klassischen Keimbildungstheorie wird von der Annahme ausgegangen, daß sich im Gefüge infolge von thermischen Schwankungen Atome zu wachstumsfähigen Keimen zusammenlagern. Dabei steht der Erniedrigung der freien Enthalpie $\Delta g_V dV$ durch die Bildung eines versetzungsarmen Gebietes des Volumens V die Erhöhung der freien Enthalpie γdA (γ: Grenzflächenspannung) durch die Schaffung einer neuen Grenzfläche A gegenüber:

$$\Delta G = -4/3 \cdot \pi R^3 \Delta g_V + 4\pi R^2 \gamma \quad (8)$$

Das Maximum dieser ΔG-Kurve zeigt an, daß eine Keimbildung bis zum Erreichen eines kritischen Keimradius' R_c mit

$$R_c = 2\gamma / \Delta g_V \quad (9)$$

eine Keimbildungsarbeit ΔG_c mit

$$\Delta G_c = \frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta g_V)^2} \quad (10)$$

erfordert. Weiteres Wachstum dieses Keims kann erst danach unter Energiegewinn ablaufen.
Setzt man für γ=1 J/m^2 und für Δg_V = 10 MPa, was nach Gl. (7) der Versetzungsdichte stark verformter Metallen entspricht, erhält man r_c = 0.2μm und $\Delta G_c = 10^6$eV. Damit ergibt sich eine Keimbildungswahrscheinlichkeit $N/N_0 = \exp(-\Delta G_c/kT)$, die so klein ist, daß homogene Keimbildung völlig ausgeschlossen ist.
Diese Herleitung zeigt also, daß Keime mit einem Radius von 0.2μm oder mehr durch andere Vorgänge, ähnlich einer "heterogenen Keimbildung" geliefert werden müssen. Dabei spielen vor allem Gefügeinhomogenitäten wie Korngrenzen, Verformungsinhomogenitäten oder Ausscheidungen eine wesentliche Rolle (s.u.).

Eine weitere Schwierigkeit bei der Bildung wachstumsfähiger Keime im verformten Gefüge ist die Erzeugung von Großwinkelkorngrenzen. Um die großen benötigten Orientierungsunterschiede zu erklären, werden oft Mechanismen der Gittertransformation diskutiert.
Ein Mechanismus, der vor allem in Metallen mit niedriger SFE die Keimbildung der Rekristallisation weitgehend erklären kann, ist die Bildung von Rekristallisationszwillingen. Nach Haasen /114/ werden auch in Al-Einkristallen mit einer hohen SFE Rekristallisationskeime durch Zwillingseffekte gebildet, allerdings findet man in den Texturen von durchrekristallisiertem Al keine Hinweise auf Zwillinge der Hauptlagen.
Eine weitere Methode zur Entstehung großer Orientierungsdifferenzen ist die von Burgers und Verbraak /115/ vorgeschlagene "inverse Rowland Transformation". Dabei entsteht durch diffusionslose martensitische Umklappvorgänge von zwei Orientierungen, die miteinander in Zwillingsbeziehung stehen, eine neue Orientierung. Dieser Vorgang gibt die Texturumschlag in kfz-Metallen vom Cu-Walztexturtyp zur Würfellagen-Textur gut wieder /116/. Es gibt allerdings einige schwerwiegende Gründe, die gegen diesen Vorgang sprechen, die hier jedoch nicht diskutiert werden sollen (vergl. z.B. /7/).
Rekristallisationskeime können sich auch ohne eine solche Gittertransformationen während der Erholungsphase der Rekristallisationsglühung bilden /112,113/. Speziell in Metallen mit einer hohen SFE wie Al ordnen sich die bei der Verformung entstandenen Versetzungen in energetisch günstigere Positionen um (Polygonisation). Spätestens zu Beginn der Rekristallisationsglühung bilden sich auch in anderen Metallen aus den Versetzungen durch Versetzungsannihilation sowie Kletter- und Quergleitprozesse Subkorngrenzen, die Gebiete relativ niedriger Versetzungsdichte umschließen /112,113,117/. Während dieser Vorgänge und evtl. durch anschließende Vergrößerung einiger Subkörner, die z.B. zufällig einen geringen Größenvorsprung hatten /117/, können so schon Gebiete mit der nötigen Mindestgröße für Keime entstehen. Bei diesem Prozeß vergrößert sich zwar der Orientierungsunterschied zur umgebenden Matrix um einige Grad, es kommt aber in einer einheitlich orientierten Matrix nicht zur Bildung von Großwinkelkorngrenzen. Solche Erholungsvorgänge haben eine Verringerung der Streuungen der Textur und damit eine deutliche Texturverschärfung zur Folge /16/, die bei kurz geglühten Proben oft beobachtet

wird.
Der von Li /118/ und Hu /119/ alternativ vorgeschlagene Prozeß der "Subkornkoaleszens" beruht auf der Auflösung von Kleinwinkelkorngrenzen durch Klettern der Versetzungen in den Subkorngrenzen. Durch diesen Vorgang sind auch größere Orientierungsunterschiede zu erklären, die evtl. bis zur Bildung von wanderungsfähigen Großwinkelkorngrenzen führen können.
Erleichtert ist die Bildung von großen Orientierungsunterschieden zwischen späteren Keimen und Matrix in der Nähe von Gefügeinhomogenitäten wie Korngrenzen, Teilchen oder Scherbändern. Hier bestehen oft lokale Orientierungsgradienten, die schneller zur Bildung von Großwinkelkorngrenzen führen /120/. Zum anderen liegt hier durch inhomogene Verformung meistens eine höhere Versetzungsdichte vor, die die Vorgänge der Subkornvergrößerung bzw. -koaleszens beschleunigt. Dies erklärt den auf den ersten Blick widersprüchlich erscheinenden Effekt, daß besonders im Bereich der höchsten Versetzungsdichte Keime, also Gebiete mit einer niedrigeren Versetzungsdichte, gebildet werden.

I.4-2 Grundlagen der Rekristallisationstexturentwicklung

Zur Deutung der bei der Rekristallisation entstehenden Texturen gibt es, basierend auf den beiden oben diskutierten metallkundlichen Mechanismen der Keimbildung und des Keimwachstums, zwei grundlegende Theorien (z.B. /9/). Beide Theorien können als Grenz- oder Idealfall der tatsächlichen Rekristallisationstexturentwicklung angesehen werden:

1. Orientierte Keimbildung: Die bevorzugte Keimbildung spezieller Orientierungen bestimmt die Textur. Es wird vermutet, daß sich diese Keime in der Walzstruktur und den darin vorliegenden Orientierungskomponenten bilden. Dabei können sich wie oben beschrieben durch bestimmte Mechanismen (inverse Rowland-Transformation, Rekristallisationszwillinge) aber auch neue, nicht in der Walztextur vorhandene Orientierungen bilden. Die Würfeltextur in kfz-Metallen, bei der nach der Rekristallisation nur eine einzige hochsymmetrische Komponente dominiert, wird häufig als Beispiel für eine orientierte Keimbildung herangezogen /121,122/. Dabei kann der Ursprung der Würfelkeime in dem nach dem Taylor-Modell vorhergesagten Verformungsverhalten von kfz-Metallen erklärt wer-

den. Dillamore und Katoh /123/ zeigten, daß ausgehend von BN-orientierten Würfelorientierungen die Würfellage gebildet werden kann. Von dort entstehen dann durch WR-Rotation unter möglicher Aufspaltung in äquivalente Orientierungen sogenannte Übergangsbänder mit divergenten Orientierungen, die besonders günstig für eine Keimbildung der Würfellage sind /7/. Solche Würfel-orientierte Bereiche zwischen symmetrisch äquivalenten Walzlagen konnten in der verformten Struktur von Al mit Hilfe des TEMs auch gefunden werden /124-126/. Charakteristisch für eine derart keimgebildete Würfellage sind weite WR-Streuungen der Würfellage.

2. Orientiertes Wachstums: Aus einer Vielzahl von beliebig orientierten Keimen können nur diejenigen ausreichend gut wachsen und damit zu einer ausgeprägten Textur führen, die eine günstige Orientierungsbeziehung zu der verformten Matrix haben. In Wachstumsausleseexperimenten an kfz-Einkristallen wurde dabei gefunden, daß Körner mit einer 40°<111>-Orientierungsdifferenz das verformte Gefüge am schnellsten aufzehren können /127/.

Als Erweiterung dieser Theorie wird angenommen, daß in polykristallinem Material auch solche Keime bevorzugt wachsen, die zwar keine ideale 40°<111>-Rotationsbeziehung zu einem, dafür aber ausreichend gute Orientierungsbeziehungen zu mehreren benachbarten Körnern haben, so daß ein Wachstum in größere Bereiche erfolgen kann (sog. Kompromißtextur /128/). Diese Erweiterung der Theorie des orientierten Wachstums wurde auch zur Deutung der Dominanz der Würfeltextur angeführt, die wegen ihrer hohen Symmetrie zu allen symmetrisch äquivalenten Varianten der S-Lage eine ideale 40°<111>-Beziehung besitzt und auch in allen anderen Komponenten der kfz-Walztextur ausreichend gut wachsen kann /7/.

Zur Überprüfung, ob eine Rekristallisationstextur tatsächlich vollkommen durch Wachstumsauslesevorgänge bestimmt wird, kann man die entsprechende Walz-OVF komplett tranformieren, d.h. alle Orientierungen werden 40° um die 4 möglichen <111>-Achsen in beide Richtungen (+ und -) gedreht /129,18/. (Ein Beispiel dieser "Transformations-OVF" wird in Abb.32b gezeigt.) Es ergibt sich trotz der Aufspaltung einer Walzorientierung in acht verschiedene Lagen eine Textur mit ausgeprägten Maxima. Es ist allerdings nicht möglich, aus diesen transformierten OVFs festzustellen,

welche Komponente in welche hineindreht, da sich jede Rekristallisationskomponente aus einigen Drehungen verschiedener Walztexturkomponenten zusammensetzen kann (Summentextur).
Es gibt jedoch zwei Gegenargumente, die gegen diese sehr einfache Interpretation von Rekristallisationstexturen sprechen, die allein auf Wachstumsauslese aus einem regellosen Keimspektrum beruht. Damit wirklich statistische Wachstumsauslese erfolgen kann, muß erstens das gesamte (regellose) Keimspektrum in jedem verformten Korn vorliegen. Gerade bei den sehr dünnen Walzkörnern ist dies sehr fraglich. Wenn Wachstumsprozesse derart bestimmend werden, sollten zweitens Kompromiß-Effekte eine entscheidende Rolle spielen. Das bedeutet, daß eine weitere Auswahl der wachsenden Keime dadurch erfolgt, daß einige von ihnen in mehrere angrenzende Walzkörner hineinwachsen können. Außer der Walztextur spielen also lokale Nachbarschaftsverhältnisse der Keime sowie der Walzkörner eine entscheidende Rolle, die durch eine einfache Textur-Transformation nicht erfaßt werden können.
Dennoch erhält man im Falle einer Keimbildung an Teilchen eine recht gute Übereinstimmung der experimentellen Rekristallisationstextur mit der entsprechenden Transformationstextur (s.u.).

I.4-3 Rekristallisation in homogenen Al-Legierungen

In Al höchster Reinheit besteht die Rekristallisationstextur nur aus einer sehr scharfen Würfellage mit WR-Streuungen /7,16/, die für Keimbildung nach dem Dillamore/Katoh-Mechanismus typisch sind. Diese Würfellage findet gute Wachstumsbedingungen in der S-Lage, also der typischen Al-Walzorientierung, vor, zu der sie eine 40°<111> Orientierungsbeziehung hat. Zusätzlich ist die Würfellage noch aufgrund ihres ausgeprägten Kompromiß-Charakters durch ihre hohe Symmetrie bevorzugt. Andere Keime können entweder gar nicht gebildet werden, oder sie werden von der schnell wachsenden dominanten Würfellage wieder aufgezehrt.
In Al einer nicht ganz so hohen Reinheit wird zusätzlich noch eine starke R-Lage gefunden, wenn durch die Verunreinigungen (z.B. 0.007%Fe /24,25/) Keimbildung und Wachstum der Würfellage behindert sind /7,16,130/. Diese R-Lage, die in ihrer Position der S-Lage sehr ähnelt, hat ebenfalls eine 40°<111>-Orientierungsbeziehung zu einer der äquivalenten S-Lagen-Komponenten. Als Keimbildungsorte werden die Korngrenzen mit Orientierungen in den

Randbereichen der Walztextur vermutet /7,131/.
In homogenen Al-Legierungen werden ähnliche Effekte angenommen (Tab.2, Gruppe 0), solange das Verformungsverhalten dieser Proben dem von Rein-Al ähnelt (I.3-2). Auch hier wird die Würfellage mit weitreichenden WR-Streuungen gefunden. Die Intensitäten der Würfellage sind jedoch in Al-Zn /19/, Al-Si /19/, Al-Mg (Abb.26a) und besonders in Al-Cu (Abb.27a) wesentlich niedriger ($f(g)<10$) verglichen mit Rein-Al ($f(g)>100$ /7,130/). Dies ist wohl auf die gelösten Fremdatome zurückzuführen, von denen bekannt ist, daß sie eine stark hemmende Wirkung auf die Korngrenzenwanderung ausüben (impurity drag /132/). Nack Lücke und Stüwe /132/ ist die rücktreibende Kraft p_{FA} gegeben durch

$$p_{FA} = N_A \cdot u_0 \cdot c_{eff}(v) \qquad (11)$$

(mit N_A: Anzahl der Atome pro Einheitszelle, u_0: Bindungsenergie zwischen Korngrenze und Fremdatom, $c_{eff}(v)$ effektive Konzentration in einer Korngrenze der Geschwindigkeit v).
Andere homogene Legierungen, wie Al-Mn /133/ und Al-Fe /24,25/ zeigen dagegen im Vergleich zu Rein-Al nur geringfügig schwächere Würfellagenbelegungen und erhöhte Untergrundanteile. Diese Metalle können in Al so schlecht diffundieren, daß eine Behinderung der Korngrenzen durch das Mitziehen der Fremdatome, was ja für den impurity drag verantwortlich gemacht wird /132/, unmöglich wird. Damit liegt keine Behinderung der Korngrenzen mehr vor, und die Würfellagen-Keime können ähnlich wie in Rein-Al sehr schnell wachsen.
Für Al-Mg /153/ und Cu-P /154/ konnte klar gezeigt werden, daß mit zunehmender Konzentration der Legierungselemente vor allem die Kornwachstumsgeschwindigkeit und weniger die Keimbildungsgeschwindigkeit gehemmt wird. Dies führt neben der schwächer ausgeprägten Rekristallisationstextur auch zu einem deutlich feinkörnigerem Gefüge. Allgemein wird die Korngröße nach abgeschlossener Primärrekristallisation durch das Zusammenspiel der beiden Prozesse Keimbildung und -wachstum bestimmt. Eine beschleunigte Keimbildungsgeschwindigkeit führt dabei zu einer kleineren Korngröße, ein beschleunigtes Keimwachstum zu einer erhöhten Korngröße /149/. Wenn nun die Keimwachstumsgeschwindigkeit in homogenen Legierungen durch die gelösten oder ausgeschiedenen Fremdatome behindert wird, werden Keimbildungsvorgänge an Bedeutung gewinnen, und damit wird die Endkorngröße abnehmen.

Neben der Behinderung durch gelöste Fremdatome kommt bei stark übersättigten Legierungen vor allem hinzu, daß sich die gelösten Fremdatome bei der Rekristallisationsglühung ausscheiden und so evtl. ebenfalls die Korngrenzenwanderung behindern können /12/. Dies kann schon vor der eigentlichen Rekristallisation stattfinden, wobei die bei der Verformung eingebrachten Gitterfehlstellen gut als Keimbildungsorte fungieren können /141/. Solche fein verteilt ausgeschiedene Teilchen können eine stark rücktreibende Kraft p_T sowohl auf die Keimbildung als auch auf das Wachstum der Keime ausüben (Zener-drag /150/). Dabei ist

$$p_T = 3 \cdot f \cdot \sigma_{Ob} / 2 \cdot r \qquad (12)$$

(mit f: Volumenbruchteil, r: Radius und σ_{Ob}: Grenzflächenenergie der Teilchen).

Eine Ausscheidung nach der Rekristallisation führt naturgemäß zu keiner zusätzlichen Beeinflussung außer dem oben diskutierten Einfluß der gelösten Fremdatome.

Besonders interessant ist die gleichzeitige Ausscheidung und Rekristallisation. Dabei kann es zur Bildung von Ausscheidungen durch wandernde Korngrenzen kommen, da in Korngrenzen sowohl die Keimbildung, als auch durch Korngrenzendiffusion das Wachstum der Teilchen erleichtert ist. Eine solche sogenannte "diskontinuierliche Ausscheidung" führt zu einer Erhöhung der treibenden Kraft der Rekristallisation um p_C, die dem Abbau der Energie des übersättigten Mischkristalls entspricht /12/. Dabei ist

$$p_C = R \cdot (T_1 - T_0) \cdot c_0 \cdot \ln c_0 \qquad (13)$$

(mit R: Boltzmann-Konstante, c_0: Konzentration, T_0: Gleichgewichtstemperatur für c_0, T_1: Glühtemperatur). Auch bei der Umwandlung einer metastabilen in eine stabile Phase wird ein ähnlicher diskontinuierlicher Prozeß gefunden, wie Ahlborn und Hornbogen in Al-Cu für die Umwandlung $\Theta' \rightarrow \Theta$ zeigten /142/.

Meistens wird jedoch auch bei einer gleichzeitigen Ausscheidung und Rekristallisation eine sehr starke Behinderung der Rekristallisationsvorgänge beobachtet, die sogar bis zur in Situ Rekristallisation führen kann /12,24,25,142,151/ (s. I.4-6). Es wird angenommen, daß sich die Ausscheidung hier nicht diskontinuierlich an den Korngrenzen, sondern wie oben beschrieben an Fehlstellen im Gefüge bilden und so Keimbildungs- und vor allem Keimwachstumsvorgänge hemmen.

Für das genaue Verständnis der Rekristallisation ist also der exakte zeitliche Ablauf von Ausscheidungs- und Rekristallisationsvorgängen von entscheidender Bedeutung. Da beide Prozesse unterschiedliche Temperaturabhängigkeiten aufweisen, kann durch Änderung der Glühtemperatur ein total verändertes Rekristallisationsverhalten eingestellt werden, wie z.B. in Al-Fe gezeigt wurde /25,25,152/.

I.4-4 Keimbildung an Scherbändern

Eine komplett veränderte Rekristallisationstextur wird in übersättigtem Al-1.8%Cu bei höheren Verformungen (Tab.2, Gruppe Ib) und besonders in ausgehärtetem Al-1.8%Cu (Abb.27b, Gruppe II) beobachtet. Hier wachsen neben Goss- und R-Lage andere Orientierungen, nämlich die Q-Lage {013}<231> und die P-Lage {011}<122>, zu sehr starken Rekristallisationskomponenten heran. Diese beiden Lagen P und Q sind noch weitgehend unbekannt und erst einige Male beschrieben worden /17,19/. Beide Lagen werden auch als typische Kornvergrößerungslagen gefunden /134/.
In Al-1.8%Cu wird die in homogenen Proben bei niedrigen Walzgraden gefundene Würfellage fast vollkommen durch diese Lagen ersetzt. In Al-3%Mg tritt bei hohen Walzgraden ebenfalls eine starke Q-Lage auf (Abb.26b), Goss- und R-Lage sind jedoch schwächer belegt, und die Würfellage ist immer noch die dominierende Rekristallisationskomponente. Eine P-Lage wird nicht gefunden, allerdings findet man deutliche Belegungen der QR-gedrehten Würfellage, die recht nahe bei der P-Lage liegt.
Diese Orientierungen Goss, Q und P sind als relativ gute wachsende Orientierungen bekannt, sie treten in den oben beschriebenen Probenzuständen allerdings z.T. wesentlich stärker auf, als mit einer einfachen Textur-Transformation (I.4-2) zu erklären wäre. Hier muß also ein zusätzlicher Auslesemechanismus in Form einer orientierten Keimbildung stattfinden. Unter Berücksichtigung der Unterschiede in den verformten Strukturen werden diese zusätzlichen Keimbildungsstellen in den Scherbändern vermutet, die in diesen Proben beobachtet wurden (I.3-2, I.3-3, Abb.10a).

Scherbänder sind als bevorzugte Keimbildungsorte bekannt /53,55, 66,135,136/, da sie erstens große Orientierungsdifferenzen zu der umgebenden Matrix und zweitens eine hohe lokale Versetzungsdichte

aufweisen, was zu einer schnellen Keimbildung durch Subkornwachstum führen kann. Wenn zusätzlich eine gute Wachstumsbeziehung zu der umgebenden Matrix besteht, sind ideale Bedingungen für ein Wachsen dieser Keime vorhanden. Die Rekristallisationstextur von Messing kann z.B. weitgehend durch Keimbildung an Scherbändern erklärt werden (/136/, s. Teil V).
Wenn man vereinfachend annimmt, daß die Matrixorientierungen innerhalb der Scherbänder eine QR-Rotation erfahren (vergl. I.3-2), werden die hauptsächlich von Scherbändern durchsetzten Walzlagen in Al-Legierungen, nämlich die β-Faser-Bereiche zwischen Cu- und S-Lage, bei einer +QR-Rotation von mehr als 25° in Orientierungen in der Nähe der γ-Faser überführt (Abb.28a). Diese Orientierungsbereiche sind in kfz-Metallen jedoch sehr instabil. Nach Beendigung eines Scherbandmechanismus, d.h. wenn ein Scherband einmal aktiviert worden ist, findet weitere Verformung wieder durch homogene Mechanismen der Versetzungsgleitung in den Scherband-Kristalliten statt. Abhängig von der genauen Orientierung und den Nachbarschaftsverhältnissen der einzelnen Kristallite werden diese dann ungefähr in Richtung Goss-Lage rotieren (Abb.28a). Solche weit streuende Goss-Lagen sind tatsächlich auch in Cu-Typ-Scherbändern beobachtet worden /67,148/. Eine weitere Möglichkeit ist die weitere Rotation in die Richtung einer der symmetrischen Cu- bzw. S-Lagen-Komponenten, was Huh et al. /67/ bzw. Nes et al. /10/ in sehr hoch gewalzten Proben gefunden haben.

Scherbänder werden meist symmetrisch in beide Richtungen + und - zur Walzrichtung beobachtet, so daß auch die andere QR-Rotation auftreten sollte. Aufgrund der in Abschnitt I.3-2 diskutierten Bildungsmechanismen der Scherbänder in der Cu-Lage ist diese Rotation in den homogenen Proben (Gruppe Ib) eigentlich nicht zu erwarten. Beim Überschreiten von Korngrenzen können in den Nachbarkörnern aber auch andere, symmetrisch äquivalente Cu- bzw. S/Cu-Lagen vorliegen, so daß Scherbänder hier in erster Näherung zu einer -QR-Rotation führen. In Proben mit schneidbaren Teilchen (Gruppe IIa) wurden Scherbänder aufgrund des geänderten Bildungsmechanismus direkt in beide Richtungen beobachtet (I.3-3).
Eine QR-Rotation in die andere Richtung führt zu einem Orientierungsschlauch, der bei -35° genau die Q-Lage enthält (Abb.28b).
Nach dem Taylor-RC-Modell sind die Goss- und die Q-Lage metastabil /7/, d.h. daß sie - einmal gebildet - nur sehr langsam durch

weitere Verformung wieder wegdrehen. Da sie aber durch neue Scherbänder kontinuierlich wieder nachgebildet werden, sind immer gewisse Bereiche mit diese Orientierungen vorhanden, die als mögliche Keimbildungsstellen fungieren können. Das erklärt die oftmalige Beobachtung dieser Lagen sogar in Walztexturen.
Für eine weitere homogene Verformung der Q-Lagen-Bereiche konnte mit Hilfe theoretischer Modelle gezeigt werden, daß sie sich zuerst in Richtung α-Faser bewegen und diese meist im Bereich der P-Lage (genauer bei $\varphi_1 \approx 55°$) treffen /6,7/ (besonders bei freier ε_{RT}-Scherung). Man kann also annehmen, daß auch solche Orientierungen im Laufe der Verformung kontinuierlich nachgebildet werden.
Die Goss- und die P-Lage sind divergent, d.h. daß diese Orientierungen bei Verformung zum Aufspalten in zwei Richtungen neigen. Man kann annehmen, daß einige Bereiche zwischen den aufspaltenden Orientierungsbereichen in der ursprünglichen Goss- bzw. P-Lage erhalten bleiben und so Übergangsbänder gebildet werden. Diese können dann als Keimbildungsstellen fungieren (ähnlich wie die Würfellagen-Keime nach dem Dillamore/Katoh-Mechanismus, s.o.).
Die oben beschriebenen Mechanismen zeigen, daß alle drei Orientierungen als Keimbildungsstellen im Gefüge vorliegen können. Durch die weiterhin recht guten Wachstumsbeziehungen zur umgebenden Matrix erhalten sie so die Chance, zu deutlichen Anteilen der Rekristallisationstextur heranzuwachsen.
Die Annahme einer einfachen QR-Rotation von Matrixbereichen durch Scherbandbildung ist zwar noch nicht hinreichend bewiesen, ist aber dennoch recht wahrscheinlich. So ist z.B. die Verstärkung der Goss-Lage in verformten Legierungen mit Scherbändern bereits gefunden worden (/20/, s. I.3-2). Auch in Experimenten an Cu-orientierten Al-1.8%Cu-Einkristallen wurden sehr starke ±QR-Streuungen der Cu-Lage gefunden, sobald Scherbandbildung auftrat. Diese Streuungen erreichten fast die Goss-Lage bzw. die 45°BN gedrehte Würfellage.
In diesen Einkristallexperimenten konnte die Keimbildung an Scherbändern auch metallographisch klar nachgewiesen werden (Abb.29a). Die dabei entstehenden Rekristallisationstexturen bestehen aus Q- und Goss/Ms-Lage (Abb.29b), die recht nahe bei den oben beschriebenen Rekristallisationsorientierungen liegen. Die geringfügigen Unterschiede werden auf das unterschiedliche Wachstumsausleseverhalten aufgrund der unterschiedlichen verform-

ten Struktur bzw. der unterschiedlichen Walztextur zurückgeführt. Keimbildung an Scherbändern in polykristallinen Proben konnte demgegenüber kaum beobachtet werden, da die Proben, in denen die starken Goss- und Q-Lagen auftraten, erstens stark verformt und zweitens bei hohen Temperaturen geglüht worden sind. Beide Parameter führen jedoch zu sehr kurzen Rekristallisationszeiten, die in der Größenordnung weniger Sekunden lagen. Daher war es kaum möglich, teilrekristallisierte Zustände solcher Proben zu untersuchen. Einige Beispiele (Abb.30) bei niedrigen Walzgraden bzw. Glühtemperaturen zeigen zwar Körner, die offensichtlich durch Keimbildung an Scherbändern entstanden sind. In diesen Proben wurden aber nur sehr schwache Belegungen der oben mit Keimbildung in Scherbändern in Verbindung gebrachten Orientierungen beobachtet. Ein endgültiger Beweis dafür und besonders für die Annahme einer Goss-, P- oder Q-Orientierung solcher Keime steht also noch aus.

I.4-5 Keimbildung an Teilchen

In Materialien, die unverformbare Teilchen größer als 1μm enthalten, kann die Rekristallisation wesentlich leichter ablaufen als in homogenen Proben. Der Grund dafür ist die hervorragende Möglichkeit zur Bildung von Rekristallisationskeimen in den Verformungszonen um die Teilchen. Wie oben beschrieben (I.3-4) bilden sich diese Verformungszonen durch den Aufstau von Versetzungen an der Matrix/Teilchen-Grenzfläche /99,102/. Dieser Aufstau bewirkt zum einen eine Rotation von Teilchen sowie der angrenzenden Matrixbereiche, zum anderen eine ca. 10 mal höhere Versetzungsdichte verglichen mit der Matrix zwischen den Teilchen. Durch Erholungsvorgänge in diesen gestörten Bereichen kann sich schnell eine Subkornstruktur mit sehr feinen, runden Subkörnern unmittelbar um die Teilchen bilden, die nach elektronenmikroskopischen Untersuchungen ungefähr das doppelte Teilchenvolumen einnimmt. Durch die weiterhin auftretenden starken Gitterrotationen (bis 50° /102/) werden in diesen Verformungszonen zwei der Grundbedingungen für Rekristallisationskeimbildung gefunden: erstens eine starke Mißorientierung zur umgebenden Matrix, was den Aufbau von leicht beweglichen Großwinkelkorngrenzen ermöglicht; und zweitens eine hohe lokale Versetzungsdichte, die durch Erholungsvorgänge sehr schnell zu einem versetzungsärmeren Gebiet führen

kann, das als potienteller Keim dienen kann.
Rekristallisationskeimbildung an Teilchen findet nach Humphreys /99/ in drei Stufen statt, die bei HVEM in Situ Experimenten auch klar gezeigt werden konnten /104,137,138/:
1. Zuerst muß sich in der Verformungszone eine Großwinkelkorngrenze bilden. Dieser Vorgang läuft durch Subkornvergrößerung bzw. Subkornkoaleszenz von Subkörnern innerhalb der Verformungszone ab, wobei sich ein zufällig bevorzugtes Subkorn aus der Verformungszone schließlich durchsetzt. Nach Sandström verläuft dieses Wachstum nach einem $\sqrt{t}$-Gesetz /139/. Mit zunehmender Subkorngröße wird auch der Orientierungsunterschied zu den umgebenden Subkörnern größer, bis sich schließlich eine Großwinkelkorngrenze gebildet hat. Sobald nun die Wanderung dieser Großwinkelkorngrenze bestimmend wird, ist der Übergang zur nächsten Stufe erreicht.
2. Es hat sich jetzt ein versetzungsarmes Gebiet in der Verformungszone gebildet, das von einer Großwinkelkorngrenze umgeben ist. Damit erfüllt dieses Gebiet die beiden oben erwähnten Grundvoraussetzungen, um als Rekristallisationskeim wachsen zu können. Zuerst wird dieser Keim die restliche Verformungszone unmittelbar um das Teilchen aufzehren, bis am Ende jedes Teilchen von einem, bei größeren Teilchen auch von mehreren Keimen umgeben ist.
3. Der kritische Schritt, ob ein Keim wirklich wachsen und somit zur Rekristallisationstextur beitragen kann, ist das Wachstum aus der Verformungszone in die umgebende Matrix. Dazu muß er eine bestimmte Größe erreicht haben, die sogenannte kritischen Keimgröße. Nach verschiedenen Messungen /12,99,140/ und Rechnungen /139/ ist dies bei hohen Walzverformungen ab einer Teilchengröße von einigen μm gegeben. Dies erklärt, warum in Materialien mit kleineren Partikeln der Größenordnung 0.1-1μm keine Keimbildung an Teilchen beobachtet wird, obwohl sich auch hier Verformungszonen um die Teilchen bilden /99/.
In Proben mit größeren Ausscheidungen liegt also schon nach einer sehr kurzen Inkubationszeit ein Keimspektrum mit extrem vielen Keimen vor, so daß gute Bedingungen für Wachstumsauslesevorgänge vorliegen.

In Einkristallexperimenten an ausgelagerten Al-1.8%Cu-Proben konnte die Orientierung der Verformungszonen wie oben beschrieben (I.3-4) durch die Streuungen der stabilen Walzlagen klar ermit-

telt werden und auf <112>- bzw. bei einer größeren Anzahl aktiver Gleitsysteme auf QR-Rotationen zurückgeführt werden (Abb.19). Abb.31 zeigt nun die {111}-Polfigur der teilrekristallisierten Probe B-50%. Man erkennt, daß die beobachtete Rekristallisationslage (s. Teil III) sehr genau durch eine 40°<111>-Rotation der Ms-Walzlage erklärt werden kann, andererseits liegt diese Lage dicht neben dem Pfad der auftretenden <112>-Streuungen der Ms-Lage. Es kann also geschlossen werden, daß sich Keime in der Verformungszone gebildet haben /99,137/, von denen dann diejenige mit der besten Wachstumsbeziehung, hier einer exakten 40°<111>-Beziehung, auf Kosten der Walzlage wachsen können und so endlich die Rekristallisationstextur bilden.
In Polykristallen sollte unter der Annahme einer regellosen Orientierung der Subkörner in der Verformungszone auch ein regelloses Keimspektrum vorliegen, das so wie oben diskutiert ideale Voraussetzungen zur Bildung einer Transformationstextur liefert. Tatsächlich erhält man in Materialien mit einer Vielzahl größerer Teilchen bei hohen Glühtemperaturen eine Rekristallisationstextur, die weitgehend mit der entsprechenden Transformationstextur übereinstimmt, wie in Abb.32 am Beispiel einer 95% gewalzten und rekristallisierten Probe Al-0.7%Fe-0.35%Si gezeigt ist.
Allerdings treten beim Vergleich der experimentellen OVFs mit den jeweiligen Transformationstexturen auch geringfügige, jedoch systematische Unterschiede auf. Dabei sind die Orientierungen im φ_2=0°-Schnitt BN-gedrehte Würfellage, P- und vor allem Goss-Lage stärker belegt als in der Transformationstextur, dafür treten Orientierungen in höheren φ_2-Schnitten bis auf die R-Lage seltener auf, auch die R-Lage ist in ihrer Position etwas verschoben. Diese Unterschiede können auf ein eben nicht vollständig regellos orientiertes Keimspektrum zurückgeführt werden. Wie oben (I.3-4) diskutiert wurde, können die Orientierungen der Verformungszonen in Einkristallexperimenten klar als <112>- bzw. bei mehreren aktiven Gleitsystemen als reine QR-Rotationen gedeutet werden. Bei den typischen kfz-Walzlagen in Polykristallen führen diese Rotationen gerade zu den etwas bevorzugt gefundenen Orientierungen im φ_2=0°-Schnitt, nicht aber zur R-Lage /103/. Auch Kalu und Humphreys /108/ beschreiben, daß die Keime sich bevorzugt in den Verformungszonen bilden, die durch die Hauptgleitsysteme hervorgerufen werden. Die Keime mit anderen Orientierungen (z.B. R) sind zwar offensichtlich auch gelegentlich vorhanden, allerdings

nicht ausreichend für eine vollständig durch Wachstumsauslese kontrollierte Rekristallisationstextur.

I.4-6 Unterdrückung der Keimbildung an Teilchen

Unter bestimmten Umständen findet man jedoch in Proben trotz eines günstigen Ausscheidungszustandes keine Transformationstextur. So wurde zum Beispiel eine Probe derselben Legierung Al-0.35%Fe-0.7%Si vor dem Kaltwalzen 140min. bei 480°C geglüht, so daß sich zusätzlich zu den primären Teilchen eine große Anzahl feiner sekundärer Ausscheidungen bildete /17/. Eine Rekristallisationsglühung dieser Probe führte zu einer völlig anderen Textur (Abb.33, Gruppe IIIb, vergl. Abb.32c), die im wesentlichen aus Würfel- und R-Lage sowie etwas P-Lage bestand (also ähnlich Gruppe Ia).
Auch in Al-1.8%Cu wurde eine solche Rekristallisationstextur mit Würfel- und R-Lage (IIIb) beobachtet, wenn das Material bei einer tieferen Temperatur T_R als der Auslagerungstemperatur T_A geglüht wurde. Bei Walzgraden über 90% wurde bei $T_R<T_A$ und sogar bei $T_R=T_A$ ein Übergang von der Transformationstemperatur (IIIa) zu einem dritten Texturtyp, nämlich einer erhaltenen Walztextur, beobachtet (IIIc, Abb.27d). Das bedeutet, daß alle drei typischen Texturtypen, die bei der Rekristallisation von Al-Legierungen bislang beschrieben wurden /14-18,21-26/, abhängig von der Behandlung in Al-1.8%Cu auftreten können (s. Schema Abb.34).
Eine ähnliche Abhängigkeit der Rekristallisationstextur von der Glühtemperatur wurde auch von Ørsund und Nes /26/ in einer technischen Al-Mn-Legierung beschrieben und mit der unterschiedlichen Temperaturabhängigkeit der Keimbildungs- und Keimwachstumsgeschwindigkeit erklärt.
Allgemein scheint der Übergang von der Transformationstextur zu einem der beiden anderen Texturtypen mit der Bildung sekundärer Teilchen entweder schon vor dem Walzen (Beispiel Al-0.35%Fe-0.7%Si, Abb.33) oder während der Rekristallisationsglühung (Beispiel Al-1.8%Cu, Abb.27) verbunden zu sein (sogenannte bimodale Teilchenverteilung /140/).
Diese feinen Teilchen scheinen die großen, als Keimbildungsorte fungierenden Partikel abzuschirmen, vielleicht weil sie sich bevorzugt in den Stellen der höchsten Versetzungsdichte, also gerade in den Verformungszonen, bilden. Statt dessen setzen sich

Keime, die nach anderen Mechanismen (DK, Korngrenzen) so wie in homogenen Materialien gebildet werden, durch und bestimmen so die Rekristallisationstextur mit Würfel- und R-Lage. Auch Juul-Jensen et al. /21/ beobachteten in technischem Al, daß die nicht an den großen $FeAl_3$-Partikeln gebildeten Keime schneller wachsen und zu einer Würfel- und R-Lagen-Textur führen.
In einer weiteren Untersuchung beschrieben die Autoren /22/, daß bei zunehmender Verformung der Anteil an erhaltener Walztextur zunimmt. Solch eine erhaltene Walztextur wurde wie oben beschrieben auch in Al-1.8%Cu beobachtet und ist auch aus Al-Fe-Si-Legierungen bei tiefen Glühtemperaturen bekannt /17,18/. Hier scheint die Behinderung der Keimbildungs- und wachstumsvorgänge wesentlich effektiver zu sein, da sich sekundäre Ausscheidungen wegen ihrer guten Keimbildungsmöglichkeiten an den Versetzungen schneller, evtl. schon während der Verformung, bilden können /141/. Damit kann keine diskontinuierliche, sondern nur noch kontinuierliche "in Situ" Rekristallisation ablaufen /142/. Dabei wird die Versetzungsdichte des verformten Zustands nur durch Erholungsvorgänge und Subkornvergrößerung abgebaut, was schließlich ebenfalls zur Bildung von Großwinkelkorngrenzen und einem sehr feinkörnigen Rekristallisationsgefüge führt /12,142/. Eine besonders effektive Behinderung von Keimbildungs- und -wachstumsvorgängen wird dabei erreicht, wenn sekundäre Ausscheidung und Rekristallisation gleichzeitig ablaufen /12,24,142/.
Obwohl ein in Situ rekristallisiertes Gefüge metallographisch wie eine normal diskontinuierlich rekristallisierte Struktur aussieht, können beide Prozesse klar mittels Texturuntersuchungen getrennt werden /17,25/. Da bei der in Situ Rekristallisation keine Großwinkelkorngrenzen wandern, ist damit auch keine Orientierungsänderung verbunden. Die Rekristallisationstextur erscheint damit wie eine erhaltene Walztextur (IIIc), obwohl die mechanischen Eigenschaften sowie die Mikrostruktur wie in einem rekristallisierten Material sind.
Mit Hilfe von Texturuntersuchungen kann man sogar quantitativ ermitteln, daß meistens nicht das gesamte Gefüge in Situ rekristallisiert, sondern daß große Bereiche normal rekristallisieren und im wesentlichen zu einer Erhöhung des Würfellagen- oder des regellosen Anteils führen (Abb.27d).
Bei hohen Glühtemperaturen bilden sich keine sekundären Ausscheidungen, auch während der Verformung an Gitterfehlern ausgeschie-

dene Teilchen /141/ werden sofort wieder aufgelöst. Damit liegt keine Behinderung der wanderenden Großwinkelkorngrenzen vor, und die Keime, die sich in den Verformungszonen um die Teilchen gebildet haben, können in die Matrix hineinwachsen. Inwieweit sie dabei zu der späteren Rekristallisationstextur beitragen, hängt dann nur noch von ihrer Orientierungsbeziehung zur umgebenden Matrix ab (s. I.4-5).

I.5 Zusammenfassung

Die Walz- und Rekristallisationsmechanismen sowie die damit verbundenen Texturentwicklungen von Al-Legierungen können drei Gruppen in Abhängigkeit vom Ausscheidungszustand der Legierungselemente zugeordnet werden: (0) reine Metalle (keine Legierungselemente); (1) homogene feste Lösungen; (2) Legierungen mit feinen schneidbaren Teilchen; und (3) Proben mit größeren, nicht schneidbaren Teilchen. Für die **Walzverformung** kann man folgendes schließen (Tab.1):

(0) Die Verformung reiner Metalle einer hohen SFE (Al) erfolgt durch homogene Versetzungsgleitung und führt zu Walztexturen mit einer starken β-Faser mit Cu-, S- und Ms-Lage. Dies kann mit Hilfe der Taylor-Theorie (FC- bzw. RC-Modelle) erklärt werden.

(1) Die Verformung homogener Lösungen verläuft bei niedrigen Walzgraden wie die reiner Metalle und führt auch zu ähnlichen Walztexturen. Bei höheren Verformungen treten in Al-Legierungen mit Cu bzw. Mg Verformungsinhomogenitäten (grain scale Scherbänder) auf, die zu einer Bevorzugung der Goss- und Ms-Lage führen.

(2) Schneidbare Teilchen führen zu einer lokalisierten Versetzungsgleitung ("planar slip") und so ebenfalls zu Scherbandbildung. Auch diese Scherbänder führen zu einer Bevorzugung von Goss- und Ms-Lage.

Bei einer großen Zahl schneidbarer Teilchen nimmt die Intensität dieser Scherbänder und damit das betroffene Volumen stark zu. Die Texturen entwickeln sich überraschend schwach mit einer nur noch geringfügigen Bevorzugung der Ms-Lage.

(3) Nicht schneidbare Teilchen sind unüberwindbare Hindernisse für die Versetzungsbewegung und führen zu Versetzungsaufstaus. Durch Erholungsvorgänge bilden sich daraus "Verformungszonen" um die Teilchen. Während in Einkristallen die Orientierungen dieser Verformungszonen klar den aktiven Gleitsystemen zugeordnet werden können, sind sie in gewalzten polykristallinen Metallen mehr oder weniger regellos orientiert. Ein großes Volumen von Teilchen bzw. dieser Verformungszonen führt zu einer allgemeinen Texturabschwächung.

Bei einer mittleren Teilchengröße (1-5μm) ist die Textur jedoch sehr stark ausgeprägt, was durch die Reduktion der freien Weglänge der Versetzungen erklärt werden kann. Dies führt zu einer schnelleren und homogeneren Texturentwicklung.

Das **Rekristallisationsverhalten** von Al-Legierungen ist wesentlich komplexer als das entsprechende Verformungsverhalten, da neben den Parametern Walzgrad und Ausscheidungszustand noch die Rekristallisationstemperatur als entscheidende Größe hinzukommt. Dabei ergibt sich folgendes Schema (Tab.2):

(0) In reinen Metallen tritt nur die Würfellage, meistens mit WR-Streuungen, auf. Dies wird als orientierte Keimbildung nach dem DK-Mechanismus und nachfolgende Wachstumsauslese interpretiert.

(1) Solange die Verformung homogen wie in reinen Metallen abläuft, besteht auch die Rekristallisationstextur homogener Legierungen aus einer allerdings schwächeren Würfeltextur mit R-Lagen-Anteilen. Das Wachstum der Würfellagen-Keime wird dabei durch einige Legierungselemente (Cu, Si, Mg) stark behindert, was zu einer recht schwach ausgeprägten Würfellage mit einem hohen regellosen Anteil führt.

Wenn in der Walzstruktur Verformungsinhomogenitäten auftreten, findet man nach der Rekristallisation andere, überraschend stark ausgeprägte Lagen, nämlich die Goss-, Q- und P-Lage, die die Würfel- und R-Lage weitgehend ersetzen können. Als Keimbildungsorte für diese Lagen, die alle recht gute Wachstumsbeziehungen zur verformten Matrix haben, werden die Scherbänder vermutet.

(2) In Proben mit schneidbaren Teilchen treten während der Verformung ebenfalls Scherbänder auf, entsprechend ist die Rekristallisationstexturentwicklung ähnlich wie bei Gruppe Ib.

(3) Bei größeren Teilchen (>2μm) können bei hohen Glühtemperaturen die Verformungszonen um die Teilchen als Keimbildungsstellen fungieren. Aus dem so gebildeten Keimspektrum setzen sich dann diejenigen Keime mit den besten Wachstumsbedingungen durch. In Polykristallen wird dabei unter der Annahme einer regellosen Orientierungsverteilung dieser Keime eine Rekristallisationstextur gefunden, die relativ genau mit einer rechnerisch 40°<111>-transformierten Walztextur übereinstimmt.

Sekundäre Ausscheidungsbildung entweder während der Rekristallisationsglühung oder schon vor der Verformung (bimodale Teilchenverteilung) zusätzlich zu den großen, als Keimbildungsstellen fungierenden Teilchen, kann allerdings einen großen Einfluß auf die Rekristallisationstextur haben. Durch solche Ausscheidungen werden sowohl die Keimbildungs- als auch die Keimwachstumsvorgänge behindert, was abhängig von den genauen Umständen zu Texturen mit Würfel- und R-Lage (Gruppe Ia) oder sogar zu einer erhaltenen Walztextur (in situ-Rekristallisation) führen kann.

Gruppe	Material	Zustand	Verformungs-Mechanismus	Textur
0 a.	Reine Metalle	Niedrige Verformung	FC-Modell Homogene (Taylor-Typ) Verformung	(Stark von der Ausgangstextur beeinflußt)
0 b.		Hohe Verformung	RC-Modell	meistens C und S
I a.	Homogene Lösungen (im Gleichgewicht oder übersättigt)	Niedrige Verformung (auch abhängig von gelösten Elementen)	Homogene Verformung	Wie Gruppe 0, (meistens C und S)
I b.		Hohe Verformung	Grain scale Scherbänder	Meistens C und S, Anstieg von G und B
II a.	Feine schneidbare Teilchen	Geringe Anzahl (auch abhängig von Teilchengröße und Verformungsgrad)	Grain scale Scherbänder	Wie Gruppe Ib, (meistens C und S, Anstieg von G und B)
II b.		Große Anzahl	Sample scale Scherbänder	Texturabschwächung, schwacher Anstieg von B
III a.	Große, nicht schneidbare Teilchen	Mittlere Größe (0.1-5μm) (auch abhängig von Teilchenzahl und Verformungsgrad)	Wie Gruppe 0, mehr FC	Beschleunigte Textur-Entwicklung, Texturverschärfung, Bevorzugung von C
III b.		Große Teilchen (>5μm)	Großes Volumen an Verformungszonen	Randomization, nur schwacher Anstieg von C

Tabelle 1: Verformungs-Mechanismen

Gruppe	Material	Zustand	Mechanismus	Textur
0	Reine Metalle		Wachstumsauslese aus einem begrenzten Keimspektrum (DK), Kompromiß-Effekte	Hohe SFE (Al): Würfellage mittlere SFE (Cu): Würfellage+Zwillinge
I a.	Homogene Lösungen (im Gleichgewicht oder übersättigt)	Ohne Scherbänder, (ohne sekundäre Ausscheidungen)	Ähnlich wie Gruppe 0	Würfellage und R
b.		Mit Scherbändern,	Zusätzlich Keimbildung in Scherbändern (Bei hohen Walzgraden und hoher Temperatur)	Zusätzlich Goss,Q,P, Abnahme der Würfellage
II	Feine schneidbare Teilchen	Mit Scherbändern (ohne sekundäre Ausscheidungen)	Wie Gruppe Ib	Wie Gruppe Ib
a.	Nicht schneidbare Teilchen (>1μm)	Hohe Temperatur	Regellose Keimbildung an Teilchen, Wachstumsauslese	40°<111>-Transformation
III b.		Mittlere Temperatur, niedrige Verformung (sekundäre Aussch.)	Ähnlich Gruppe Ia (Teilchen abgeschirmt)	Würfellage,R, ähnlich Gruppe Ia
c.		Niedrige Temperatur, hohe Verformung	'In Situ'	Erhaltene Walztextur

Tabelle 2: Rekristallisations-Mechanismen

I.7 Abbildungen

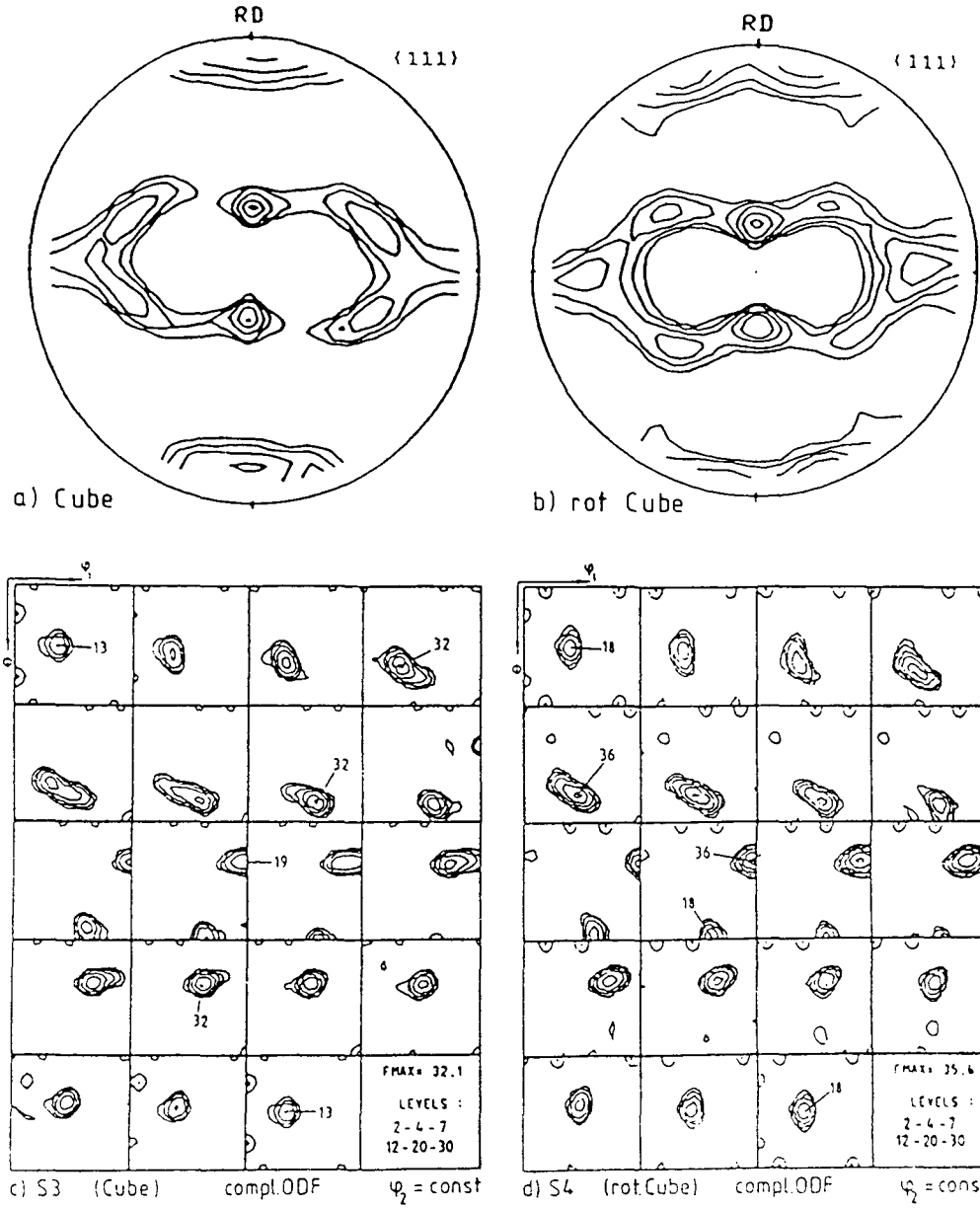


Abb.1: a), b) {111}-Polfiguren und c), d) OVFs von 3N-Al mit zwei verschiedenen Ausgangstexturen /8/.

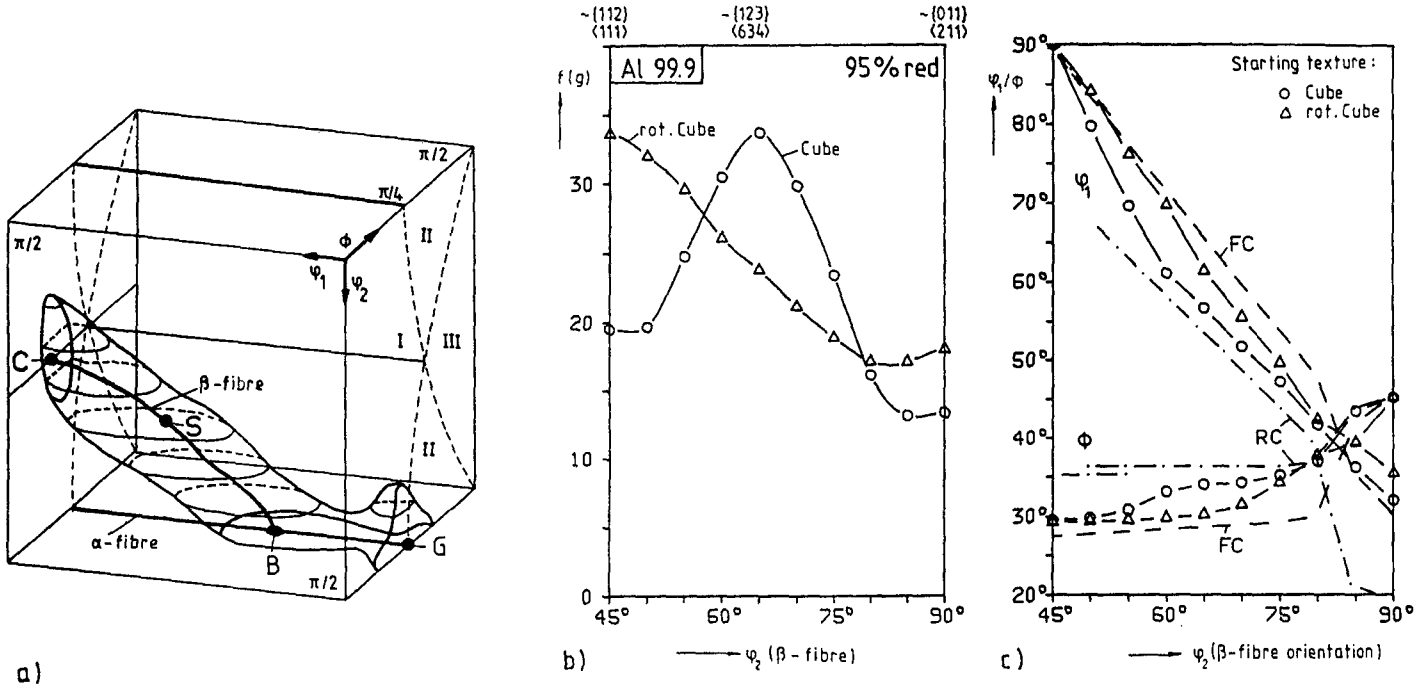
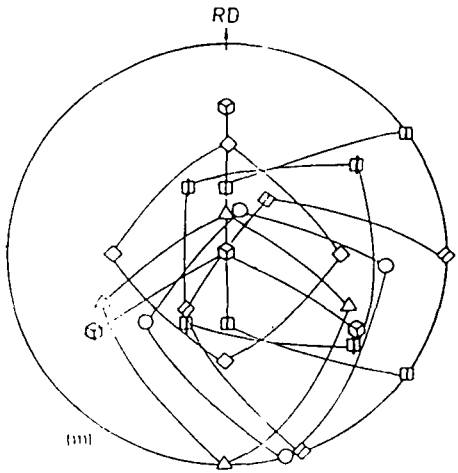
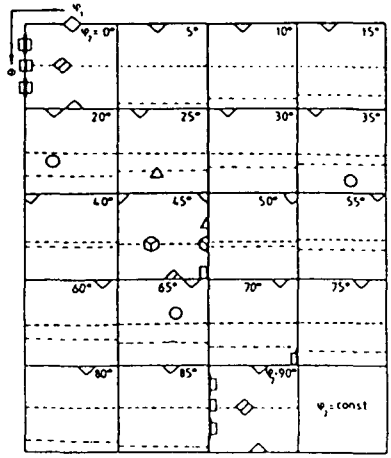


Abb.2: a) schematische Darstellung wichtiger kfz Orientierungs-Fasern im Eulerraum (nur ein Unterraum), b) β-Fasern und c) Position der β-Fasern von 3N-Al mit verschiedenen Ausgangstexturen (vergl. Abb.1).



a) {111} Polfigur



b) im Eulerraum

c)

Haupt-Walztexturkomponenten

Bezeichnung	{hkl} <uvw>	φ_1	Φ	φ_2	Symbol
Cu-Lage	{112} <11$\bar{1}$>	90°	35°	45°	△
S-Lage	{123} <63$\bar{4}$>	59°	37°	63°	○
Ms-Lage	{011} <21$\bar{1}$>	35°	45°	0°	◇
Goss-Lage	{011} <100>	0°	45°	0°	▯
gedr. W.-Lage	{001} <110>	45°	0°	0°	◇
Y-Lage	{111} <11$\bar{2}$>	90°	55°	45°	⬡
WR g. W.-Lage	{025} <100>	0°	22°	0°	▯

Abb.3: Ideallagen von kfz-Walztexturen, dargestellt a) in einer {111} Polfigur, b) in einer OVF (φ_2=const. in 5°-Schnitten), c) näherungsweise Miller-Indizes und Eulerwinkel der Hauptwalzlagen.

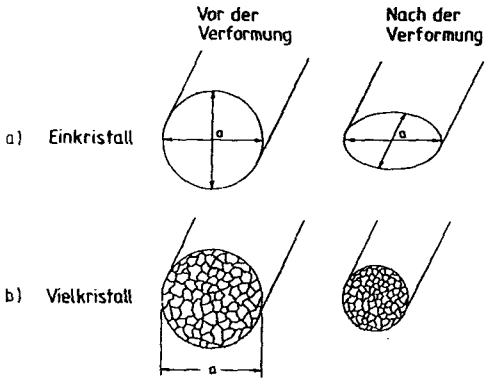


Abb.4: Formänderung bei der Verformung einer runden Probe im Zugversuch.

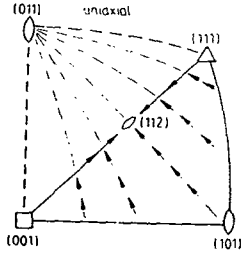


Abb.5: Orientierungsänderung eines kfz-Einkristalls im Zugversuch, dargestellt in der stereographischen Projektion.

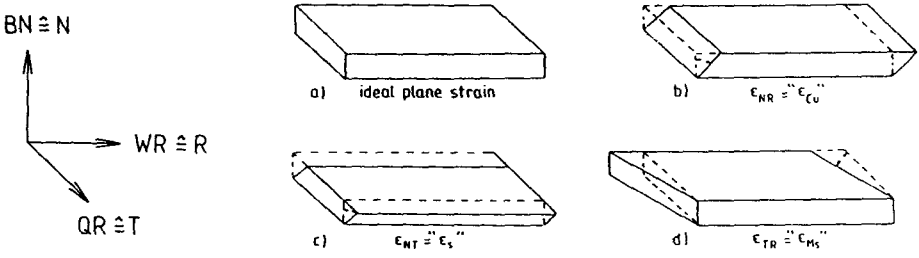


Abb.6: Darstellung der prinzipiell möglichen Scherungen bei Walzverformung, ausgehend von einer kubischen Form /6/.

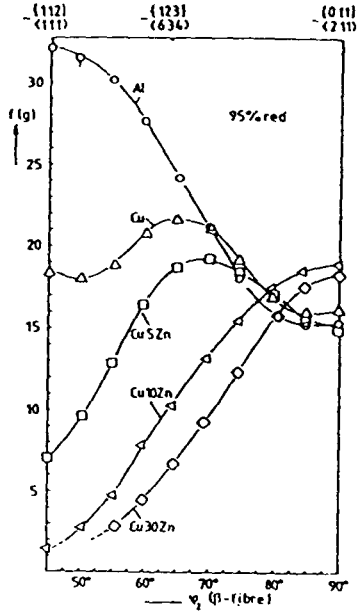


Abb.7: Textur-Übergang vom Cu- zum Ms-Typ in Abhängigkeit von der SFE /6/.

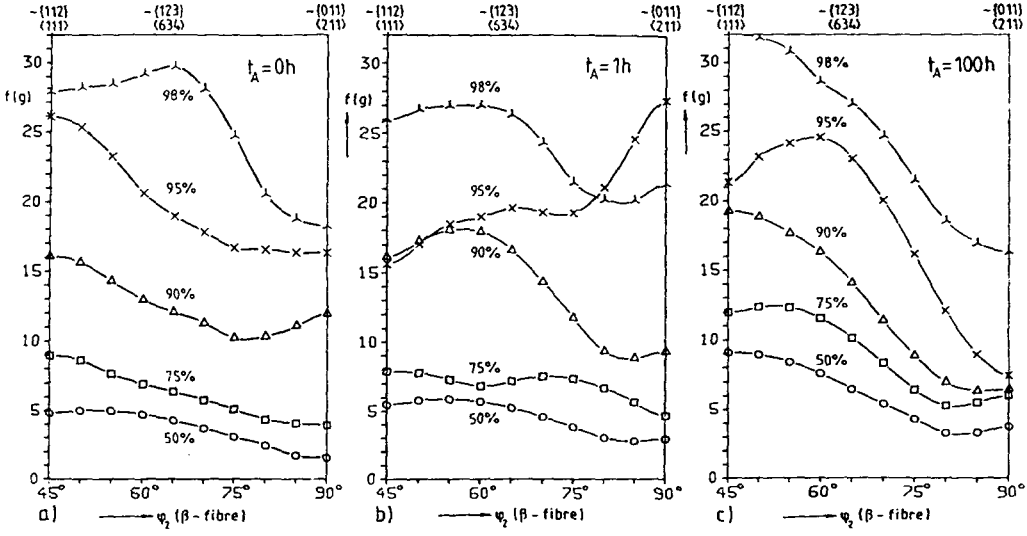


Abb.8: β-Fasern von Al-1.8%Cu bei drei verschiedenen Auslagerungszeiten a) 0h, b) 1h, c) 100h bei T_A=300°C.

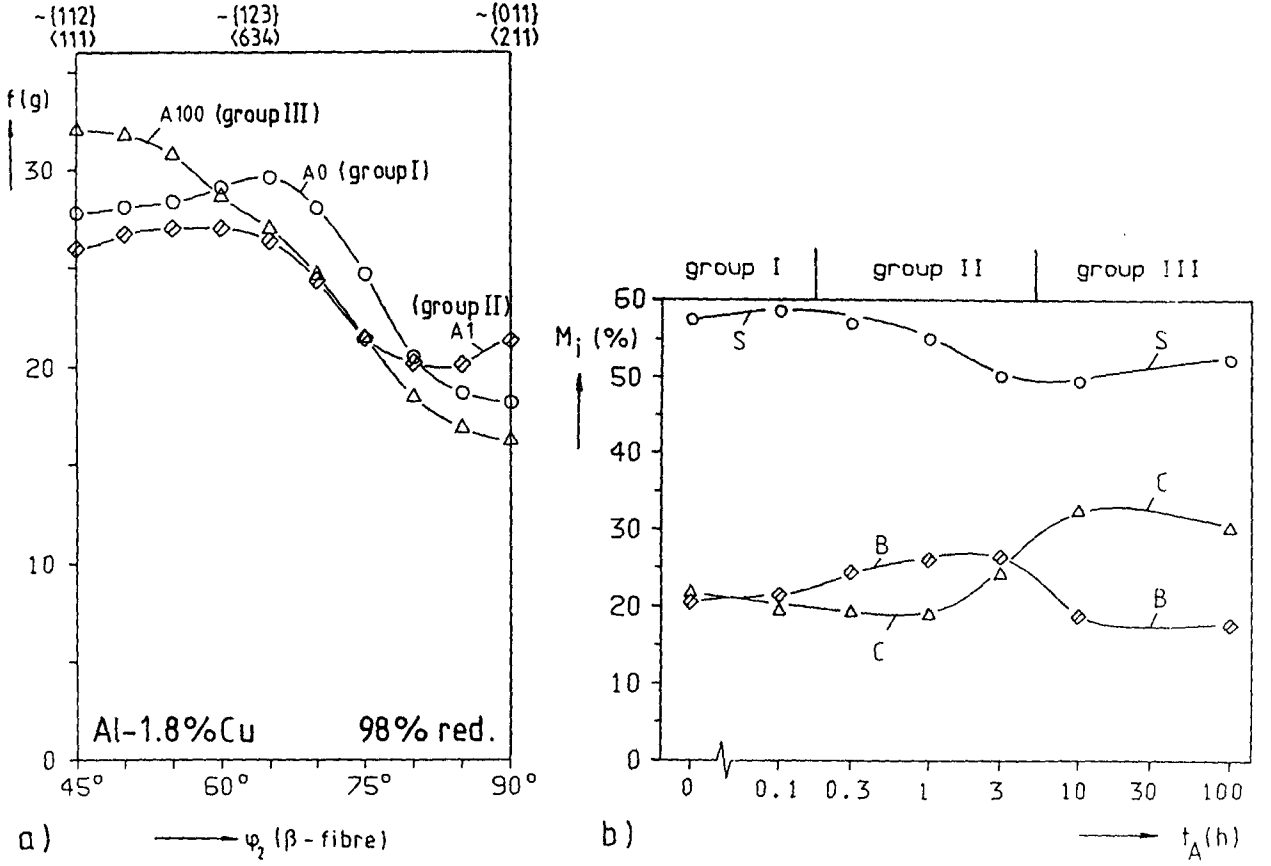


Abb.9: a) β-Fasern und b) Mengenanteile der Hauptwalzkomponenten von Al-1.8%Cu nach 98% Verformung in Abhängigkeit von der Auslagerungszeit (T_A=300°C).

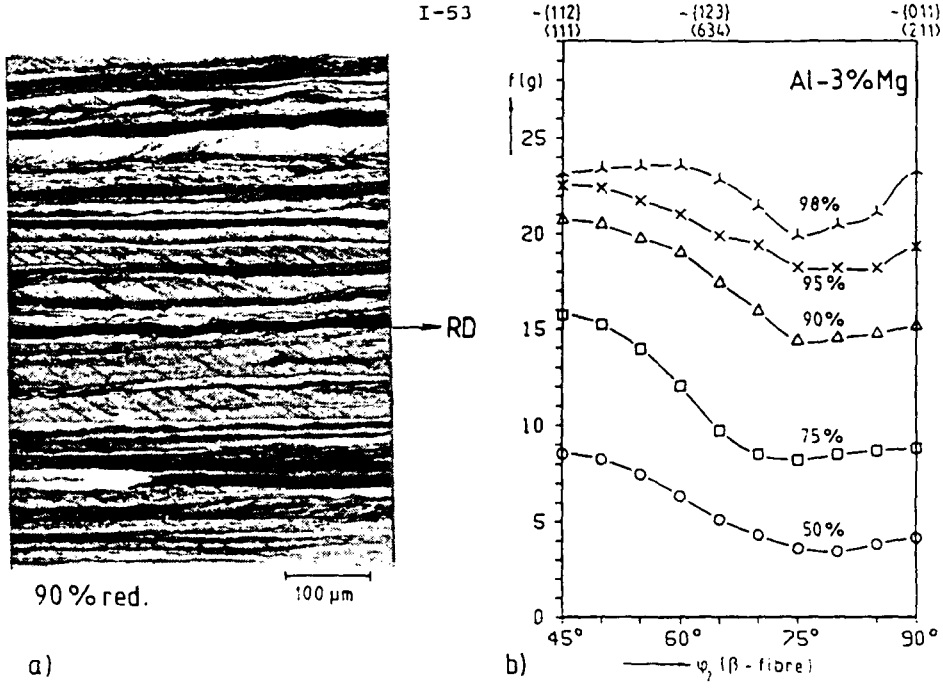


Abb.10: a) Mikrostruktur (anodisch oxidiert, 200x) und b) β-Fasern von walzverformtem Al-3%Mg.

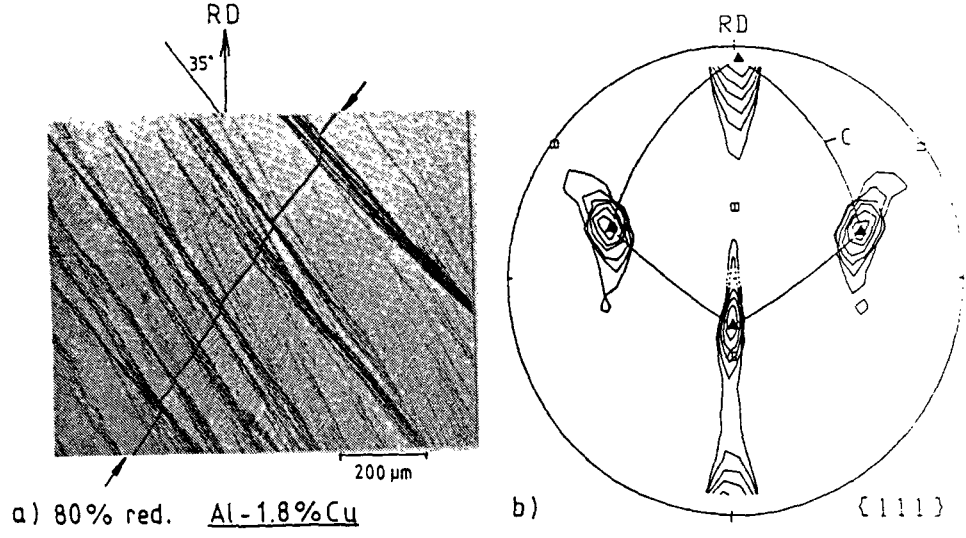


Abb.11: Mikrostruktur (80% gewalzt, poliert, markiert und weitere 10% gewalzt, 100x) und b) {111}-Polfigur eines Cu-orientierten Al-1.8%Cu-Einkristalls.

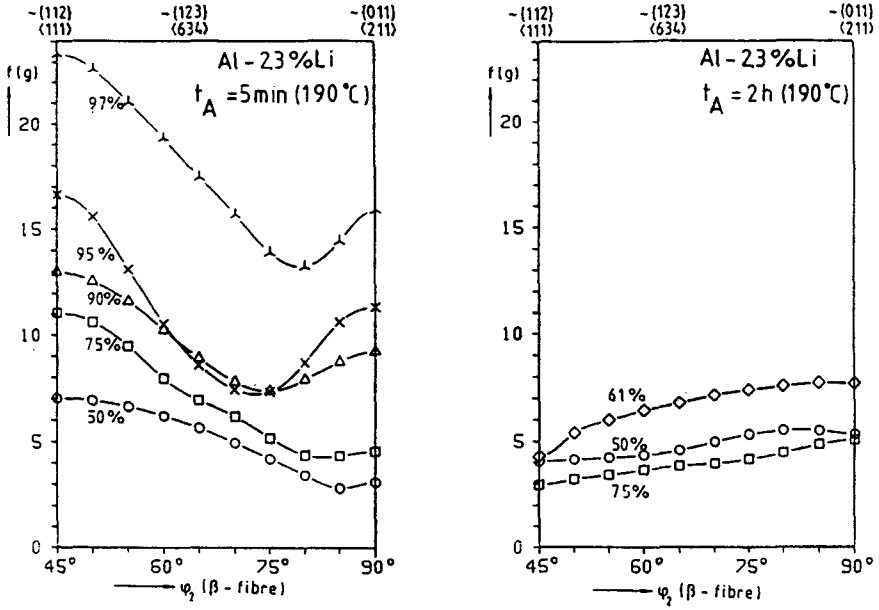


Abb.12: β-Fasern von walzverformtem Al-2.3%Li nach a) 5min und b) 2h Alterung bei 190°C.

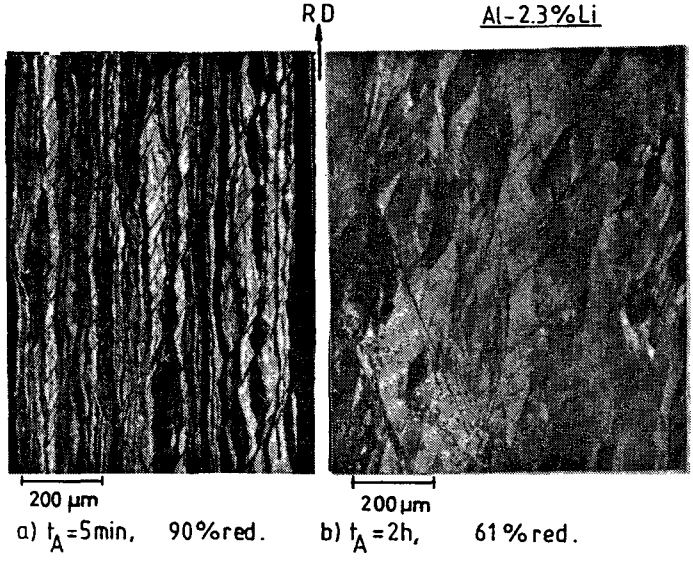


Abb.13: Mikrostruktur von walzverformtem Al-2.3%Li nach a) 5min und b) 2h Alterung bei 190°C (anodisch oxidiert, 100x).

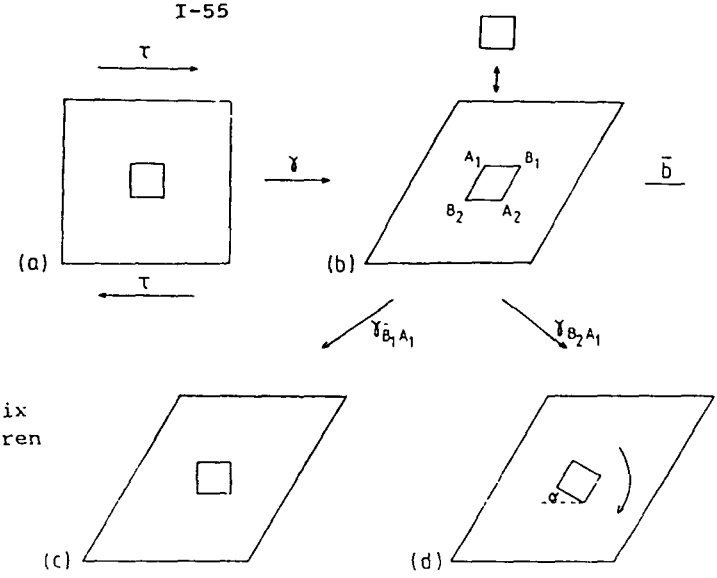


Abb.14:
Kontinuum-Modell zur Verformung einer Matrix mit einem unverformbaren Einschluß (s. Text).

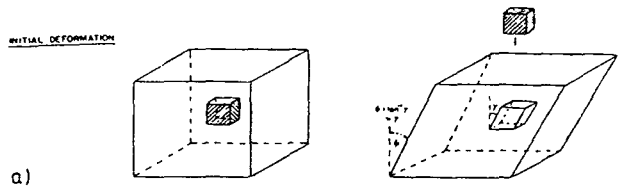
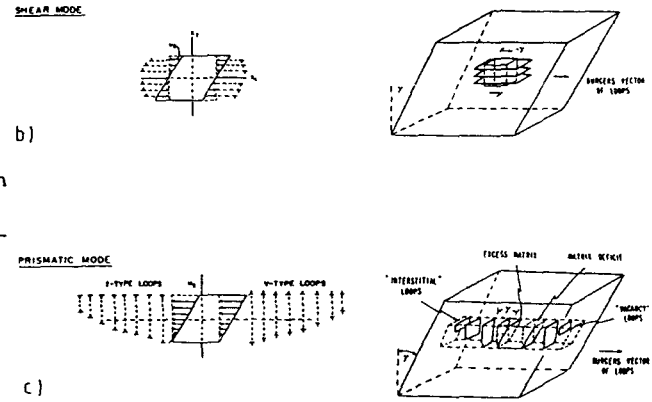


Abb.15:
a) Eine Zelle, die ein unverformbares Teilchen enthält, wird verformt, nachdem man das Teilchen entfernt hat.
Das Loch kann nun durch eine Anordnung b) von Orowan-Ringen oder c) von prismatischen Ringen wieder in seine ursprüngliche Form überführt werden /81/.



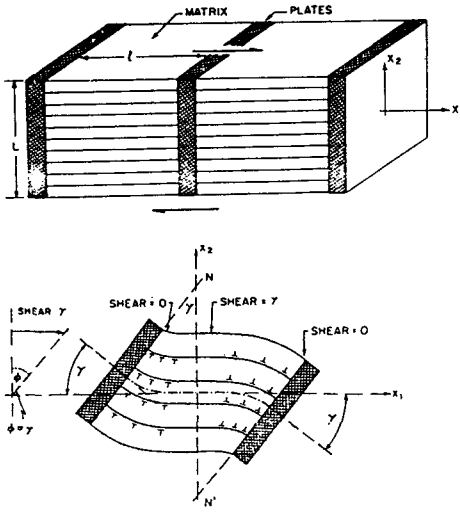


Abb.16: Verformung einer Matrix mit unverformbaren, plattenförmigen Teilchen führt zu einer Rotation des Teilchens sowie der angrenzenden Matrixbereiche durch Versetzungsaufstaus /81/.

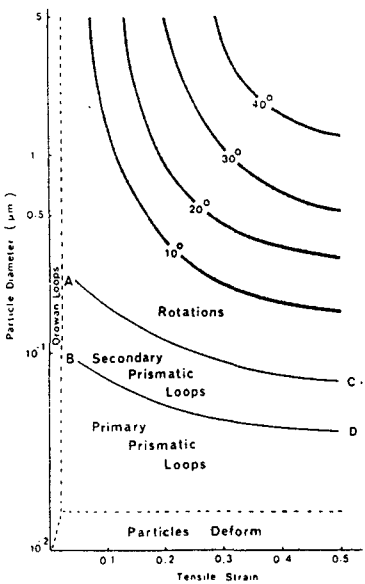


Abb.17: Zusammenhang der verschiedenen Reaktionen bei der Verformung von auscheidungsbehafteten Proben /102/.

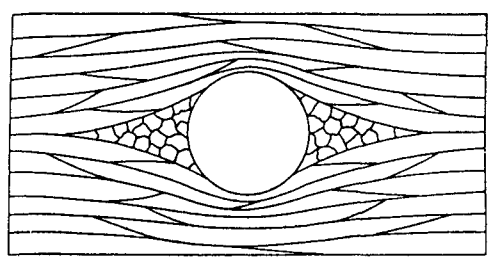


Abb.18: Schematische Darstellung der Verfomungszonen in Cu mit runden SiO_2-Einschlüssen /104/.

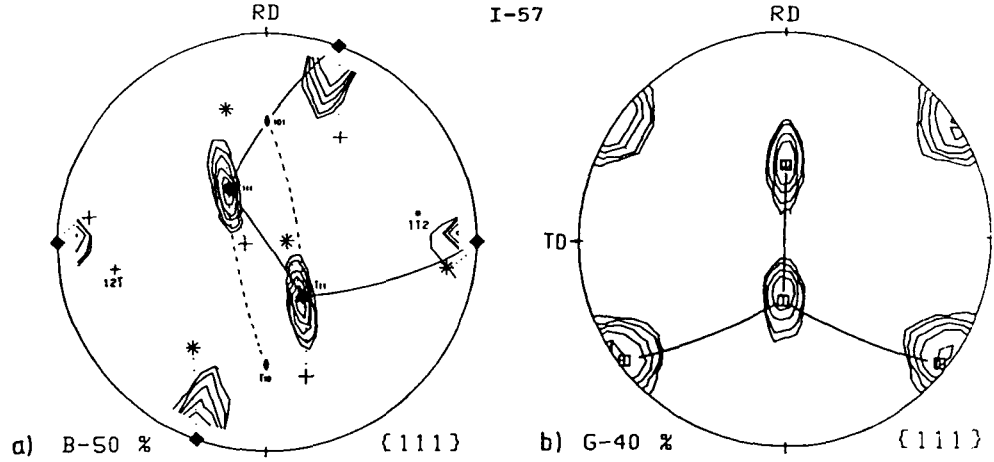


Abb.19: {111}-Polfigur von 100h bei 300°C ausgelagerten, gewalzten Al-1.8%Cu-Einkristallen mit a) Ms-, und b) Goss-Ausgangslage.

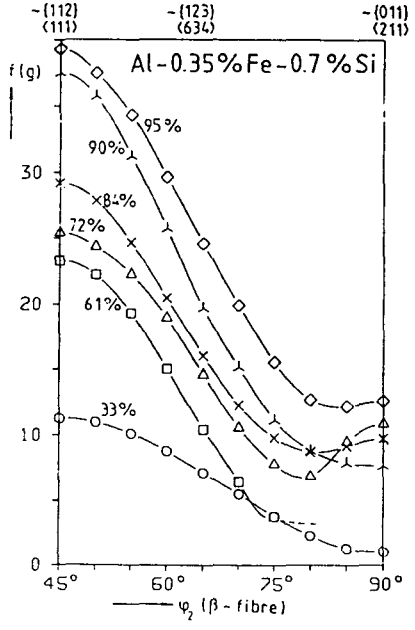


Abb.20: β-Fasern von Al-0.35%Fe-0.7%Si bei verschiedenen Walzgraden.

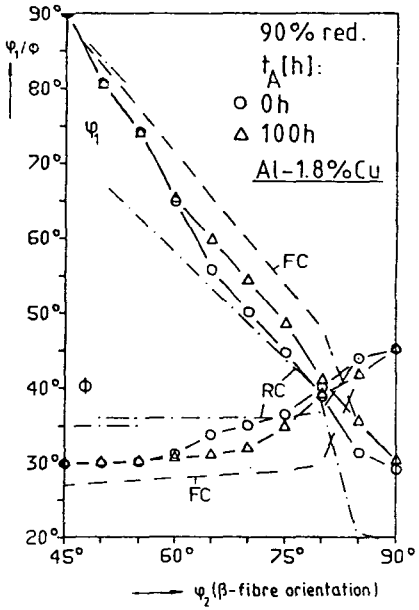


Abb.21: Position der β-Fasern von Al-1.8%Cu nach 0h bzw. 100h Auslagerung bei 300°C, 90% gewalzt.

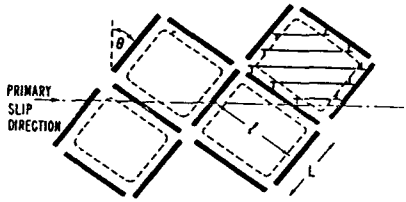


Abb.22: Schematische Darstellung der freien Weglänge von Versetzungen in der Gegenwart von Teilchen /81/.

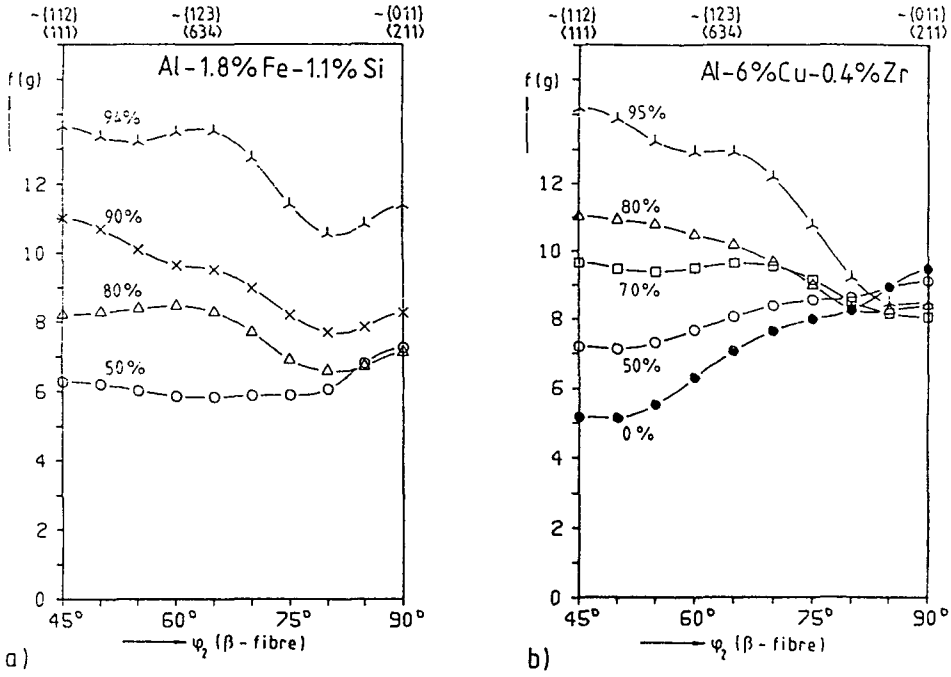


Abb.23: β-Fasern von a) Al-1.8%Fe-1.1%Si und b) Al-6%Cu-0.4%Zr bei verschiedenen Walzgraden.

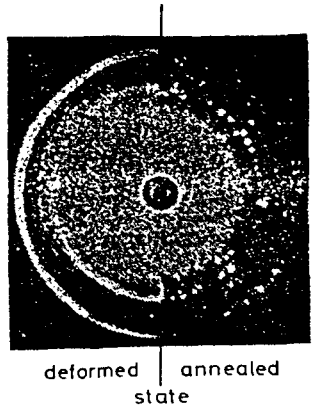


Abb.24: Debeye-Scherrer Aufnahme eines verformten (links) und geglühten (rechts) Metalls.

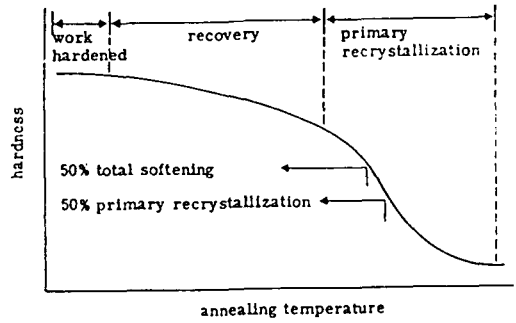
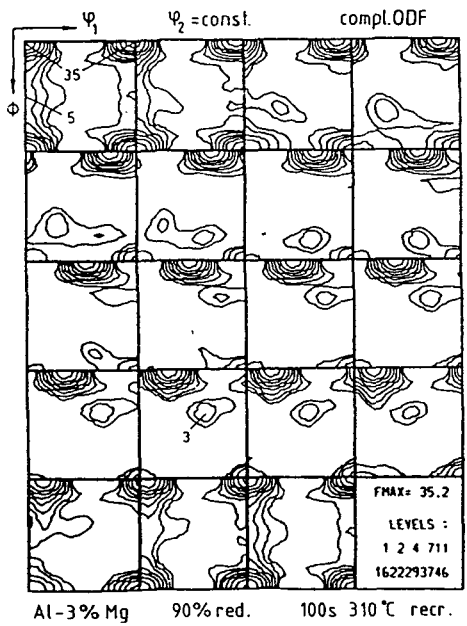


Abb.25: Schematischer Verlauf der Härte bei Glühung eines verformten Metalls /113/.



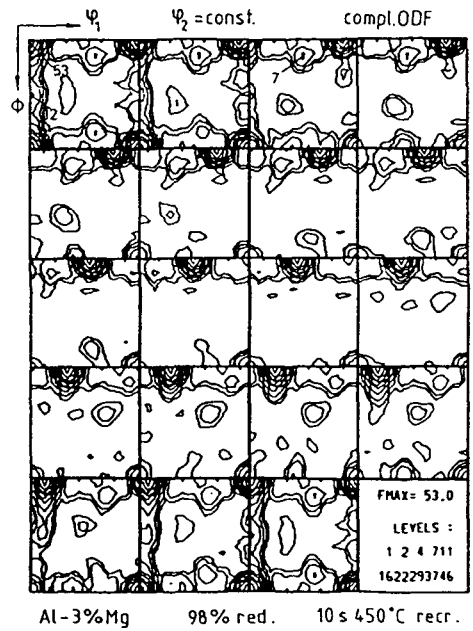


Abb.26: OVFs von rekristallisiertem Al-3%Mg, a) 90% gewalzt, 310°C, b) 98% gewalzt, 450°C.

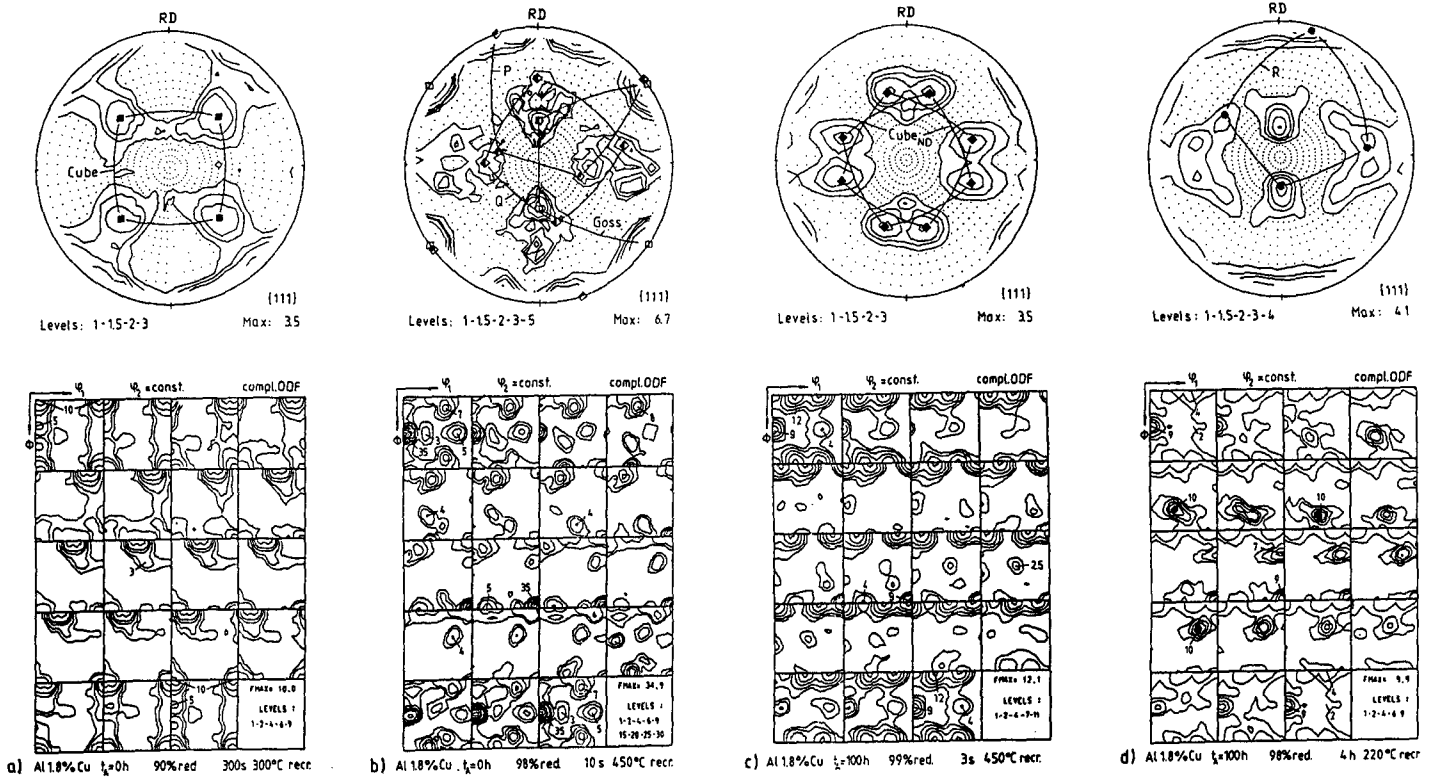


Abb.27: OVFs von rekristallisiertem Al-1.8%Cu in verschiedenen Zuständen.

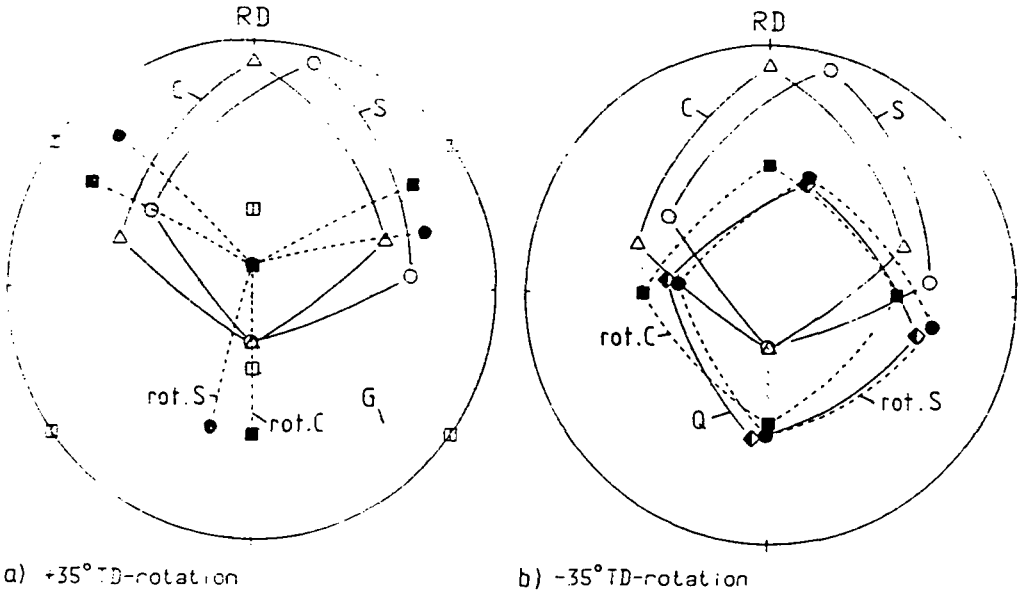


Abb.28: Orientierungsänderungen durch Scherbandbildung.

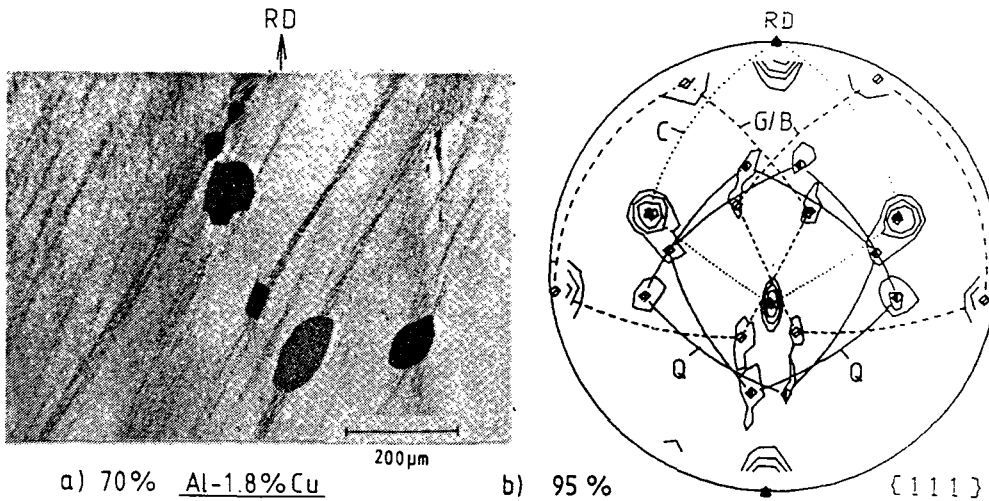


Abb.29: a) Mikrostruktur (anodisch oxidiert, 100x) und b) (111)-Polfigur eines übersättigten, teilrekristallisierten Al-1.8%Cu-Einkristalls mit Cu-Ausgangslage.

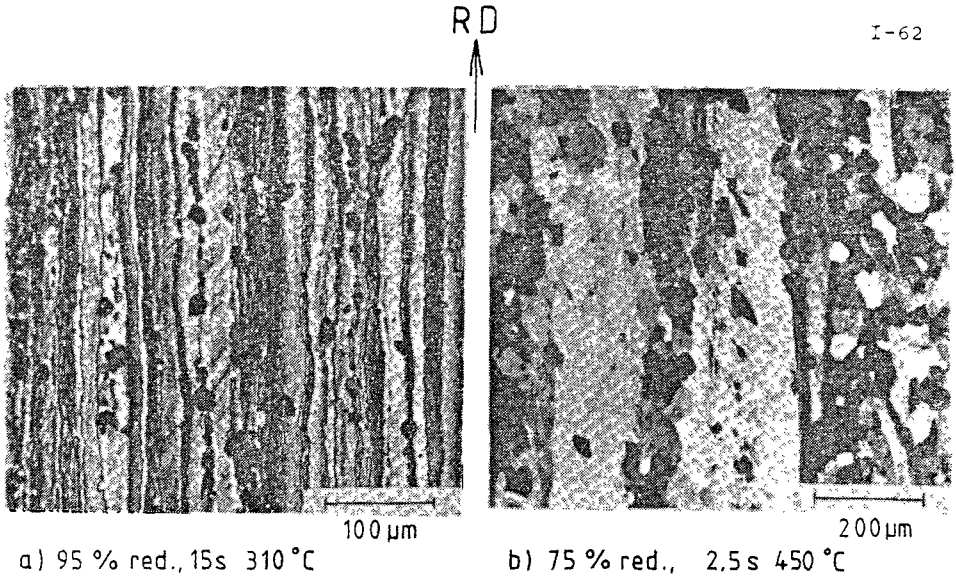


Abb.30: Keimbildung an Scherbändern in teilrekristallisiertem a) Al-3%Mg b) Al-1.8%Cu (anodisch oxidiert).

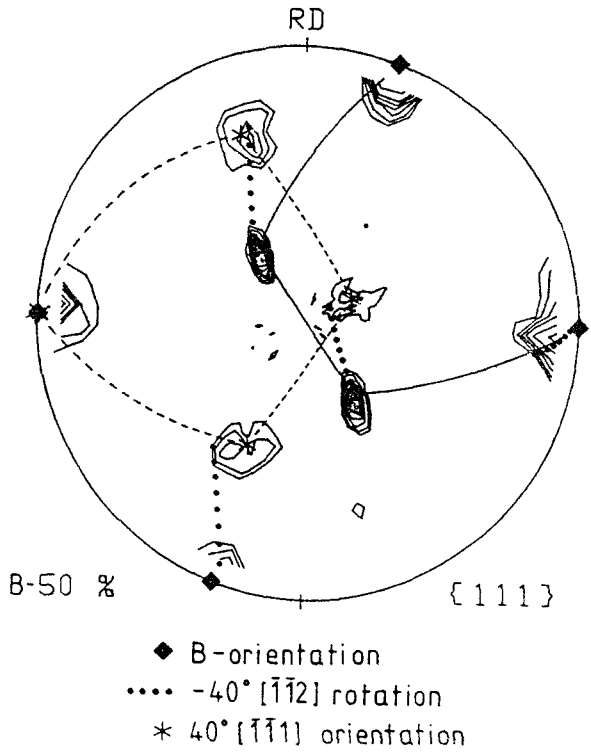


Abb.31:

{111}-Polfigur eines ausscheidungsbehafteten, teilrekristallisierten Al-1.8%Cu-Einkristalls mit Ms-Ausgangslage.

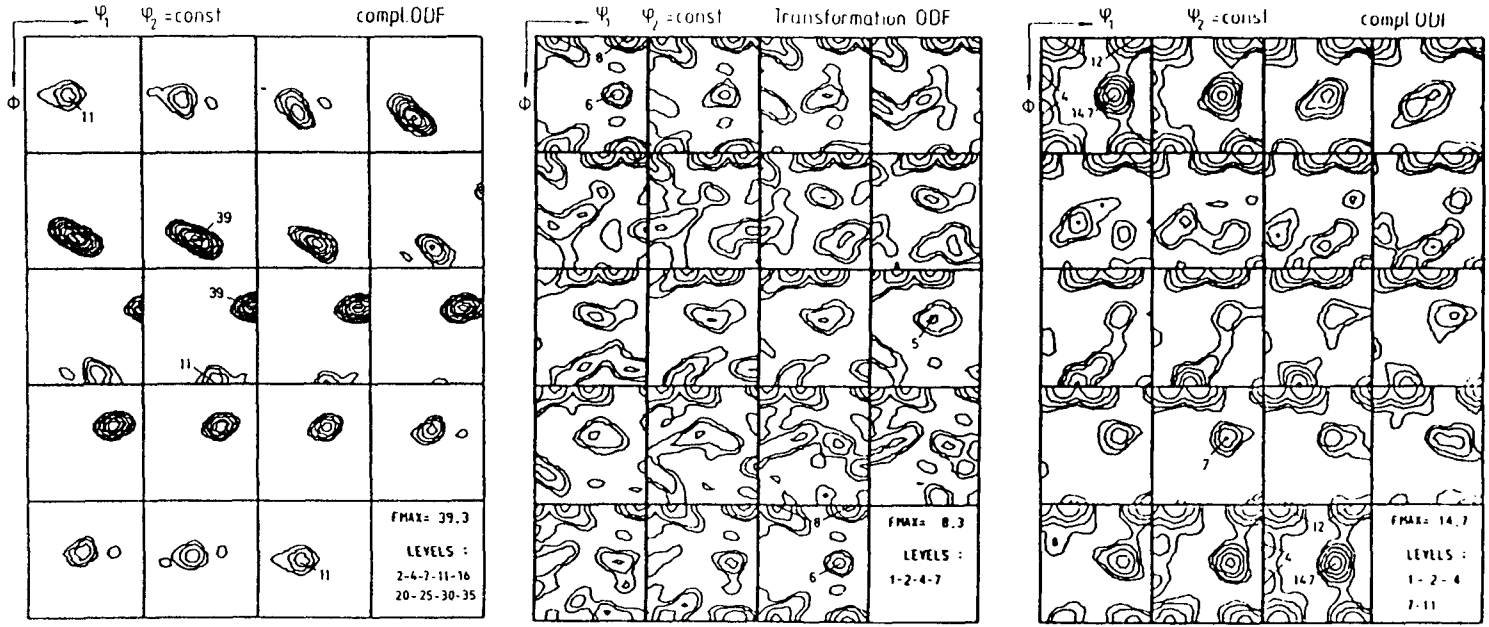


Abb.32: OVFs der a) Walztextur, b) Transformationstextur und c) Rekristallisationstextur von Al-0.35%Fe-0.7%Si.

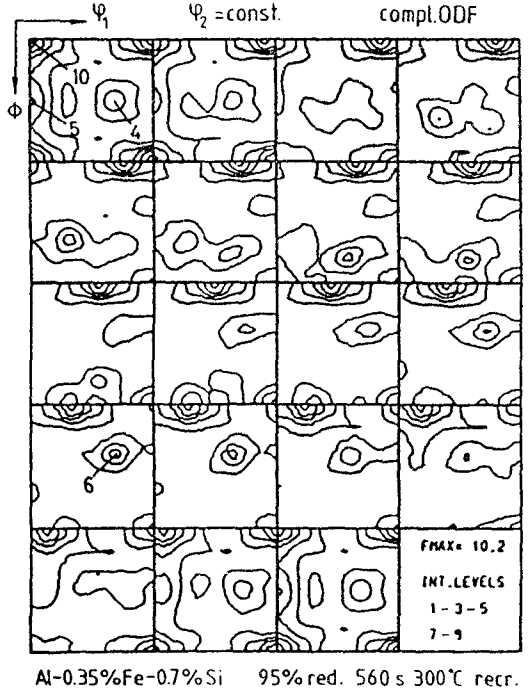


Abb.33: Rekristallisations-OVF von Al-0.35%Fe-0.7%Si mit einer bimodalen Teilchenverteilung.

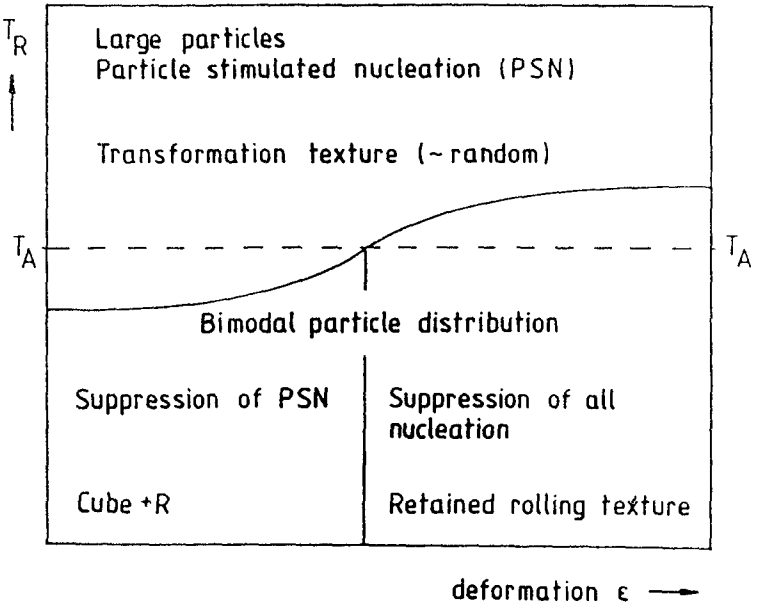


Abb.34: Schematische Darstellung der Textur-Entwicklung in ausscheidungsbehafteten Metallen in Abhängigkeit der Rekristallisationstemperatur T_R und der Verformung ε (T_A: Ausscheidungstemperatur).

Teil II

Texturentwicklung in Al-1.8%Cu

Teil II. Texturentwicklung in Al-1.8%Cu

Inhaltsverzeichnis **Seite**

II.1 Einleitung 1

II.2 Experimentelle Verfahren 1

II.3 Untersuchung der Ausscheidungszustände 3

II.4 Walzexperimente 4
II.4-1 Ergebnisse und Systematik der Walztexturen 4
II.4-2 Vergleich mit theoretischen Verformungsmodellen 8
II.4-3 Diskussion 9
II.4-3.1 Texturentwicklung der Gruppe I (homogen) 9
II.4-3.2 Texturentwicklung der Gruppe II (peak-aged) 11
II.4-3.3 Texturentwicklung der Gruppe III (overaged) 12

II.5 Rekristallisationsexperimente 15
II.5-1 Ergebnisse und Systematik der Rekristallisationstexturen 15
II.5-2 Mikrostruktur 17
II.5-3 Teilrekristallisationsexperimente 19
II.5-4 Diskussion 19
II.5-4.1 Rekristallisation in homogenen Al-Legierungen (R1) ... 20
II.5-4.2 Keimbildung in Scherbändern (R2) 22
II.5-4.3 Keimbildung an Teilchen (R3) 24
II.5-4.4 Unterdrückung der Keimbildung an Teilchen (R4) 26

II.6 Zusammenfassung 29

II.7 Tabellen 32

II.8 Abbildungen 33

II.1 Einleitung

In diesem Teil der vorliegenden Arbeit soll die Walz- und Rekristallisationstexturentwicklung einer Al-1.8%Cu Legierung in Abhängigkeit vom Ausscheidungszustand untersucht werden. Bei dieser Legierung kann durch die Variation der Auslagerungsglühung ein weites Spektrum an Teilchen zweiter Phase eingestellt werden, so daß verschiedene Teilchenzustände an einer einzigen Legierung untersucht werden können. Dies hat den großen Vorteil, daß die Textureffekte aufgrund der unterschiedlichen Auslagerungszustände nicht durch eine unterschiedliche Legierungsvorbehandlung überdeckt oder verfälscht werden. So können Ausscheidungszustände von einem homogenen übersättigten Mischkristall über feinstverteilte (teil)-kohärente schneidbare Partikel (GP, Θ') bis hin zu gröberen inkohärenten Teilchen der Gleichgewichtsphase Al_2Cu (Θ) untersucht werden.
Bei den Walzexperimenten wurde der Einfluß dieses Ausscheidungszustandes auf die Verformungsmechanismen und die daraus resultierenden Texturänderungen analysiert. Des weiteren wurde auch das Rekristallisationsverhalten der Legierung untersucht. Auch hier zeigte sich in Abhängigkeit von den verschiedenen Ausscheidungszuständen sowie von Walzgrad und Glühtemperatur ein weites Spektrum an Rekristallisationstexturen, woraus Rückschlüsse auf die Mechanismen von Keimbildung und -wachstum bei der Rekristallisation gezogen werden konnten.

II.2 Experimentelle Verfahren

Eine Probe aus warmgewalztem Al mit 1.8 Masse% (0.5 At%) Cu (genaue Analyse Tab.1) wurde bei 580°C lösungsgeglüht und anschließend zwei mal ~50% kalt vorgewalzt. Nach jeder Walzbehandlung wurde das Material 1h bei 480°C geglüht, um so eine homogene Struktur und eine möglichst regellose Textur zu erhalten (Löslichkeitsgrenze für 1.8%Cu bei ~420°C, Abb.1a). Aus dem Walzband wurden Proben geschnitten ($50\times30\times10mm^3$)und bei 300°C im Salzbadofen 0, 0.1, 0.3, 1, 3, 10 bzw. 100 Stunden ausgelagert (im folgenden jeweils A0, A0.1, ..., A100 genannt), um verschiedene Ausscheidungszustände einzustellen. Eine weitere nicht ausgelagerte Probe (B1000) wurde untersucht, nachdem sie ungefähr drei

Jahre (1000 Tage) bei Raumtemperatur aufbewahrt worden war.
Die Proben wurden auf einem Duo-Walzwerk (250 mm Walzendurchmesser) reversierend homogen ($l_D/D \geq 1$) kaltgewalzt. Bei verschiedenen Verformungsgraden zwischen 50% und 99% *) wurden Proben für die Texturmessung abgetrennt. Die Texturen wurden mittels eines automatischen Röntgen-Texturgoniometers /27,28/ bestimmt. Dabei werden jeweils vier unvollständige Polfiguren (α_{max}=85°) {111}, {002}, {022} und {113} gemessen und daraus die dreidimensionale Orientierungsverteilungsfunktion (OVF) f(g) nach der Reihenentwicklungsmethode berechnet /29/, wobei die Orientierung g durch die drei Eulerwinkel φ_1, ϕ und φ_2 angegeben wird. Zur weiteren quantitativen Auswertung werden die Texturen durch einige isotrop streuende, gaußförmige Komponenten angepaßt /30,32,33/, wodurch eine weniger abstrakte Darstellung der Texturen in Form von Mengenanteilen und Streubreiten einzelner charakteristischer Komponenten ermöglicht wird. Weiterhin lassen sich mit dieser Methode nach Lücke /32,33/ die OVFs bezüglich des Geister- /31/ und Reihenabbruchfehlers korrigieren. (Für Details dieser Methode siehe /6/.)

Zusätzlich wurden übliche metallkundliche Untersuchungsverfahren wie Härtemessungen, Messungen der elektrischen Leitfähigkeit sowie licht- und elektronenmikroskopische Untersuchungen durchgeführt.
Ein Teil der gewalzten Proben wurde anschließend einer weiteren Glühbehandlung bei 300°C unterzogen, um die Rekristallisationstexturentwicklung genauer zu untersuchen. Dazu wurde eine zweite Probenserie aus demselben Ausgangsmaterial hergestellt. Da die Versuche der ersten Serie ergaben, daß sich die Proben A0 und A0.1, die Proben A0.3 bis A3 und die Proben A10 und A100 jeweils sehr ähnlich verhielten (s.u.), wurde diesmal nur je eine Probe aus jeder Gruppe, nämlich A0, A1 und A100 sowie eine noch weiter überalterte Probe A350 vorbereitet. Diese Proben wurden wie die der ersten Serie gewalzt, allerdings wurde noch ein weiterer höherer Walzgrad (99%) eingestellt. Zur Bestimmung der Reproduzierbarkeit der Ergebnisse wurde auch von diesen Proben die Walztextur gemessen, außerdem wurden alle Proben ab 75% Walzgrad bei 220°C, 300°C und 450°C geglüht, um den Einfluß der Parameter Walzgrad, Glühtemperatur und Ausscheidungszustand auf die Rekristallisation systematisch untersuchen zu können.

*) entsprechend wahren Umformgraden ε von 0.7 bis 4.6 mit $\varepsilon = \ln(d/d_0)$

Alle diese Proben einschließlich der Probe A350 enthielten noch relativ wenig ausgeschiedenes Volumen. Um das untersuchte Spektrum an Ausscheidungen in AlCu-Legierungen zu vervollständigen und um die gewonnen Ergebnisse besser mit früheren Untersuchungen an technischen Al-Legierungen mit meist weitaus größeren ausgeschiedenen Volumina vergleichen zu können, sollte hier auch eine Legierung mit einem höheren Cu-Gehalt untersucht werden. Als Ausgangsmaterial dafür stand eine Platte einer warm vorgewalzten (-88%) technischen Legierung Al-6%Cu (und 0.4%Zr, genaue chemische Zusammensetzung s. Tab.1) zur Verfügung. An sich wird diese Legierung für superplastische Verformung eingesetzt /143/, die hier untersuchten Proben wurden jedoch wie die Al-1.8%Cu-Proben konventionell kaltgewalzt (50%-95%).

II.3 Untersuchung der Ausscheidungszustände

Das Ausscheidungsverhalten von Al-Cu-Legierungen ist gut bekannt (Abb.1; z.B. /141,144,145/). So bildet sich bei der gewählten Auslagerungstemperatur von 300°C zuerst die metastabile Θ'-Phase, die sich nach längeren Glühzeiten in die stabile Θ-Phase (Al_2Cu) umwandelt. In den vorliegenden Untersuchungen traten auf den Korngrenzen schon nach 0.1h Auslagerungsdauer die ersten Partikel auf. Ab 1h Auslagerungszeit konnte man die ersten Ausscheidungen mit dem typischen nadeligem Aussehen der plattenförmigen Θ'-Phase in der Matrix nachweisen (Abb.2a). Bei längeren Glühzeiten bis 10h wuchsen die Teilchen bei gleichzeitig abnehmender Anzahl (Ostwald-Reifung), (Abb.2b). Nach 100h Glühung hatten die Partikel sich dann weitgehend in die runde inkohärente Θ-Phase eingeformt (Abb.2c). Einige weitere charakteristische Kennwerte dieser Ausgangsproben, nämlich Härte sowie elektrische Leitfähigkeit sind als Funktion der Auslagerungszeit in Abb.2d zusammengefaßt. Mit zunehmender Auslagerungszeit nimmt die Leitfähigkeit entsprechend dem geringer werdende Anteil an gelösten Cu-Fremdatomen zu. Die Härte durchläuft ein Maximum bei 1h Auslagerungszeit, fällt aber dann infolge zunehmender Koagulation der Teilchen bei der Ostwald-Reifung wieder ab.
Die Teilchen in der Probe B1000 konnten im REM nicht beobachtet werden, aber die recht hohe Härte dieser Probe von fast 700 N/mm^2 verglichen mit 450 N/mm^2 in der warmausgehärteten Probe A1

spricht für einen Ausscheidungszustand mit sehr fein verteilten Guinier-Preston GPI und GPII Zonen.

Abb.3,4 zeigt den Einfluß der Walzverformung auf die Teilchen. Mit zunehmendem Walzgrad drehen sich die plattenförmigen Ausscheidungen der Probe A10 parallel zur Blechebene ein (Abb.3a) und ab ca. 75% beginnen sie zu zerbrechen (Abb.3b). Ab ca. 90% ist ein großer Teil der Ausscheidungen zu kleinen globulitischen Partikeln zerbrochen, die sich parallel zur Walzrichtung aufreihen (Abb.3c,d). Auch die Partikel der Proben A100 drehen bei zunehmender Walzverformung in die Walzrichtung und reihen sich hintereinander an (Abb.4).

Die Al-6%Cu-Proben zeigen ein feinkörniges, globulitisches Gefüge (Korngröße ~20μm, Abb.5a) mit einem erwartungsgemäß deutlich höheren Volumen an runden Teilchen zweiter Phase, die etwas in Warmwalzrichtung ausgerichtet sind (Abb.5a).
Die Teilchen wurden qualitativ mittels EDX analysiert (Abb.5b), sie enthielten im wesentlichen Al und Cu sowie Fe. Es handelt sich wohl um die Al_2Cu-Θ-Phase, in der sich die Verunreinigungen der Matrix, vor allem das Fe, eingelagert haben.

II.4 Walzexperimente

II.4-1 Ergebnisse und Systemtik der Walztexturen

Die Ausgangstextur aller Proben ist sehr ähnlich und zeigt eine schwache Bevorzugung der Würfellage und ihrer Streuungen um die Blechnormale. In Abb.6a ist die Textur in Form einer rückgerechneten {111}-Polfigur und in Abb.6b als φ_2=0°-Schnitt einer OVF dargestellt, die aus 5 Ausgangsproben gemittelt erhalten worden ist.

Zwei Beispiele für die gemessenen {111}-Polfiguren der Walztexturen sind in Abb.7 für die Proben A0 und A100 bei 95% Walzgrad dargestellt. Anhand solcher Polfiguren lassen sich außer einer gewissen Texturverschärfung mit zunehmendem Walzgrad praktisch keine Texturunterschiede erkennen, erst die genauere OVF-Auswer-

tung zeigt die charakteristischen Einzelheiten der verschiedenen Texturen.
Abb.8 und 9 zeigen einige typische OVFs in φ_2=constant-Schnitten im Eulerraum für die Proben A0, A1 und A100 bei 75% bzw. 95% Walzgrad. Es zeigt sich in allen Fällen die Ausbildung eine Walztextur vom Kupfer-Typ /1/ mit den bekannten Ideallagen {112}<111> "Cu-", {123}<634> "S-" und {110}<112> "Ms"-Lage. Die Orientierungen konzentrieren sich entlang der sogenannten β-Faser durch den Eulerraum und bilden einen Orientierungsschlauch hoher Belegungsdichte aus, der als Walztexturskelettlinie bezeichnet wird /6,27,34/.
Die in kfz-Metallen vor allem bei niedrigen Walzgraden häufig beobachtete α-Faser, die zwischen {011}<100> "Goss-" und Ms-Lage verläuft (sichtbar in den φ_2=0° (90°)-Schnitten entlang φ_1 bei ϕ=45°, Abb.8,9), tritt hier überraschenderweise erst bei höheren Walzgraden auf (Abb.9). Sie ist jedoch nur schwach belegt (f(g) meist unter 4) bis auf die Ms-Lage bei $\varphi_1 \approx 35°$, die beiden Fasern α und β gleichzeitig angehört.
Eine übersichtlichere Darstellungsweise der Walztexturen, mit der auch kleinere Texturänderungen sichtbar gemacht werden können, ergibt sich durch die Verbindung der maximalen Intensitäten dieser β-Faser und deren Auftragung über den entsprechenden φ_2-Winkeln (vergl. Teil I.2). In Abb.10 sind diese β-Fasern für die Proben A0, A10 und A100 bei verschiedenen Walzgraden abgebildet. Da im Gegensatz zur α-Faser die β-Faser nicht entlang einer Symmetrielinie verläuft, ist ihre genaue Lage nicht exakt festgelegt, d.h. die entsprechenden φ_1- und ϕ-Werte der Punkte maximaler Belegung im φ_2-Schnitt des Eulerraums können unterschiedlich sein. Sie sind in Abb.11 in gleicher Weise wie die maximalen Intensitäten gegen φ_2 aufgetragen und stellen so die Lage der Skelettlinien im Eulerraum dar.
Abb.12 zeigt die β-Fasern der nachgemessenen Serie, in Abb.13 ist beispielhaft ihre Position bei 90% Walzgrad dargestellt.

Auch diesen β-Fasern (Abb.10-13) kann man entnehmen, daß die prinzipielle Entwicklung der Walztexturen der untersuchten Al-Cu-Proben sehr ähnlich verläuft. Wie aus früheren Untersuchungen bekannt ist /6,8,50/, muß besonders bei Metallen mit hoher Stapelfehlerenergie (z.B. Al) bei der Interpretation der Walztexturen die Ausgangstextur berücksichtigt werden. Diese bestand, wie

Abb.6 zeigt, im wesentlichen aus einer schwach belegten Würfellage mit breiten Streuungen um die Blechnormale. Aus diesen Belegungen kann sich bei der Probe A0 (Abb.8a-10a) zunächst sehr schnell die Cu-Lage durch eine Querrichtungs-Rotation der ~45°BN gedrehten Würfellagenorientierungen ~{001}<110> entwickeln.

Mit zunehmendem Walzgrad verschärft sich die Textur, bis sich ab 98% Verformung eine Tendenz zur verstärkten Ausbildung der S-Lage zeigt (Abb.9a,10a). Diese bei Al häufig beobachtete Texturkomponente entwickelt sich auf einem etwas komplizierteren Pfad aus den Orientierungsbereichen um die Würfellage /147,148/. Die Verzögerung in der Ausbildung der S-Lage aus der Würfellage im Vergleich zur Cu-Lage läßt sich dadurch erklären, daß hier eine größere Orientierungsänderung vorliegt, die zusätzlich noch langsamer zurückgelegt wird.
Die Walztexturentwicklung der Probe A100 (Abb.8-10c) verläuft der der Probe A0 sehr ähnlich (Abb.8-10a). Verglichen mit Probe A0 ist die Walztexturentwicklung aber schneller, d.h. vergleichbare Intensitäten f(g) und Peak-Strukturen werden schon bei niedrigeren Verformungsgraden beobachtet. Z.B. werden in Probe A100 Werte von f(g)=10 schon nach 50% Verformung gefunden, bei Probe A0 erst bei 75%, und das Maximum der S-Lage entwickelt sich schon bei 95% anstatt bei 98% (Abb.10a,c). Bei sehr hoher Verformung (98%, Abb.10c) nimmt bei Probe A100 die Cu-Lage wieder zu, ab 98% bildet sie dann das Maximum der Textur. Bei Probe A0 ist dieses Verhalten ebenfalls zu vermuten, allerdings erst bei noch höheren Verformungen. (Bei den Proben A0 der Nachmessungen konnte tatsächlich bei 99% Walzgrad einen Wiederanstieg der Cu-Lage beobachtet werden, Abb.12a). Ein weiterer Unterschied zwischen den Texturen der Proben A0 und A100 ist die deutlich geringere Belegung der Ms-Lage bei A100, was bei der Diskussion der Verformungsmechanismen eine Rolle spielt (s.u.).
Wenn man einen kontinuierlichen Übergang der Texturtypen von A0 bis A100 annimmt, scheint die Texturentwicklung der Probe A1 (Abb.8-10b) nicht in dieses Schema zu passen. Statt dessen erhält man starke α-Faser-Belegungen und vor allem eine starke Ms-Lage, die bei 95% sogar das Textur-Maximum bildet (Abb.10b). Die Reproduzierbarkeit dieses Ergebnisses wurde an mehreren Proben bei dieser und bei vergleichbaren Auslagerungszeiten überprüft (z.B. Abb.12b,14).

Neben den Intensitäten weisen auch die entsprechenden Veränderungen in der Position der β-Fasern (Abb.11,13) eine Systematik auf. Obwohl diese Effekte in der Größenordnung nur weniger Grade liegen, können sie mit Hilfe der OVF-Analyse doch klar analysiert werden. Allgemein verschieben sich die ϕ-Werte mit steigendem Walzgrad in der Nähe der Cu-Lage (φ_2=45°) von $\phi \approx 25°$ bei 50% bis $\phi \approx 30°$ ab ~90% (={225}<554>). In der Ms-Lage (φ_2=90°) treffen sich alle Kurven aufgrund ihrer symmetrischen Position bei ϕ=45°. Hier kann dagegen eine gewisse Verschiebung in den φ_1-Werten festgestellt werden, die sich von niedrigeren Werten ausgehend schließlich alle in der exakten {011}<211>-Lage bei φ_1=35° sammeln. Dies entspricht einer Drehung um die Blechnormale aus der Richtung der Goss-Lage. Diese Tendenz ist bei allen Proben ähnlich, wobei die Proben A100 etwas eher die genaue {011}<211> erreichen.

In Abb.14 sind die oben beschriebenen charakteristischen Texureffekte noch einmal zusammengefaßt, indem die β-Fasern (Abb.14a) bzw. ihre Positionen (Abb.14b) nach 95% Verformung für verschiedene Auslagerungszeiten jeweils zusammen in einem Bild dargestellt werden. Diese Abbildungen zeigen, daß es möglich ist, die Walztexturen in drei Gruppen einzuteilen (vergl. Tab.2):

I) keine oder nur geringe Mengen an Ausscheidungen ("homogen", A0 und A0.1),

II) sehr viele fein verteilte Ausscheidungen, was dem Maximum der Härtekurve entspricht (Abb.2d) ("peak-aged", A0.3 bis A3),

III) größere, weiter verteilte Ausscheidungen, entsprechend dem Härteabfall ("overaged", A10 und A100).

Auch die Mengenanteile der Walztextur-Komponenten Cu, S und Ms, aufgetragen gegen die Auslagerungszeit (Abb.14c), sprechen für diese Einteilung in drei Gruppen.

II.4-2 Vergleich mit theoretischen Verformungsmodellen

Die geringfügigen Änderungen der Position der Skelettlinien (Abb.11,12e,13b) können mit theoretischen Rechnungen verglichen werden, die Rückschlüsse auf die Randbedingungen der Verformung und die aktivierten Gleitsysteme erlauben. Daher sind in Abb.11 und 13 zusätzlich die $\varphi_1(\varphi_2)$ und $\phi(\varphi_2)$ Kurven nach den beiden grundsätzlichen Taylor-Modellen, dem "Full Constraints" (FC) und dem "Relaxed Constraints" (RC) Modell eingezeichnet. Das FC-Taylor-Modell geht von einem vorgegeben Dehnungszustand aus (ideal ebene Dehnung für die Walzverformung) und benötigt im allgemeinen fünf aktivierte Gleitsysteme. Das RC-Modell läßt dagegen einige Randbedingungen bei der Verformung der Körner frei. Beim Walzen sind hier die Scherungen ε_{NR} und ε_{NT} nicht vorgeschrieben, da die dadurch hervorgerufenen Inkompatibilitäten durch die mit zunehmender Walzverformung immer flacher werdenden Körner vernachlässigbar gering werden. In diesem RC-Modell ist daher - zumindest im Korninnern - die Aktivierung von nur 3 Gleitsystemen für die Erfüllung der geforderten Verformung erforderlich (vergl. Teil I und z.B. /6/).
Das FC-Modell führt bei hoher Verformung zu einer starken Konzentration der Orientierungen in der Nähe der Cu-Lage (genauer D-Lage 90°,27°,45°) /6,42,43,49/, während mit Hilfe des RC-Modells erstmals eine gewisse Stabilität der S-Lage theoretisch gedeutet werden konnte /46,48/. Neuere genaue Berechnungen zeigen jedoch, daß auch in den RC-Modellen die S-Lage nur metastabil ist und ein stetiges, wenn auch langsames Eindrehen zur Cu-Lage stattfindet (d.h. daß die ε_{NT}=ε_S-Scherung an Bedeutung verliert und letztlich nur die ε_{NR}=ε_{Cu}-Scherung übrigbleibt) /6,49/. Die Unterschiede zwischen dem FC- und dem RC-Modell sind also nicht sehr ausgeprägt und vor allem an der exakten Position der Skelettlinie sichtbar.

Bei einem Vergleich der experimentell beobachteten β-Faser-Positionen mit diesen beiden theoretischen Verläufen (Abb.11) ergibt sich die auch bei anderen kfz-Metallen gemachte Beobachtung, daß mit zunehmendem Walzgrad eine Verschiebung von den FC-Kurven hin zu den RC-Kurven erfolgt, wobei sich in Al bei hohen Walzgraden eine experimentellen Kurve ergibt, die ziemlich genau zwischen den beiden theoretisch berechneten liegt /5,6/. Beim Vergleich

der Kurven für die unterschiedlichen Ausscheidungszustände fällt vor allem bei mittleren Walzgraden - d.h. im Bereich der größten Verschiebungen - auf, daß die Kurven für die länger ausgelagerten Proben III sowohl bei den ϕ- als auch bei den φ_1-Winkeln immer etwas näher an der Taylor-FC-Linie liegen. Die Orientierungsänderungen der Proben der Gruppen I und II sind bei mittleren Walzgraden stärker als bei Gruppe III, was dazu führt, daß sie die Kurven der Gruppe III bei ~90% Walzgrad überholen (Abb.11). Bei sehr hohen Walzgraden verschwinden diese Unterschiede dann fast völlig.
Auch diese Resultate konnten bei den Nachmessungen reproduziert werden, als Beispiel sind in Abb.13 die Positionen der Skelettlinien nach 90% Verformung der Proben A0, A1 A100 und A350 dargestellt. Man erkennt, daß die φ_1- und ϕ- Kurven der überalterten Proben A100 und A350 wieder jeweils etwas näher an den nach dem FC-Modell berechneten Kurven liegen.

II.4-3 Diskussion

Aus diesen Beobachtungen läßt sich das Verformungsverhalten von Al-Cu-Legierungen bei unterschiedlichen Ausscheidungszuständen in drei Gruppen einteilen, und aus dem Vergleich mit der bekannten Texturentwicklung von Rein-Al /3,5,6,8/ und theoretischen Vorhersagen /6,49/ können folgende Rückschlüsse gezogen werden:

II.4-3.1 Texturentwicklung der Gruppe I (homogen)

Das Verformungsverhalten der übersättigten Proben ohne oder mit nur sehr wenigen Ausscheidungen (A0, A0.1) entspricht im wesentlichen dem Verhalten von Rein-Al. Ausgehend von einer homogenen Verformung, die weitgehend den Vorhersagen des FC-Modells entspricht, verschiebt sich das Verhalten bei höheren Walzgraden in Richtung RC-Modell, und es kann sich neben der Cu-Lage bei sehr hohen Walzgraden (98%) besonders auch die S-Lage bilden. Die endgültige Orientierungsdichteverteilung entlang der β-Faser ist dabei stark von der Ausgangstextur beeinflußt. Dennoch bestehen einige signifikante Unterschiede zu der Texturentwicklung von Rein-Al, die im folgenden diskutiert werden sollen.

Bei höheren Verformungsgraden wurden für übersättigte Proben Anzeichen inhomogener Verformung beschrieben /59,65/, auch in den hier untersuchten Proben der Gruppe I wurden ab 90% Walzgrad solche sogenannten Scherbänder beobachtet (Abb.15a). Das heißt, daß auch die Verformung dieser Proben I nicht völlig homogen abläuft, wie oben vereinfachend beschrieben wurde.
Scherbänder sind Bereiche stark lokalisierter Verformung, die in stark verformten Metallen unter Walzbeanspruchung auftreten können. Diese Bänder werden meist unter Winken von 35° zur Walzebene geneigt beobachtet. Sie treten auf, wenn eine lokale Instabilität der Verformung entsteht, d.h. wenn eine lokale Entfestigung in der Matrix auftritt /51,52/.
Scherbandbildung ist oft verknüpft mit einer lamellaren Struktur /60,64/, z.B. Zwillings/Matrix-Lamellen durch Zwillingsbildung in Messing /55/ oder ausgeprägte Mikrobandbildung in Cu-Proben /64/. In Al-Legierungen wird Scherbandbildung besonders in der Cu-Lage beobachtet, da hier die Gesamtverformung unsymmetrisch auf zwei Versetzungspaare verteilt ist und damit zu solchen lamellaren Mikroband-Strukturen ähnlich wie in Cu führt. In Rein-Al werden solche Versetzungsanordnungen durch dynamische Erholung sofort abgebaut /60,69/, und die Bedingungen für Scherbandbildung werden so beseitigt. In Al-Mg- bzw. übersättigten Al-Cu-Legierungen ist die dynamische Erholung jedoch stark behindert, da die gelösten Fremdatome die Subkorngrenzen-Wanderung bremsen. Damit werden die Voraussetzungen für Scherbandbildung erreicht.
Obwohl die genauen mikrostrukturellen Vorgänge bei der Scherbandbildung und damit auch die exakte Auswirkungen auf die Texturentwicklung noch nicht restlos geklärt sind, konnten doch verstärkte Belegungen der Goss-Lage mit dieser Verformungsinhomogenität in Verbindung gebracht werden (s. Teil I.3-2). Durch homogene Weiterverformung dieser Goss-Lagen-Kristallite in den Scherbändern bildet sich dann die Ms-Lage. Dieser Mechanismus ist von Metallen niedriger SFE (z.B. Ms) bekannt, wobei Scherbandbildung zu dem beobachteten Textur-Maximum in der Ms-Lage führt (/6/, s. Teil V). Das führt zu den oben erwähnten recht starken Belegungen der α-Faser und besonders der Ms-Lage bei den hier untersuchten Proben der Gruppe I bei hohen Verformungsgraden (Abb.9a).

II.4-3.2 Texturentwicklung der Gruppe II (peak-aged)

In den ausgehärteten Proben der Gruppe II (A0.3-A3) ist eine große Anzahl sehr fein verteilter Teilchen vorhanden, d.h. der Ausscheidungszustand liegt zwischen dem der Proben I und III. Das könnte zu der Annahme eines kontinuierlichen Texturübergangs zwischen den Gruppen I und III führen, statt dessen zeigen die Proben II jedoch ein völlig anderes Verformungsverhalten, welches von einer sehr starken Ms-Lage besonders bei mittleren Walzgraden bestimmt wird (Abb.10b).
Wie die Härtemessung zeigt (Abb.2d), sind in den Proben II die ausgeschiedenen Teilchen noch sehr klein und sehr fein verteilt, so daß die Versetzungsgleitung besonders stark behindert ist. Setzt aber nun die Gleitung auf einem der Gleitsysteme verstärkt ein, so können die Teilchen wegen ihrer geringen Größe und teilweisen Kohärenz geschnitten werden /11/. Dies führt dazu, daß die Gleitung stark lokalisiert und bevorzugt auf wenigen Gleitsystemen abläuft /70-76/. Die Lokalisierung der Gleitung hat zwei Konsequenzen: 1. Die Randbedingungen für die Verformungen, die durch die Nachbarkörner aufgezwungen werden, sind weniger effektiv. Dies führt dazu, daß für die Formänderung im Korninnern mehr Freiheitsgrade existieren und die Randbedingungen für die RC- oder sogar die NC- (no constraints = Sachs) Modelle gültig werden, die Gleitung nur auf drei bzw. zwei Gleitsystemen benötigen, um die Walzformänderung zu bewirken. Theoretische Berechnungen nach dem NC-Modell führen immer zu einer mehr oder weniger stark ausgeprägten Ms-Lage /6/, die nur zwei Gleitsysteme benötigt, aber zu einer normalerweise verbotenen ε_{RT} Scherung führt.
2. Eine solche Gleitlokalisierung mit Inkompatibilitäten an den Korngrenzen kann nur lokal kompensiert werden. Dadurch können in den Nachbarkörnern Scherbänder gebildet werden, die mikroskopisch auch nachgewiesen werden können (Abb.15b). Dabei bilden sich deutlich mehr Scherbänder als in den übersättigten Proben der Gruppe I (Abb.15a).
Auch wenn die Beeinflussung der Walztextur durch die Scherbänder noch nicht völlig verstanden ist, so konnten doch Belegungen der α-Faser und vor allem der Ms-Lage mit diesen Verformungsinhomogenitäten verknüpft werden, also genau die Lagen, die in den hier untersuchten Proben der Gruppe II so überraschend stark belegt waren (s. Teil I.3-3).

Bei weiterer Verformung nimmt die Scherbandintensität etwas ab, daher verstärken sich die homogenen Verformungsmechanismen wieder, und die S-Lage bildet wieder die stärkste Walztextur-Lage (98%, Abb.10c).

Die Walztexturentwicklung der Probe B1000 (Abb.16a) ist der der homogenen Proben der Gruppe I sehr ähnlich, obwohl sie 1000 Tage bei Raumtemperatur bis zu Härten weit über denen der warmausgehärteten Proben A1 ausgelagert worden war. Hier hat man einen kontinuierlichen Übergang sowohl des Verformungsmechanismus als auch der Texturentwicklung von Gruppe I zu Gruppe II. Dieser Übergang scheint duch das Ausmaß der Scherbandbildung bestimmt zu werden (Abb.16b), die ja wie beschrieben sowohl durch gelöste Fremdatome als auch durch fein ausgeschiedene schneidbare Teilchen hervorgerufen werden kann (s.o.). Die Härte in der Probe B1000 ist wegen der sehr feinen Verteilung von sehr kleinen GP-Zonen (/11,141,144,145/ vergl. II-3) relativ hoch. Da diese Teilchen aber schon bei der ersten Verformung von Versetzungen geschnitten werden, verlieren sie ihren Einfluß wohl viel schneller als die gröberen θ'-Teilchen der Probe A1. Das führt dann zu einer etwas homogeneren Verformung auf mehr Gleitsystemen ähnlich den Proben der Gruppe I.
Dieses Beispiel verdeutlicht, wie empfindlich die beobachteten Texturänderungen auf Verformungsinhomogenitäten durch gelöste Fremdatome bzw. schneidbare Teilchen reagieren, so daß schon kleine Änderungen beim Walzprozeß, wie z.B. Schwankungen der Walztemperatur, die Walztextur sehr stark beeinflussen können.

Mit zunehmender Auslagerungszeit werden die Teilchen allerdings zu groß für diese ausgeprägten Schneidvorgänge, und die dadurch hervorgerufene Gleitlokalisierung wird reduziert, wie im folgenden beschrieben wird.

II.4-3.3 Texturentwicklung der Gruppe III (overaged)

In den überalterten Proben der Gruppe III mit größeren Ausscheidungen (A10, A100) sind nur wenige, aber deutlich größere Teilchen vorhanden, es zeigt sich eine ähnliche Texturentwicklung wie bei den Proben der Gruppe I. Das Verformungsverhalten entspricht etwas mehr dem FC-Taylor-Modell, als es bei dem Material der

Gruppe I ohne Ausscheidungen der Fall ist. Der Hauptunterschied ist jedoch, daß sich die Walztextur deutlich schneller entwickelt, sowohl was ihre Schärfe betrifft, als auch was die Änderungen der Belegung entlang der Walztexturskelettlinien betrifft (Abb.10).

Die Problematik der Verformung von ausscheidungsbehafteten Materialien ist in Teil I bereits ausführlich diskutiert worden. Die Verformung einer Matrix, die harte unverformbare Teilchen enthält, führt zu starken lokalen Wechselwirkungen zwischen Versetzungen und den Teilchen /81/. An der Matrix/Teilchen-Grenzfläche müssen sogenannte "geometrisch notwendige" Versetzungen eingebaut werden, um Dehnungsinkompatibilitäten zu beheben. Dies und die Rotation der plattenförmigen Al_2Cu-Teilchen in Positionen parallel zur Blechebene bei Walzen (Abb.3,4) führt zu einer Gitterrotation der angrenzenden Matrixbereiche und zur Produktion einer sehr hohen lokalen Versetzungsdichte /81,97,99,102/.
Während die Versetzungsgleitung in ausscheidungsfreiem Material nur durch die Wechselwirkung mit den Nachbarkörnern beeinflußt wird, tritt in ausscheidungsbehafteten Proben also noch eine Wechselwirkung mit den jeweiligen Teilchen auf. Das bedeutet, daß die Gebiete, in denen freie Verformung und die damit verbundenen Texturänderungen auftreten können, nicht länger durch die Korngröße, sondern durch die viel kleineren Teilchenabstände bestimmt sind.
Also muß in ausscheidungsbehafteten Proben auch im Korninnern sofort Vielfachgleitung unter FC-Bedingungen stattfinden, wo sonst wenig äußerer Einfluß zu spüren ist und daher meist nur wenige Gleitsysteme aktiviert werden müssen. Damit wird sich auch in diesen Bereichen von Anfang an eine der walzstabilen Orientierungen einstellen. Da solche Bereiche freier Versetzungsgleitung weit unterhalb der Korngrößen liegen, entspricht dies auch dem Effekt einer starken Kornfeinung. In Abhängigkeit von der Korngröße wurde tatsächlich ein ähnlicher Effekt einer beschleunigten Texturentwicklung beobachtet /109/. Solche Effekte von bevorzugter Vielfachgleitung in Al-Cu wurden schon beschrieben /11/ und können mittels TEM-Untersuchungen auch nachgewiesen werden /110,111/.
Die Verformung mittels einer größeren Anzahl an aktiven Gleitsystemen erklärt auch, warum die Positionen der Skelettlinien der

überalterten Proben jeweils etwas näher an den nach dem FC-Modell berechneten Kurven liegen.

Die starken Gitterkrümmungen in der Nähe der Teilchen /81,97,99, 102/ und die damit ca. 10 mal höhere Versetzungsdichte als in der Matrix führen dort zu einer sehr feinen Subkornstruktur. Diese bilden die sogenannte "Verformungszonen" (deformation zone) mit stark gestreuten Orientierungen /99-102/. Unter der Annahme einer regellosen Orientierungsverteilung dieser Verformungszonen kann man ihren Volumenanteil sogar quantitativ bestimmen, er entspricht dem regellosen Anteil (Untergrund) bei der Modellrechnung der Textur. Bei 75% Verformung beträgt der Untergrundanteil hier ca. 10%, während er in Rein-Al bei diesen Verformungen schon praktisch 0 ist /5,6,8/. Bei weiterer Verformung bis 95% nimmt er dann auf ca. 5% ab, was durch das Zerbrechen der Teilchen und ihren damit schwindenden Einfluß hervorgerufen wird (Abb.3c,d,4). Unter Berücksichtigung des Volumens der Verformungszonen und der Teilchendichte (~30.000/mm^2 in Probe A10) kann man sogar die Größe der einzelnen Verformungszonen abschätzen. Sie ist mit ~20μm^3 etwa zwei mal so groß wie das mittlere Teilchenvolumen (in Probe A10 ~0.5μm dicke Scheibchen mit ~5μm Durchmesser). Dieses Ergebnis steht in guter Übereinstimmung mit Beobachtungen von Humphreys an im Zugversuch verformten AlSi-Einkristallen /99,102/ sowie mit eigenen Untersuchungen an Einkristallen des gleichen Materials (/103/, s. Teil III).

Dieser Effekt läßt sich bei den Nachmessungen mit den stärker überalterten Proben A350 besonders klar zeigen (Abb.12d). Der Untergrundanteil steigt mit zunehmender Auslagerungszeit bei gleichen Walzgraden systematisch an und liegt bei den Proben A350 sogar bei 98% Walzgrad noch über 10%.
Verglichen mit technischen Legierungen ist aber der Ausscheidungsanteil auch in der Probe A350 noch recht gering, daher wurde zusätzlich die Walztexturentwicklung einer Legierung Al mit 6%Cu untersucht, die wesentlich mehr Teilchen enthielt (Abb.5a). Bei diesen Proben ist die Walztexturentwicklung durch die Teilchen und ihre Verformungszonen so stark beeinflußt, daß die gesamte Textur in ihrer Schärfe deutlich reduziert wird (Abb.17). Der Untergrundanteil steigt bis 30% bei 95% Verformung. Man beobachtet jedoch wiederum eine gewisse Bevorzugung der Cu-Lagen-Berei-

che, so daß die oben beschriebenen Mechanismen zur Bildung der Cu-Lage wohl auch hier noch gültig sind.

Bei zunehmender Verformung beginnen die Teilchen der Probe A10 zu zerbrechen und ordnen sich hintereinander in der Walzrichtung an (Abb.3). Dieser Effekt führt zu einer relativ gleichmäßigen Verteilung sphärischer Teilchen wie auch in den länger ausgelagerten Proben A100 (Abb.4). Auch bei solchen Teilchenverteilungen sind hohe homogene Versetzungsdichten beobachtet worden /11,110/, die für eine Verformung mit Vielfachgleitung nach dem FC-Modell spricht. Solche Strukturen können eventuell instabil werden, so daß weitere Verformung zu Scherbändern führt /110/. In den Proben der Gruppe III sind bis 98% Walzgrad jedoch keine Scherbänder beobachtet worden (Abb.15c). Solche Effekte sind wohl nur bei wesentlich höheren Verformungen zu erwarten als in Materialien mit feinen Teilchen (s.o.).

II.5 Rekristallisationsexperimente

II.5-1 Ergebnisse und Systematik der Rekristallisationstexturen

Wie im experimentellen Teil (II.2) schon beschrieben, wurde die Rekristallisationstexturentwicklung von beiden untersuchten Walzserien analysiert. Die Proben der ersten Serie ab 90% Verformung wurden bei 300°C primärrekristallisiert, die Ergebnisse der Texturuntersuchungen sind in Form der φ_2=0°-Schnitte in Abb.18 für die verschiedenen Auslagerungszeiten und Walzgrade dargestellt. Als erstes Ergebnis beobachtet man, daß die Rekristallisationstexturen der Proben A0, A0.1 und A1 ohne oder mit nur sehr kleinen Ausscheidungen bzw. die der Proben A10 und A100 mit gröberen Ausscheidungen jeweils sehr ähnlich sind.
Um die ablaufenden Rekristallisationsmechanismen in diesem Material nun genauer analysieren zu können, wurde die zweite Probenserie präpariert und systematisch in Abhängigkeit von Walzgrad, Auslagerungszustand und Rekristallisationstemperatur analysiert. Aufgrund der Ergebnisse der ersten Serie wurden hier nur die Auslagerungszustände A0, A1, A100 sowie zusätzlich A350 eingestellt. Da die bei 300°C ermittelten Rekristallisationstexturen dieser Serie sehr gut mit denen der ersten Serie übereinstimmen,

werden im folgenden nur noch die Ergebnisse der zweiten Serie diskutiert.

Die Glühzeiten für abgeschlossene Primärrekristallisation wurde für die 90% verformten Proben mittels Härtemessungen (Abb.19) bestimmt. Für die anderen Proben wurden entweder ebenfalls Härtekurven ermittelt, sonst wurden Textur- oder Mikrostrukturuntersuchungen herangezogen, um die Rekristallisationszeit zu bestimmen. Die Ergebnisse sind in Abb.20 zusammengefaßt (offene Symbole: noch nicht vollständig rekristallisiert, volle Symbole: vollständig rekristallisiert). Während die Rekristallisation bei 450°C schon nach wenigen Sekunden Glühzeit abgeschlossen war, mußten die Proben bei 220°C viele Stunden bzw. teilweise sogar Tage geglüht werden, bei der Probe A0, 75% war die Rekristallisation nach 26 Tagen noch nicht vollständig abgeschlossen. Diese enormen Unterschiede sind nicht nur durch die Temperaturabhängigkeit der Aktivierungsenergie zu erklären, sondern lassen schon auf signifikante Unterschiede bei den Rekristallisationsmechanismen schließen.

Die Texturen nach abgeschlossener Primärrekristallisation sind in Abb.21 als {111}-Polfiguren sowie in Abb.22 als φ_2=0°-Schnitte dargestellt. Ein Vergleich von Abb.22 a) und b) bzw. c) und d) ergibt erneut eine gute Übereinstimmung der Texturen der Proben mit wenigen Ausscheidungen A0 und A1 bzw. der mit größeren Teilchen A100 und A350, so daß im folgenden nur noch die zwei Serien A0 und A100 diskutiert werden, sofern es nicht anders angegeben ist.

Bei allen Proben (außer bei A0 bis 90% Verformung) wird eine starke Goss-Lage gefunden, die bis 98% mit zunehmender Verformung sowie mit zunehmender Glühtemperatur zunimmt. Die Neigung zur Goss-Lage ist besonders bei den Proben A0 und A1 bei hohen Walzgraden ausgeprägt, wo sie sogar das Texturmaximum bildet (Abb. 21a,22a,b). Bei den Proben A100 ist sie generell schwächer, auch ihre Temperaturabhängigkeit ist geringer.
Als weiteres Resultat der oben erwähnten Ergebnisse (Abb.21,22) kann man vier typische Texturtypen herausgreifen, die in Abb.23 noch einmal zusammen als {111}-Polfigur und komplette OVF gezeigt werden:

R1) Bei den Proben ohne Ausscheidungen A0 (Abb.21a,22a,b,23a) findet man bei niedrigen Walzgraden und niedrigen Glühtemperaturen Texturen, die relativ schwache Würfellagen (f(g)<10) mit weitreichenden Streuungen um die Walz- und die Querrichtung zeigen.
Bei den Proben A100, die bei 220°C geglüht worden sind, beobachtet man bis 90% überraschenderweise sehr ähnliche Texturen.
R2) Mit zunehmender Verformung ab 95% wird die Würfellage in den Proben A0 immer schwächer bei einer gleichzeitigen BN-Rotation (Abb.21a,22a,b). Statt dessen verstärken sich, wenn auch etwas unsystematisch, andere Lagen, nämlich Goss-, R-, Q- und P-Lage. Bei 450°C wird ein solcher Texturübergang schon bei niedrigeren Walzgraden (90%) gefunden, hier ist die Gosslage mit f(g)>30 besonders stark ausgeprägt (Abb.23b).
R3) Die Proben mit größeren Teilchen A100 zeigen bei 450°C sowie bei 300°C bis 90% Verformung sehr systematisch eine Textur mit -20°BN gedrehter Würfellage, Goss- und P-Lage sowie einer schwach belegten R-Lage, die bei relativ niedrigen φ_2-Winkeln um 45° liegt (besser BN gedrehte Cu-Lage), die sogenannte "Transformations-Textur" (Abb.21b,22c,d,23c).
Nach einer Glühung bei 300°C von Proben mit mehr als 90% Verformung verschmiert die gedrehte Würfellage jedoch, auch die P-Lage wird schwächer, während die Goss-Lage deutlich schärfer wird. Das Bild ähnelt damit eher dem des Typs R4.
R4) Während die bei 220°C geglühten Proben A100 bei niedrigen Walzgraden Rekristallisationstexturen vom Typ R1 entwickeln (s.o.), bleibt bei höheren Walzgraden ein großer Teil der Walztextur nach der Rekristallisation erhalten ("In Situ Rekristallisation"). Vor allem die Cu- und die S-Lage sind noch stark belegt, während die Ms-Lage weitgehend abgebaut ist. Zusätzlich werden schwache Belegungen der Würfellage, eine starke Goss-Lage sowie ein ebenfalls starker Untergrundanteil gefunden (Abb.21b, 22c,d,23d).

II.5-2 Mikrostruktur

In Abb.24 werden einige Beispiele der primärrekristallisierten Gefüge dargestellt. In der Probe A0, die bei 300°C geglüht wurde, beobachtet man ein feinkörniges, etwas inhomogenes Gefüge, wobei die größeren Körner etwas in Walzrichtung gestreckt sind (Abb.

24a). Nach Glühung bei 450°C sind die Körner rund ausgebildet und deutlich größer als bei 300°C (Abb.24b). Wie genauere Untersuchungen an teilrekristallisierten Proben ergaben (s.u.), ist dieser Effekt während der Glühzeit von nur 3s schon auf einen gewissen Anteil Kornvergrößerung zurückzuführen. Die Texturergebnisse werden dadurch bis auf einen geringfügigen Anstieg der gesamten Intensität jedoch nicht beeinflußt.
In den Proben A100 wird bei allen Temperaturen ein sehr feinkörniges Gefüge mit runden Körnern gefunden (Abb.24c,d).

Die Korngröße nach abgeschlossener Primärrekristallisation wurde für alle untersuchten Walzgrade und Glühtemperaturen nach dem Schnittlinienverfahren in Blechnormalenrichtung an jeweils ca. 100 Körnern ermittelt, die Ergebnisse sind in Abb.25 zusammengefaßt. Die Proben A100 (volle Symbole) entwickeln dabei immer deutlich feinere Körner als die Proben A0 (offenen Symbole). Die Korngröße nimmt mit steigendem Walzgrad deutlich ab. Beim Vergleich der drei verschiedenen Glühtemperaturen zeigt sich, daß die Korngröße bei 300°C jeweils den minimalen Wert erreicht, bei 220°C wird bei A0 bzw. bei 450°C bei A100 der jeweils höchste Wert beobachtet. Dabei dabei kann der letztere Punkt evtl. mit einer geringfügigen Kornvergrößerung erklärt werden. Die Proben der Serie A1, deren Ergebnisse hier nicht eingetragen sind, bilden Korngrößen aus, die immer etwas über denen der Proben A0 liegen.
Bei sehr hohen Verformungsgraden (>95%) erreicht die Korngröße der Proben A0 bei 220°C Glühtemperatur die Dimension der untersuchten Blechdicken (Abb.24e). Daher werden hier nur noch sehr wenige Körner, in einigen Fällen nur zwei bis drei, über die gesamte Blechdicke gebildet, was die bei diesen Proben gefundenen recht unklaren Texturergebnisse erklärt (s. II.5-1). Da damit natürlich nicht mehr genügend mögliche Stellen für eine statistisch relevante Keimbildung vorhanden sind, dürfen die Texturergebnisse nur qualitativ ausgewertet werden. Diese Reduzierung der möglichen Keimbildungsstellen im Gefüge ist wohl auch für den überraschenden Wiederanstieg der Rekristallisationszeit bei A0 bei hohen Verformungsgraden (Abb.20a) verantwortlich.

II.5-3 Teilrekristallisationsexperimente

Um die bei der Rekristallisation ablaufenden Mechanismen besser verstehen zu können, wurden einige Proben in mehreren teilrekristallisierten Zuständen untersucht. Dazu wurde immer dieselbe Probe geglüht, abgeschreckt, untersucht und dann erneut geglüht, um so die Effekte möglichst systematisch verfolgen zu können. Durch Meßfehler bei den z.T. sehr kurzen Glühzeiten sind die Rekristallisationszeiten allerdings meist etwas höher als bei den in einem Glühschritt primärrekristallisierten Proben. Außerdem können eventuell ablaufende Erholungsprozesse beim wiederholten Aufheizen und Abkühlen trotz der sehr hohen Aufheizrate im Salzbadofen bzw. Abschreckrate nicht völlig ausgeschlossen werden, die ebenfalls die Rekristallisationskinetik beeinflussen. Nach einem Vergleich der Texturergebnissen wirken sich diese Fehler jedoch vernachlässigbar gering auf die Texturentwicklung aus, so daß sie in Kauf genommen werden können. Zusätzlich wurden in einigen Fällen auch metallographische Untersuchungen durchgeführt, um die gemessenen Texturänderungen möglichst mit den beobachteten Gefügeänderungen korrelieren zu können.
In den Abbildungen 26-28 werden die Ergebnisse dieser Experimente für die Texturtypen R1, R3 und R4 in Form der Mengenanteile der Hauptrekristallisationslagen über der Glühzeit dargestellt und im folgenden diskutiert.

II.5-4 Diskussion

Die Legierung Al-1.8%Cu zeigt in Abhängigkeit der drei Parameter Walzgrad, Auslagerungszeit und Glühzeit ein sehr breites Spektrum an Rekristallisationstexturen, in dem die meisten aus anderen Al-Legierungen bekannten Effekte wiedergefunden werden können. Im folgenden sollen nun die einzelnen Texturtypen im Hinblick auf ihr unterschiedliches Keimbildungs- und Keimwachstumsverhalten diskutiert werden.

II.5-4.1 Rekristallisation in homogenen Al-Legierungen (R1)

Zur Deutung der bei der Rekristallisation entstehenden Texturen gibt es zwei grundlegende Theorien, die auf den beiden metallkundlichen Mechanismen der Rekristallisation, Keimbildung und Keimwachstum, basieren. Bei der Theorie der orientierten Keimbildung bestimmt die bevorzugte Keimbildung spezieller Orientierungen die spätere Textur. Demgegenüber wird bei der Theorie des orientierten Wachstums angenommen, daß aus einer Vielzahl von beliebig orientierten Keimen nur diejenigen ausreichend gut wachsen können und damit zu einer ausgeprägten Textur führen, die eine 40°<111>-Orientierungsbeziehung zu der verformten Matrix haben /127/.
Gerade bei der Würfellage, die die typische Rekristallisationtextur in homogenen Al-Legierungen /19/ (Abb.21a,22a,b,23a) und besonders in Rein-Al /5,7,16,130/ darstellt, sind die genauen Bildungsmechanismen noch umstritten (s. z.B. /9/). Dabei wird die Würfellage häufig als Beispiel für eine orientierte Keimbildung herangezogen /121,122/. Der Ursprung ihrer Keime wird in Übergangsbändern zwischen aufspaltenden Würfellagenbereichen vermutet, wie nach der Taylor-Theorie vorhergesagt werden kann (Dillamore/Katoh DK /123/). Charakteristisch für eine so keimgebildete Würfellage sind weite WR-Streuungen, die auch in Al-1.8%Cu beim Typ R1 gefunden werden (Abb.23a). Hier treten teilweise zusätzlich starke QR-Streuungen auf, die ebenfalls in Rein-Al gefunden wurden und auf ähnliche Strukturen bevorzugter Keimbildung zurückgeführt werden konnten /124/.
Zur Deutung der Dominanz der Würfeltextur wurde auch die Theorie des orientierten Wachstums angeführt, da die Würfellage eine schnellwachsende 40°<111>-Rotationsbeziehung zur Hauptwalzlage, der S-Lage, aufweist. Die Würfellage ist dabei besonders bevorzugt, da sie wegen ihrer hohen Symmetrie gleichzeitig in alle vier symmetrisch äquivalente Varianten der S-Lage hineinwachsen kann und auch in alle anderen Komponenten der kfz-Walztextur ausreichend gut wachsen kann /7/ (sog. Kompromißtextur /128/).

In Al höchster Reinheit besteht die Rekristallisationstextur praktisch nur aus einer sehr scharfen Würfellage mit WR-Streuungen /7,16/. Andere Keime können entweder gar nicht gebildet werden, oder sie werden von der schnell wachsenden dominanten

Würfellage wieder aufgezehrt.
In den hier untersuchten homogenen Al-Cu Proben A0 bei niedrigen Walzgraden (Typ R1) werden ähnliche Effekte angenommen, da auch das Verformungsverhalten dieser Proben dem von Rein-Al ähnelt (s.o.). Auch hier wird die Würfellage mit weitreichenden WR-Streuungen gefunden (Abb.23a). Wie in Abb.26 zu erkennen ist, bildet sich dabei die Würfellage als erste Rekristallisationskomponente und wächst dann schnell auf Kosten der Walzlagen an. Die Würfellage erreicht allerdings nur Mengenanteile von unter 50%, und es bildet sich ein regelloser Anteil von fast 30%. Auch in den OVFs ist die Würfellage wesentlich schwächer ausgeprägt ($f(g)<10$, Abb.22a,b,23a) verglichen mit Rein-Al ($f(g)>100$ /16/). Dies ist zum einen auf die gelösten Cu-Atome zurückzuführen, von denen bekannt ist, daß sie eine stark hemmende Wirkung auf die Korngrenzenwanderung ausüben (impurity drag /132/). Hinzu kommt vor allem, daß sich bei der Rekristallisationsglühung bei 300°C das in übersättigter Lösung befindliche Cu ausscheiden kann und so ebenfalls die Korngrenzenwanderung behindern kann (Zener drag /150/).
Dies erklärt die schwach ausgeprägten Rekristallisationstexturen des Typs R1, da neben den nicht so bevorzugten Würfellagenkörnern auch anders orientierte Keime gute Wachstumschancen erhalten und so zu einem erhöhten Anteil an regellosen Orientierungen führen.
Auch die entsprechende Korngröße nach Primärrekristallisation zeigt deutlich die Behinderung des Keimwachstums in den übersättigten Proben. Sie ist mit ~35μm (Abb.25) zwar etwas größer als bei den vorausgelagerten Proben A100, aber immer noch wesentlich feiner als die in Rein-Al gefundene /7,16,130/. Auch das in Abschnitt II.5-2 beschriebene etwas inhomogene Mikrogefüge dieser Proben vom Typ R1 (Abb.24a) könnte genau diese Effekte wiederspiegeln. Die Würfellage mit ihrer an sich guten, aber durch die Fremdatome behinderten Wachstumsbedingung bildet die etwas größeren langgestreckten Körner, die kleineren Körner sind in erster Näherung die regellos orientierten.
Mit zunehmender Auslagerungszeit nimmt die Cu-Übersättigung naturgemäß ab, damit gewinnen Wachstumsprozesse etwas mehr an Bedeutung, was die geringfügig höheren Korngrößen der Proben A1 erklären könnte.

II.5-4.3 Keimbildung in Scherbändern (R2)

Eine komplett veränderte Rekristallisationstextur wird in den übersättigten Proben A0 und besonders A1 bei Verformungen ab 95% beobachtet (Abb.21a,22a,b,23b). Hier wachsen einige Orientierungen (Goss, Q, P) zu sehr starken Rekristallisationskomponenten heran und verdrängen die typische Würfellage fast vollständig. Diese Lagen sind als relativ gut wachsende Lagen bekannt, ihre Intensität ist allerdings wesentlich stärker, als durch eine 40°<111>-Texturtransformation erklärt werden könnte (s. I.4-2). Hier muß also ein zusätzlicher Auslesemechanismus in Form einer orientierten Keimbildung stattfinden. Unter Berücksichtigung der Unterschiede der verformten Strukturen werden diese zusätzlichen Keimbildungsstellen in den Scherbändern vermutet, die in diesen Proben beobachtet worden sind (Abb.15a,b).

Scherbänder sind als bevorzugte Keimbildungsorte bekannt, da sie 1. große Orientierungsdifferenzen zu der umgebenden Matrix aufweisen und 2. eine hohe lokale Versetzungsdichte beinhalten, was zu einer schnellen Keimbildung durch Subkornwachstum führen kann. Wenn zusätzlich eine gute Wachstumsbeziehung zu der umgebenden Matrix besteht, sind gute Bedingungen für ein Wachsen dieser Keime vorhanden.
Unter der vereinfachenden Annahme einer QR-Rotation der Matrixorientierungen innerhalb der Scherbänder werden die Hauptwalzlagen in Al-Legierungen, nämlich die β-Faser-Bereiche zwischen Cu- und S-Lage, in Orientierungen in der Nähe der γ-Faser überführt (Abb.29a). Diese Orientierungsbereiche sind in kfz-Metallen jedoch sehr instabil, daher findet weitere Verformung nach Beendigung eines Scherbandmechanismus, d.h. wenn ein Scherband einmal aktiviert worden ist, wieder durch homogene Mechanismen der Versetzungsgleitung in den Scherband-Kristalliten statt. Abhängig von der genauen Orientierung und den Nachbarschaftsverhältnissen der einzelnen Kristallite werden diese dann ungefähr Richtung Goss-Lage rotieren (Abb.29a). Solche weit streuende Goss-Lagen sind tatsächlich in Scherbändern beobachtet worden /67/. Eine weitere Möglichkeit ist die weitere Rotation in die Richtung einer der symmetrischen Cu- bzw. S-Lagen-Komponenten, was Huh et al. /67/ bzw. Nes et al. /10/ in sehr hoch gewalzten Proben gefunden haben.

Scherbänder werden jedoch meist in beiden komplementären Richtungen + und - beobachtet, auch wenn die -35° QR-Rotation seltener auftritt (vergl. Teil I). Diese -35° QR-Rotation führt zu Orientierungen von (90°,5°,45°) bis (16°,17°,35°) (Abb.29b), also exakt in die Orientierungsbereiche, wo die Q-Lage gefunden wird. Beide Orientierungen, Goss- und Q-Lage, erfüllen zwei Bedingungen, die sie für die Rekristallisationstextur favorisieren: Beide sind metastabile Orientierungen /7/, d.h. daß sie - einmal gebildet - nur sehr langsam durch weitere Verformung wieder wegdrehen. Da sie aber durch neue Scherbänder kontinuierlich wieder nachgebildet werden, sind immer gewisse Bereiche mit diese Orientierungen vorhanden, die als mögliche Keimbildungsstellen fungieren können. Das erklärt auch die oftmalige Beobachtung dieser Lagen sogar in Walztexturen.
Da sowohl die Goss- als auch die Q-Lage recht gute Wachstumsbeziehungen zur umgebenden Matrix mit Walzorientierung haben, sind gute Möglichkeiten gegeben, daß sie zu deutlichen Rekristallisationslagen heranwachsen können. Zwei ähnliche Orientierungen konnten auch in einem übersättigten Einkristall derselben Legierung Al-1.8%Cu als Rekristallisationslagen gefunden werden, wobei die Keimbildung eindeutig an Scherbändern stattfand (vergl. Teile I.4-4 und III).

Eine weitere Komponente, die mit inhomogener Verformung verbunden zu sein scheint, ist die P-Lage (Abb.22a,b,23b). Diese Lage kann nicht direkt durch Scherbandmechanismen erklärt werden wie die Goss- oder Q-Lage, kann aber dennoch auf Scherbänder zurückgeführt werden:
Während die weitere homogene Verformung der Goss-Lagen-Bereiche zur Ms-Lage führt (s.o.), konnte für die weitere homogene Verformung aller Orientierungen im φ_2=0°-Schnitt bei φ_1-Winkeln über ~45°, also z.B. der Q-Lage, mit Hilfe theoretischer Modelle gezeigt werden, daß sie sich zuerst Richtung α-Faser bewegen und diese meist im Bereich der P-Lage (genauer bei $\varphi_1 \approx 55°$) treffen /6,7/ (besonders bei freier ε_{NR}-Scherung). Man kann also annehmen, daß auch solche Orientierungen im Laufe der Verformung kontinuierlich nachgebildet werden. Weiterhin ist diese P-Lage divergent, d.h. daß die Orientierung zum Aufspalten in zwei Richtungen neigt (hier + und - ϕ). Man kann annehmen, daß einige Bereiche zwischen den aufspaltenden Orientierungsbereichen in der

P-Lage erhalten bleiben und so als Keimbildungsstellen fungieren können (Ähnlich wie die Würfellage-Keime nach dem Dillamore/Katoh-Mechanismus, s.o.). Dieser Keimbildungsmechanismus zusammen mit den sehr guten Wachstumsbedingungen der P-Lage kann die starke P-Lage des Texturtyps R2 erklären.

Eine direkte metallographische Untersuchung von Keimbildung in Scherbändern in polykristallinem Al-1.8%Cu erwies sich als äußerst schwierig, da die Proben, in denen die starke Goss- und Q-Lagen auftraten (Typ R2) erstens stark verformt (>95%) und zweitens bei hohen Temperaturen (450°C) geglüht worden sind. Beide Parameter führen jedoch zu einer sehr kurzen Zeit, die für vollständige Rekristallisation benötigt wird (Abb.20a), bei den hier untersuchten Proben lag die Rekristallisationszeit teilweise unter einer Sekunde. Daher war es kaum möglich, teilrekristallisierte Zustände solcher Proben zu untersuchen. In einer 2.5s bei 450°C teilrekristallisierten Probe A0.3, die nur 75% gewalzt war, konnten zwar Körner gefunden werden, die eindeutig an Scherbändern gebildet worden sind (Abb.30), in der Rekristallisationstextur dieser Probe werden jedoch nur sehr schwache Belegungen von Goss und Q gefunden (Abb.22a,b,23b).
Ein endgültiger Beweis für die Keimbildung der Goss- Q- und besonders der P-orientierten Körner an Scherbändern steht also noch aus.
Die Annahme von Keimbildung an Scherbändern wird aber unterstützt durch die Korngrößen-Untersuchungen nach abgeschlossener Primärrekristallisation. Bei 75% Walzgrad, wo nur sehr wenig Scherbänder beobachtet werden konnten, ist die Korngröße nach Rekristallisation noch recht hoch (~40μm, Abb.25). Sobald jedoch deutliche Scherbandbildung auftritt, fällt die Korngröße rapide ab auf fast die Werte der Proben A100 mit größeren Teilchen, was auf die guten zusätzlichen Keimbildungsmöglichkeiten an den Scherbändern zurückgeführt werden kann.

II.5-4.4 Keimbildung an Teilchen (R3)

In Materialien, die größere unverformbare Teilchen (>1μm) enthalten, kann die Rekristallisation wesentlich leichter ablaufen als in homogenen Proben /12/. Eine beschleunigte Rekristallisation wurde auch in den hier untersuchten Al-1.8%Cu Proben der Serie

A10, A100 sowie A350 beobachtet, was z.B. aus den Härtekurven (Abb.19) bzw. den Auftragungen der benötigten Zeit für Primärrekristallisation (Abb.20) ersichtlich ist. Der Grund für diese beschleunigte Rekristallisation ist die hervorragende Möglichkeit zur Bildung von Rekristallisationskeimen in den Verformungszonen um die Teilchen (s. II.4-3.3). Nach Humphreys /99,102/ bilden sich diese Verformungszonen durch den Aufstau von Versetzungen an der Matrix/Teilchen-Grenzfläche. Dieser Aufstau bewirkt zum einen eine Rotation von Teilchen sowie der angrenzenden Matrixbereiche, zum anderen eine ca. 10× höhere Versetzungsdichte verglichen mit der Matrix zwischen den Teilchen. Durch Erholungsvorgänge in diesen gestörten Bereichen wird sich schnell eine Subkornstruktur mit sehr feinen, runden Subkörnern unmittelbar um die Teilchen bilden. Während des ersten Stadiums der Rekristallisationsglühung laufen innerhalb dieser Verformungszonen Subkornvergrößerungsvorgänge ab, bis ein (bei größeren Teilchen evtl. auch mehrere) Subkorn die gesamte Verformungszone aufgezehrt und dabei eine Großwinkelkorngrenze gebildet hat (vergl. Teil I.4-5).
Unter der Annahme einer regellosen Orientierung der Subkörner in der Verformungszone liegt also nach einer sehr kurzen Inkubationszeit ein Keimspektrum mit extrem vielen Keimen mit einer regellosen Orientierungsverteilung vor, also genau die Bedingungen für Wachstumsauslesevorgänge, die wie in Teil I.4-5 diskutiert zur Bildung einer Transformationstextur führen sollten.
Tatsächlich erhält man in dem Texturtyp R3 mit größeren Teilchen eine Rekristallisationstextur (A100, 90%, Abb.31a), die weitgehend mit der entsprechenden Transformationstextur übereinstimmt (Abb.31b). Bei Teilrekristallisationsexperimenten an einer solchen Probe (A100, 95%, Abb.27) erkennt man deutlich das schnelle und vor allem gleichzeitige Anwachsen aller Rekristallisationskomponenten auf Kosten der Walzlagen, was ebenfalls auf eine solche Wachstumsauslese hinweist.
Allerdings treten beim Vergleich der experimentellen OVFs mit den jeweiligen Transformationstexturen auch geringfügige, jedoch systematische Unterschiede auf. Dabei sind die Orientierungen im φ_2=0°-Schnitt BN-gedrehte Würfellage, P- und vor allem Goss-Lage stärker belegt als in der Transformationstextur, dafür treten Orientierungen in höheren φ_2-Schnitten bis auf die R-Lage seltener auf, auch ist die R-Lage in ihrer Position etwas verschoben.
Diese Unterschiede können auf ein eben nicht vollständig regellos

orientiertes Keimspektrum zurückgeführt werden. Wie in Teil I.3-4 diskutiert wurde, können die Orientierungen der Verformungszonen in Einkristallexperimenten klar als <112>- bzw. bei mehr aktiven Gleitsystemen als reine QR-Rotationen gedeutet werden. Nach Kalu und Humphreys /108/ treten in Polykristallen die meisten Rekristallisationskeime in den Verformungszonen auf, die durch die Hauptgleitsysteme geformt werden. Damit werden die typischen kfz-Walzlagen in Polykristallen ähnlich wie in Einkristallexperimenten vor allem in Orientierungen im φ_2=0°-Schnitt rotiert. Damit werden Keime in den Orientierungen bevorzugt, die tatsächlich in der Rekristallisationstextur stärker belegt gefunden werden. Die Keime mit anderen Orientierungen (z.B. R) sind zwar offensichtlich auch gelegentlich vorhanden, allerdings nicht ausreichend für eine vollständig Wachstumsauslese-kontrollierte Rekristallisationstextur.
Dennoch scheinen in den hier untersuchten Proben A100 mit sehr feinen primärrekristallisierten Körnern (~10μm, Abb.24c,25) die Bedingungen für vollständige Wachstumsauslese aus einem regellosen Keimspektrum recht gut erfüllt zu sein. Damit läßt sich dieser Texturtyp R3 also durch Wachstumsauslese aus einem fast regellos orientiertem Spektrum von Keimen, die sich in den Verformungszonen um die Teilchen gebildet haben, erklären.

II.5-4.5 Unterdrückung der Keimbildung an Teilchen

Unter bestimmten Umständen findet man jedoch in den Proben A100 trotz des prinzipiell günstigen Ausscheidungszustandes keine Transformationstextur. Eine Rekristallisationsglühung dieser Proben bei 220°C führte bei Walzgraden bis 90% zu einer völlig anderen Textur, die im wesentlichen aus Würfel- und R-Lage sowie etwas P-Lage bestand (Abb.22c,d, ähnlich Typ R1, Abb.23a).
Bei Walzgraden über 90% wurde bei 220°C und sogar bei 300°C ein Übergang von der Transformationstextur zu einem dritten Texturtyp, nämlich einer erhaltenen Walztextur, beobachtet (Abb.22c,d, 23d, Typ R4). Das bedeutet, daß die drei typischen Texturtypen, die bei der Rekristallisation von Al-Legierungen bislang beschrieben wurden /14-18,21-26/, abhängig von der Behandlung auch in Al-1.8%Cu auftreten können (s. Schema Abb.32).
Allgemein scheint der Übergang von der Transformationstextur zu einem der beiden anderen Texturtypen mit der Bildung sekundärer

Teilchen während der Glühbehandlung verbunden zu sein. Diese sekundären Ausscheidungen werden durch die Differenz der Löslichkeit des Cu in der Al-Matrix bei 300°C (~0.5%Cu, Abb.1a) bzw. bei 220°C (~0.1%Cu) hervorgerufen.
Bei Verformungsgraden bis 90% bilden sich diese sekundären Phasen vor der eigentlichen Rekristallisation, so daß eine bimodale Teilchenverteilung vorliegt. Dies kann anhand des Verlaufs der elektrischen Leitfähigkeit bzw. der Härte solcher Proben bei der Rekristallisationsglühung ermittelt werden. In Abb.33 ist zu sehen, daß der Hauptanstieg der elektrischen Leitfähigkeit, der mit der Ausscheidung von sekundären Teilchen verbunden ist, deutlich vor der eigentlichen Rekristallisation, erkenntlich am starken Härteabfall, stattfindet.
Bei der Rekristallisation scheinen die feinen Teilchen dann die großen, als Keimbildungsorte fungierenden Partikel abzuschirmen, vielleicht weil sie sich bevorzugt in den Stellen der höchsten Versetzungsdichte, also gerade in den Verformungszonen, bilden. Statt dessen setzen sich Keime, die nach anderen Mechanismen (DK, Korngrenzen) wie in homogenen Materialien gebildet werden, und die offensichtlich weniger durch die feinen Ausscheidungen gepinnt werden, durch und bestimmen so die Rekristallisationstextur mit Würfel- und R-Lage.
Für den Texturübergang mit zunehmender Verformung von dieser Textur (ähnlich R1) mit Würfel- und R-Lage zu einer erhaltenen Walztextur (R4) können zwei Punkte verantwortlich sein: 1. Schon während der Verformung können sich unter Berücksichtigung der ansteigenden Versetzungsdichte an den Gitterfehlstellen leichter feine sekundäre Ausscheidungen bilden /141/, aber auch die bei zunehmender Verformung zerbrechenden primären θ'-Teilchen (Abb. 3,4) können rekristallisationshemmend wirken. 2. Bei zunehmender Verformung wird naturgemäß die treibende Kraft für Rekristallisation größer und damit die benötigte Zeit kleiner. Damit verschiebt sich die Rekristallisation zeitlich Richtung Ausscheidungsreaktionen, was zu einer besonders effektiven Behinderung von Keimbildungs- und -wachstumsvorgängen führt, wenn sekundäre Ausscheidung und Rekristallisation zeitlich simultan ablaufen /12,24,142/.
Damit kann keine diskontinuierliche, sondern nur noch kontinuierliche "in Situ" Rekristallisation ablaufen /142/. Die Versetzungsdichte des verformten Zustands wird nur durch Erholungsvor-

gänge und Subkornvergrößerung abgebaut, was schließlich ebenfalls zur Bildung von Großwinkelkorngrenzen und einem sehr feinkörnigen Rekristallisationsgefüge führt /12,142/.
Obwohl ein in Situ rekristallisiertes Gefüge wie eine normal diskontinuierlich rekristallisierte Struktur erscheint (Abb.24d), können beide Prozesse klar mittels Texturuntersuchungen getrennt werden /17,25/. Da bei der in Situ Rekristallisation keine Großwinkelkorngrenzen wandern, ist damit auch keine Orientierungsänderung verbunden. Die Rekristallisationstextur erscheint damit wie eine erhaltene Walztextur, obwohl die mechanischen Eigenschaften sowie die Mikrostruktur wie in einem rekristallisierten Material erscheinen.
Gerade bei der R-Lage, die in beiden Texturen R1 und R4 recht stark auftritt (Abb.23a,d), ist diese Unterscheidung jedoch schwierig. Die R-Lage ist in ihrer Position der S-Lage sehr ähnlich und wird daher zumindest bei Textur-Analysen mittels Polfiguren oft als erhaltene Walztextur und damit als Indiz für in Situ Rekristallisation angesehen. Wie oben (I.4-1) beschrieben, hat die R-Lage aber auch eine sehr gute Wachstumsbeziehung 40° um drei der acht möglichen <111>-Achsen zu jeweils symmetrisch äquivalenten Komponenten der S-Lage /7,130/. Damit kann die R-Lage auch so interpretiert werden, daß sie bei diskontinuierlicher Rekristallisation durch Wachstumsauslese aus Keimen entsteht, die an Korngrenzen in Randbereichen der Walztextur gebildet werden.
Die genauere Analyse der entsprechenden Texturen mittels OVF (Abb.34) zeigt allerdings einen deutlichen Unterschied in der Position der R-Lagen. Bei Walzgraden bis 95% verschiebt sich die R-Lage um ca. 6° gegenüber der Walz-S-Lage zu kleineren ϕ-Werten (Abb.34b), was ein klarer Beweis für diskontinuierliche, wachstumsgesteuerte Rekristallisation ist. Bei Walzgraden über 95% liegt die R-Lage praktisch genau bei der Position der S-Lage, so daß sie dort als erhaltene Walztextur angesehen werden muß.
Mit Hilfe von solchen Texturuntersuchungen kann man sogar quantitativ ermitteln, wieviel des gesamten Gefüges in Situ rekristallisiert: Bei dem Texturtyp R4 liegen nach abgeschlossener Primärrekristallisation noch ungefähr 40% der Orientierungen in den ursprünglichen Walzlagen vor (Abb.28). Das restliche Gefüge rekristallisiert normal und führt im wesentlichen zu einer Erhöhung des Goss- und vor allem des regellosen Anteils (Abb.23d,28).

Bei hohen Glühtemperaturen (450°C) bilden sich keine sekundären Ausscheidungen, auch während der Verformung an Gitterfehlern ausgeschiedene Teilchen werden sofort wieder aufgelöst. Damit liegt keine Behinderung der wanderenden Großwinkelkorngrenzen vor, und die Keime, die sich in den Verformungszonen um die Teilchen gebildet haben, können in die Matrix hineinwachsen. Inwieweit sie dabei zu der späteren Rekristallisationstextur beitragen, hängt dann nur noch von ihrer Orientierungsbeziehung zur umgebenden Matrix ab (s. II.5-4.4).

II.6 Zusammenfassung

Die Walztexturentwicklung von Al-1.8%Cu kann in Abhängigkeit vom Ausscheidungszustand der Legierungselemente in drei Gruppen eingeteilt werden: (I) nach Homogenisierungsglühung und anschließendem Abschrecken liegen alle Cu-Atome in fester Lösung vor; (II) Eine Glühung ungefähr 1h bei 300°C führt zum Maximum der Aushärtekurve, es liegt eine große Anzahl feiner schneidbarer Θ'-Teilchen vor; und (III) Alterung mehr als 10h bei 300°C führt zu einer Überalterung, die sich in einer Härteabnahme bemerkbar macht. Durch Koagulation liegen hier weniger, aber dafür größere Θ'- oder Θ-Ausscheidungen vor, die nicht mehr geschnitten werden können. Für die Walzverformung folgt daraus:

Gruppe I: Die Verformung homogener Lösungen verläuft zumindest bei niedrigen Walzgraden wie die reiner Metalle. Entsprechend führt sie auch zu ähnlichen Walztexturen mit einer starken β-Faser mit Cu-, S- und Ms-Lage. Dies kann mit Hilfe der Taylor-Theorie (FC- bzw. RC-Modelle) unter Berücksichtigung der Ausgangstextur erklärt werden.

Bei höheren Verformungen ab 90% beobachtet man in den Proben A0 jedoch eine deutliche Scherbandbildung, die zu einer Bevorzugung der Goss- und Ms-Lage führt.

Gruppe II: Die schneidbaren Θ'-Teilchen der Proben der Gruppe II (z.B. A1) führen zu einer lokalisierten Versetzungsgleitung und damit zu einer noch stärker ausgeprägten Scherbandbildung als bei Gruppe I. Auch diese Scherbänder führen zu einer Bevorzugung der Goss- und vor allem der Ms-Lage, die bei hohen Walzgraden sogar

das Textur-Maximum bilden kann.
Gruppe III: Die nicht schneidbaren θ'-Teilchen der überalterten Proben sind unüberwindbare Hindernisse für die Versetzungsbewegung und führen so zu Versetzungsaufstaus. Durch Erholungsvorgänge bilden sich daraus "Verformungszonen" um die Teilchen. Ein großes Volumen von Teilchen bzw. dieser Verformungszonen führt bei den Proben der Serie A350 zu einer geringfügigen, in Al-6%Cu aber zu einer sehr ausgeprägten generellen Texturabschwächung mit einem erhöhten Untergrundanteil.
Bei den Proben A10 und A100 verläuft die Texturentwicklung demgegenüber deutlich schneller ab und führt zu einer schärferen Walztextur mit einer klaren Bevorzugung der Cu-Lage, sogar verglichen mit den Proben der Gruppe I. Dies kann auf die Reduktion der freien Weglänge der Versetzungen durch die Ausscheidungen zurückgeführt werden, was zu einer schnelleren und homogeneren Texturentwicklung führt.

Das Rekristallisationsverhalten von Al-1.8%Cu ist wesentlich komplexer als das entsprechende Verformungsverhalten, da neben den Parametern Walzgrad und Ausscheidungszustand noch die Rekristallisationstemperatur als entscheidende Größe hinzukommt. Allgemein können die auftretenden Rekristallisationstexturen abhängig von ihren Keimbildungs- und -wachstumsmechanismen in vier Typen eingeteilt werden:
R1: In übersättigten Proben tritt bei niedrigen Walzgraden nur eine schwach ausgeprägte Würfellage mit WR-Streuungen und R-Lagen-Anteilen auf. Dies wird als orientierte Keimbildung nach dem DK-Mechanismus und nachfolgende Wachstumsauslese interpretiert. Das Wachstum der in Rein-Al stark bevorzugten Würfellagen-Keime wird dabei durch die gelösten oder vor der eigentlichen Rekristallisation ausgeschiedenen Cu-Atome behindert.
R2: Wenn in der Walzstruktur Scherbänder auftreten, findet man nach der Rekristallisation andere, überraschend stark ausgeprägte Lagen, nämlich die Goss-, Q- und P-Lage, die die Würfel- und R-Lage weitgehend ersetzen können. Als Keimbildungsorte für diese Lagen, die alle recht gute Wachstumsbeziehungen zur verformten Matrix haben, werden die Scherbänder vermutet. Die beobachteten Lagen Goss, Q und P lassen sich dabei durch eine einfache QR-Rotation der Cu- und S-Lage bzw. durch homogene Weiterverformung solcher QR-rotierter Lagen erklären.

R3: Bei den Proben A100 mit größeren θ'-Teilchen können bei hohen Glühtemperaturen die Verformungszonen um die Teilchen als Keimbildungsstellen fungieren. Aus dem so gebildeten Keimspektrum setzen sich dann diejenigen Keime mit den besten Wachstumsbedingungen durch und führen zu einer Rekristallisationstextur, die relativ genau mit einer rechnerisch 40°<111>-transformierten Walztextur übereinstimmt.

R4: Sekundäre Ausscheidungsbildung während der Rekristallisationsglühung bei 220°C zusätzlich zu den großen, als Keimbildungsstellen fungierenden θ'-Teilchen kann einen großen Einfluß auf die Rekristallisationstextur haben. Bei niedrigen Walzgraden werden dadurch die Wachstumsvorgänge der gebildeten Keime behindert. Dies führt zu einer Abschirmung der großen Teilchen als effektive Keimbildungsorte, so daß sich andere Keime mit Würfel- und R-Lagen-Orientierung durchsetzen können (wie R1).
Bei höheren Walzgraden werden sogar die Keimbildungsprozesse effektiv behindert, was zu einer weitgehend erhaltenen Walztextur (in situ-Rekristallisation) führt.

II.7 Tabellen

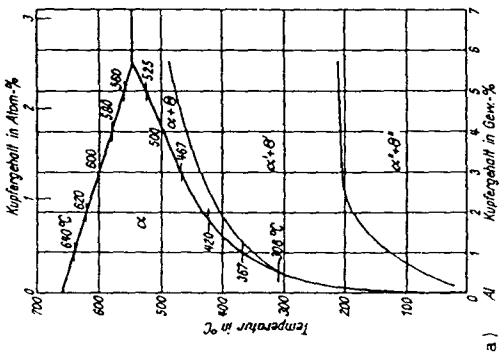
Element Legierung	Cu %	Si %	Fe %	Zr %	Zn %	Mn ppm	Mg ppm	Cr ppm	Ti ppm	Ni ppm	Al
Al-1.8%Cu	1.8	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<10	<10	<10	10	<10	Rest
Al-6%Cu	5.8	0.13	0.24	0.39	0.16	<100	100	100	60	620	Rest

Tab.1: Chemische Zusammensetzung des Ausgangsmaterials

Gruppe	I	II	III
Auslagerungszeit [h]	0, 0.1	0.3, 1, 3	10, 100
Ausscheidungs-zustand	übersättigt	feine Teilchen	gröbere Teilchen
Härte	abgeschreckt	warmausgehärtet	überaltert
Verformungs-mechanismus	homogen	inhomogen	durch Teilchen gestört
Textur-Entwicklung	normal (S)	lokalisierte Gleitung (B)	beschleunigt, Mehrfachgleitung (C)

Tab.2: Härte, Verformungsmechanismen und resultierende Textur-entwicklung bei verschiedenen Ausscheidungszuständen.

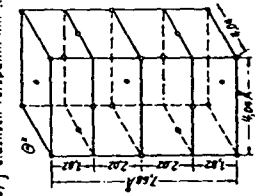
II.8 Abbildungen

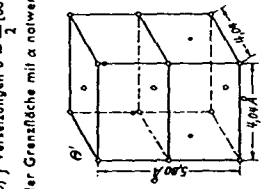


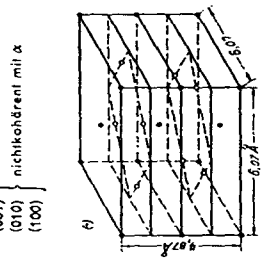
a)

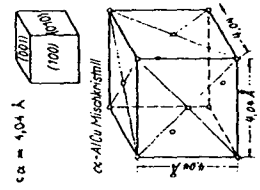
Abb.1:

a) Zustandsdiagramm und b) - e) Kristallstrukturen im System Al-Cu (o: Al-Atome, ●: Cu-Atome) /141/.









b) α-AlCu-Mischkristall

c) θ

d) θ'

e) θ'' ≙GP

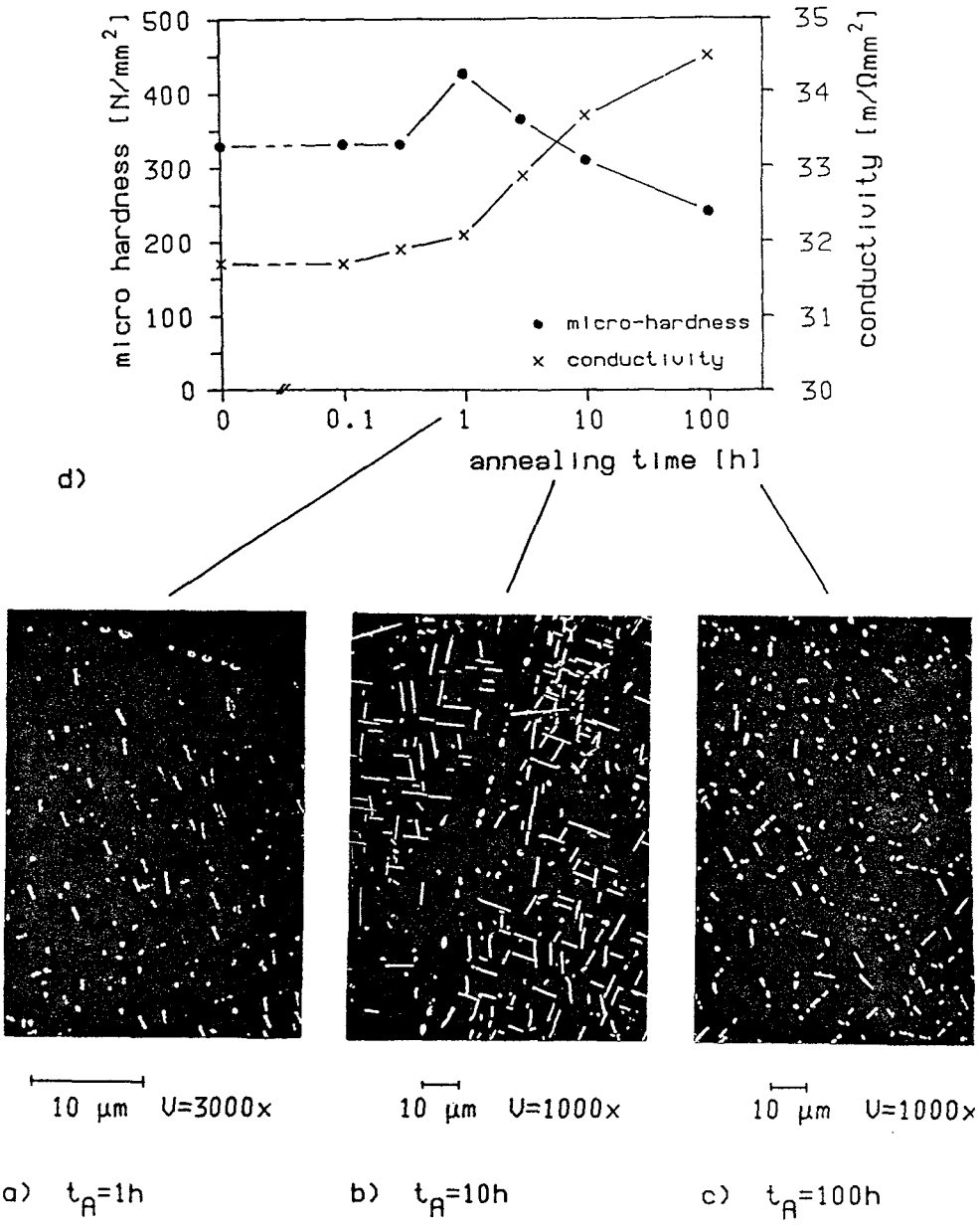


Abb.2: a) - c) Ausscheidungen (el. poliert, SEM) und d) Härte sowie elektrische Leitfähigkeit des Ausgangsmaterials in Abhängigkeit vom Ausscheidungszustand.

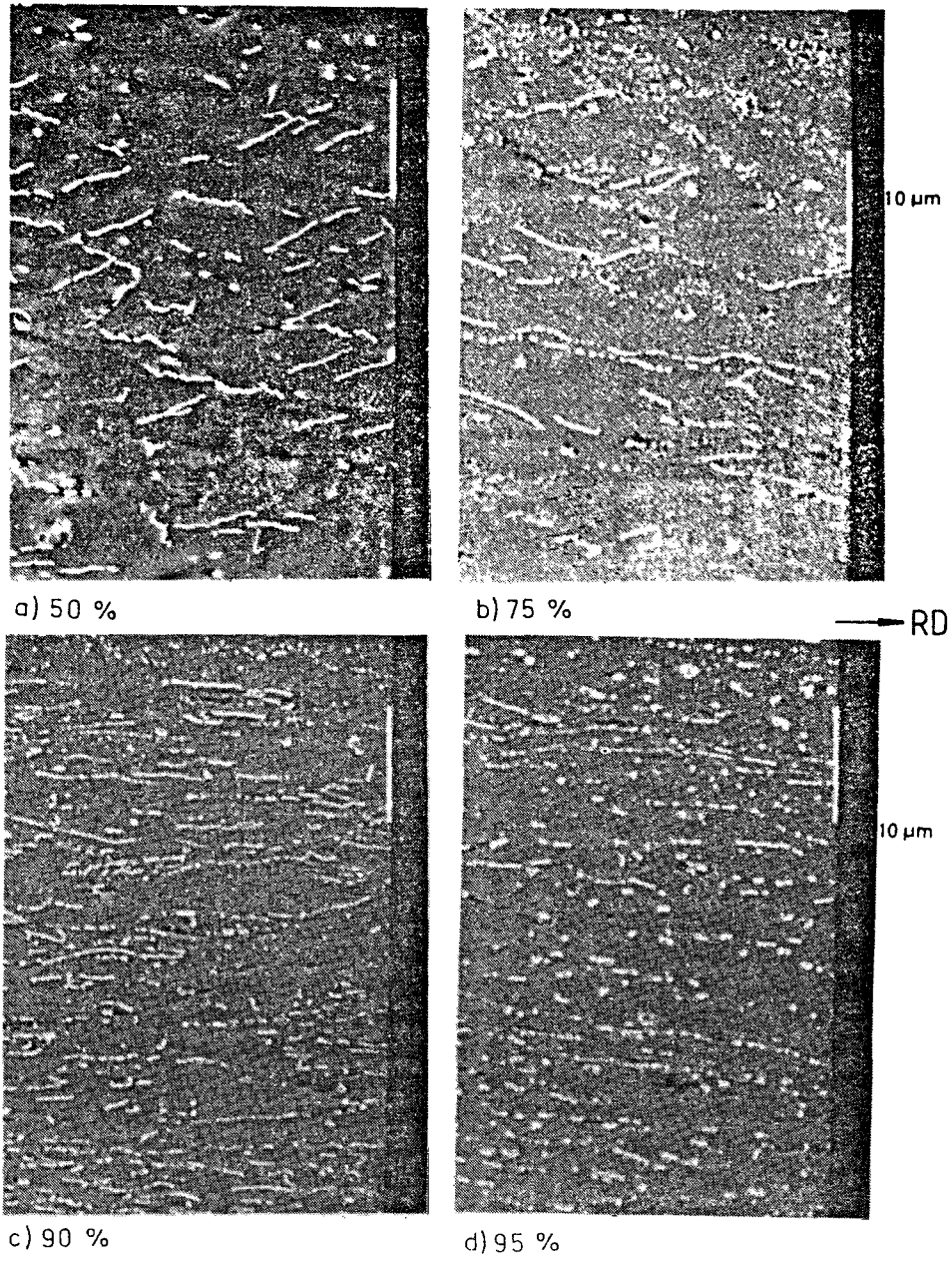


Abb.3: Ausscheidungen der Probe A10 bei verschiedenen Walzgraden (Längsschliffe, el. poliert, SEM, 2000x).

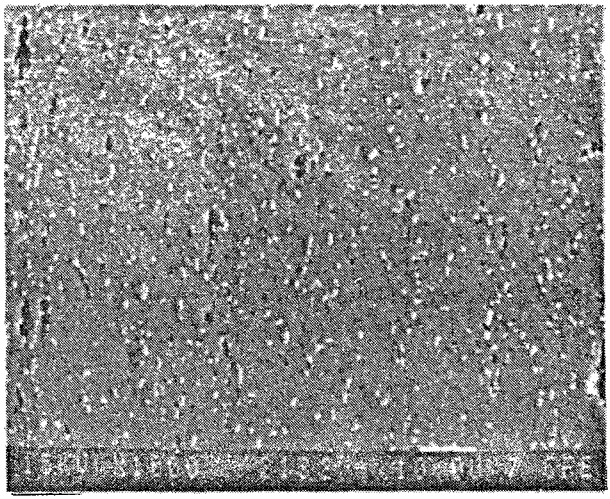


Abb.4: Ausscheidungen der Probe A100, 90% gewalzt (Längsschliff, el. poliert, SEM, 1000x).

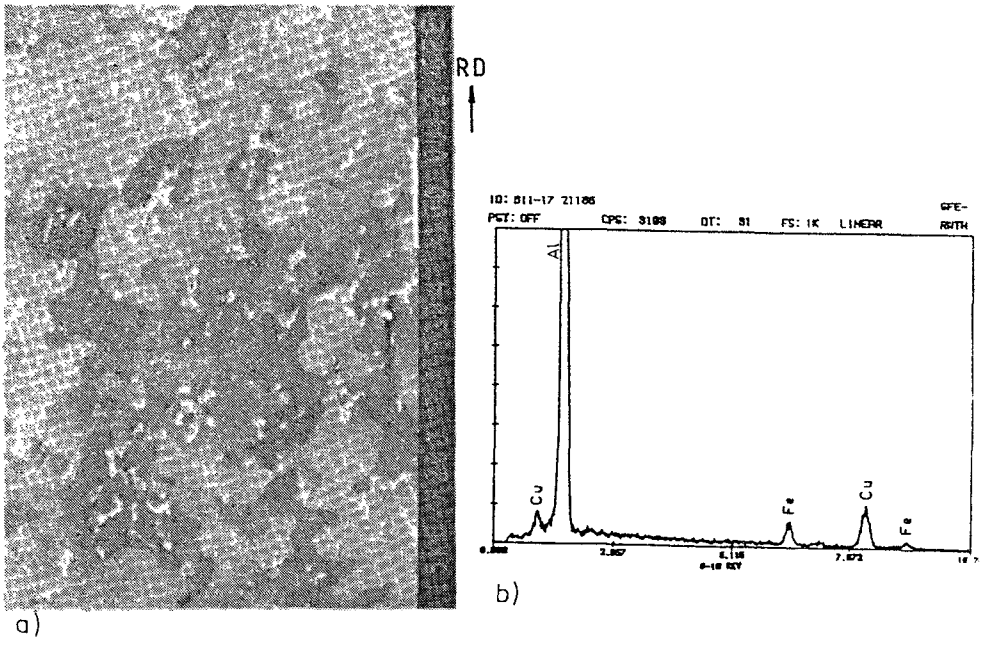


Abb.5: a) Ausgangszustand der Probe Al-6%Cu (Längsschliff, el. poliert SEM, 200x) und b) EDX-Spektrum der Ausscheidungen aus a).

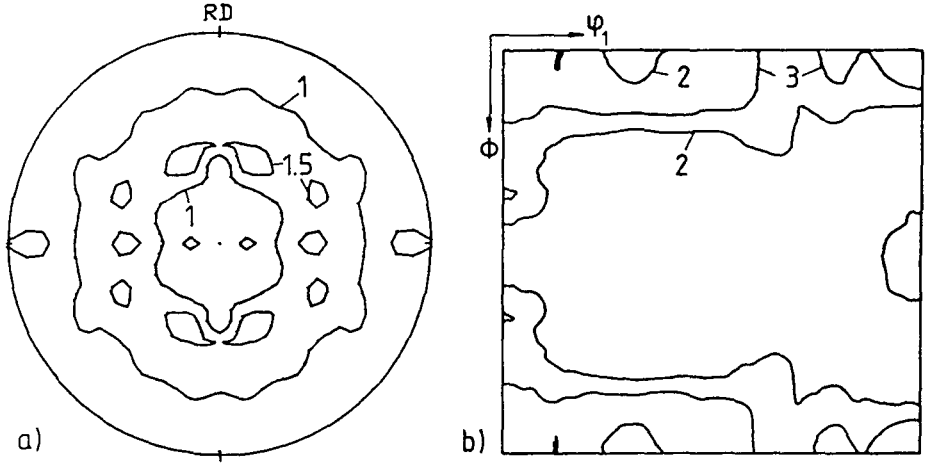


Abb.6: Ausgangstextur des Probenmaterials, a) rückgerechnete {111}-Polfigur, b) φ_2=0°-Schnitt der OVF.

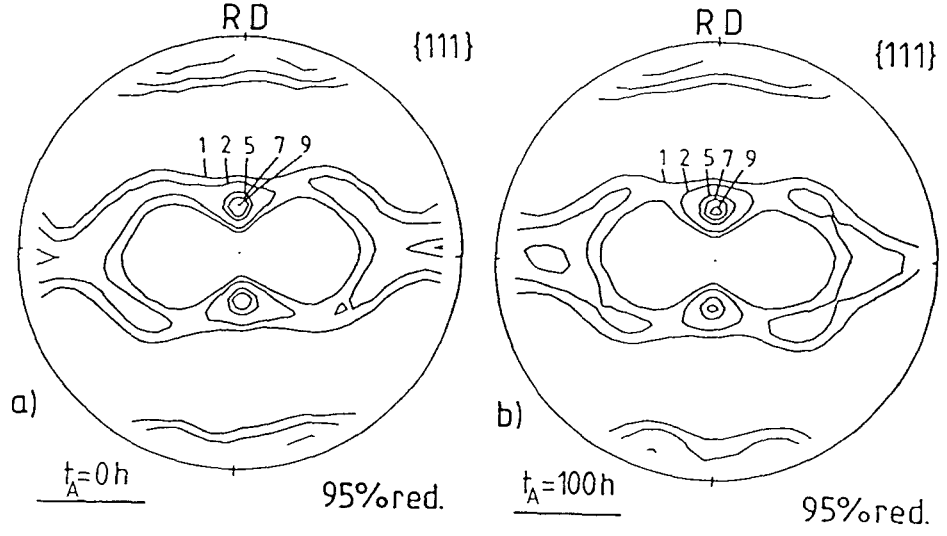


Abb.7: {111}-Polfiguren der Proben a) A0 und b) A100 nach 95% Walzgrad.

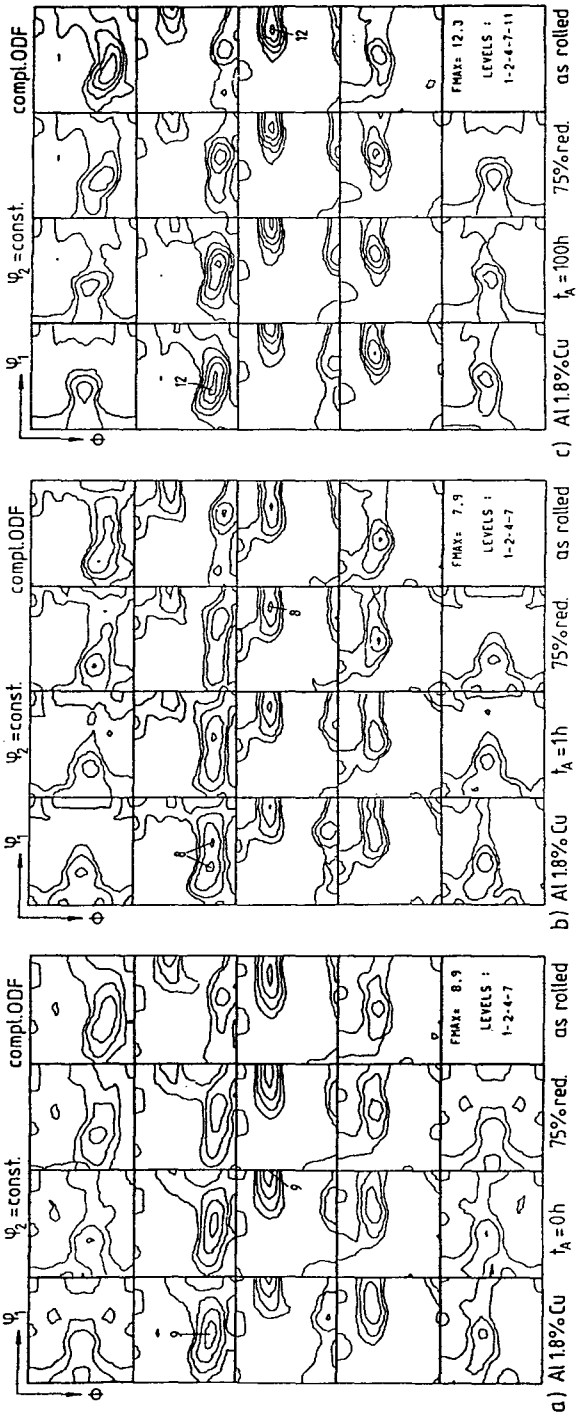


Abb.8: OVFs der Proben a) A0, b) A1 und c) A100 nach 75% Walzgrad.

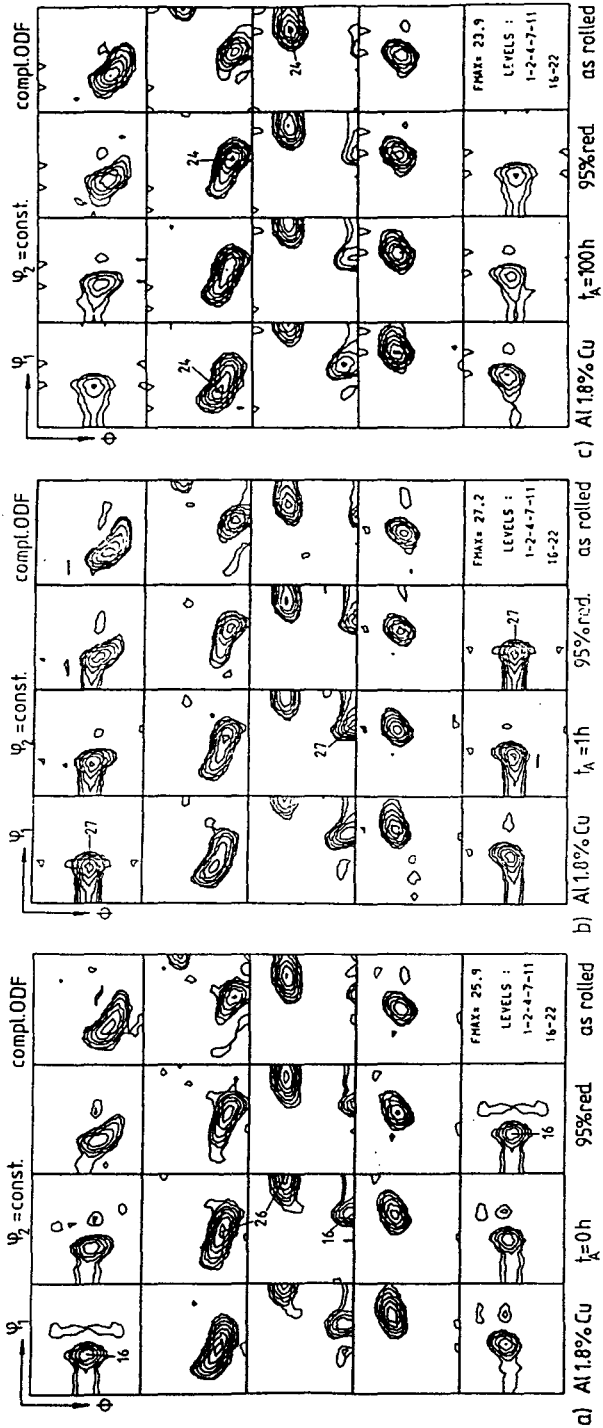


Abb.9: OVFs der Proben a) A0, b) A1 und c) A100 nach 95% Walzgrad.

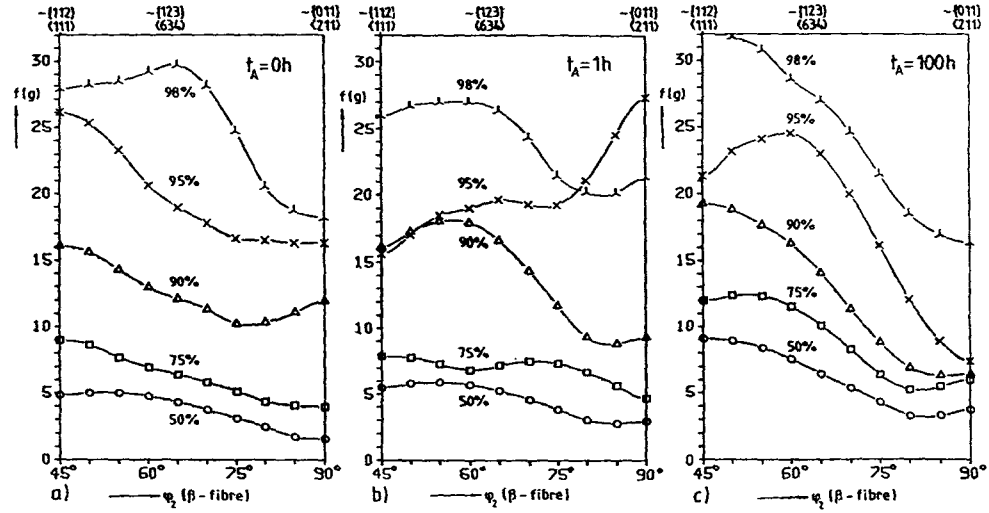


Abb.10: β-Fasern der Proben a) A0, b) A1 und c) A100 nach verschiedenen Walzgraden.

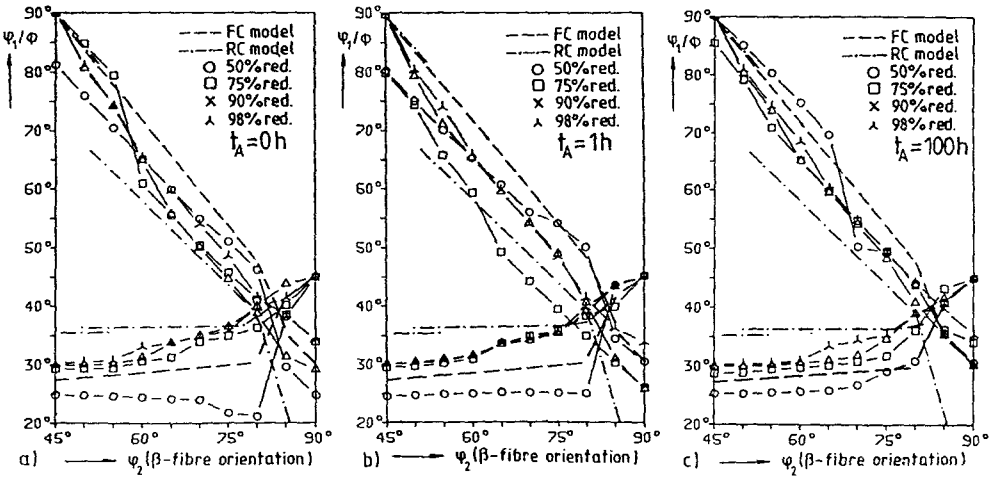


Abb.11: Position der β-Fasern der Proben a) A0, b) A1 und c) A100 nach verschiedenen Walzgraden.

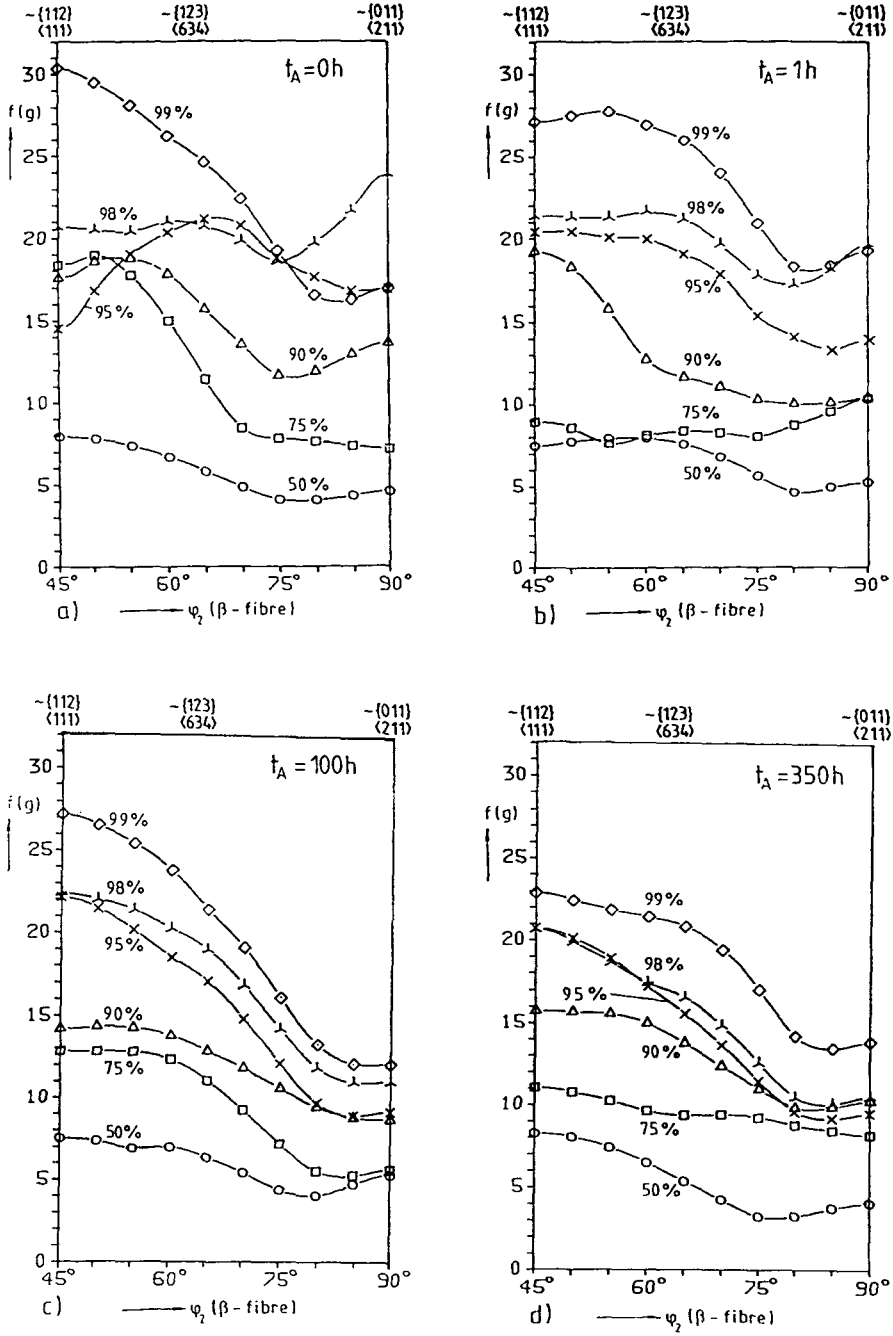


Abb.12: β-Fasern der Proben der zweiten Serie a) A0, b) A1, c) A100 und d) A350 nach verschiedenen Walzgraden.

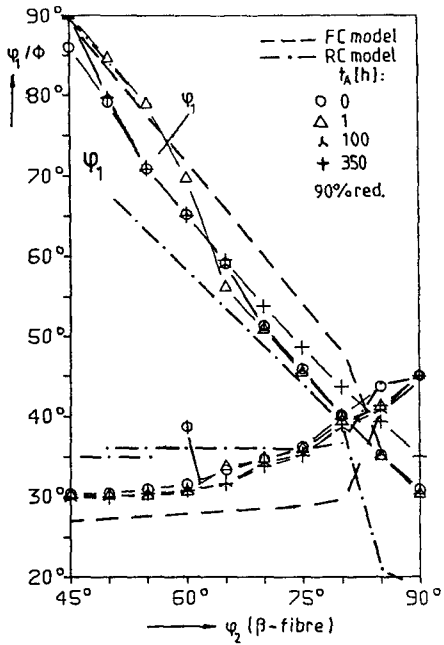
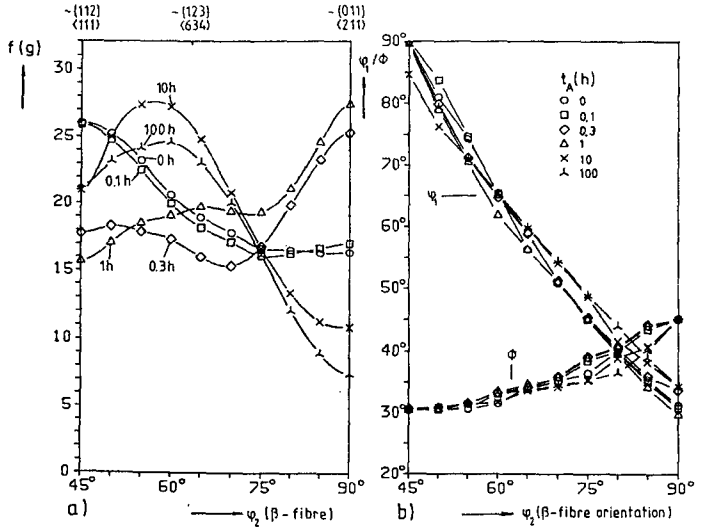


Abb.13: Position der β-Fasern der 90% gewalzten Proben der zweiten Serie bei verschiedenen Ausscheidungszuständen.



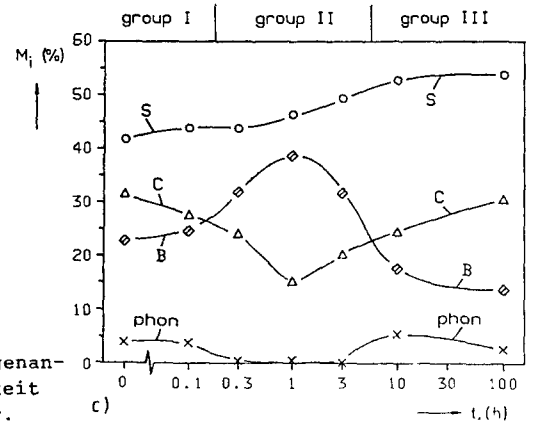


Abb.14:

a) β-Fasern, b) Position der β-Fasern und c) Mengenanteile der Hauptwalztexturkomponenten in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer nach 95% Walzverformung.

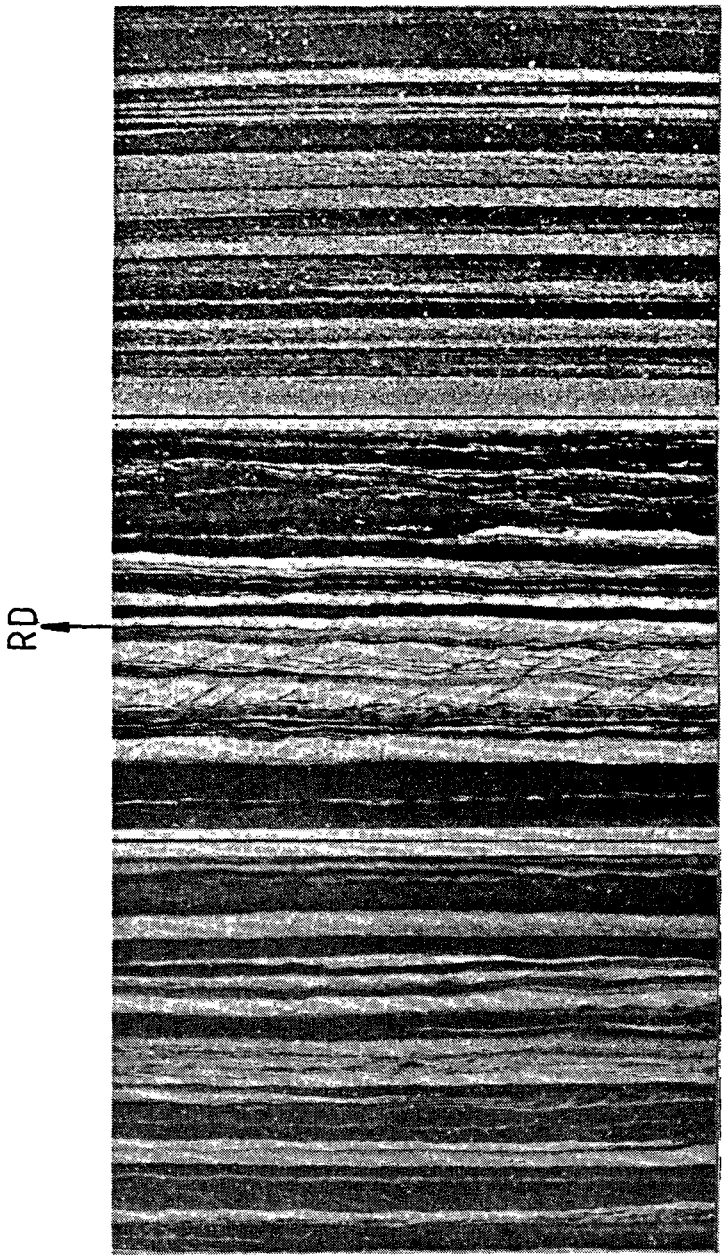


Abb.15: Mikrostruktur der 90% gewalzten Proben a) A0, b) A1 und c) A100 (Längsschliffe, anodisch oxidiert, 150x).

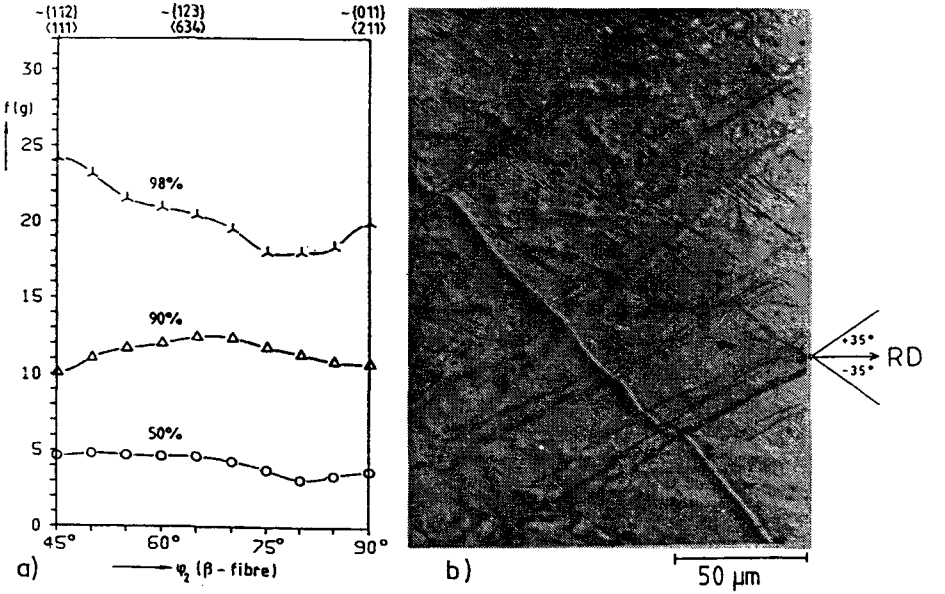


Abb.16: a) β-Fasern der Probe B1000 nach verschiedenen Walzgraden; und b) Mikrostruktur der Probe B1000, 90% gewalzt (Längsschliff poliert, markiert und anschließend ~15% weitergewalzt, 500x).

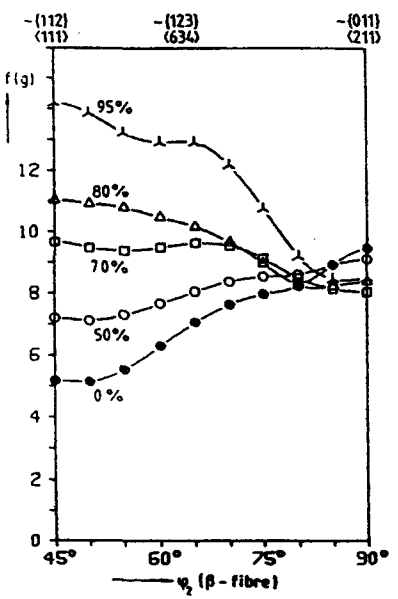


Abb.17: Skelettlinien der Probe Al-6%Cu bei verschiedenen Walzgraden.

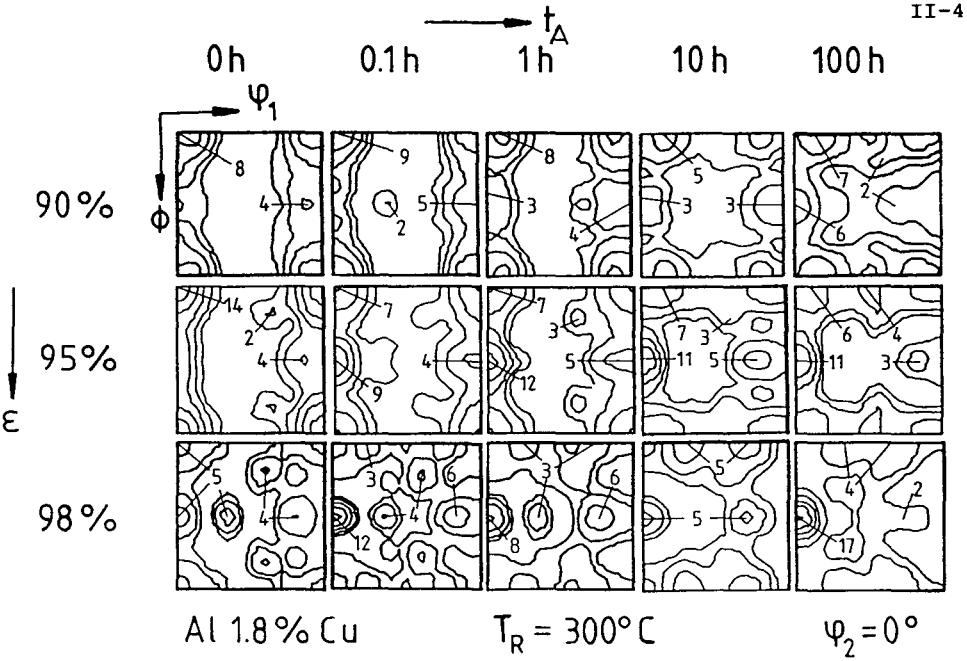
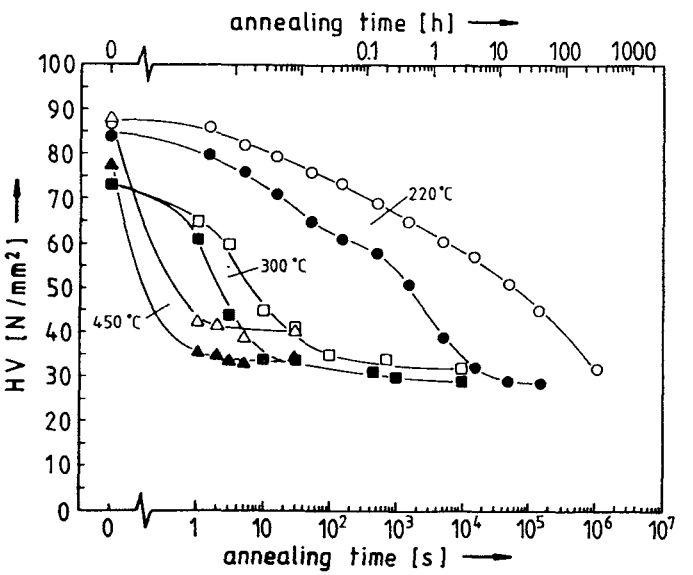


Abb.18: φ_2=0°-Schnitte der Rekristallisationstexturen der ersten Serie in Abhängigkeit von Auslagerungsdauer t_A und Umformgrad ε.



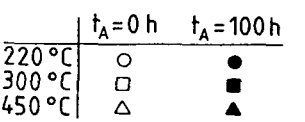
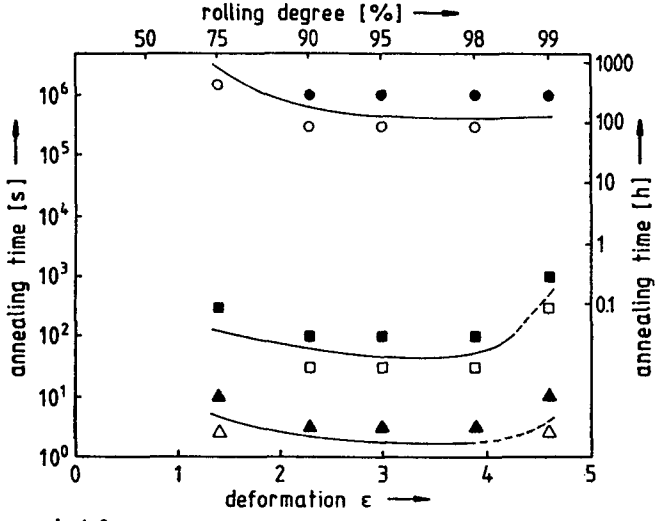
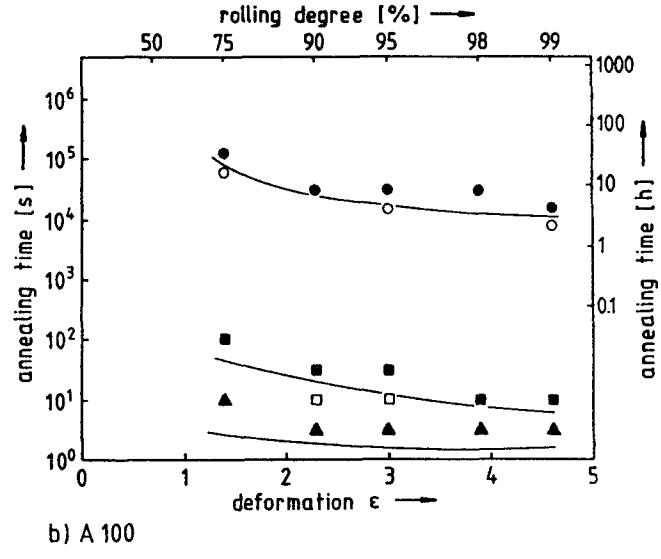


Abb.19:
Härteabnahme der Probe A0 und A100 im Verlauf der Rekristallisation bei den drei Glühtemperaturen (90% red.).





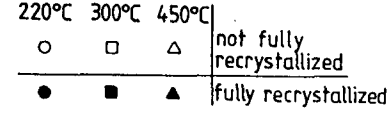


Abb.20: Rekristallisationszeit in Abhängigkeit vom Umformgrad der Proben a) A0 und b) A100.

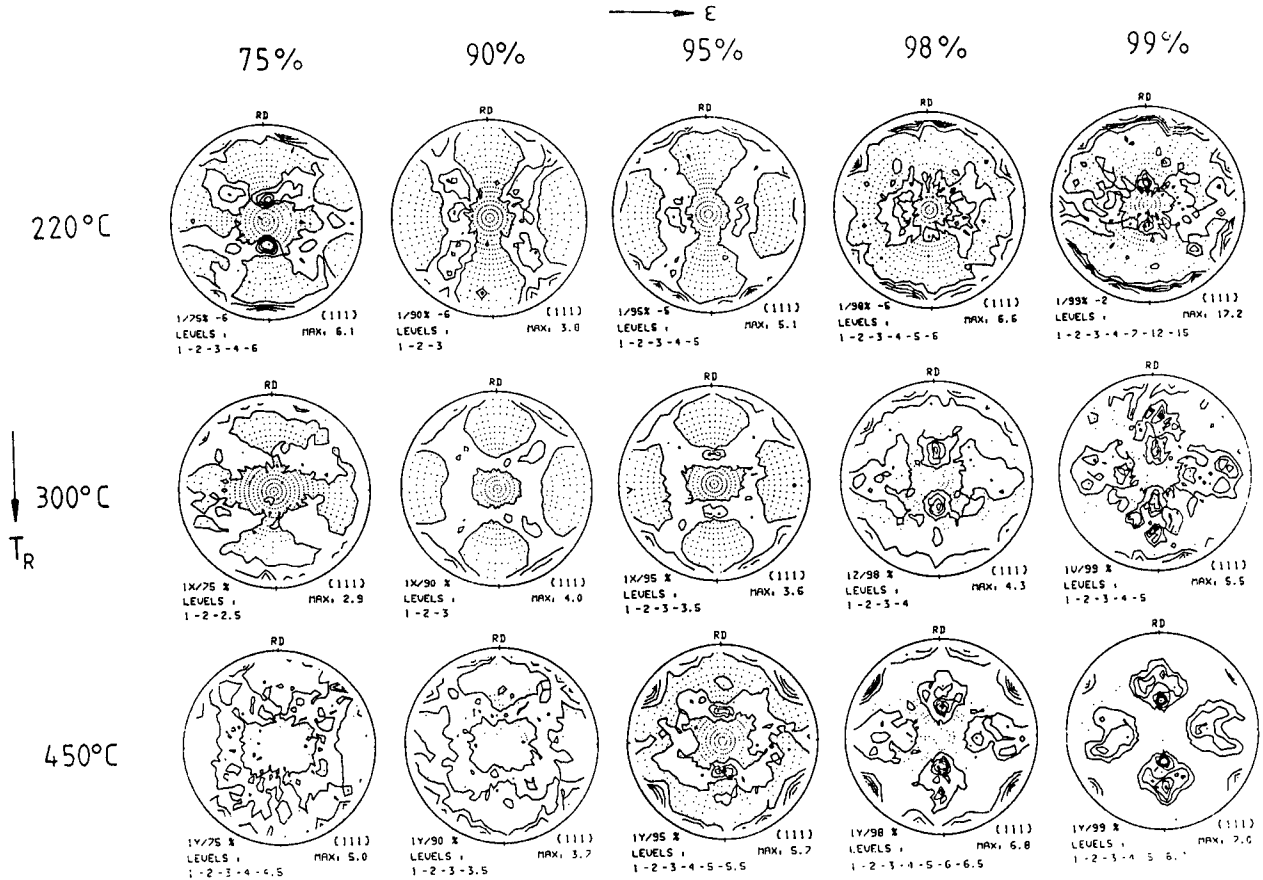


Abb.21a: {111}-Polfiguren der rekristallisierten Proben A0 in Abhängigkeit von Glühtemperatur T_R und Umformgrad ε.

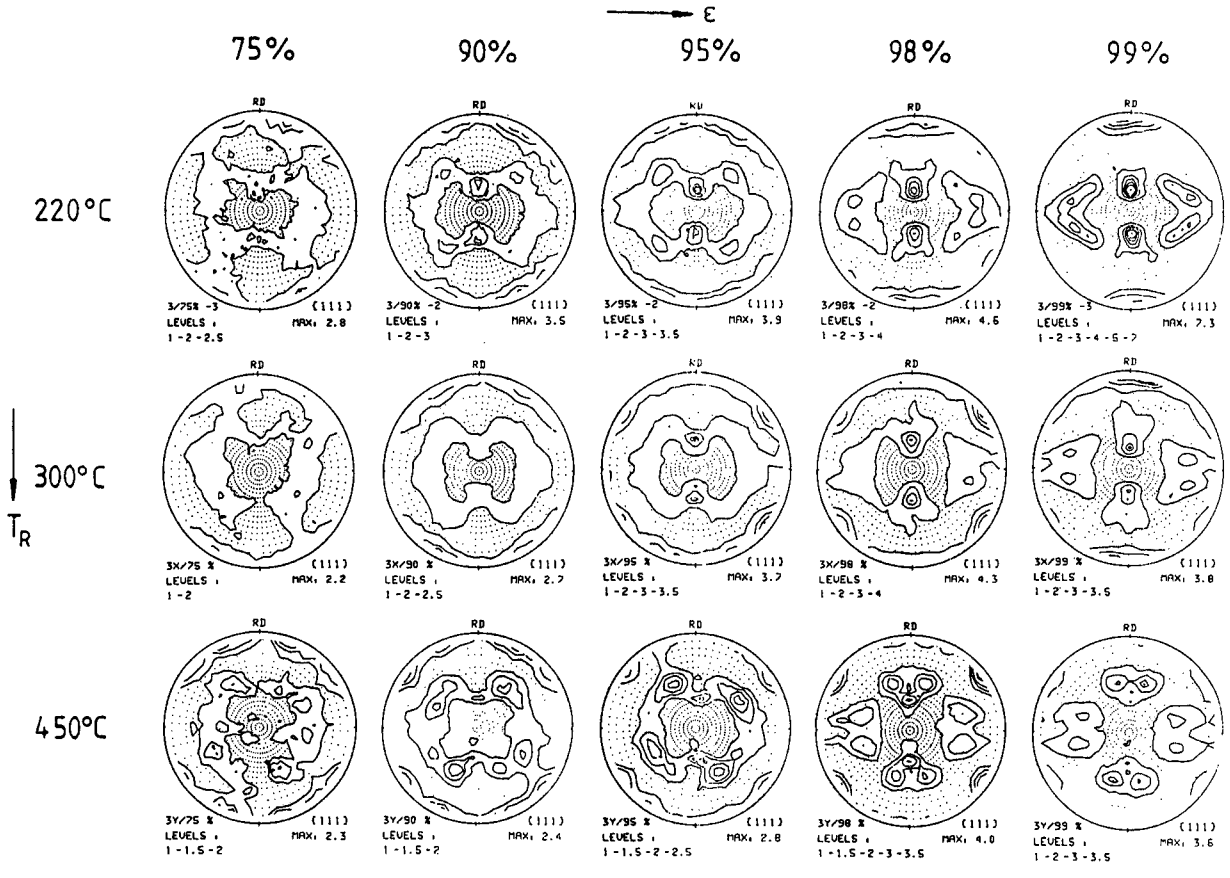
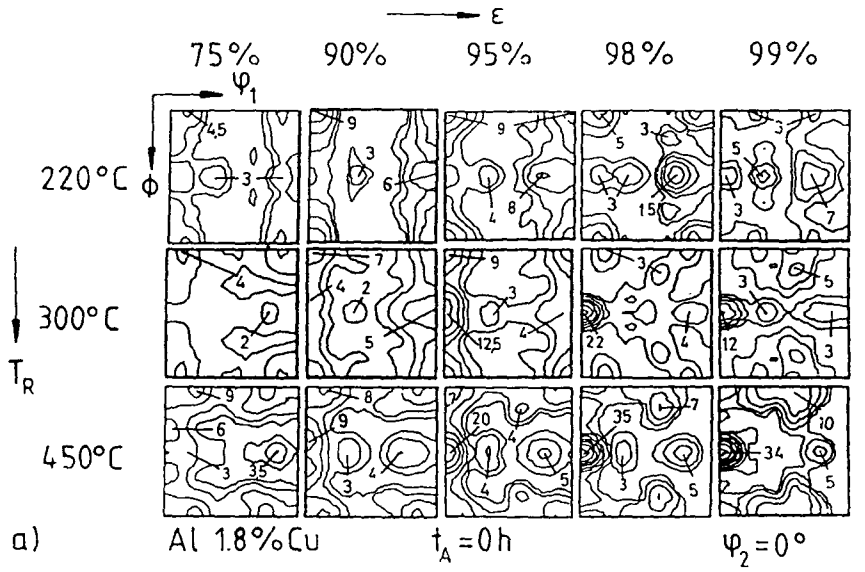


Abb.21b: {111}-Polfiguren der rekristallisierten Proben A100 in Abhängigkeit von Glühtemperatur T_R und Umformgrad ε.



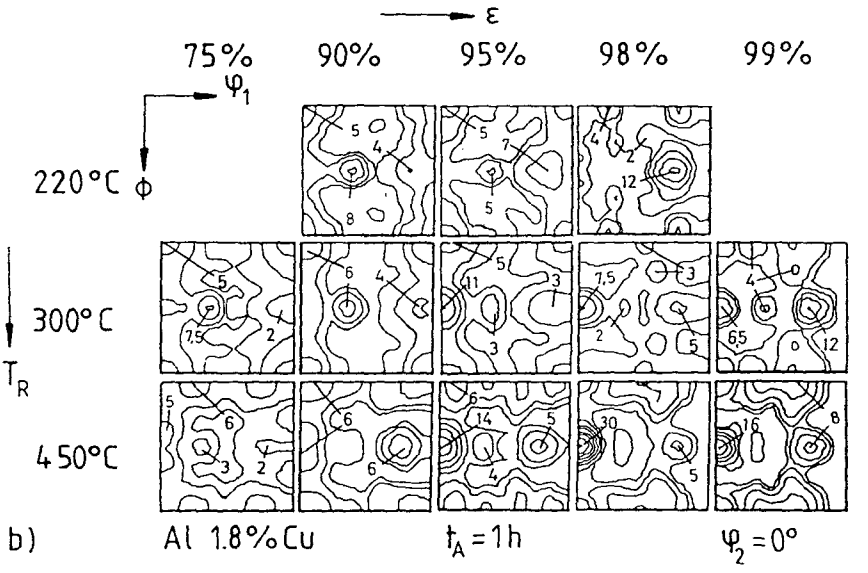
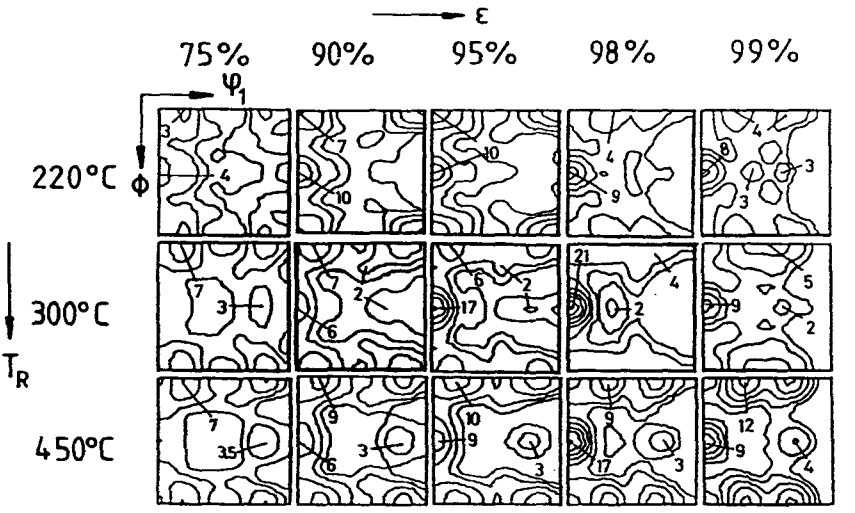
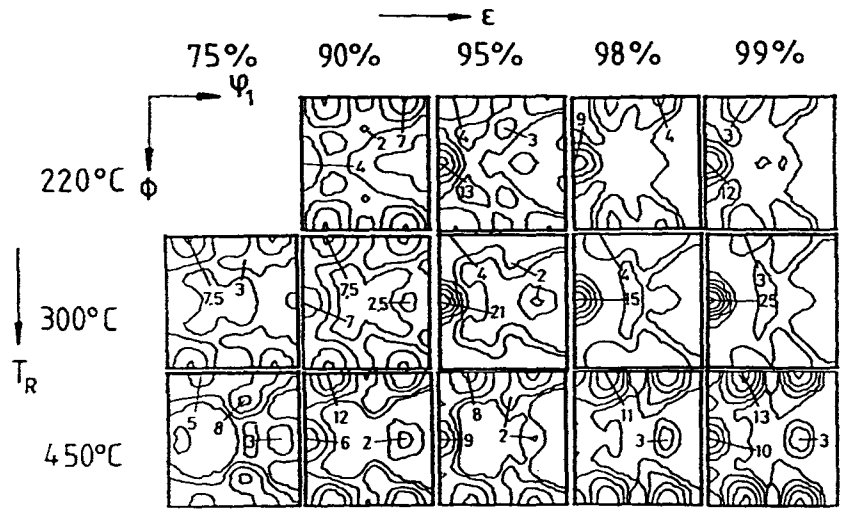


Abb.22: φ_2=0°-Schnitte der rekristallisierten Proben a) A0, b) A1, c) A100 und d) A350 in Abhängigkeit von Glühtemperatur T_R und Umformgrad ε.



c) Al 1.8%Cu $t_A = 100h$ $\varphi_2 = 0°$



d) Al 1.8%Cu $t_A = 350h$ $\varphi_2 = 0°$

noch Abb.22

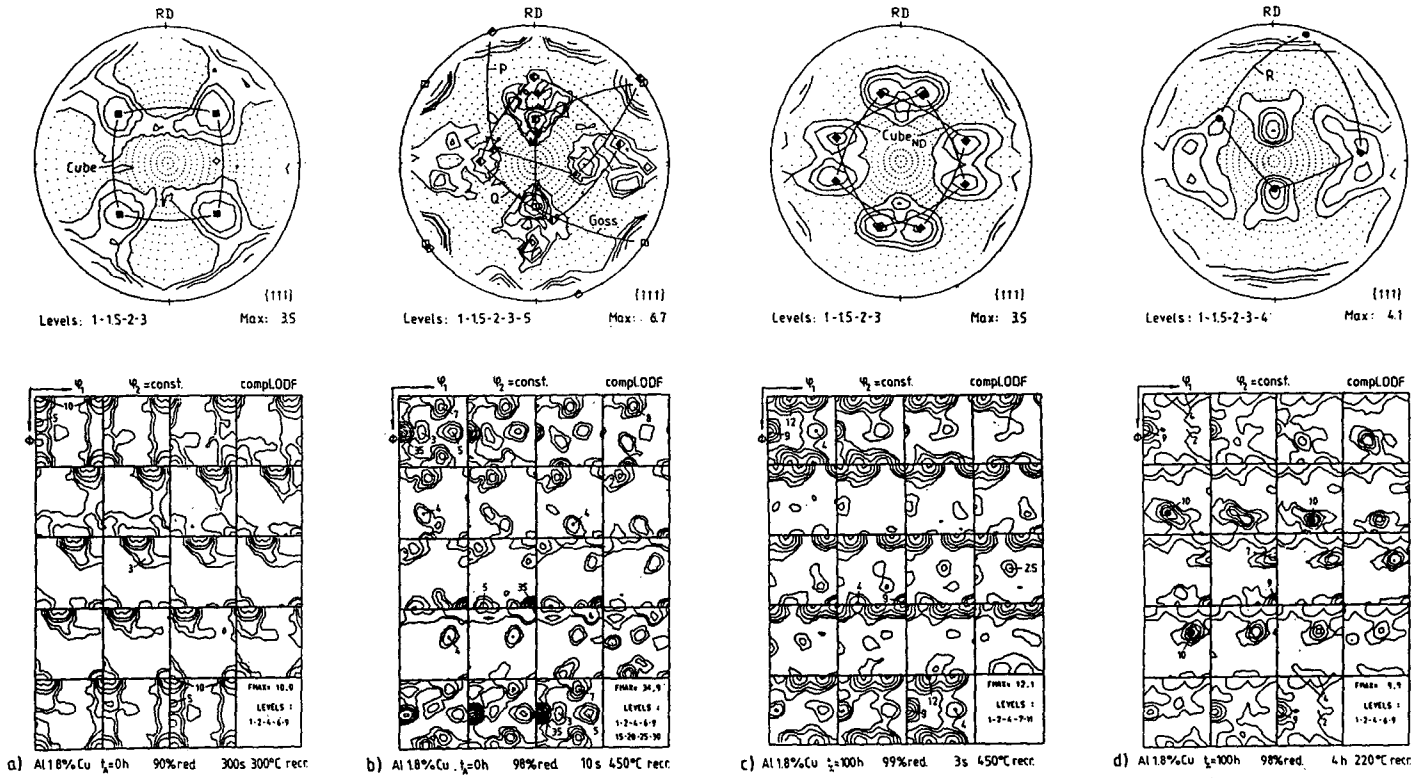
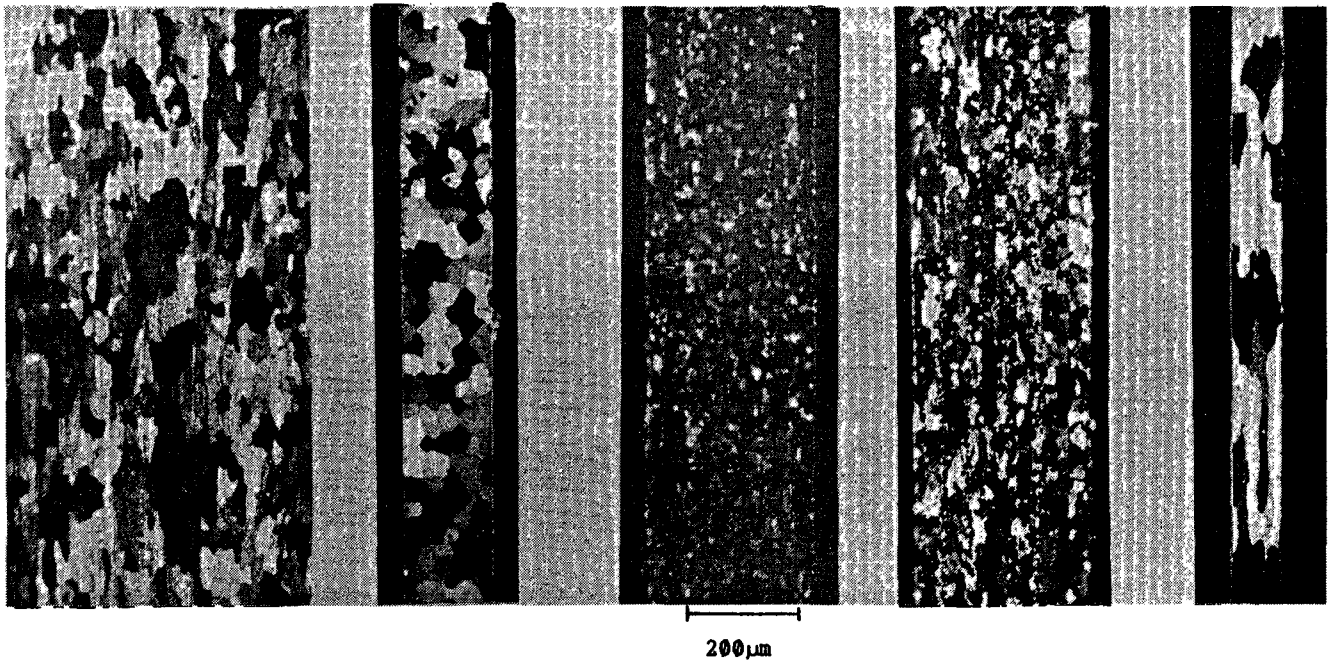


Abb.23: {111}-Polfiguren und OVFs der vier typischen Rekristallisationstexturen in Al-1.8%Cu.



a) R1 (A0,90%,100s,300°C)

b) R2 (A0.3,98%,5s,450°C)

c) R3 (A100,95%,30s,300°C)

d) R4 (A100,95%,4h,220°C)

e) ⅄ (A0,98%,300h,220°C)

Abb.24: Mikrostruktur einiger rekristallisierter Proben (anodisch oxidiert, 100x).

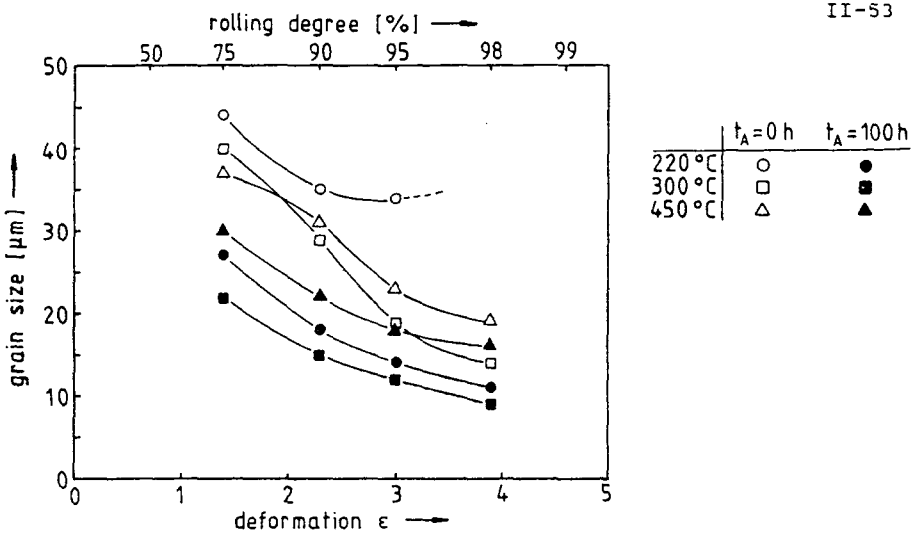


Abb.25: Korngröße nach Primärrekristallisation in Abhängigkeit von Walzgrad, Glühtemperatur und Ausscheidungszustand.

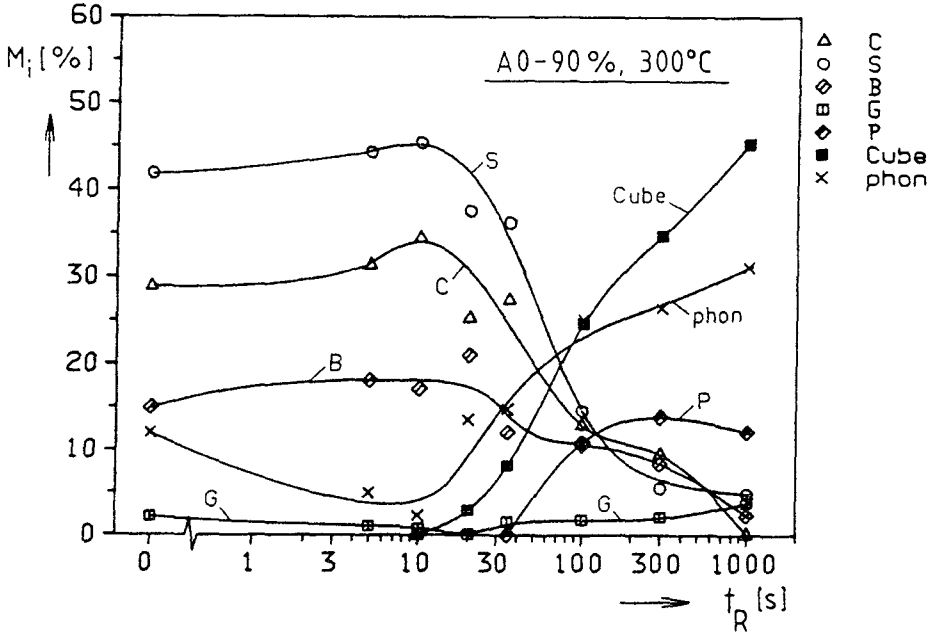


Abb.26: Mengenanteile der Rekristallisationskomponenten in Abhängigkeit der Glühzeit bei 300°C der Probe A0, 90% (R1).

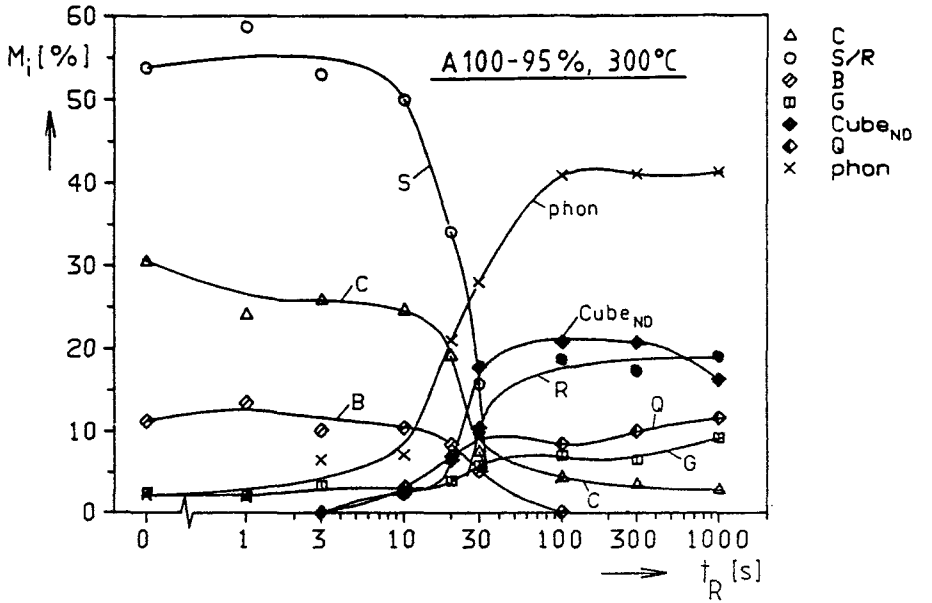


Abb.27: Mengenanteile der Rekristallisationskomponenten in Abhängigkeit der Glühzeit bei 300°C der Probe A100, 95% (R3).

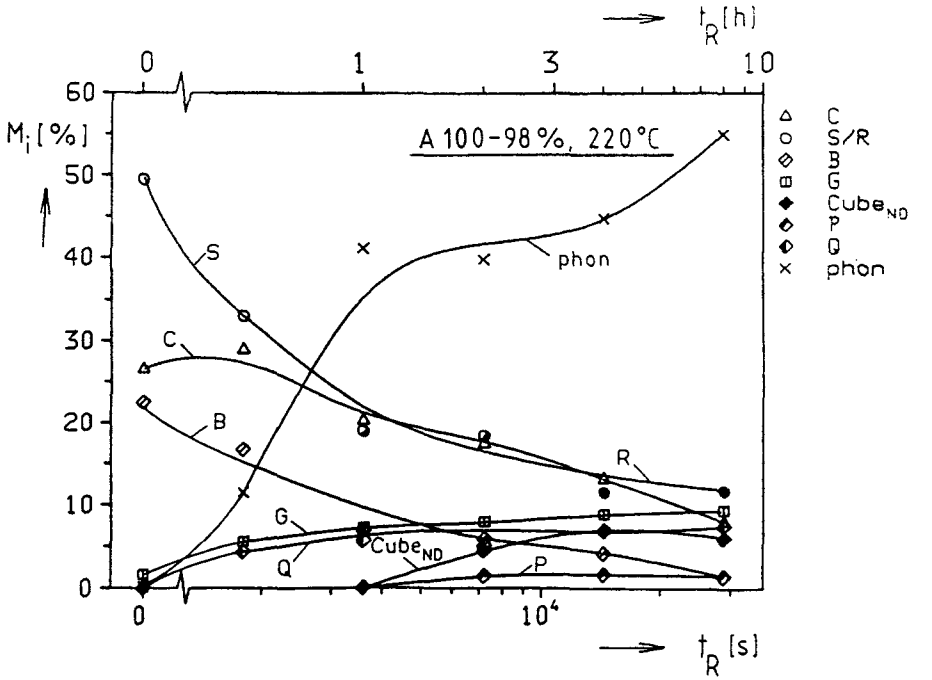


Abb.28: Mengenanteile der Rekristallisationskomponenten in Abhängigkeit der Glühzeit bei 220°C der Probe A100, 98% (R4).

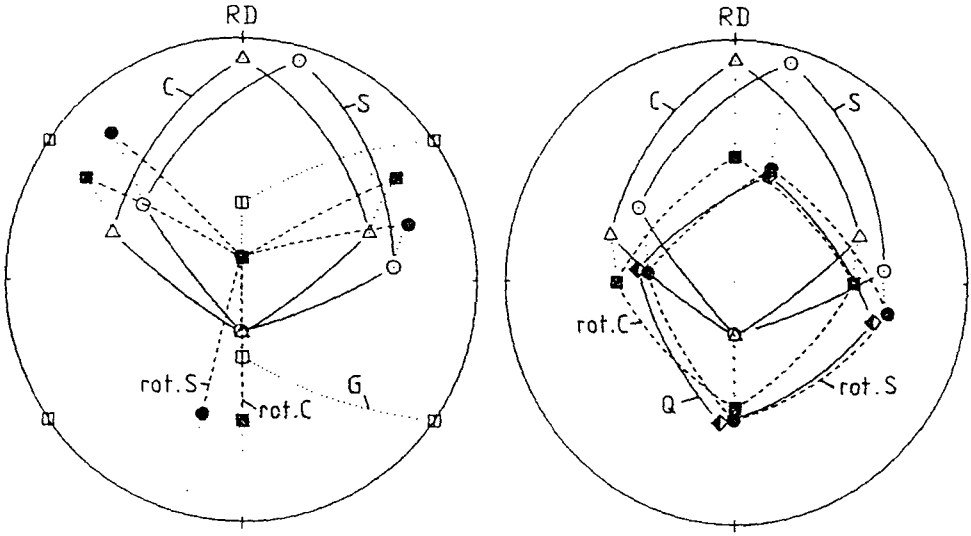


Abb.29: a) +35°QR- und b) -35°QR-Rotation der Hauptwalzlagen.

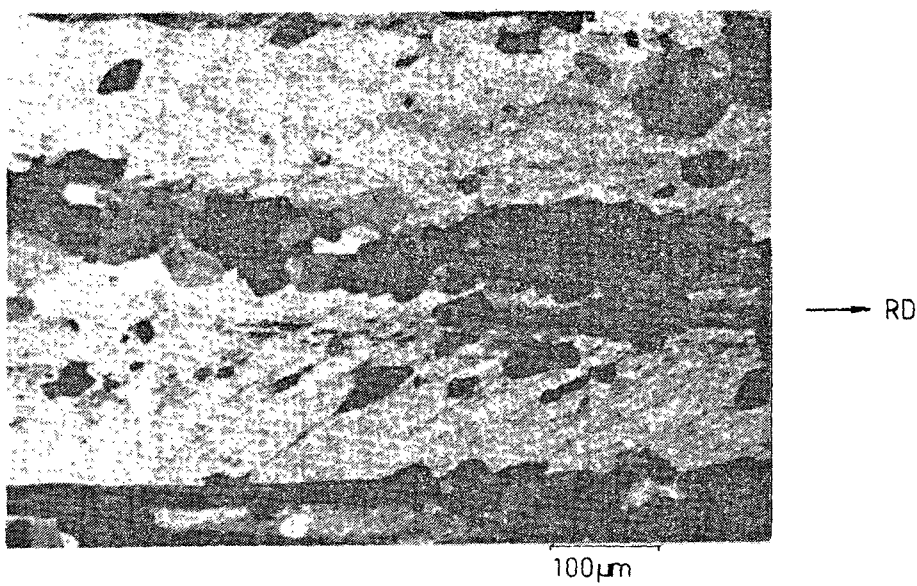


Abb.30 Keimbildung an Scherbändern in der Probe A0.3, 75% gewalzt, 2.5s bei 450°C teilrekristallisiert (anodisch oxidiert, 100x).

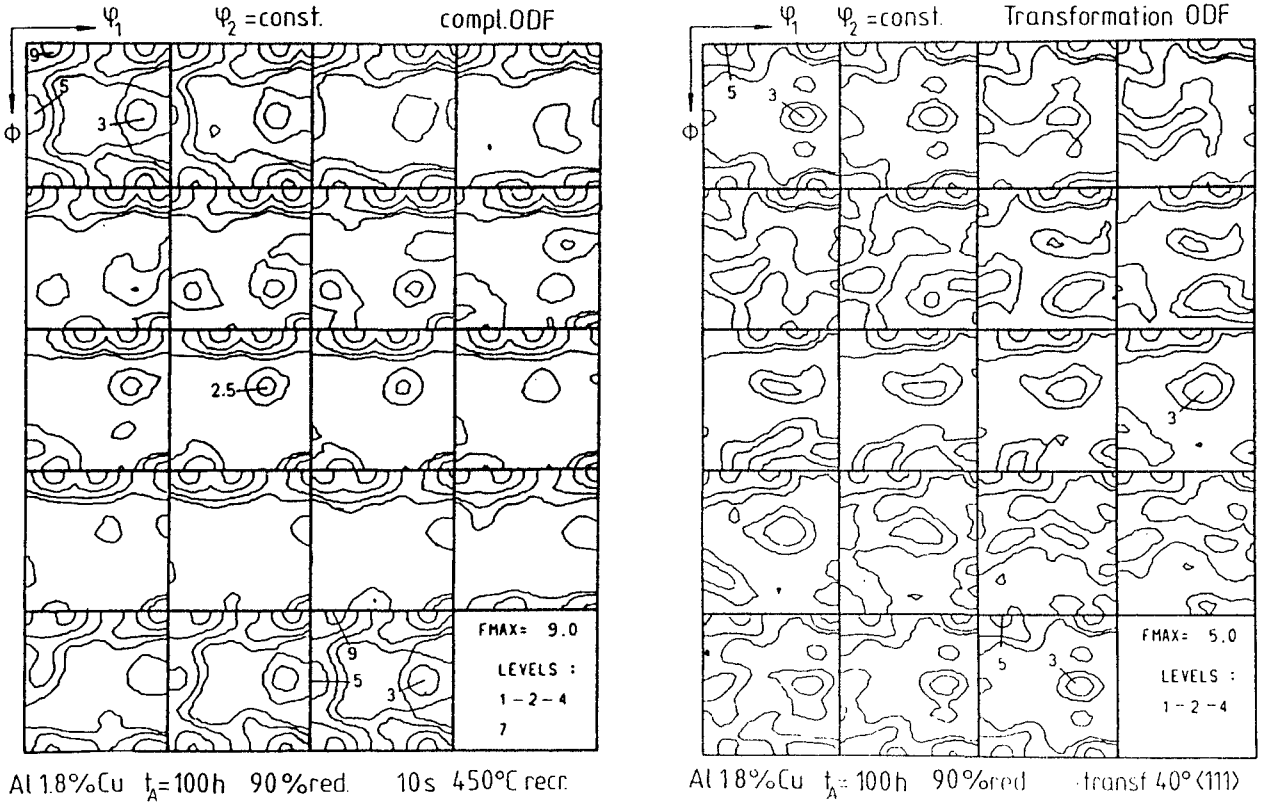


Abb.31: a) Rekristallisationstextur und b) Transformations-OVF der bei 300°C rekristallisierten Probe A100, 90% gewalzt.

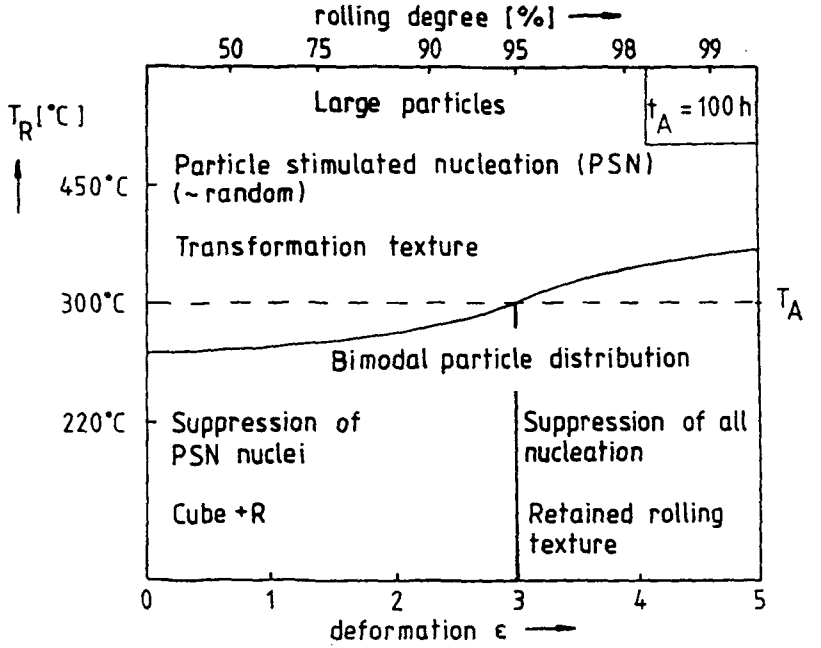


Abb.32: Schema der Rekristallisationstexturentwicklung der Proben A100 in Abhängigkeit von Walzgrad und Rekristallisationstemperatur (T_A: Auslagerungstemperatur).

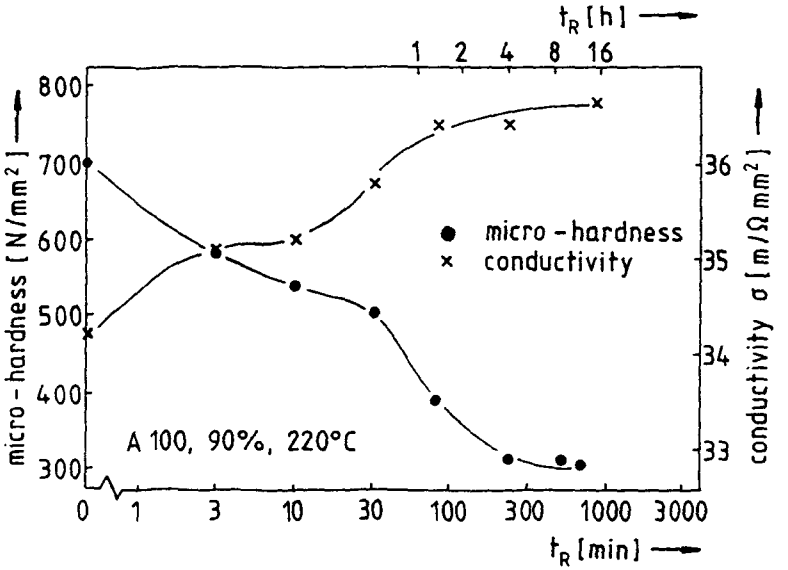


Abb.33: Verlauf der Härte und der elektrischen Leitfähigkeit der Probe A100, 90% gewalzt, bei Glühung bei 220°C.

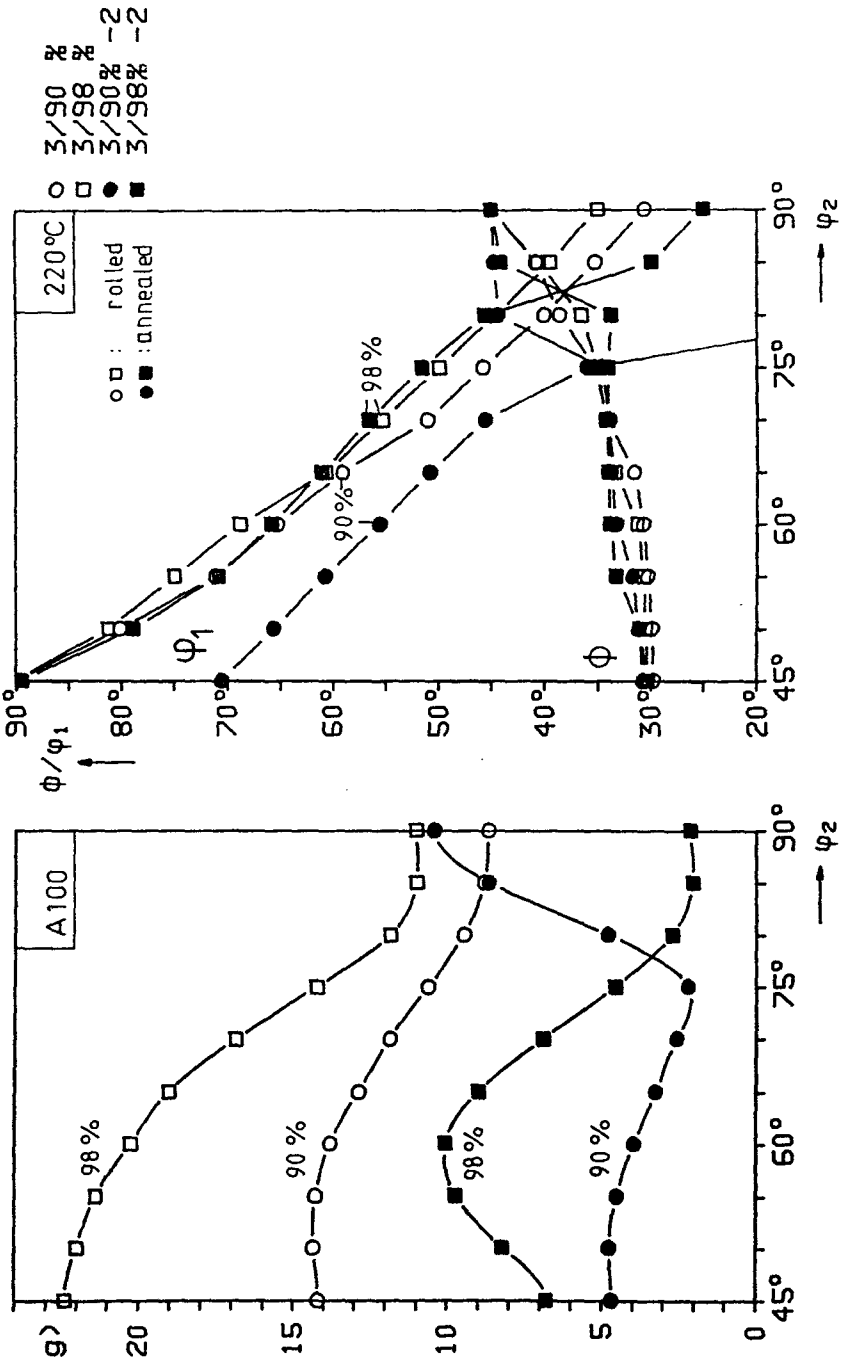


Abb.34: a) β-Fasern und b) Position der β-Fasern der bei 220°C rekristallisierten Proben A100 bei 90% und 98% Walzverformung.

Teil III

Texturentwicklung in Al-1.8%Cu Einkristallen

III. Texturentwicklung in Al-1.8%Cu Einkristallen

Inhaltsverzeichnis **Seite**

III.1 Einleitung 1

III.2 Experimentelles 1
III.2-1 Proben-Herstellung 1
III.2-2 Untersuchungsverfahren 3

III.3 Ergebnisse der Walzexperimente 4
III.3-1 Untersuchungen des Ausgangsmaterials 4
III.3-2 Untersuchungen der verformten Proben 4
III.3-2.1 Kristall B 4
III.3-2.2 Kristall G 5
III.3-2.3 Kristall C mit θ-Teilchen 6
III.3-2.4 Kristall Y 6
III.3-2.5 Kristall C ohne θ-Teilchen 7

III.4 Diskussion der Walzexperimente 8
III.4-1 Texturentwicklung der Ausgangsorientierungen 8
III.4-1.1 Allgemeines 8
III.4-1.2 Ms-Lage {011}<211> 11
III.4-1.3 Goss-Lage {011}<100> 12
III.4-1.4 Cu-Lage {112}<111> 13
III.4-1.5 Y-Lage {111}<112> 14
III.4-2 Diskussion der auftretenden Streuungen 16
III.4-2.1 Zweiphasige Kristalle mit θ-Teilchen 16
III.4-2.2 Einphasige Kristalle ohne θ-Teilchen 18

III.5 Ergebnisse der Rekristallisationsexperimente 21
III.5-1 Kristall B 21
III.5-2 Kristall G 22
III.5-3 Kristall C mit θ-Teilchen 22
III.5-4 Kristall Y 22
III.5-5 Kristall C ohne θ-Teilchen 23

III.6 Diskussion der Rekristallisationsexperimente 24
III.6-1 Allgemeines 24
III.6-2 Kristall B 26
III.6-3 Kristall G 27
III.6-4 Kristall C mit θ-Teilchen 29
III.6-5 Kristall Y 31
III.6-6 Kristall C ohne θ-Teilchen 32

III.7 Zusammenfassung 33

III.8 Abbildungen 36

III.1 Einleitung

Es ist allgemein bekannt, daß Teilchen einer zweiten Phase einen großen Einfluß auf das Walz- und das Rekristallisationsverhalten sowie die damit verbundene Texturentwicklung von Metallen haben können. In polykristallinem Aluminium wurde dabei sowohl beim Walzen als auch beim Rekristallisieren zumindest bei größeren Teilchen meistens eine Textur-Abschwächung gefunden, obwohl auch andere Effekte beobachtet wurden (vergl. Teil I,II). Aufgrund der recht komplexen Vorgänge, die zu den beobachteten Texturänderungen in Polykristallen führen, ist es jedoch schwer, die grundlegenden Mechanismen klar zu trennen und zu analysieren. Daher sollte in dem vorliegenden Teil dieser Arbeit die Walz- und Rekristallisationstexturentwicklung von Al-Einkristallen mit verschiedenen Ausgangsorientierungen bei verschiedenen Auslagerungszuständen untersucht werden. Dabei wurden Einkristalle derselben Legierung Al-1.8%Cu verwendet, die im polykristallinen Zustand bereits gründlich untersucht worden war (vergl. Teil II dieser Arbeit).
Als Ausgangsorientierungen wurden die Ms-Lage {011}<211>, die Goss-Lage {011}<100>, die Y-Lage {111}<112> und die Cu-Lage {112}<111> hergestellt. Im folgenden werden diese Kristalle nach der englischsprachigen Abkürzung /6/ ihrer Ausgangsorientierung "B", "G", "C" bzw. "Y" genannt. Alle vier Einkristalle wurden im auslagerten Zustand, also mit Θ- (Al_2Cu-) Teilchen, untersucht, um den Einfluß dieser Teilchen auf das Walz- und Rekristallisationsverhalten zu studieren. Ein weiterer Kristall C wurde im übersättigten Zustand gewalzt, um Scherbandbildung und die damit verbundenen Textureffekte zu verfolgen.

III.2 Experimentelles

III.2-1 Proben-Herstellung

Aus dem Ausgangsmaterial, Al mit 1.8 Masse% Cu, das auch in Teil II dieser Arbeit untersucht wurde, wurden Rohlinge der Abmessung $25 \times 10 \times 100$ mm^3 präpariert. Als Keime für die Einkristalle wurden bereits vorhandene Keime aus Rein-Al verwendet. Die Einkristalle wurden in einer Graphit-Kokille nach einem modifizierten Bridg-

man-Verfahren aus der Schmelze gezogen (Ziehgeschwindigkeit 3.2 cm/h, Abb.1). Dabei wurde der Ofen ständig mit Argon durchspült, um Oxidation sowie ein Verkleben des Al mit der Kokillenwand zu vermeiden. Die fertigen Einkristalle wurden in ~10% NaOH gebeizt, anschließend erfolgte eine erste Orientierungsbestimmung mittels Laue-Aufnahmen bzw. Polfigur-Messungen. Aus den Einkristallen wurden funkenerosiv die Walzausgangsproben präpariert (25×10×50 mm^3), dabei wurde jeweils ein ca. 5mm breites Stück für die Untersuchung des Ausgangszustands abgetrennt.

Diese Ausgangsproben wurden 72h bei 540°C homogenisiert und anschließend in Wasser abgeschreckt, um alles Cu in Lösung zu bringen. Anschließend wurde durch Messung der elektrischen Leitfähigkeit untersucht, ob der Cu-Gehalt infolge von Seigerungen über der Kristall-Länge variiert. Dabei wurde kein Unterschied in der Leitfähigkeit beobachtet. (Bei einer Genauigkeit des verwendeten Gerätes Sigmatester der Firma Förster von ca. 2% im entsprechenden Leitfähigkeitsbereich und einer angenommenen linearen Abnahme der Leitfähigkeit mit dem Gehalt an gelöstem Cu /144/ entspricht dies allerdings nur einer Genauigkeit von ca. 10%, also 0.18% Cu.)

Die vier Kristalle B, G, C und Y wurden 100h bei 300°C im Salzbadofen geglüht, um Θ-Teilchen auszuscheiden. Ein weiterer Kristall C wurde direkt nach dem Homogenisieren und Abschrecken, also in übersättigter Lösung gewalzt.

Das Walzen der Einkristalle erfolgte bei Raumtemperatur auf einem Duo-Walzwerk (Walzendurchmesser 250mm). Es wurde reversierend homogen ($l_D/D \geq 1$ /155/) gewalzt. Für die möglichst genaue Einhaltung der Walzgeometrie sorgte ein spezieller Walztisch im Walzeneinlauf, der sowohl eine präzise seitliche Führung als auch ein genaues Einhalten der Walzebenenparallelität zu der Probenoberfläche gewährleistete (Abb.2).

Bei verschiedenen Walzgraden von 30% bis 99% wurden Proben für die Textur- und sonstigen Untersuchungen entnommen. Um auch den Einfluß von etwaigen kleineren Cu-Seigerungen zu erkennen, wurde dabei darauf geachtet, die Proben immer abwechselnd am vorderen bzw. hinteren Ende des Einkristalls abzutrennen. Bei den späteren Untersuchungen wurde jedoch kein Einfluß der Probenentnahmestelle gefunden, so daß Seigerungen wohl ausgeschlossen werden können.

Zur Untersuchung des Rekristallisationsverhaltens wurden entsprechende Proben bei 300°C 10s bis 100.000s bis zur abgeschlossenen

Primärrekristallisation im Salzbadofen geglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt. (In den Probenbezeichnungen sind die Glühzeiten durch ihre Zehnerpotenzen charakterisiert, also z.B. "-1" für 10s bzw. "-4" für 10.000s.)
Um weitere Ausscheidungs- und Erholungsvorgänge zu vermeiden, wurden die Proben zwischen den Untersuchungen in flüssigem Stickstoff gelagert.

III.2-2 Untersuchungsverfahren

Die {111}-Polfiguren der zu untersuchenden Proben wurden mittels eines automatischen Röntgen-Texturgoniometers /28/ ermittelt. Die so erhaltenen Meßwerte wurden bezüglich der Untergrundstrahlung sowie des Fehlers durch die mit zunehmendem Kippwinkel geringere erfaßte Röntgenintensität korrigiert. Zur Darstellung der Polfiguren wurden die so korrigierten Meßwerte auf Vielfache einer regellosen Orientierung normiert und als Höhenlinien (Linien gleicher Intensität) in der stereographischen Projektion geplottet.
Da die Texturen der Einkristalle im Ausgangszustands bzw. nach geringen Verformungen naturgemäß noch sehr scharf waren, wurden die Polfiguren der bis 60% gewalzten Proben nicht wie üblich im Raster ($\alpha \times \beta =$) $5° \times 5°$ ermittelt, sondern im wesentlich feineren Raster $2° \times 2°$.

Außer Texturuntersuchungen wurden Härtemessungen und Mikrostruktturuntersuchungen mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskop durchgeführt. Zur Bestimmung des Ausscheidungszustands bzw. der Größe und Verteilung der Θ-Teilchen wurden die Proben nach üblichem Schleifen elektrolytisch poliert und anschließend im Lichtmikroskop untersucht.
Um die Gleitebenen sowie die Scherbänder des im übersättigten Zustand gewalzten Kristalls C zu untersuchen, wurden Längsschliffe der Proben elektrolytisch poliert und zur Markierung mit einigen Kratzern versehen. Anschließend wurden die Proben erneut ca. 10% gewalzt. Mit Hilfe dieser Technik läßt sich die Mikrostruktur der untersuchten Proben sehr deutlich sichtbar machen, da durch die plastische Verformung auf kristallographischen Gleitebenen an der polierten Oberfläche Gleitstufen heraustreten. Aus den Winkeln, unter denen diese Gleitlinien verlaufen, können dann Rück-

schlüsse auf die aktivierten Gleitsysteme gezogen werden. Auch Scherbänder lassen sich so gut untersuchen, da sie ebenfalls zu deutlichen Stufen auf der polierten Oberfläche eines Längsschliffs führen. So ein plastisches Oberflächenrelief läßt sich besonders gut im REM untersuchen.

III.3 Ergebnisse der Walzexperimente

III.3-1 Untersuchungen des Ausgangsmaterials

In Abb.3 sind die Orientierungen der vier zweiphasigen Einkristalle als {111}-Polfigur dargestellt. Die Orientierung des Kristalls B entspricht sehr gut der idealen Ms-Lage {011}<211>. Die anderen Kristalle zeigen jedoch gewisse Abweichungen von der Ideal-Lage. Kristall G ist ca. 10° um QR verdreht und wird mit {551}<1 1 10> indiziert; Kristall C ist 18° um die QR verdreht, er wird mit {114}<221> indiziert; und Kristall Y ist 8° um BN verdreht und mit {111}<538> indiziert.
Der in übersättigter Lösung gehaltene Kristall C hatte bis auf 2° die gewünschte {112}<111>-Orientierung (s.u.).
Abb.4 zeigt die bei der Auslagerungsglühung gebildeten Ausscheidungen. Man erkennt deutlich langgestreckte plattenförmige Teilchen, die sich auf kristallographischen {100}-Ebenen ausscheiden. Die Größe beträgt etwas unter 10μm in Kristall B (Abb.4a) gegenüber maximal ca. 20μm in den anderen drei Kristallen (Abb.2b-d).

III.3-2 Untersuchungen der verformten Proben

III.3-2.1 Kristall B

Wie erwartet bleibt der zentrale Peak der Ms-Lage bis zu sehr hohen Verformungsgraden stabil, es treten aber verschiedene Streuungen der Ms-Lage auf, die systematisch mit dem Walzgrad variieren (Abb.5,6). Bei niedrigen Walzgraden (50%) beobachtet man eine Streuung der Ms-Lage von über 20° ungefähr um die Querrichtung QR (Abb.5,6b). Mit weiterer Verformung nimmt diese Streuung wieder ab, bis die Ms-Lage bei ~90% wieder praktisch isotrop streut (Abb.5,6c). Bei noch höherer Verformung beginnt die Ms-Lage dann wieder zu streuen, diesmal ungefähr um die Walz-

richtung WR (Abb.5,6d). Diese Streuungen nehmen mit weiterer Verformung zu, bei dem höchsten Walzgrad (99%) ist sogar der Hauptpeak der Ms-Lage selbst in Richtung dieser Streuungen verschoben (Abb.6d).
Abb.7 zeigt den Einfluß der Walzverformung auf die Θ-Ausscheidungen. Mit zunehmender Verformung drehen die Teilchen in die Walzrichtung ein (Abb.7a), ab ~75% beginnen sie zu zerbrechen (Abb. 7b), und die Bruchstücke ordnen sich perlenschnurartig hintereinander an (Abb.7b,c).

III.3-2.2 Kristall G

Die Goss-Lage bleibt bis ca. 90% Verformung stabil, man beobachtet jedoch auch hier deutliche QR-Streuungen, die bis 70% zunehmen (Abb.8). Überraschenderweise sind diese Streuungen stark asymmetrisch, die +QR-Drehung reicht bis zur Cu-Lage, was einer Streuung um ca. 55° entspricht, während die Goss-Lage um -QR nur um ca. 20° streut (Abb.8).
Bei höherer Verformung bis 90% gehen die QR-Streuungen wieder zurück, es bleibt jedoch eine gewisse Belegung der einen Cu-Lage (Abb.8,9b), die sich bis 99% noch etwas verschärft.
Die Goss-Lage selbst beginnt ab 90%, deutlicher sichtbar ab 95% um die Blechnormale BN in beide Richtungen zu rotieren (Abb.8, 9c), was einer Drehung entlang der α-Faser in die beiden symmetrischen Ms-Lagen entspricht. Dies kann besonders deutlich an den Polen am Außenrand der Polfigur verfolgt werden: Diese Pole beginnen ab 90% um BN zur streuen, ab 95% beobachtet man auch eine Rotation der Pole um BN. Bei 98% haben diese Pole die QR erreicht, was der genauen Ms-Lage entspricht. Bis 99% werden dann die BN-Streuungen noch weiter abgebaut (Abb.8,9c).
Aufgrund der Anordnung der {100}-Ebenen in der (idealen!) Goss-Lage liegen die Θ-Teilchen sowohl bei Betrachtung aus der Blechnormale (Abb.3b) als auch aus der Querrichtung unter Winkeln von 0° bzw. 90° zur Walzrichtung. Bei 30% Walzverformung hat sich daran noch nicht viel geändert (Abb.10a), allerdings beginnen die senkrecht zur Walzrichtung liegenden Teilchen bereits zu zerbrechen. Bei weiterer Verformung zeigen die parallel zur Walzrichtung liegenden Teilchen eine wellenförmige Anordnung (Abb.10b), bevor sie ab ~90% (Abb.10c) ebenfalls zerstückelt werden. Mit zunehmender Verformung scheint die Teilchendichte etwas abzuneh-

men, eventuell werden einige der kleinsten Teilchen-Fragmente aufgrund ihres erhöhten Lösungsdrucks wieder aufgelöst.

III.3-2.3 Kristall C mit Θ-Teilchen

Die Cu-Lage bleibt bei der Walzverformung ebenfalls im wesentlichen stabil, obwohl auch hier starke QR-Streuungen auftreten (Abb.11). Besonders bei mittleren Walzgraden (60%-96%) beobachtet man starke QR-Streuungen (Abb.11,12b), die bei den allerhöchsten Walzgraden (>97%) wieder etwas abnehmen (Abb.11,12c). Ab 90% findet man deutlich die symmetrisch äquivalente Komponente der Cu-Lage, die sich bei weiterer Verformung noch etwas verstärkt (Abb.11,12c).
Aus der QR betrachtet findet man in der Cu-Lage noch bei 40% Verformung Θ-Teilchen unter ±35° zur WR angeordnet (Abb.13a), während die senkrecht zur WR liegenden Teilchen bereits weitgehend zerstört sind. Bei weiterer Verformung wird dieser Winkel entsprechend dem Eindrehen der Partikel in die WR kleiner, und auch diese Teilchen werden zunehmend zerstückelt (Abb.13a,b).

III.3-2.4 Kristall Y

Die Y-Lage ist die einzige untersuchte Orientierung, die unter Walzbeanspruchung keinerlei Stabilität aufwies (Abb.14,15). Schon bei 40% Verformung, dem geringsten untersuchten Walzgrad, ist die Ausgangslage bereits in zwei Orientierungen aufgespalten, nämlich die Cu-Lage und eine Lage in der Nähe der Goss-Lage (Abb.14). Die Cu-Lage ist noch mit deutlichen -QR-Streuungen behaftet, die bis 90% allmählich verschwinden (14,15b). Die Lage nahe der Goss-Lage dreht bei weiterer Verformung weiter um +QR und gleichzeitig um BN an der exakten Goss-Lagen-Position vorbei, bis sie bei höchsten Verformungen schließlich die Ms-Lage erreicht (Abb.14,15c).
Die Ausscheidungen in der Y-Lage verhalten sich weitgehend so, wie oben für die Cu-Lage beschrieben worden ist. Mit zunehmender Verformung drehen sie sich in die Walzebene ein und werden fragmentiert (Abb.16).

III.3-2.5 Kristall C ohne Θ-Teilchen

Abb.17 zeigt die {111}-Polfiguren des Kristalls C, der direkt nach dem Abschrecken gewalzt worden ist. Man erkennt, daß die Cu-Lage selbst wie im zweiphasigen Kristall C im wesentlichen stabil bleibt. Aber auch hier werden bei Walzgraden über 60% starke QR-Streuungen beobachtet, die ihr Maximum mit über 35° ungefähr bei 80% erreichen. Auch in dem einphasigen Kristall C wird ab ca. 90% die symmetrisch äquivalente Cu-Lage erreicht. Bei höheren Walzgraden nehmen die QR-Streuungen wieder etwas ab, die Belegungen der symmetrischen Cu-Lage bleiben jedoch erhalten (Abb.17).
Bei niedrigen Walzgraden beobachtet man noch einen weiteren interessanten Effekt: Die zentrale Cu-Lage zeigt selbst eine deutliche Rotation ihrer Position um die QR. Sowohl die Analyse der Laue-Aufnahme (Abb.18c) als auch der Polfigur (Abb.18d) ergab, daß die Ausgangsorientierung des Kristalls nur ca. 2° von der idealen {112}<111>-Lage entfernt war, davon entsprach ca. 1° einer QR-Rotation. In Eulerwinkeln ausgedrückt entspricht das einer Position mit ϕ=34° (Abb.19). Bei 30% Walzgrad war der ϕ-Wert schon auf 27° gesunken, was einer Rotation von 7° um die QR entspricht. Bei weiterer Verfomung steigt ϕ an und nähert sich langsam wieder der idealen Position ϕ=35°.
Metallographische Untersuchungen an diesem Kristall zeigen ab 60% Walzgrad eine stark ausgeprägte Neigung zur Bildung von Scherbändern, die das Gefüge in einer Richtung durchschneiden und zu beträchtlichen Abscherungen eines zur Markierung aufgebrachten Kratzers führen (Abb.20). Dabei beträgt der Winkel zwischen diesen Scherbändern und der Walzrichtung in der Mitte ziemlich genau 35° (Punkt "1" in Abb.20), weiter nach oben bzw. unten in Richtung der Probenkanten steigt der Winkel etwas an bis ~40° (Punkt "2" in Abb.20).

III.4 Diskussion der Walzexperimente

Grundsätzlich zeigen die vier verschieden orientierten AlCu-Einkristalle alle ein von reinen kfz-Kristallen bekanntes Verhalten /148/. Dabei bleiben die Ausgangsorientierungen entweder stabil (B, C), oder sie rotieren in stabile Lagen (G, Y).
Daneben treten jedoch sehr starke Streuungen auf, die in reinen Kristallen nicht bzw. nicht in dieser Stärke beobachtet werden und daher in den zweiphasigen Kristallen auf die Ausscheidungen zurückgeführt werden können. Auch der übersättigte Kristall C zeigte aufgrund der Scherbandbildung starke QR-Streuungen, die getrennt diskutiert werden sollen.
Dementsprechend kann die Walztexturentwicklung der verschiedenen Einkristalle unter zwei Gesichtspunkten diskutiert werden: 1. Die Entwicklung der Orientierung der Ausgangslage und 2. die auftretenden Streuungen.

III.4-1 Texturentwicklung der Ausgangsorientierungen

III.4-1.1 Allgemeines

Die Haupt- bzw. Ausgangsorientierungen zeigen sowohl in den ausscheidungsbehafteten Einkristallen als auch in dem übersättigten Kristall das erwartete, theoretisch vorhergesagte Verhalten.
Bekanntlich findet die plastische Verformung von Metallen durch das Gleiten von Versetzungen auf bestimmten kristallographischen Gleitebenen statt (im kfz-Gitter auf {111}-Ebenen in <011>-Richtungen). Die Orientierungsänderung des Kristalls während der Verformung ergibt sich dann aus den Gitterrotationen, die durch die Scherungen aufgrund der aktivierten Gleitsysteme hervorgerufen werden. Diese Gitterdrehungen und damit die Texturänderung können berechnet werden, wenn die während der Verformung aktiven Gleitsysteme bekannt sind.
Nach Untersuchungen von Bauer, Mecking und Lücke /156/ ist es bei Einkristallen möglich, die Verformung nach dem Prinzip der freien Scherungen zu interpretieren. Im Gegensatz zu Polykristallen, bei denen makroskopische Scherungen zu Dehnungsinkompabilitäten an den Korngrenzen führen, können sich in Einkristallen solche Scherungen praktisch beliebig einstellen.
Damit kann das Verformungsverhalten von Einkristallen nach dem

Sachs-Modell /36/ berechnet werden. Dazu wird die auf den jeweiligen Gleitsystemen wirksame Schubspannung aus dem äußeren Spannungszustand bestimmt. Beim einachsigen Spannungszustand (Zugversuch) errechnet sich diese Schubspannung zu:

$$\tau = \sigma \cdot \mu \quad \text{mit } \mu = \cos\chi \cdot \cos\lambda \tag{1}$$

(Schmid'sches Schubspannungsgesetz) mit σ: kritische Schubspannung, χ, λ: Winkel zwischen Zugachse und Gleitebenennormale bzw. Gleitrichtung)
Bei Einkristallen mit freier Formänderung wird dann nur das (oder die) Gleitsystem(e) mit dem höchsten Schmidfaktor μ aktiviert.
Da beim Walzen ein wesentlich komplexerer, mehrachsiger äußerer Spannungszustand vorliegt, müssen für die Berechnung der Schubspannungen in den jeweiligen Gleitsystemen bestimmte Näherungsverfahren angewendet werden. Im allgemeinen wird der Spannungstensor $\underline{\sigma}$ durch den Tucker'schen Spannungszustand /37/ mit einer reinen Zugspannung in x-Richtung und einer reinen Druckspannung in z-Richtung angenähert:

$$\underline{\sigma} = \begin{Bmatrix} \sigma_x & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_z \end{Bmatrix}$$

Mit der weiteren Annahme, daß $\sigma_x = -\sigma_z$ (isotropes Material), läßt sich die wirksame Schubspannung in den jeweiligen Gleitsystemen berechnen mit:

$$\tau^s = \sigma_x \cdot (\cos\chi_x \cos\lambda_x - \cos\chi_z \cos\lambda_z) \tag{2}$$

Das Verhältnis τ/σ_x bezeichnet man dann als Gesamtorientierungsfaktor oder wieder als Schmidfaktor μ.

Die so für die vier verschiedenen Ausgangsorientierungen bestimmten Gleitsysteme mit den jeweils höchsten Schmidfaktoren sind in den Abb.6a,9a,12a,15a in der stereographischen Projektion abgebildet. Die Ms-Lage hat 2 Hauptgleitsysteme mit demselben Schmidfaktor (μ=0.81). Dies sind die Gleitsysteme 14 und 22, wobei die Numerierung der Gleitsysteme derart erfolgt, daß die erste Ziffer die Gleitebene und die zweite Ziffer die Gleitrichtung angibt. Die anderen drei Ausgangslagen haben alle 4 Gleitsysteme, die jeweils in 2 Paaren angeordnet sind. Dabei ist bei den Kristallen

C und Y jeweils ein Paar (CD: 21, 41) kodirektional, d.h. zwei Gleitsysteme haben die gemeinsame Gleitrichtung 1, das andere Paar (CP: 32, 33) ist koplanar, d.h. beide Systeme haben die gemeinsame Gleitebene 3. Der Kristall G hat die beiden koplanaren Paare 15 und 16 sowie 32 und 33.

Sind nun auf diese Weise die Gleitsysteme einer bestimmten Orientierung ermittelt, so kann auch die Änderung dieser Orientierung bei einer Verformung vorhergesagt werden. Diese Rotationen werden durch die äußeren Randbedingungen der Verformung erzwungen. Beim einachsigen Zugversuch ist dies wieder recht einsichtlich: Hier wird die Richtung der Spannung durch die Zugmaschine vorgegeben, so daß der Kristall nur dann abgleiten kann, wenn er sich bezüglich des äußeren Probenkoordinatensystems eindreht. Bei Einfachgleitung dreht dabei die Gleitrichtung $\vec{b}$ des Kristalls unter einer Zugkraft $\vec{F}$ um eine Achse $\vec{b} \times \vec{F}$ in die Zugachse ein (sog. "Salami-Modell"). Unter Druckbeanspruchung dreht die Gleitebenennormale $\vec{n}$ um eine Achse $\vec{n} \times \vec{F}$ in die Druckachse $\vec{F}$. Beim Walzen wird sich unter der Annahme des Tucker'schen Spannungszustands eine Orientierung so drehen, daß ihre Gleitebenennormale in Richtung der Druckspannung, also in die Blechebenennormale und ihre Gleitrichtung in Richtung Zugspannung, also in die Walzrichtung dreht.
Mit Hilfe der aktivierten Gleitsysteme bzw. der dadurch hervorgerufenen Abgleitbeträge kann nun bestimmt werden, ob eine Orientierung stabil ist oder nicht. Nach dem sogenannten "Formänderungskriterium" /161/ ist eine Orientierung dann stabil, wenn die Überlagerung der einzelnen Abgleitungen resultierend gerade 0 ergibt. Dies ist beim Walzen für die Würfellage und für die jeweils 45° um QR, BN sowie WR gedrehte Würfellage der Fall, wobei letztere der Goss-Lage entspricht. Die anderen hier untersuchten Orientierungen Ms, Cu und Y erfüllen ebenfalls das Formänderungskriterium, wobei allerdings eine makroskopische Scherung auftritt.
Als Resultat solcher Überlegungen ergibt sich also, daß alle vier Ausgangsorientierungen stabil sein sollten, d.h. bei einer Verformung sollte es keine Orientierungsänderung dieser Lagen geben. Ein ausreichendes Stabilitätskriterium ist dies Formänderungskriterium allerdings nicht, denn unter realen Bedingungen ist es nicht möglich, die Kristalle absolut exakt in die Walzen einzu-

führen. Außerdem waren wie in Abschnitt III.3-1 beschrieben die Ausgangsorientierungen selbst teilweise schon einige Grad gedreht. Daher muß zur Feststellung der Stabilität einer Orientierung auch das Verhalten bei einer geringen Verdrehung aus der Ausgangslage überprüft werden (sogenanntes Stabilitätskriterium /161/). Dazu werden die Ausgangslagen einige Grad um die Probenachsen WR, QR bzw. BN gedreht, anschließend wird untersucht, ob die Lagen zurück in die Ausgangsorientierung oder weiter in die ausgelenkte Richtung rotieren. Dabei ist erfahrungsgemäß vor allem das Verhalten bei QR-Rotation wichtig, denn WR-Drehungen sind unwahrscheinlich /161/, und auch BN-Drehungen kommen bei sorgfältigem Walzen kaum vor. QR-Drehungen treten jedoch schon bei einer leicht inhomogenen Aktivierung der einzelnen Gleitsysteme auf. Daher wird in Abb.21 nur das Verhalten der Gleitsysteme bei QR-Rotation gezeigt. Hier ist die Änderung der Schmidfaktoren für die in Abb.6a,9a,12a,15a gezeigten Gleitsysteme für eine Rotation der entsprechenden Ausgangsorientierung um die entsprechende QR (a) <110> bzw. b) <111>) dargestellt. Diese oft "Bauerkurven" /156/ genannten Diagramme, die allerdings erstmals von Aernoudt und Stüwe /161/ gezeigt wurden, zeigen deutlich, inwieweit Rotationen der Ausgangslagen die Schmidfaktoren der Gleitsysteme ändern und lassen somit Rückschlüsse auf die tatsächliche Stabilität einer Orientierung zu.
Die hier untersuchten Ausgangsorientierungen B, C, G und Y sind in Abb.21 jeweils markiert. Dabei ergibt sich für die Stabilität der einzelnen Lagen folgendes:

III.4-1.2 Ms-Lage {011}<211>

Eine Rotation der Ms-Lage z.B. um +QR (also eine Verschiebung in Abb.21a nach <u>rechts</u>) führt zu einer Erhöhung des Schmidfaktors des Gleitsystems 22 bzw. zu einer Absenkung des Schmidfaktors des Gleitsystems 14 (jeweils betragsmäßig!). Gleitsystem 22 führt jedoch zu einem Rückdrehen der Orientierung ungefähr um -QR bis wieder die Ms-Lage erreicht ist (angedeutet durch die Pfeile in Abb.21a). Bei einer Rotation der Ms-Lage um -QR wird demgegenüber das Gleitsystem 14 stärker und das System 22 schwächer betätigt, so daß wiederum ein Rückdrehen in die exakte Ms-Lage erfolgt. Auch bei Auslenkungen um WR oder BN werden jeweils die rückdrehenden Gleitsysteme stärker, und die Ms-Lage wird wieder einge-

stellt. Damit ist die Ms-Lage die stabile Endlage beim Walzen im kfz-Gitter überhaupt.
Entsprechend wird auch bei dem hier untersuchten zweiphasigen AlCu-Einkristall B eine bis ca. 97% Walzgrad stabile Ausgangsorientierung gefunden. Sogar die ~QR-rotierten Bereiche, die wie später noch gezeigt wird durch die Θ-Teilchen hervorgerufen werden, drehen bis ca. 90% Walzgrad wieder fast vollständig in die exakte Ms-Lage zurück.
Bei höchsten Walzgraden >97% beginnt die Ms-Lage dann angenähert um WR zu drehen. Eine genauere Analyse der auftretenden Rotationen ergibt, daß sie sehr gut durch polykristalline Verformungsmodelle nach Taylor beschrieben werden können. In den hoch verformten Proben sind die Bedingungen der freien Formänderung nach dem oben diskutierten Sachs-Modells anscheinend nicht mehr gültig. Die Gleitung nur auf den beiden Hauptgleitsystemen der Ms-Lage führt zu einer stark ausgeprägten Ms-Scherung ε_{RT}, die bei den sehr dünnen Proben (<200μm) aufgrund der Reibung der Proben an den Walzen nicht mehr frei stattfinden kann. Daher werden neben den beiden Hauptgleitsystemen weitere Gleitsysteme aktiviert, und die Ms-Lage ist nicht mehr stabil, sondern dreht langsam in Richtung S- und Cu-Lage. Die Pfeile in Abb.6d geben den Verlauf der Rotation der Ms-Lage nach theoretischen Taylor-RC-Modellen an /6,49/. Sie geben die tatsächliche Richtung der beobachteten Streuungen sehr gut wieder. Bei dem höchsten hier untersuchten Walzgrad (99%) ist die Hauptorientierung allerdings erst ca. 7° bis (44°,41°,83°) rotiert, obwohl die am weitesten reichenden, deutlich sichtbaren Streuungen schon eine S/Ms-Lage bei (52°, 37°,73°) erreicht haben.

III.4-1.3 Goss-Lage {110}<001>

Die Goss-Lage ist gegen WR- und QR-Drehungen stabil, bei geringfügigen Drehungen wird das jeweils rückdrehende Gleitsystem-Paar 15,16 bzw. 32,33 bei QR-Drehung (Abb.21b) sowie 15,32 bzw. 16,33 bei WR-Drehung (ohne Abb.) verstärkt, und die Goss-Lage wird wieder eingestellt. Bei BN-Drehungen dreht sie jedoch sehr langsam in die einmal ausgelenkte Richtung weiter um BN, bis sie schließlich die stabile Ms-Lage erreicht.
Genau dieses Verhalten wird auch bei dem hier untersuchten G-Kristall beobachtet. Die bei niedrigen Walzgraden auftretenden

starken QR-Streuungen, die durch die Teilchen hervorgerufen werden (s.u.), werden bei höheren Walzgraden langsam wieder abgebaut. Ab 82% Verformung findet man jedoch deutliche BN-Streuungen. Bei 99% ist die gesamte Goss-Lage in die beiden symmetrisch äquivalenten Ms-Lagen aufgespalten, nur noch geringe Streuungen um BN reichen bis zur ursprünglichen Goss-Lage.
Dieses Aufspalten findet deutlich früher und ausgeprägter statt als in vergleichbaren einphasigen Cu-Einkristallen /148/, wo ab 95% Walzgrad gerade die ersten BN-Rotationen Richtung Ms-Lage beobachtet werden. Ein weiterer Unterschied ist in der Verteilung der beiden symmetrischen Ms-Lagen in den gewalzten Einkristallen zu beobachten: In einphasigen Metallen wird eine deutliche Abhängigkeit des Drehsinns der BN-Rotation von der gemessenen Position über der Kristallbreite gefunden. Dies wurde durch unterschiedliche Behinderung der Scherungen in Mikrobandbereichen erklärt /148/. In dem hier untersuchten zweiphasigen AlCu-Einkristall wird dagegen an allen Stellen des Kristalls eine gleichstarke Rotation um +BN und -BN beobachtet (Abb.22).

III.4-1.4 Cu-Lage {112}<111>

Die Cu-Lage ist gegen eine QR-Rotation stabil. Z.B. führt eine bevorzugte Aktivierung des CD-Paares 21 und 41 (Abb.12a) zu einer QR-Rotation, aber gleichzeitig erhöht sich der Schmidfaktor des CP-Paar 32 und 33, und somit kommt es zu einem bevorzugten Rückdrehen in die Cu-Lage. Um die Cu-Lage stabil zu halten, muß auf dem CP-Paar allerdings doppelt soviel Abgleitung stattfinden wie auf dem CD-Paar (Abb.12a,18a,b), d.h. daß das CP-Paar verstärkt betätigt wird.
Sowohl gegen BN- als auch gegen WR-Drehungen ist die Cu-Lage jedoch instabil. Bei einer +WR bzw. +BN Rotation wird jeweils der Schmidfaktor des Gleitsystempaars 21 und 33 größer gegenüber dem des Paars 41/33 und verstärkt so die einmal eingeleitete Rotation. Die Cu-Lage würde dann langsam Richtung Ms-Lage rotieren. Sowohl in früheren Untersuchungen an einphasigen Materialien /148/ als auch bei beiden hier untersuchten AlCu-Einkristallen C (Abb.11) wird jedoch kein Wegdrehen der Cu-Lage Richtung Ms-Lage beobachtet.
Interessant ist in diesem Zusammenhang das Verhalten des einphasigen Einkristalls C. Wie in Abb.19 gezeigt worden ist, dreht

hier die Cu-Lage von ϕ=34°, also fast der idealen Lage {112}<111> bis 30% Walzgrad sehr schnell zu ϕ=27°, der sogenannten Taylor-Lage (D) {4 4 11}<11 11 8>. Aufgrund der unterschiedlichen Anordnung des kodirektionalen (21/41) und des koplanaren (32/33) Gleitsystem-Paares in der Cu-Lage (Abb.12a,18a,b) tritt bei der Betätigung der Gleitsysteme entsprechend der Bauerkurven (Abb. 21b) eine starke Scherung ε_{NR} auf, die sogenannte Cu-Scherung. Da diese Scherung aber durch die Reibung zwischen Walzen und Probe behindert ist, resultiert daraus eine entsprechende Rückspannung, die dem Tucker'schen Spannungszustand überlagert ist und zu einer QR-Drehung der Cu-Lage in Richtung kleinerer ϕ-Winkel führt. Genau bei ϕ=27° sind das kodirektionale (21/41) und das koplanare (32/33) Gleitsystem-Paar gerade symmetrisch angeordnet, und es tritt keine Scherung mehr auf. (Dies ist der Grund, daß diese sogenannte Taylor-Lage die stabile Endlage nach dem Full-Constraints Taylor-Modell ist /42,43/.) Bei höheren Walzgraden wird die Cu-Scherung ε_{NR} dann zunehmend freigegeben, was während der Walzexperimente an der äußeren Form der Kristalle klar beobachtet werden konnte. Damit kann die Orientierung langsam zurück Richtung ideale Cu-Lage drehen, ab 90% ist $\phi \approx 34°$ wieder erreicht (Abb.19). In dem anderen Kristall C war die Cu-Lage schon zu Beginn 18° um die QR verdreht (III.3-1, Abb.3c). Daher rotiert die Cu-Lage hier direkt zu größeren ϕ-Winkeln (Abb.11, 12). Die exakte Cu-Position mit ϕ=35° wird allerdings erst bei Verformungen über 95% erreicht (Abb.11).

III.4-1.5 Y-Lage {111}<112>

Dir bislang diskutierten Orientierungen zeigen zumindest gegen die wichtigste Rotation, die QR-Rotation, Stabilität. Die Y-Lage zeigt demgegenüber ein anderes Verhalten: Alle vier Hauptgleitsysteme der Y-Lage 21, 41 32 und 33 haben den gleichen Schmidfaktor 0.54, außerdem weisen sie aufgrund ihrer Symmetrie die gleiche relative Abgleitung auf. Nach dem Formänderungskriterium von Aernout und Stüwe /161/ bedeutet das, daß die ideale Y-Lage {111}<112> stabil sein sollte. In der Realität führt jedoch schon die kleinste QR-Drehung zu einer völlig anderen Endorientierung. Der Grund für diese sogenannte Quasi-Stabilität liegt in der Anordnung der Gleitsysteme. Bei Auslenkungen der Y-Lage um die QR erhalten nicht wie bei den bislang diskutierten Orientierungen

die rückdrehenden Gleitsysteme günstigere Schmidfaktoren, sondern das Gleitsystempaar, das diese QR-Drehung noch verstärkt. Damit verstärkt sich die Drehung selbst, die Y-Lage wird instabil und dreht in demselben Drehsinn um QR weiter, bis sie die jeweils stabile Endlage erreicht hat. Bei einer -QR-Drehungen ist dies die Cu-Lage, bei einer +QR-Drehung die Goss-Lage (ohne Berücksichtigung von WR- bzw. BN-Drehungen!).
Die dafür vorausgesetzten geringfügigen QR-Drehungen der Idealage können schon durch eine nicht exakte Einkristallorientierung bzw. durch nicht absolut exaktes Walzen hervorgerufen werden. Ein Gleitsystempaar kann aber auch schon durch eine geringfügige Inhomogenität in der Verformung bevorzugt werden und so die oben erwähnten Rotationen einleiten.
Ein solches Verhalten würde also nach der Verformung entweder zu einer Cu- oder zu einer Goss-orientierten Probe führen. Experimentell findet man jedoch immer Proben, bei denen sich Goss- und Cu-Lagen in sehr feinen Probenbereichen abwechseln /148/. Der Grund für dieses Verhalten liegt in der mit den Orientierungsänderungen verbundenen starken Scherungen. Beim bevorzugten Gleiten auf den Gleitsystemen 32 und 33 (also Richtung Goss) tritt eine Scherung $\varepsilon_{NR} = +\varepsilon_{Cu}$ auf. Bei einer bevorzugten 21/41-Gleitung in die andere Richtung (Cu) tritt dieselbe Scherung mit umgekehrten Vorzeichen $-\varepsilon_{Cu}$ auf. Durch so eine Scherung wird jedoch in den unmittelbar benachbarten Bereichen eine Reaktionsspannung induziert, so daß dort der Spannungstensor um die QR verdreht wird, und damit das Gleiten auf dem jeweils anderen Gleitsystempaar bevorzugt ist. So können sich die Scherungen makroskopisch weitgehend kompensieren, lokal findet man aber ein Aufspalten der Y-Lage in Cu- und Goss-Lagen-Bereiche.
Mit diesen Überlegungen kann das Verhalten des hier untersuchten zweiphasigen Y-Lagen Einkristalls erklärt werden. Schon bei geringsten Verformungsgraden (40%, Abb.14) beobachtet man ein deutliches Aufspalten der Y-Lage um ±QR. Belegungen der Y-Lage selbst sind bei 60% nur noch ganz schwach, bei 70% gar nicht mehr zu sehen (z.B. im Mittelpunkt der Polfigur, Abb.14,15b).
Die +QR-Drehung reicht bereits bei 40% Walzgrad bis zur Cu-Lage. Diese Cu-Lage bleibt bis zu höchsten Walzgraden (99%) erhalten, dabei hat sie bei 60% ihre größte Intensität erreicht, bei höherer Verformung beginnt sie leicht um die BN zu streuen (Abb.14, 15c).

Die -QR-Drehung der Y-Lage führt jedoch nicht wie oben diskutiert in die exakte Goss-Lage. Da die Ausgangsorientierung des Kristalls 8° um BN verdreht war (III.3-1, Abb.3d), wird in den entsprechenden Bereichen das Gleitsystempaar 32/33 nicht gleichmäßig aktiviert, sondern das System 32 ist etwas bevorzugt und führt so zu einer BN-Drehung der Y-Lage. Diese Bereiche drehen damit einige Grad an der Goss-Lage vorbei (z.B. bei 70%, Abb.15b), und dann um -BN in Richtung der stabilen Ms-Lage, die bei 98% fast erreicht ist (Abb.15 c).

III.4-2 Diskussion der auftretenden Streuungen

III.4-2.1 Zweiphasige Kristalle mit Θ-Teilchen

Wie in Teil I dieser Arbeit ausführlich beschrieben, führt die Wechselwirkung von Versetzungen mit nicht schneidbaren Teichen wie den Θ-Ausscheidungen zur Bildung von Versetzungsaufstaus an den Teilchen. Diese aufgestauten Versetzungen führen zu einer Rotation von Teilchen und umgebender Matrix /81,88/. Drehachse ist dabei immer eine <112>-Achse, was sich aus einer Rotation um eine Achse senkrecht zur Gleitrichtung und zur Gleitebenennormale erklärt (Abb.23). Russell und Ashby /97/ fanden bei den auch in dieser Arbeit untersuchten plattenförmigen Θ'-Ausscheidungen in Al-Cu bei Zugverformungen von 20% Gitterrotationen von 9° um eine <112>-Achse. Humphreys /102/ hat gezeigt, daß auch bei runden Teilchen starke Gitterdrehungen bis fast 50° um <112>-Achsen auftreten, um die Inkompatibilitäten zwischen verformter Matrix und unverformbaren Teilchen auszugleichen.
Bei Walzgraden bis 50% konnten beim Kristall B diese <112>-Rotationen klar als Streuungen der zentralen Ms-Lage gefunden werden (Abb.6b). Dabei kann jedem der beiden aktivierten Gleitsysteme eindeutig eine entsprechende <112>-Rotation zugeordnet werden (s. + bzw. * in Abb.6b).
Auch mittels TEM konnte gezeigt werden, daß die Streuungen in der unmittelbaren Nähe der Teilchen am größten sind und daß es sich um relativ genaue <112>-Streuungen handelt /103/. Bei höherer Verformung nehmen diese Streuungen wieder ab (Abb.5), da die Teilchen zunehmend unter der Spannung der aufgestauten Versetzungen zerbrechen (Abb.7b). Die herausgedrehten Gitterbereiche drehen dann wieder zurück in die stabile Ms-Lage (Abb.6c).

In den anderen Kristallen G und C findet man demgegenüber keine <112>-Streuungen, sondern exakte QR-Streuungen (Abb.8,9,11,12). Dies ist auf die symmetrische Anordnung der entsprechenden aktivierten Gleitsysteme bezüglich der Walzrichtung (Abb.9a,12a) zurückzuführen. Die resultierende Drehrichtung der jeweils gemeinsam aktivierten Gleitsystem-Paare ist bei diesen beiden Lagen genau die [$\bar{1}$10]-Querrichtung (Richtung 4 in Abb.9a,12a).
Bei der Goss-Lage ist diese Streuung in + bzw. - QR stark unsymmetrisch ausgeprägt (Abb.8,9). In einer Richtung führt die Streuung bis in die Cu-Lage (also 55°), während sie in der anderen Richtung nur ca. 20° erreicht. Dies kann durch die geringfügig (10°) um die QR verdrehte Ausgangsorientierung hervorgerufen worden sein (III.3-1, Abb.3b). Um die Goss-Lage einzustellen, muß bei den ersten Walzstichen das entsprechende rückdrehende Gleitsystem-Paar (in diesem Fall 15/16, Abb.9a) stärker aktiviert werden, und dadurch werden die Θ-Teilchen bevorzugt in eine Richtung ausgelenkt. Nach neueren detaillierteren Untersuchungen /103/ ist die Unsymmetrie der Streuungen aber auch von der untersuchten Schicht im Kristall abhängig. In der Kristallmitte sind die Streuungen symmetrisch, dort erreichen sie nicht die Cu-Lage. Über bzw. unter der Kristallmitte ist der äußere Spannungszustand jedoch etwas um die QR verdreht /155,156/, daher tritt jeweils eine der QR-Streuungen der Goss-Lage stärker ausgeprägt auf.
Auch bei dem Einkristall C sind die Streuungen der Cu-Lage bis 70% etwas unsymmetrisch ausgebildet und führen bis zur symmetrisch äquivalenten Cu-Lage (Abb.11,12b).
Bei beiden Kristallen G und C nimmt die Streuung bei Walzgraden über 70% wieder deutlich ab (Abb.8,9b,11,12). Dieses Verhalten wird wie bei dem B-Kristall auf das Zerbrechen der Teilchen (Abb.10,13) und dadurch das Rückdrehen der gestreuten Orientierungen zurückgeführt. Nur die am weitesten gestreuten Gefügebereiche, die ihrerseits wieder eine stabile Orientierung, nämlich die Cu-Lage erreicht haben, bleiben in dieser Lage erhalten.
Bei dem Kristall Y werden etwaige durch die Teilchen hervorgerufene QR-Streuungen durch die Aufspaltung der Y-Lage in die Goss- bzw. Cu-Lage überdeckt, was ja ebenfalls zu einer QR-Rotation der Y-Lage führt (III.3-2.4, III.4-1.5).

III.4-2.2 Einphasige Kristalle ohne Θ-Teilchen

Das Hauptmerkmal in der Mikrostrukturentwicklung des einphasigen Kristalls C ist die starke Scherbandbildung ab 60% Walzgrad (Abb. 20). Diese Scherbandbildung ist in Al-Mg- und in Al-Cu-Einkristallen derselben Cu-Ausgangsorientierung bereits beschrieben worden und wird auf ausgeprägte Mikrobandbildung durch die Behinderung der dynamischen Erholung durch die gelösten Fremdatome zurückgeführt /60,65/.
In Rein-Al (bzw. in Al-Legierungen bei einer erhöhten Umformtemperatur) laufen schon während der Verformung dynamische Erholungsvorgänge ab, bei denen sich die Versetzungen in energetisch günstigere Positionen umordnen. In Al-Legierungen mit Cu (bzw. Mg) kann dies demgegenüber nicht stattfinden, da sich die Cu-Atome an die Versetzungen anlagern und so die Versetzungsreaktionen behindern /158/. Daher liegt nach der Verformung von Al-Cu eine im Vergleich zu Rein-Al veränderte Versetzungsstruktur vor. Während sich die Versetzungen in Rein-Al sofort durch Erholungsvorgänge in eine homogenere Subkornstruktur umwandeln würden, beobachtet man in Al-Cu Versetzungsknäuel (tangled dislocations), die eine Zellbildung erschweren /61,69/. Wenn sich nun bei der Verformung aus diesen Versetzungsknäueln einige Versetzungen losreißen, kommt es zu einer Vervielfachung dieser Versetzungen sowie zu einer kooperativen Ableitung der freien Versetzungen /159/. Da diese Versetzungen jetzt nicht mehr durch Fremdatome behindert sind, kann leichter dynamische Erholung stattfinden, die schließlich zu einer ausgeprägten Mikrobandbildung führt.
Nes et al. haben ein ähnliches Modell der Mikrobandbildung beschrieben ("microband channeling") /69/.
Aufgrund der oben (III.4-1.4) beschriebenen unsymmetrischen Anordnung der Gleitsysteme der Cu-Lage muß das CP-Gleitsystempaar die doppelte Ableitung durchführen wie das CD-Paar (Abb.18a,b). Dies führt zu einer bevorzugten Bildung von langgestreckten Mikrobändern parallel zu den koplanaren Ebenen. Solche Mikrobänder unter ~20° zur WR wurden auch bei REM-Untersuchungen beobachtet (s.u.). Die verstärkte Mikrobandbildung führt ihrerseits zu einer weiteren Bevorzugung der CP-Gleitsysteme, da die Versetzungsbewegung auf nicht parallelen Gleitebenen durch die Mikrobandgrenzen stark behindert ist. Weitere Verformung führt evtl. zu einem Anhäufen der Mikrobänder in sogenannte Cluster. Die Mikrobänder

bzw. diese Cluster drehen dann ein in die Walzebene und werden von anderen Versetzungen fragmentiert. Dies führt dann zur Bildung von Scherbändern. In einem übersättigten Goss-orientierten Einkristall derselben Legierung wurden demgegenüber keine Scherbänder beobachtet /65/, da hier die Gleitung symmetrisch auf alle aktivierte Gleitsysteme verteilt ist und sich damit keine langgestreckten Mikrobänder ausbilden können.
In Abb.24 werden einige REM-Untersuchungen an den Scherbändern in dem hier untersuchten einphasigen Al-Cu-Einkristall C gezeigt. Dazu wurde ein Längsschliff des 75% gewalzten Kristalls elektrolytisch poliert, zur Markierung mit einigen Kratzern versehen und anschließend weitere ~10% gewalzt (vergl. Abb.20). Aufgrund des dabei entstehenden plastischen Oberflächenreliefs bietet sich diese Technik besonders für REM-Untersuchungen an (Abb.24).
In Abb.24a erkennt man den beträchtlichen Abscherbetrag, um den ein Kratzer (s. Pfeile) durch ein Scherband abgeschert wird. In diesem Beispiel beträgt die Scherung des Kratzers durch das Scherband bezogen auf die CP-Gleitebene γ=1.5. Umgerechnet in das Probenkoordinatensystem entspricht dies einer Dickenabnahme von 0.45 $\triangleq$ 45%, also wesentlich mehr als die bei dem Walzstich aufgebrachten ca. 10%.
Abb. 24a und b zeigen, daß die Scherbänder ihrerseits aus einer großen Anzahl von bandartigen Bereichen zusammengesetzt sind, die innerhalb des Scherbandes eine wellige Form einnehmen. Dies spricht dafür, daß die Verformung auch innerhalb der Scherbänder auf kristallographischen Ebenen stattfindet. Diese Bereiche in den Scherbändern sind jedoch scharf von den Mikrobändern in der Matrix getrennt, die unter 20° zur WR verlaufen. Dieses ist genau der Winkel, den die koplanare Gleitebene in der Cu-Lage mit der WR bildet (vergl. Abb.18a).
In Abb.24c ist diese Probe in einigen weiteren Schritten auf 90% gewalzt worden. Man erkennt deutlich mehrere Generationen von Scherbändern: Die älteren Scherbänder, die bei den ersten zusätzlichen Walzstichen nach 75% gebildet worden waren, sind in die Walzebene eingedreht und bilden nur noch Winkel von ca. 10° bis 25° zu WR. Diese älteren Scherbändern werden genau wie der Kratzer von neuen Scherbändern unter ~35° zu WR deutlich sichtbar abgeschert (s. Pfeil Abb.24c). Daraus kann man folgern, daß ein einzelnes Scherband nur einmal betätigt wird, weitere Verformung findet in diesen Bereichen dann wieder durch homogene Verset-

zungsgleitung statt.
Die oben beschriebenen starken QR-Streuungen der zentralen Cu-Lage setzen genau bei dem Walzgrad ein (60%), bei dem erste Scherbänder beobachtet werden. Eine genaue Analyse der Abscherungen, die durch diese Scherbänder hervorgerufen werden (z.B. an Kratzern, Abb.20,24b), zeigt eine starke Scherung in -QR, die zu einer Rotation der Cu-Lage zu Lagen wie {111}<112> (Y) führt. In den Polfiguren (Abb.17) werden Streuungen bis ca. 10° über diese Y-Lage hinaus gefunden. Karduck et al. /66/ ermittelten in Scherbändern in Cu-Einkristallen im TEM QR-Rotationen über 25°, also genau im Bereich der Y-Lage. Köhlhoff /148/ fand mit Hilfe einer orientierungsabhängigen Ätztechnik /157/ in Scherbändern in Cu Lagen, die 5° über die Y-Lage hinausgedreht waren.
Solche Orientierungen lassen sich nicht durch die Betrachtung des äußeren Spannungszustands und der damit berechneten Gleitsysteme erklären. Jede Rotation Richtung Y-Lage müßte zu einer Verstärkung der CD-Gleitsysteme (Abb.18a,b) führen und so würde sich die Cu-Lage wieder einstellen.
Die bevorzugte Aktivierung der CP-Gleitsysteme in den Mikrobändern führt zu einer resultierenden starken Cu-Scherung. Dadurch wird in den angrenzenden Gefügebereichen der äußere Spannungszustand lokal um -QR gedreht. Um diese starken lokalen Scherungen makroskopisch zu minimieren, können die benachbarten Gefügebereiche durch die bevorzugte Aktivierung des CD-Gleitsystempaares die entgegengesetzte Cu-Scherung durchführen, was zu einer +QR-Rotation der Cu-Lage Richtung BN gedrehte Würfellage {001}<110> führt.
Morii et al. /60,65/ stellten in ihren Untersuchungen tatsächlich eine Bevorzugung der CD-Gleitsysteme zwischen den Scherbändern fest. Köhlhoff /148/ beobachtete eine Drehung der Bereiche zwischen den Scherbändern ungefähr um +QR. Auch in den hier untersuchten Al-Cu-Einkristallen erkennt man deutlich, daß die Spuren der CD-Gleitsysteme unmittelbar neben den Scherbändern verglichen mit denen in der Matrix (Punkt "1", Abb.24d) deutlich um die QR zu kleineren Winkeln verdreht sind (Punkt "2"), was einer Rotation der Cu-Lage Richtung BN gedrehte Würfellage entspricht.
Die beobachteten -QR-Streuungen Richtung Y-Lage sind danach also auf die Scherbänder zurückzuführen, während die +QR-Streuungen Richtung BN gedrehte Würfellage zur Kompensation der auftretenden Cu-Scherungen in den benachbarten Gefügebereichen auftreten.

III.5 Ergebnisse der Rekristallisationsexperimente

Nach den Walzuntersuchungen wurde ein Teil der Proben einer anschließenden Glühung in einem Salzbadofen bei 300°C unterzogen, um das Rekristallisationsverhalten zu studieren. Eine Probe des übersättigten Kristalls C wurde stichprobenartig auch bei 450°C rekristallisiert, die dabei entstehende Rekristallisationstextur war der bei 300°C sehr ähnlich. Daher wurden keine weiteren Experimente in Abhängigkeit der Glühtemperatur durchgeführt.
Die bei der Rekristallisationsglühung entstehenden Texturen werden in Form der {111}-Polfiguren in den Abbildungen 25-29 für die verschiedenen Kristalle dargestellt. Allgemein erkennt man, daß während der Rekristallisation die Schärfe der Textur verglichen mit den Walztexturen bis auf einige Ausnahmen sehr stark abnimmt. Ähnlich wie bei den Walztexturen beobachtet man auch bei den Rekristallisationstexturen mit zunehmenden Walzgraden systematische Verschiebungen bei den Belegungen der einzelnen Orientierungen, so daß die Diskussion auf einige typische Walzgrade beschränkt werden kann.
Da eine Diskussion der einzelnen Rekristallisationslagen anhand der genauen, zweistelligen Miller-Indizes naturgemäß sehr unübersichtlich wird, werden die Lagen im folgenden mit Buchstaben bezeichnet, die sich auf ähnliche, aus Polykristallen bekannte Orientierungen beziehen.

III.5-1 Kristall B

Bei 50% Walzgrad waren die Proben B auch nach 1000s nicht vollständig durchrekristallisiert (Abb.25). Neben der (Walz-) Ms-Lage findet man zwei symmetrische Komponenten einer "A" genannten Lage, wovon die eine deutlich stärker belegt ist.
Bei höheren Verformungen bis 90% beobachtet man eine sehr einfache Rekristallisationstextur, die nur aus zwei symmetrischen A-Lagen besteht (Abb.25,30a). Die Intensität dieser beiden A-Lagen nimmt bis 95% langsam ab.
Bei Walzgraden ab 95% tritt eine weitere Rekristallisationslage, die Q-Lage mit ebenfalls nur zwei Komponenten auf (Abb.25,30b). Die Schärfe der Textur bleibt jetzt mehr oder weniger konstant.

III.5-2 Kristall G

Bei 60% Walzgrad besteht die Rekristallisationstextur des Kristalls G aus vier ungefähr gleichstarken Orientierungen, die alle mehr oder weniger symmetrisch bezüglich der Goss-Lage angeordnet sind und mit "Y" benannt werden (Abb.26,31a).
Bei zunehmender Verformung verschwinden langsam zwei dieser Y-Lagen, statt dessen findet man zwei ebenfalls symmetrisch angeordnete Lagen, die einer ca. 15° um BN gedrehten Ms-Lage entsprechen (Abb.26,31b).
Bei noch höheren Walzgraden verschwinden bis 97% auch die restlichen beiden Y-Lagen (Abb.26). Die beobachtete Ms-Lage ist immer mehr um BN verdreht, bis sie ab 97% ungefähr die exakte Goss-Lage erreicht hat (Abb.26,31c). Die Schärfe dieser Goss-Lage nimmt deutlich zu, bei 99% überschreitet sie sogar die Schärfe der entsprechenden Walztextur. Während sich die BN-Streuungen der Goss-Lage bis 99% somit langsam in der Goss-Lage konzentrieren, findet man ab 98% plötzlich wieder eine eigene Ms-Lage (Abb.31c), die bei 99% sogar recht ausgeprägt ist (Abb.26).

III.5-3 Kristall C mit θ-Teilchen

Die Hauptrekristallisationslagen des im zweiphasigen Zustand gewalzten Kristalls C sind zwei ca. 30° um BN gedrehte Würfellagen, die symmetrisch zur Walztextur angeordnet sind (Abb.27). Bei 60% ist die Belegung dieser beiden Lagen noch unsymmetrisch, ab 70% sind sie ungefähr gleich stark belegt (Abb.27,32a).
Bei niedrigen Walzgraden findet man zwei weitere symmetrische Lagen, die mit "P" benannt werden. Diese Komponenten sind allerdings schwächer ausgeprägt (Abb.27,32a). Bei zunehmender Verformung nimmt die Intensität der P-Lagen weiter ab, sie sind aber bis 99% noch zu beobachten (Abb.27,32b).
Die Texturschärfe nimmt mit zunehmender Verformung bis ca. 95% leicht ab, danach bleibt sie ungefähr konstant.

III.5-4 Kristall Y

Wie im rekristallisierten Kristall C findet man auch im Kristall Y zwei ca. 25° um BN gedrehte Würfellagen, die bei den niedrigsten Walzgraden die Textur dominieren. Zusätzlich treten zwei

symmetrische Lagen auf, die "Y" genannt werden (Abb.28,33a). Mit zunehmender Verformung werden diese vier Lagen alle schwächer, dabei sind die gedrehten Würfellagen schon ab 82% nicht mehr belegt, während schwache Reste der Y-Lagen noch bis 96% auftreten (Abb.28,33a,b).
Neben diesen Lagen beobachtet man bei mittleren Walzgraden zwei bezüglich der Ausgangs-Lage symmetrische, ca. 15° um BN gedrehte Goss-Lagen. Diese Lagen sind schon ab 60% zu erkennen, bei 90%-95% sind sie besonders ausgeprägt (Abb.28,33a,b). Bei noch höheren Verformungen verschwinden sie allmählich wieder, dafür treten ab 95% zwei Komponenten der A-Lage auf, die sich etwas ungleich belegt bis 99% verstärken (Abb.28,33c).
Die gesamte Texturschärfe durchläuft wie die Goss-Lage ein Maximum bei 90%, danach geht sie wieder zurück auf nur ca. 4 mal regellos (Abb.28).

Abb.34 zeigt exemplarisch die Mikrostruktur des 60% verformten Kristalls Y nach abgeschlossener Primärrekristallisation. Man erhält ein feinkörniges (~45μm) globulitisches Gefüge, auch die Θ-Teilchen sind deutlich zu erkennen (vergl. Abb.16).

III.5-5 Kristall C ohne Θ-Teilchen

Der im einphasigen Zustand gewalzte Kristall C benötigte eine deutlich längere Zeit für Primärrekristallisation. Bei 50% Walzgrad sind in der Textur auch nach 100.000s Glühung kaum Anzeichen einer Rekristallisation zu erkennen, auch bei 70% tritt noch eine deutliche Belegung der Cu-Walzlage auf (Abb.29), während der zweiphasige Kristall C bei 70% schon nach 1000s durchrekristallisiert war (Abb.32a). Bei beiden Proben war die Härte jedoch schon wieder komplett auf die Werte des unverformten Kristalls abgesunken. Mit zunehmender Verformung sank die Rekristallisationszeit stark ab, der 90% verformte homogene Kristall C benötigte aber mit 10.000s immer noch eine ca. 10 mal längere Zeit als der entsprechende zweiphasige Kristall C. Ab 95% waren die benötigten Zeiten mit ca. 100s dann für beide Kristalle C ungefähr gleich.
Abb.35 zeigt das Gefüge des 50s bei 300°C teilrekristallisierten Kristalls nach 70% Walzverformung. Man beobachtet nur recht wenige sehr große Körner, deren Keimbildung offensichtlich an den Scherbändern stattgefunden hat. In Abb.36 werden die Gefüge nach

abgeschlossener Primärrekristallisation für verschiedene Walzgrade gezeigt. Bei 70% bilden sich recht große, etwas in WR ausgerichtete Körner (~120μm, ermittelt nach dem Schnittlinienverfahren senkrecht zu WR, Abb.36a). Mit zunehmender Verformung wird das Gefüge bis 90% deutlich feinkörniger (~40μm, Abb.36b), bei weiterer Verformung sinkt die Korngröße nur noch etwas ab bis 36μm bei 95% (Abb.36c) bzw. 30μm bei 97.5% (Abb.36d).
Bei 70% besteht die Rekristallisationstextur aus zwei symmetrischen ca. 25° um BN gedrehten Würfellagen (Abb.29,37a). Bei höheren Verformungen treten ab 80% zusätzlich zwei symmetrischen ca. um 10° BN gedrehten Goss-Lagen auf, die bei 90% sehr stark ausgeprägt sind (Abb.37b), sich aber bei höheren Walzgraden wieder deutlich abschwächen (Abb.37c). Bis auf diese sehr starke Goss/Ms-Lage bei 90% bleibt die Texturschärfe ungefähr konstant, sobald ab 80% Walzgrad in den Rekristallisationstexturen keine Belegungen der Cu-Walzlage mehr auftreten (Abb.29).

III.6 Diskussion der Rekristallisationsexperimente

III.6-1 Allgemeines

Sowohl die im zweiphasigen als auch die im einphasigen Zustand verformten Einkristalle bieten prinzipiell gute Möglichkeiten für die Rekristallisationskeimbildung:
Bei den zweiphasigen Kristallen kann Keimbildung bevorzugt in den Verformungszonen unmittelbar um die Teilchen stattfinden. Aufgrund der an den Teilchen aufgestauten hohen Versetzungsdichte können sich Keime dort besonders schnell bilden. Wegen der starken lokalen Gitterkrümmungen in den Verformungszonen können diese Keime auch schnell Großwinkelkorngrenzen zu der sie umgebenden Matrix ausbilden, so daß sie bei der weiteren Glühung gut wachsen und somit nach abgeschlossener Rekristallisation schließlich die Textur bestimmen können.
Damit sind die Orientierungen der möglichen Keime auf die Streuungen beschränkt, die die Hauptwalzlagen durch die Verformungszonen erfahren (s. III.4-2.1). Eine nur durch Wachstumsauslese von Keimen mit einer 40°<111>-Rotationsbeziehung zur Matrix bestimmte Rekristallisationstextur ähnlich den Transformationstexturen in zweiphasigen Einkristallen (Teil II.5-4.3) ist also nicht zu

erwarten.
In dem einphasigen Kristall C bieten sich die Scherbänder als Keimbildungstellen an, die wie die Verformungszonen in den mehrphasigen Kristallen sowohl eine hohe Versetzungsdichte als auch große Orientierungsunterschiede zur Matrix aufweisen. Tatsächlich ist eine Keimbildung an Scherbändern metallographisch eindeutig nachzuweisen (Abb.35). Das bedeutet, daß auch hier Rekristallisationskeime mit Orientierungen der Streuungen der Ausgangslage vorliegen sollten.
In den Rekristallisationstexturen (Abb.25-29) findet man jedoch in keinem Fall diese Streuungen (oder Teile der Streuungen) der Walzlagen wieder, sondern relativ ausgeprägte Einzelorientierungen. Das bedeutet, daß hier eine ausgeprägte Wachstumsauslese stattfindet und die auftretenden Rekristallisationstexturen nicht allein mit der Theorie der orientierten Keimbildung erklärt werden können.
Dies wird auch bei der Betrachtung des Gefüges des 60% verformten Kristalls Y nach abgeschlossener Rekristallisation deutlich (Abb.34): Obwohl die Korngröße mit ca. 45μm für einen nur 60% verformten Einkristall sehr klein ist, sind doch in jedem rekristallisierten Korn mehrere Teilchen vorhanden. Unter der Annahme, daß sich an jedem Teilchen ein wachstumsfähiger Keim bildet, erkennt man hier ebenfalls, daß eine deutliche Wachstumsauslese stattgefunden hat. Die günstiger orientierten Keime konnten schneller wachsen und zehren am Ende auch die restlichen Keime mit ungünstigeren Orientierungen auf.

Zusammenfassend kann geschlossen werden, daß keine der beiden Theorien orientierte Keimbildung bzw. orientiertes Keimwachstums für sich allein die tatsächlichen Vorgänge in den hier untersuchten Einkristallen hinreichend erklären kann. Statt dessen tritt eine Wachstumsauslese aus einem begrenzten Keimspektrum auf, welches durch die Θ-Ausscheidungen bzw. durch die Scherbänder bestimmt wird.
Bei den Kristallen, die keine walzstabilen Ausgangsorientierungen aufwiesen (G, Y), muß zudem die Möglichkeit der Keimbildung in solchen Gitterbereichen berücksichtigt werden, die bei der Orientierungsänderung der Ausgangslage entweder besonders schnell oder besonders langsam rotieren können. Aufgrund der unterschiedlich schnellen Gitterrotationen können dadurch große lokale Orientie-

rungsgradienten entstehen, so daß auch in der Matrix durch Subkornkoaleszenz gebildete Keime gute Wachstumsbedingungen vorfinden und somit zu ausgeprägten Rekristallisationslagen heranwachsen können.

Aus diesem Keimspektrum, welches im wesentlichen den in den Polfiguren beobachteten Streuungen der Walzlagen entspricht, setzen sich diejenigen Keime mit den besten Wachstumsbedingungen durch und formen so schließlich die Rekristallisationstextur.
Bei einigen der Rekristallisationslagen beobachtet man tatsächlich eine recht gute 40°<111>-Rotationsbeziehung zur verformten Matrix, wie z.B. für die A-Lage im Kristall B in Abb.30a gezeigt wird. Bei dieser Orientierung treten allerdings schon geringfügige Abweichungen von der <111>-Rotationsachse auf, bei einigen anderen Lagen lassen sich überhaupt keine 40°<111>-Rotationsbeziehungen nachweisen.
Wenn in dem Keimspektrum also zufällig Keime mit einer 40°<111>-Rotationsbeziehung vorhanden sind, haben diese natürlich die besten Wachstumschancen. Anderenfalls können sich Keime mit weniger günstigen Orientierungsbeziehungen durchsetzen.
Anhand dieser Überlegungen sollen im folgenden die Rekristallisationstexturen der einzelnen Kristalle diskutiert werden.

III.6-2 Kristall B

Die Bildung der A-Lage bei der Rekristallisation des Kristalls B läßt sich am besten anhand der (teil)rekristallisierten 50% verformten Probe erklären (Abb.38a): Die in Abschnitt III.4-2.1 beschriebenen <112>-Streuungen der Ms-Walzlage führen ungefähr in die Richtung der A-Rekristallisationslage. Diese Lage mit einer bei 50% Walzgrad exakten 40°<111>-Rotationsbeziehung zur Ms-Lage bildet sich also durch Wachstumsauslese aus Randbereichen der Streuungen der Walztextur. Die in der Polfigur beobachtbaren Streuungen der Ms-Lage haben dabei deutlich abgenommen.
Bei höherer Verformung nimmt die Abweichung der Position der A-Lage von der exakten 40°<111>-Position etwas zu (Abb.30a). Wie oben beschrieben, zerbrechen die Teilchen bei Verformungen über 70% (Abb.7) und verlieren somit ihren Einfluß auf die Walztextur. Dies führt zu dem beobachteten Rückgang der <112>-Streuungen bis ca. 90% Walzgrad (Abb.5,6c) und damit natürlich auch zu einer

Abnahme der Keimbildungsmöglichkeiten. Das erklärt auch die Tatsache, daß bis 95% mit zunehmender Verformung die Schärfe der Rekristallisationstextur abnimmt (Abb.25). Dennoch tritt die A-Lage bis 99% Walzgrad mit relativ konstanten Belegungen auf, so daß geschlossen werden kann, daß einige dieser <112>-rotierten Bereiche noch bei den höchsten Verformungsgraden vorhanden sind. Eventuell können sich solche Bereiche durch Versetzungsaufstau an den Bruchstücken der Teilchen während der Verformung auch neu bilden.
Ab 95% Walzgrad wurden neben den beiden Komponenten der A-Lage zwei Komponenten der Q-Lage beobachtet (Abb.30b,38b). Diese Q-Lage tritt somit erstmals bei dem Verformungsgrad auf, bei dem man in der Walztextur eine Verschiebung der Ms-Lage um ~WR findet (Abb.5,6d). Wie in Abb.36c für eine Komponente dieser Lage gezeigt wird, sind die Abweichungen von der 40°<111>-Orientierungsbeziehung zur Ms-Lage beträchtlich größer als bei der A-Lage, sie hat aber eine sehr genaue 35° Orientierungsbeziehung um die [211]-Achse. (Für die symmetrische Komponente gelten die gleichen Aussagen bei einer Rotation um [$\bar{2}$11].) Rotationen um diese <112>-Achsen würden aus der Betätigung der Gleitsysteme 16 bzw. 26 (Abb.6a,38c) resultieren. Diese beiden Gleitsysteme sind in Ms-Lagen-orientierten Einkristallen normalerweise nicht aktiv, es kann aber vermutet werden, daß sie zu der ab 95% Verformung beobachteten Rotation der Ms-Lage entlang der β-Faser zur S-Lage beitragen (Abb.6d, III.4-1.2).

III.6-3 Kristall G

Der Kristall G zeigt nach einer Glühung nach 60% Walzverformung eine recht einfache Rekristallisationstextur, die im wesentlichen aus vier symmetrisch äquivalenten Komponenten der Y-Lage besteht (Abb.31a,39a). Für diese Lage besteht keine 40°<111>-Orientierungsbeziehung zur Goss-Lage, es existiert nicht mal ein gemeinsamer Drehpol. Wie in Abb.39b für eine der symmetrischen Komponenten gezeigt wird (s. Pfeil Abb.39a), liegt diese Y-Lage aber sehr nahe der Rotation der Goss-Lage um die [2$\bar{1}$1]-Achse, die dem Gleitsystem 33 korreliert ist, also einem der vier gleichberechtigten Hauptgleitsysteme (vergl. Abb.9a). Die anderen drei Y-Lagen-Komponenten lassen sich entsprechend den anderen drei Hauptgleitsystemen zuordnen.

Bei der Verformung der Goss-Lage bilden sich also offensichtlich um die Teilchen in erster Näherung vier verschiedene Verformungszonen aus, die den vier Hauptgleitsystemen zugeordnet werden können /108/. In den Walztexturen überlagern sich die dadurch hervorgerufenen Streuungen und formen so die beobachteten QR-Streuungen (Abb.8,9b, s. III.4-2.1).
In Abb.39c ist erneut die {111}-Polfigur des 60% gewalzten Kristalls G dargestellt, diesmal aber mit Höhenlinien ab 0.1 (vergl. Abb.8). Man erkennt deutlich, daß die bei der Rekristallisation gefundene Y-Lage deutlich näher bei den Streuungen der Walztextur liegt als die exakte um [2$\bar{1}$1] gedrehte Lage.
Die Y-Lage ist also etwas in Richtung der QR-Rotation verschoben, so daß angenommen werden kann, daß ein Keimspektrum mit allen Orientierungen zwischen der reinen QR-Rotation und den <112>-Rotationen vorliegt, aus dem sich dann die Lage mit den besten Wachstumsbedingungen durchsetzt.
Mit zunehmender Verformung zerbrechen die Teilchen (Abb.10) und verlieren so ihren Einfluß auf das Verformungsverhalten, was zu dem Rückgang der QR-Streuungen bei der Walztexturen führt (Abb. 8,9b,c). Damit nehmen auch die Keimbildungsmöglichkeiten für die Y-Lage ab, was den Rückgang dieser Belegungen bei höheren Walzgraden erklärt. Zwei der vier Y-Lagen verschwinden dabei schon bei 70% Walzgrad, während die anderen beiden noch bis 97% nachgewiesen werden können (Abb.26,31b). Dieses unsymmetrische Verhalten kann auf die in Abschnitt III.4-2.1 diskutierten unsymmetrischen Streuungen der Goss-Lage zurückgeführt werden, die in eine Richtung bis zur Cu-Lage reichen (Abb.8,9b). Gerade die beiden Y-Lagen, die zu diesen stärker ausgeprägten Streuungen gehören, treten noch bei höheren Walzgraden auf, während die anderen schon ab 70% verschwunden sind.

Schon ab 70% Walzgrad treten in der Rekristallisationstextur Belegungen der α-Faser-Orientierungen zwischen der Goss- und der Ms-Lage auf, die ab 82% die Rekristallisationstextur dominieren (Abb.26,31b,c). Die Verteilung der Orientierungen entlang dieser α-Faser ändert sich dabei von einem Maximum in der 15° um BN gedrehten Ms-Lage bei niedrigen Walzgraden bis zur exakten Goss-Lage bei höchsten Walzgraden. Die Belegungen entlang der α-Faser verlaufen damit genau entgegengesetzt wie bei den entsprechenden Walzproben G (Abb.8), wo die Goss-Lage mit zunehmenden Walzgraden

um BN Richtung Ms-Lage rotiert. Es kann geschlossen werden, daß bei den Walzgraden bis 95% die Keimbildung der ungefähr Ms-orientierten Körner in den am weitesten gestreuten Bereichen der Walztextur stattfindet, die schon fast die Ms-Lage erreicht haben. Bei höchsten Walzgraden ab 97% findet die Keimbildung demgegenüber in den langsam drehenden Gitterbereichen statt, die noch ungefähr in der Goss-Orientierung vorliegen. Zwischen der Goss- und der BN-gedrehten Ms-Lage besteht zwar keine 40°<111>-Orientierungsbeziehung, die vorliegende ~25°<011>-Beziehung scheint aber ebenfalls gute Wachstumsbedingungen aufzuweisen.
Bei der über 98% noch beobachteten Ms-Lage handelt es sich wohl um Reste der Walztextur, die in den sehr dünnen Proben nicht vollständig rekristallisiert war.

III.6-4 Kristall C mit Θ-Teilchen

Die Textur des zweiphasigen Kristalls C besteht nach abgeschlossener Rekristallisation im wesentlichen aus einer ca. 30° um BN gedrehten Würfellage. Bei Glühung nach niedrigen Verformungsgraden wurden zusätzlich zwei Komponenten der P-Lage gefunden (Abb.32,40a). Beide Lagen, die gedrehte Würfellage sowie die P-Lage haben eine relativ genaue 40°<111>-Orientierungsbeziehung zur Cu-Lage, wie in Abb.40b bzw. c für beide Lagen getrennt dargestellt ist. Man erkennt bei beiden Lagen jedoch deutliche Abweichungen von der entsprechenden exakten 40°<111>-rotierten Lage, die auf die Keimbildungsmöglichkeiten in dem Einkristall zurückgeführt werden:
Die beiden gedrehten Würfellagen können sehr gut mit einer ca. 35°-Rotation um die Achsen [2$\bar{1}\bar{1}$] bzw. [$\bar{1}$2$\bar{1}$] beschrieben werden (Abb.41b). Diese Achsen gehören zu den Gleitsystemen 15 bzw. 16 (Abb.12), die in der Cu-Lage aufgrund ihres sehr niedrigen Schmidfaktors allerdings nicht aktiviert werden sollten.
Auch die Rotationen um die <112>-Achsen, die zu den kodirektionalen Hauptgleitsystemen 21 bzw. 41 gehören, führen in BN-gedrehte Würfellagen (Abb.41c). Hier ist der Abstand von den tatsächlich gefundenen Orientierungen jedoch deutlich größer als in Abb.41b.
Man kann also aus Abb.41b,c schließen, daß die BN-gedrehte Würfellage in der Rekristallisationstextur ähnlich wie bei der Y-Lage im Kristall G diskutiert wurde (III.6-3) durch das Zusammenspiel von Keimbildung in den Streuungen und Wachstumsauslesepro-

zessen entsteht. Im Gegensatz zu der Y-Lage im Kristall G scheint hier der Wachstumscharakter deutlich ausgeprägter zu sein, was zu der wesentlich größeren Abweichung der beobachteten Rekristallisationslage von den <112>-Pfaden führt. (Die gute Übereinstimmung mit der <112>-Achsen der Gleitsysteme 15 und 16 (Abb.41b) wäre demnach nur zufällig entstanden.)
Entsprechend wird die P-Lage wohl durch die -QR Streuung gebildet, die durch die Überlagerung der <112>-Streuungen der koplanaren Gleitsysteme 32 bzw. 33 gebildet wird (Abb.42). Hier sind die Abweichungen von den exakten <112>-Pfaden jedoch noch größer als bei der BN-gedrehten Würfellage und lassen somit auf eine ausgeprägte Wachstumsauslese von Keimen aus Randbereichen dieser Streuungen schließen.
Bei zunehmender Verformung verschwindet die ohnehin deutlich schwächer ausgeprägte P-Lage, während die BN-gedrehte Würfellage bis zu höchsten Walzgraden erhalten bleibt. Das bedeutet, daß die entsprechenden beiden Keimspektren unterschiedlich ausgeprägt (s. III.4-2.1) bzw. unterschiedlich stabil sind. In der Walztextur beobachtet man wie oben beschrieben eine deutlich stärkere +QR-Rotation Richtung BN-gedrehte Würfellage, die bis zur symmetrisch äquivalenten Cu-Lage reicht. Dabei sind die Orientierungen im Bereich der 45°BN-gedrehten Würfellage {001}<110> metastabil, d.h. daß sie unter Walzbeanspruchung nur relativ langsam wegdrehen. Damit sind Belegungen der BN-gedrehten Würfellage auch nach dem Zerbrechen der Teilchen bis zu den höchsten Walzgraden zu erwarten und können als Keimbildungstellen fungieren.
Die andere -QR-Rotation führt demgegenüber zu Orientierungen im Bereich der Y-Lage, die sehr instabil sind. Das bedeutet, daß solche Bereiche unter Walzbeanspruchung sehr schnell wegdrehen. Sobald die Teilchen also zerbrechen und damit ihre Wirkung verlieren, werden diese -QR-gedrehten Gefügebereiche sehr schnell wieder in die Cu-Lage zurückdrehen. Damit kann keine Rekristallisationskeimbildung solcher Orientierungen mehr stattfinden.

Eine genauere Analyse der Keimbildungsmechanismen ist mit den hier durchgeführten röntgenographischen Untersuchungen leider nicht möglich und muß somit weiteren Untersuchungen der lokalen Orientierungszusammenhänge (TEM, REM mit EBSP) vorbehalten bleiben.

III.6-5 Kristall Y

Die Verformungstextur des Kristalls Y wird durch das Aufspalten der Y-Lage in die Cu- und die Goss-Lage dominiert. Entsprechend findet man auch nach der Rekristallisation Orientierungen, die mit dieser Aufspaltung bzw. den dabei entstehenden Lagen korreliert werden können:
Die Y-Lage, die man in den Rekristallisationstexturen bis ca. 95% Verformung beobachtet, dürfte durch Keimbildung aus Bereichen mit einer ungefähr erhaltenen Walzorientierung entstehen. Bei den beiden symmetrischen Y-Lagen in der Rekristallisationstextur handelt es sich gerade um zwei geringfügig um BN rotierte Varianten der Y-Ausgangslage (Abb.3d). Solche Bereiche mit einer erhaltenen metastabilen Orientierung liegen genau zwischen den Gebieten vor, die beim Aufspalten der Y-Walzlage zur Goss-Lage und denen, die zur Cu-Lage wegdrehen (divergente Zonen).
Bei höheren Walzgraden werden diese Bereiche jedoch zunehmend abgebaut, so daß über ~95% keine Y-Orientierungen mehr gefunden werden können.
Die BN-gedrehte Ms-Lage, die besonders bei mittleren Walzgraden beobachtet wird, dürfte genau entgegengesetzt durch Keimbildung in denjenigen Gitterbereichen entstehen, die beim Aufspalten am schnellsten in Richtung Goss- und anschließend in Richtung Ms-Lage gedreht sind.
Bei den niedrigsten Walzgraden (60%) haben wohl noch keine dieser Bereiche die BN-gedrehte Goss-Lage erreicht, so daß diese Lage bei der Rekristallisation noch nicht auftreten kann.
Bei sehr hohen Walzgraden über 95% nimmt die BN-gedrehte Goss-Lage wieder ab. Es wird angenommen, daß jetzt zu viele Gitterbereiche mit diesen Orientierung vorliegen, so daß dort gebildete Keime keine hinreichende Wachstumsbedingungen mehr vorfinden.
Statt dessen beobachtet man zwei etwas unsymmetrisch belegte Komponenten der A-Lage. Eine ähnliche Lage wurde schon bei der Rekristallisation des Ms-Lagen-orientierten Kristalls B gefunden (III.5-1, Abb.25,30). Die eine der beiden A-Lagen hat eine sehr genaue 40°<111>-Rotationsbeziehung zur der in der Walztextur beobachteten geringfügig BN-gedrehten Ms-Lage (Abb.15c). In der Rekristallisationstextur beobachtet man auch die andere Variante der A-Lage, die allerdings deutlich schwächer belegt ist (Abb.33c). Das bedeutet, daß nach der Aufspaltung der Y-Lage in

Richtung Goss-Lage nicht alle Gefügebereiche an der Goss-Lage vorbei nur in eine Richtung um BN zur Ms-Lage drehen (s. III.4-1.5). Einige Gefügebereiche scheinen genau entgegengesetzt zur symmetrisch äquivalenten Ms-Lage zu drehen, was wohl auf die starken ε_{RT}-Scherungen der Ms-Lage zurückzuführen ist.
Die genauen Mechanismen von Keimbildung und -wachstum und besonders der Einfluß der Θ-Teichen auf das oben diskutierte Rekristallisationsverhalten kann mit den hier angewendeten makroskopischen Untersuchungsmethoden nicht genauer analysiert werden, da das Verhalten des Kristall Y durch das Aufspalten der Y-Lage recht komplex wird. Auch hier müßten höherauflösende Techniken zur Orientierungsbestimmung eingesetzt werden.

III.6-6 Kristall C ohne Θ-Teilchen

In dem einphasigen Kristall C kann man metallographisch klar nachweisen, daß sich die Keime bevorzugt an den Scherbändern bilden (Abb.35). Das bedeutet, daß die Keime auch die Orientierungen der Scherbänder aufweisen müssen. Unter der Annahme, daß die beobachteten ±QR-Streuungen der Cu-Lage auf die Scherbänder bzw. die umliegenden Matrixbereiche zurückzuführen sind, sollten also Keime mit genau diesen ±QR-Streuungen vorliegen. Man beobachtet nach der Rekristallisation jedoch nur zwei verschiedene Lagen mit jeweils zwei symmetrischen Komponenten, so daß auch hier eine ausgeprägte Wachstumsauslese stattfinden muß.
Dabei liegt die BN-gedrehte Würfellage recht nahe bei den beobachteten +QR-Streuungen. In Abb.43 ist die Polfigur des 98.7% gewalzten Einkristalls C erneut dargestellt, diesmal aber mit einer sehr feinen Abstufung der Höhenlinien. Man sieht deutlich, daß die bei der Rekristallisation gebildeten BN-gedrehten Würfellagen tatsächlich schon in der Walztextur in den Randbereichen der +QR-Streuung vorhanden ist.
Die andere Rekristallisationskomponente, die Goss/Ms-Lage, kann demgegenüber in der Walztextur nicht eindeutig nachgewiesen werden, man beobachtet jedoch eine deutliche Belegung der Goss-Lage sowie der bis ~15° um BN (also Richtung Goss/Ms) gedrehten Goss-Lage im Bereich der -QR-Streuungen der Cu-Lage. Unter der Annahme einer homogenen Weiterverformung dieser Orientierungen nahe der Goss-Lage in Richtung Ms-Lage (s. III.4-1.3) sind also sicherlich alle Belegungen zwischen der Goss- und der Ms-Lage zu erwarten.

Sie sind wohl nur zu schwach ausgeprägt, um sie in den makroskopischen Texturen zu erkennen.
Keine der beobachteten Rekristallisationslagen hat eine 40°<111>-Rotationsbeziehung zur Cu-Lage, statt dessen wurden jeweils 40°<123>-Orientierungsbeziehungen ermittelt. Lagen mit dieser Orientierungsbeziehung scheinen also innerhalb des vorhandenen Keimspektrums die besten Wachstumsbedingungen aufzuweisen. Dieses anscheinend recht ungünstige Keimspektrum erklärt die recht langen Rekristallisationszeiten verglichen mit denen des zweiphasigen Kristalls C (s.o.).
Damit bilden sich durch die +QR-Streuungen ähnliche Belegungen der BN-gedrehten Würfellage wie in dem zweiphasigen Kristall C (III.5-3, Abb.32). Die hier gefundenen Belegungen der Goss/Ms-Lage können in dem zweiphasigen Kristall nicht auftreten, da dort die -QR-Streuungen der Cu-Lage offensichtlich nicht die Y-Lage erreicht haben, so daß sie dort nicht als Keimbildungsstellen vorliegen.

III.7 Zusammenfassung

In diesem Teil der vorliegenden Arbeit sollte die Walz- und Rekristallisationstexturentwicklung in Al-1.8%Cu-Einkristallen untersucht werden. Vier Kristalle mit den Ausgangsorientierungen Ms-, Goss-, Cu- und Y-Lage wurden vor dem Walzen ausgelagert, was zu der Ausscheidung von plattenförmigen θ-Teilchen führte. Ein weiterer Einkristall mit Cu-Lagen-Orientierung wurde nach dem Abschrecken in übersättigter Lösung gewalzt, um den Einfluß der dadurch hervorgerufenen Scherbandbildung auf die Walz- und Rekristallisationstexturentwicklung zu analysieren.

Beim Walzen bebobachtet man für die Ausgangsorientierungen die von Einkristallen aus Rein-Metallen bekannte und theoretisch vorhergesagte Texturentwicklung:
Die Ms-Lage bleibt bis zu höchsten Walzgraden stabil, erst über 97% Verformung dreht sie langsam zur S-Lage.
Die Goss-Lage bleibt nur bis ca. 90% Walzgrad stabil, danach rotiert sie langsam in die beiden symmetrischen Ms-Lagen.
Die Cu-Lage bleibt sowohl im übersättigten als auch im zweiphasigen Einkristall bis zu den höchsten Walzgraden stabil.

Die Y-Lage ist metastabil, d.h. sie spaltet bereits bei den geringsten untersuchten Verformungsgraden durch ±QR-Drehungen in die Cu- bzw- die Goss-Lage auf. Aufgrund der geringfügigen BN-Rotation der Ausgangs-Y-Lage erreicht die eine Rotation allerdings nicht die exakte Goss-Lage, sondern dreht in eine der stabilen Ms-Lagen.
Allerdings treten bei allen untersuchten Einkristallen starke ~QR-Streuungen der Ausgangslagen auf, die in Einkristallen aus reinen Metallen nicht bzw. nicht in dieser Stärke gefunden werden. Bei den zweiphasigen Kristallen können diese Streuungen klar den Verformungszonen um die Teilchen zugeordnet werden.
Im Ms-Lagen Einkristall ergeben sich in der unmittelbaren Nähe der Teilchen durch die Betätigung der beiden Hauptgleitsysteme recht genaue <112>-Streuungen der Ms-Lage.
Bei dem Goss- und dem Cu-orientierten Kristall überlagern sich diese Streuungen zu exakten QR-Streuungen.
Bei dem Y-orientierten Kristall treten schon durch die Aufspaltung der Ausgangslage starke QR-Streuungen auf, so daß hier keine Aussagen über den Einfluß der Teilchen gemacht werden können.
Bei dem einphasigen Cu-orientierten Kristall werden durch die Scherbänder ebenfalls starke ±QR-Rotationen der Cu-Walzlage hervorgerufen.

Die Keimbildung für die Rekristallisation findet in den Streuungen der Walzorientierungen statt. Bei den zweiphasigen Kristallen werden diese durch die Verformungszonen um die Teilchen bzw. in dem übersättigten Kristall durch die Scherbänder geformt. Bei den instabilen Ausgangsorientierungen können sich zusätzlich Keime mit Orientierungen entlang der Pfade der Orientierungsänderungen der Ausgangslagen bilden.
Damit können die bei der Rekristallisation entstehenden Texturen durch Wachstumsauslese aus einem begrenzten Keimspektrum erklärt werden, das den beobachteten Streuungen der Walzorientierungen entspricht.
Bei dem Ms-orientierten Einkristall entstehen bei niedrigeren Verformungsgraden nur zwei Komponenten einer Orientierung. Die Keime dieser Lage können eindeutig den <112>-Streuungen der Ms-Lage zugeordnet werden. Bei höheren Walzgraden bilden sich zwei weitere Orientierungen, die ebenfalls eine ~35°<112>-Rotationsbeziehung zur Ms-Lage aufweisen. Diese <112>-Achsen gehören zu zwei

weniger zu erwartenden Gleitsystemen, die wohl bei der beobachteten Rotation der Ms-Lage zur S-Lage bei hohen Verformungsgraden aktiviert werden.

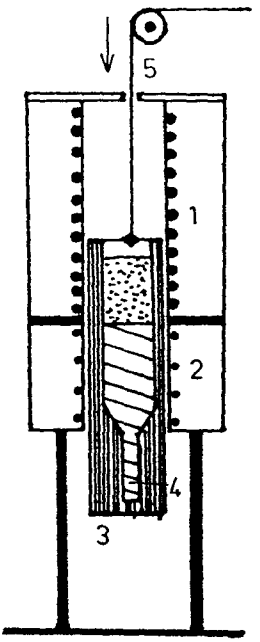
Bei dem Goss-orientierten Einkristall beobachtet man nach 60% Verformung vier zur Goss-Lage symmetrische Lagen, die recht exakte 40°<112>-Rotationsbeziehungen zur Goss-Lage um diejenigen <112>-Achsen aufweisen, die den vier Hauptgleitsystemen der Goss-Lage zuzuordnen sind. Bei weiterer Verformung tritt dann in der Rekristallisationstextur die Ms-Lage und bei noch höheren Walzgraden die Goss-Lage auf. Das bedeutet, daß bei der in der Walztextur gefundenen Aufspaltung der Goss- in die Ms-Lage jeweils die am schnellsten bzw. die am langsamsten drehenden Gitterbereiche als Keimbildungsstellen fungieren können.

Bei dem zweiphasigen Kristall mit einer Cu-Ausgangslage ist nach der Rekristallisation die BN-gedrehte Würfellage die Hauptkomponente. Bei niedrigen Walzgraden beobachtet man zusätzlich eine schwächer ausgeprägte P-Lage (beide mit jeweils zwei symmetrischen Komponenten). Beide Lagen bilden sich wohl durch Wachstumsauslese einiger Keime aus den ±QR-Streuungen der Cu-Lage, die sich bei der Walzverformung an den Teilchen gebildet haben. Bei diesem Kristall sind die Abweichungen von den entsprechenden <112>-Streuungen sehr groß, dafür liegen die Lagen recht nahe bei den Positionen mit einer 40°<111>-Rotationsbeziehung zur Cu-Lage. Dies führt zu dem Schluß, daß der Wachstumsauslesecharakter in diesem Kristall viel ausgeprägter als in den Kristallen B und G ist.

Der einphasige Cu-orientierte Einkristall zeigt eine ähnliche Rekristallisationstextur, die sich durch Wachstumsauslese aus den durch die Scherbänder hervorgerufenen QR-Streuungen der Cu-Lage bildet.

Im Kristall Y können die Rekristallisationslagen wohl durch Wachstumsauslese aus einem Keimspektrum gebildet werden, welches aus der unterschiedlich schnellen Aufspaltung einzelner Gefügebereiche der Y-Lage in die Cu- und die Goss- bzw. die Ms-Lage bei der Walzverformung resultiert.

III.8 Abbildungen



1: Heizung
2: Kühlung
3: Graphit-Tiegel
4: Keim
5: Absenk-Vorrichtung

Abb.1: Schematische Skizze der verwendeten Bridgman-Anlage.

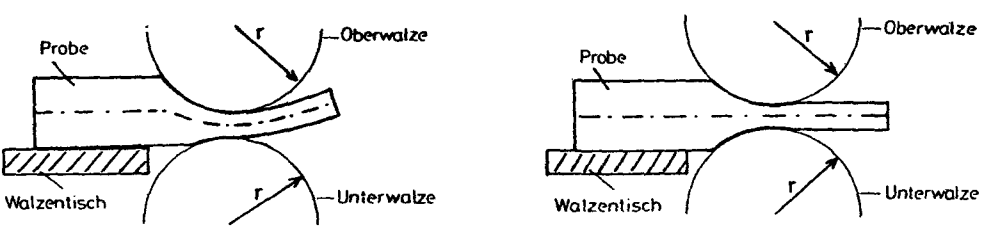
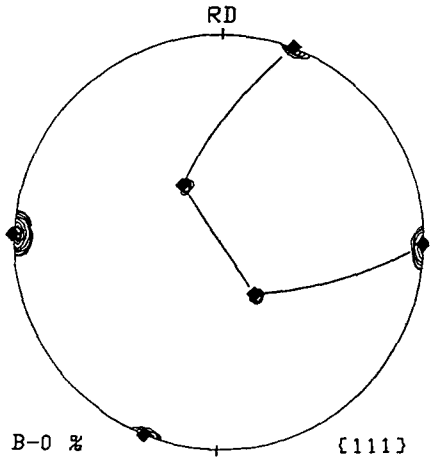
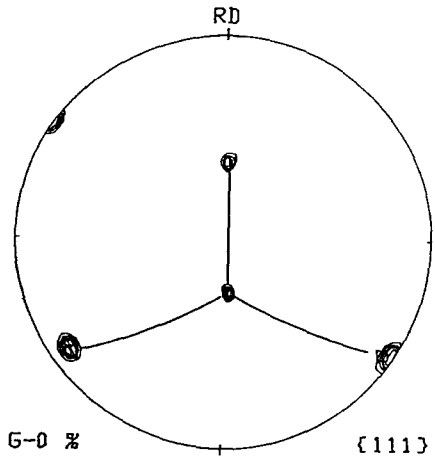


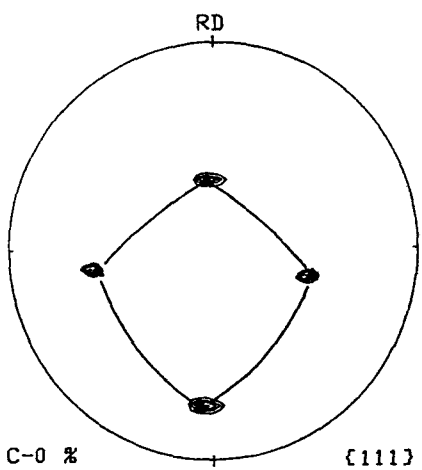
Abb.2: Verformung einer Probe bei a) unsymmetrischem und b) symmetrischem Einführen in den Walzspalt /155/.



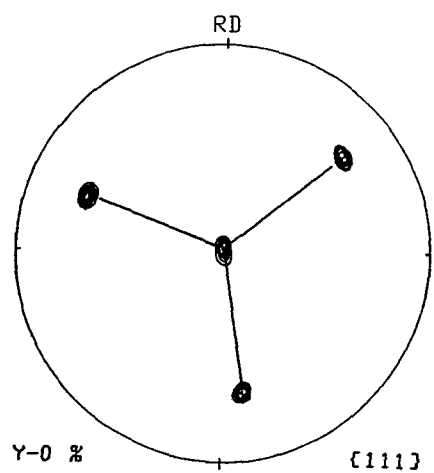
a) ◆ B-orientation (011)[2$\bar{1}$1]



b) ▣ G-orientation (55$\bar{1}$)[110]
ideal (110)[001]



c) ▲ C-orientation (11$\bar{4}$)[221]
ideal (11$\bar{2}$)[111]



d) ⬢ Y-orientation (111)[$\bar{5}\bar{3}$8]
ideal (111)[$\bar{1}\bar{1}$2]

Abb.3: {111}-Polfiguren der unverformten zweiphasigen Einkristalle a) B, b) G, c) C und d) Y.

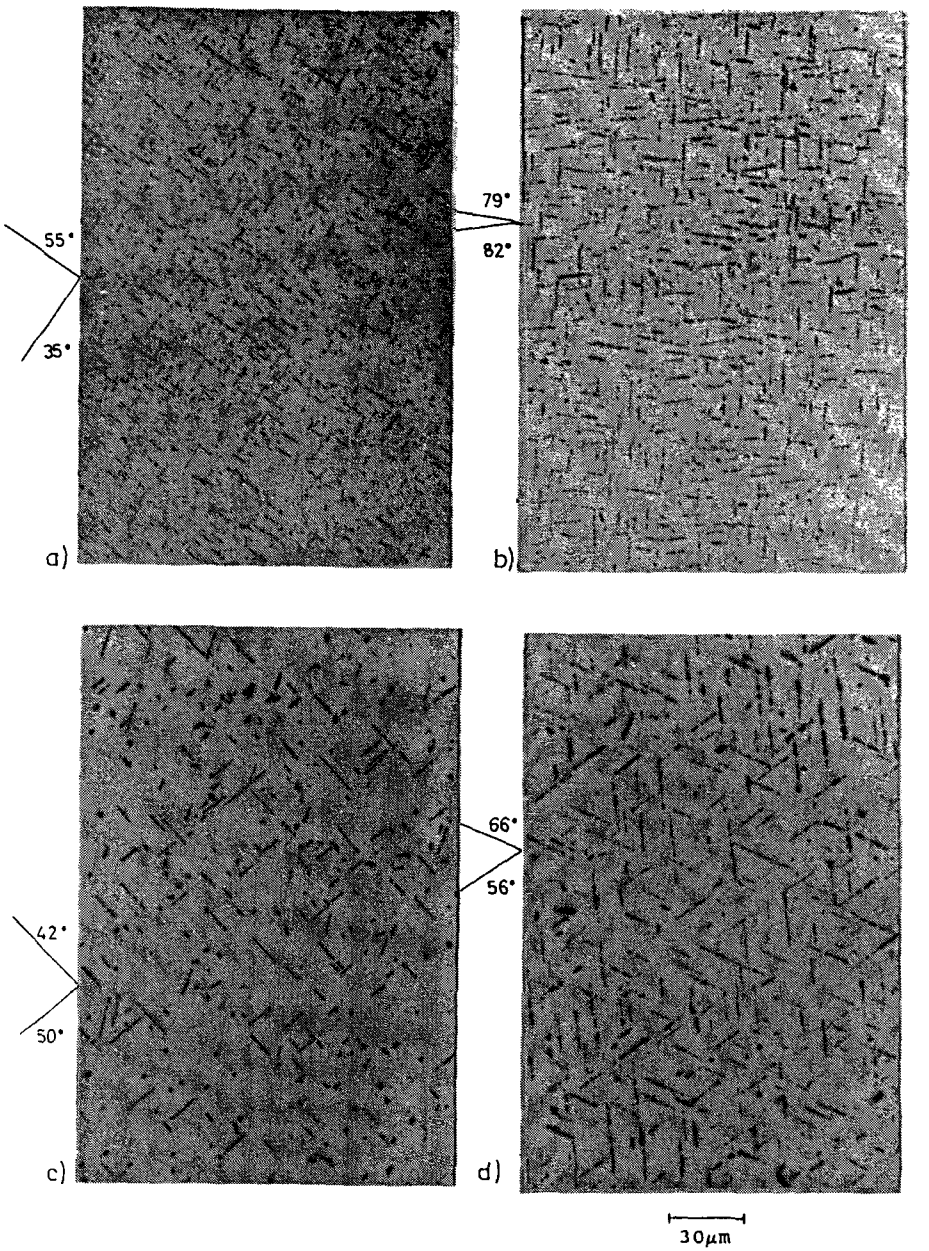


Abb.4: Ausscheidungen in den zweiphasigen Einkristallen a) B, b) G, c) C und d) Y (elektrolytisch poliert, 500x, aus BN).

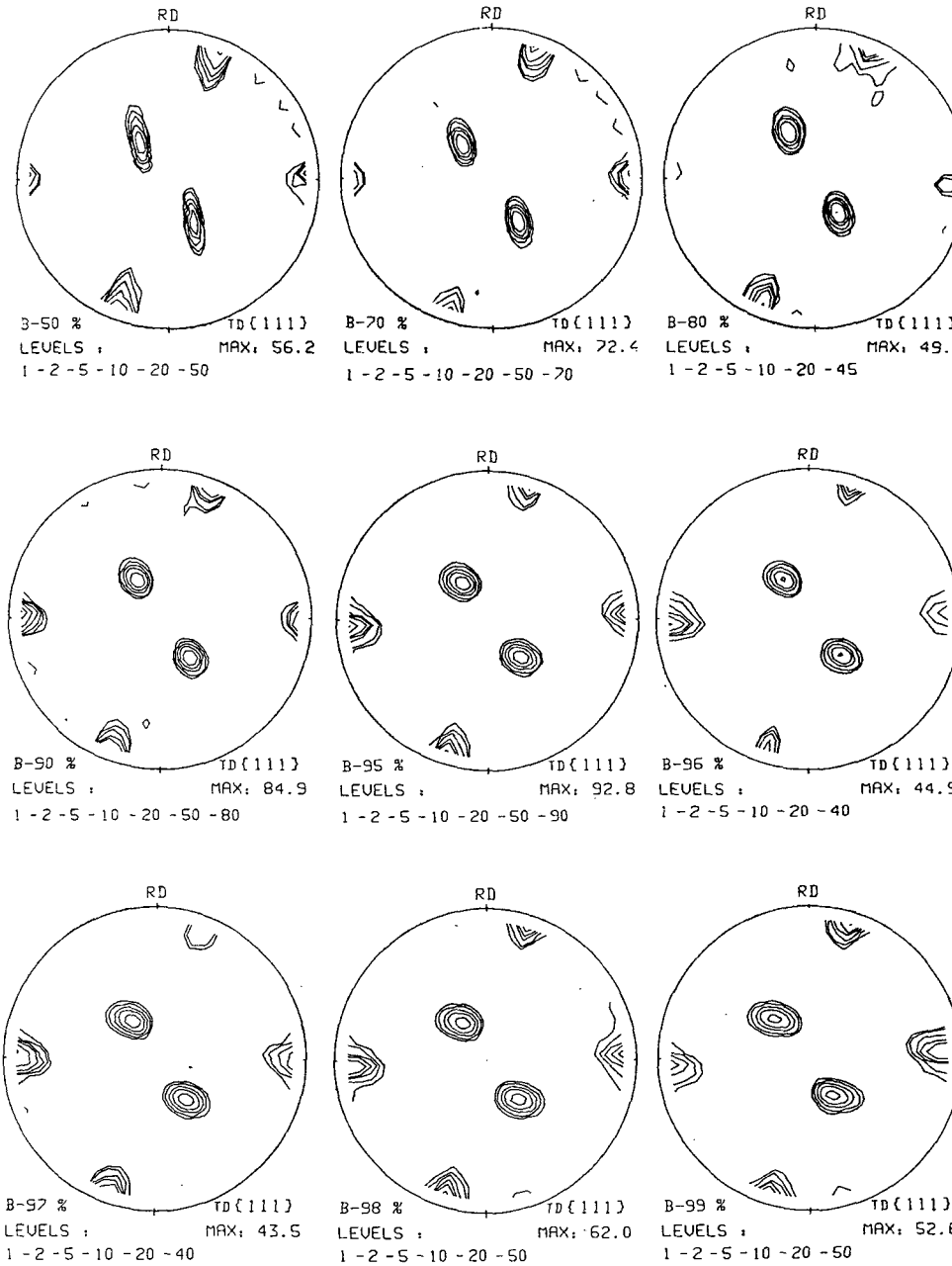


Abb.5: {111}-Polfiguren bei verschiedenen Walzgraden des Kristalls B.

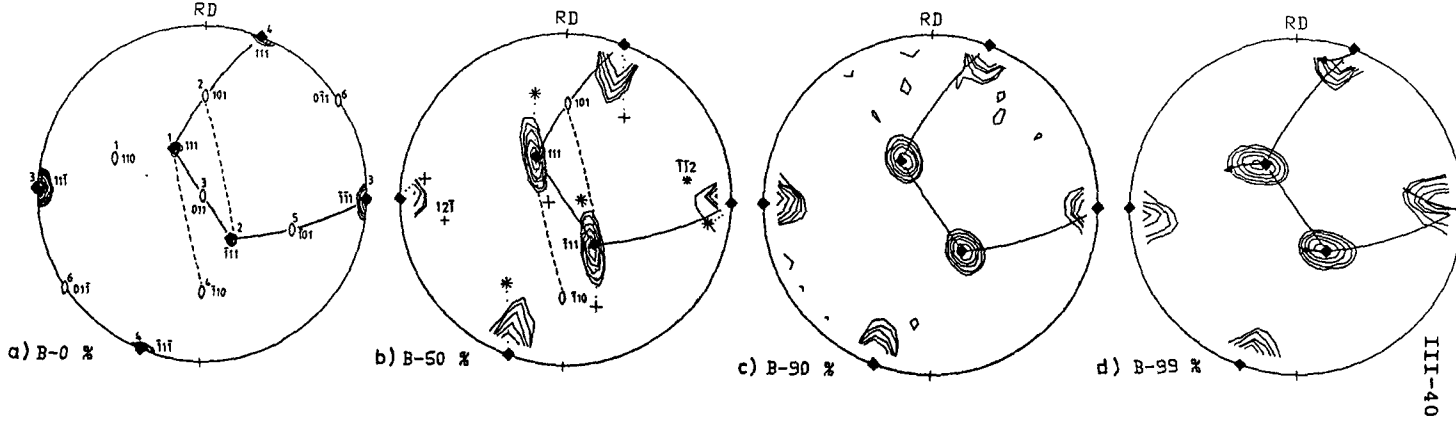


Abb.6: {111}-Polfiguren des Kristalls B nach a) 0%, b) 50%, c) 90% und d) 99% Walzverformung.

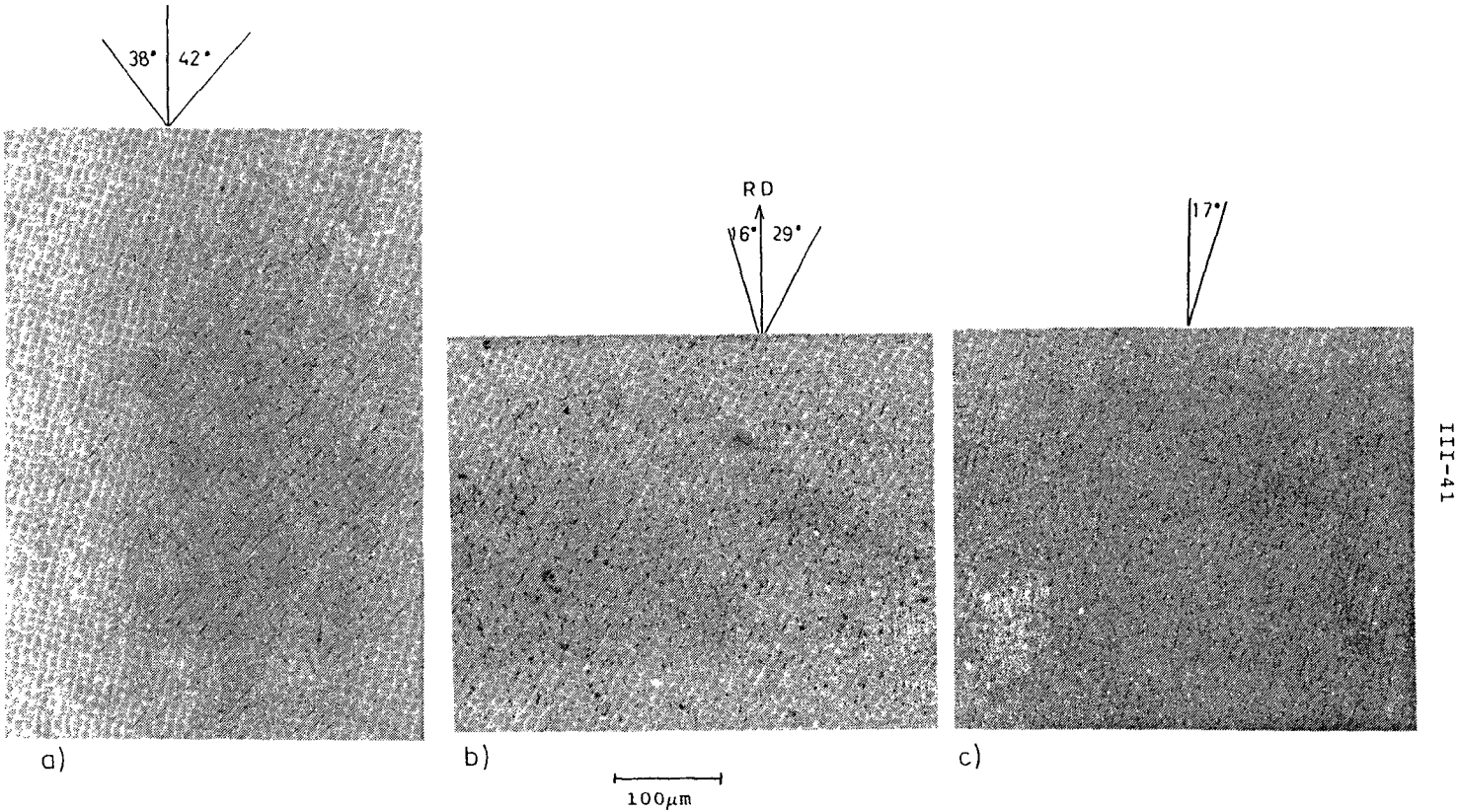


Abb.7: Ausscheidungen im Kristall B nach a) 30%, b) 75% und c) 85% Walzgrad (Längsschliff, elektrolytisch poliert, 200x).

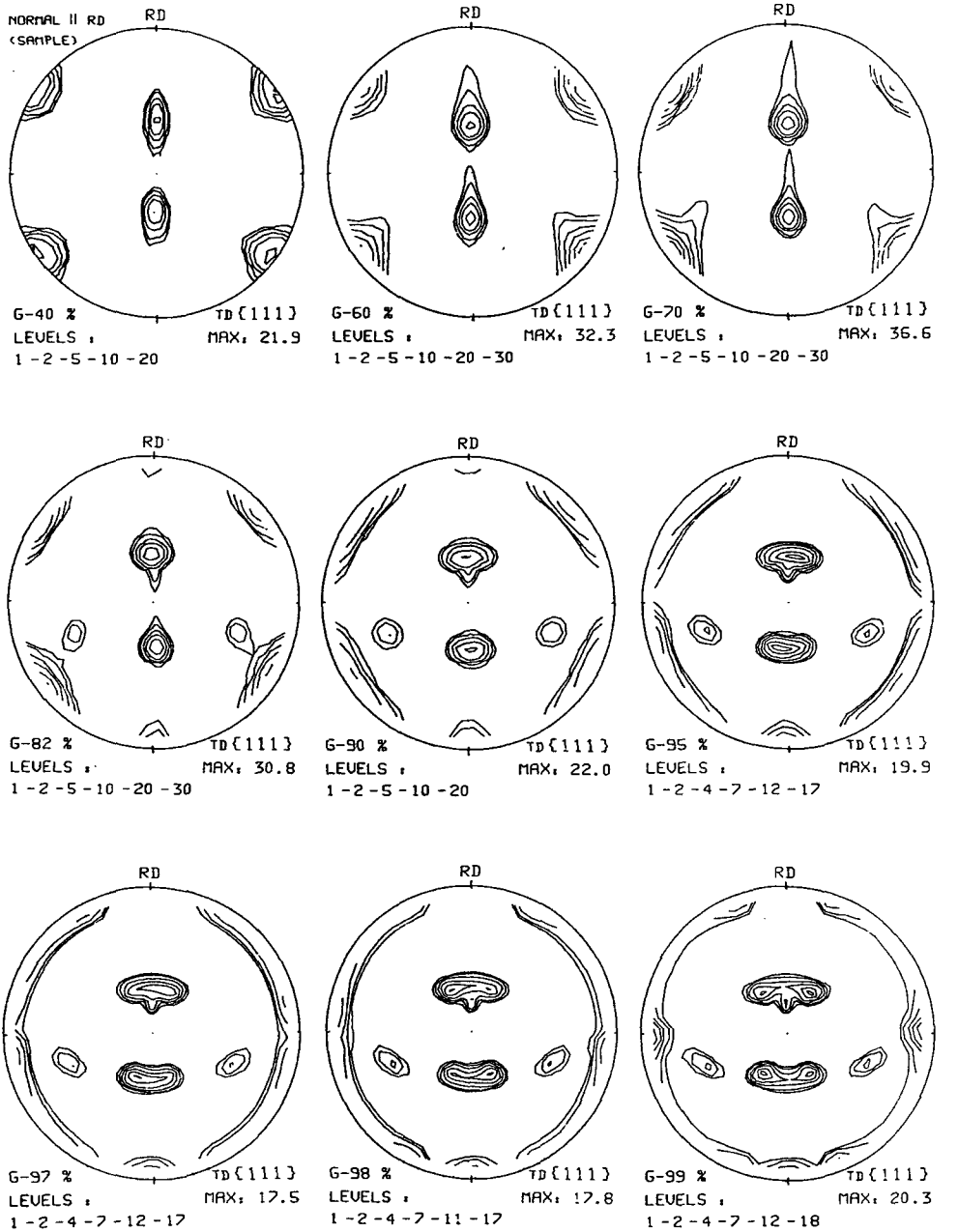


Abb.8: {111}-Polfiguren bei verschiedenen Walzgraden des Kristalls G.

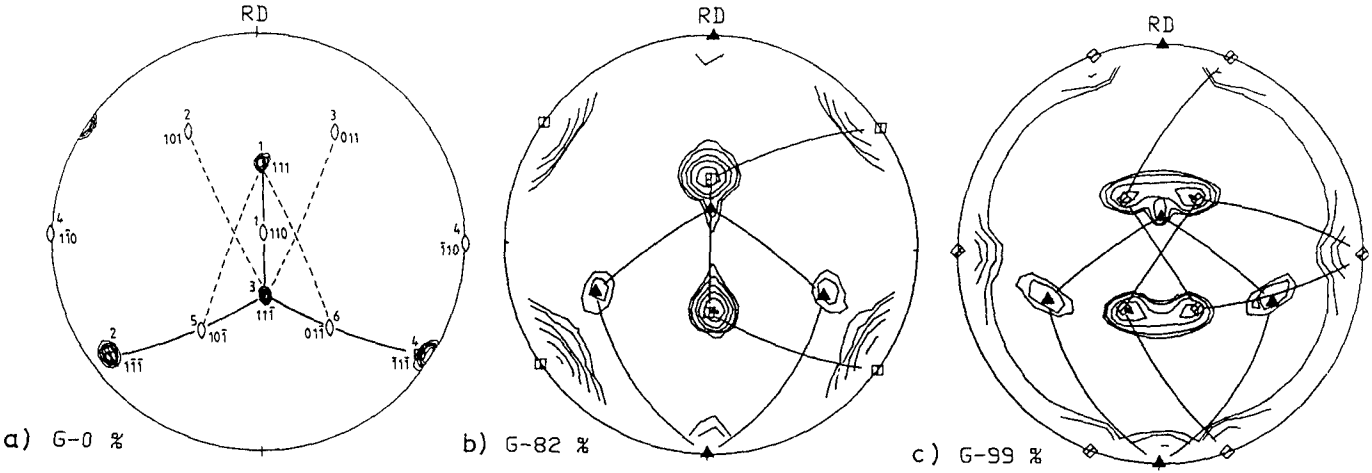


Abb.9: {111}-Polfiguren des Kristalls G nach a) 0%, b) 82% und c) 99% Walzverformung.

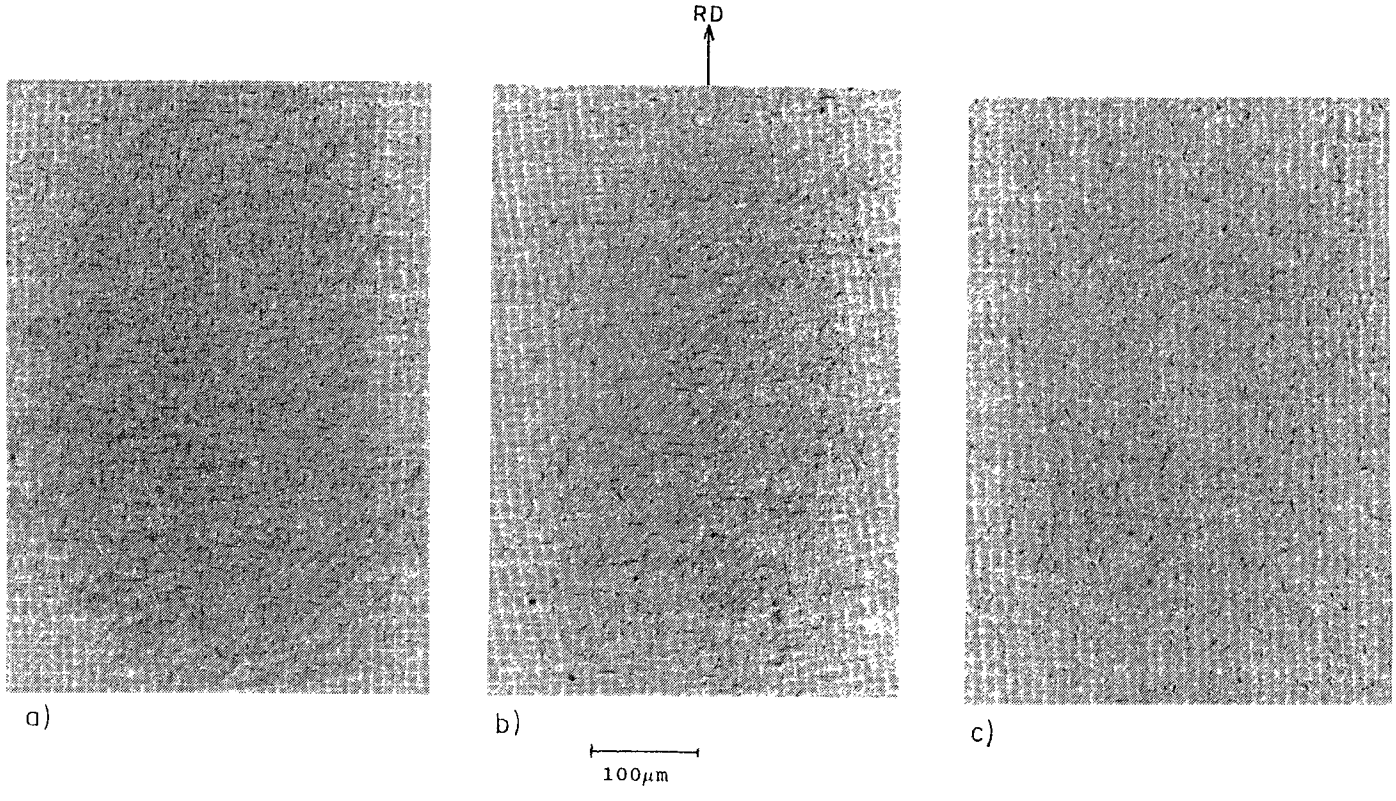


Abb.10: Ausscheidungen im Kristall G nach a) 40%, b) 70% und c) 90% Walzgrad (Längsschliff, elektrolytisch poliert, 200x).

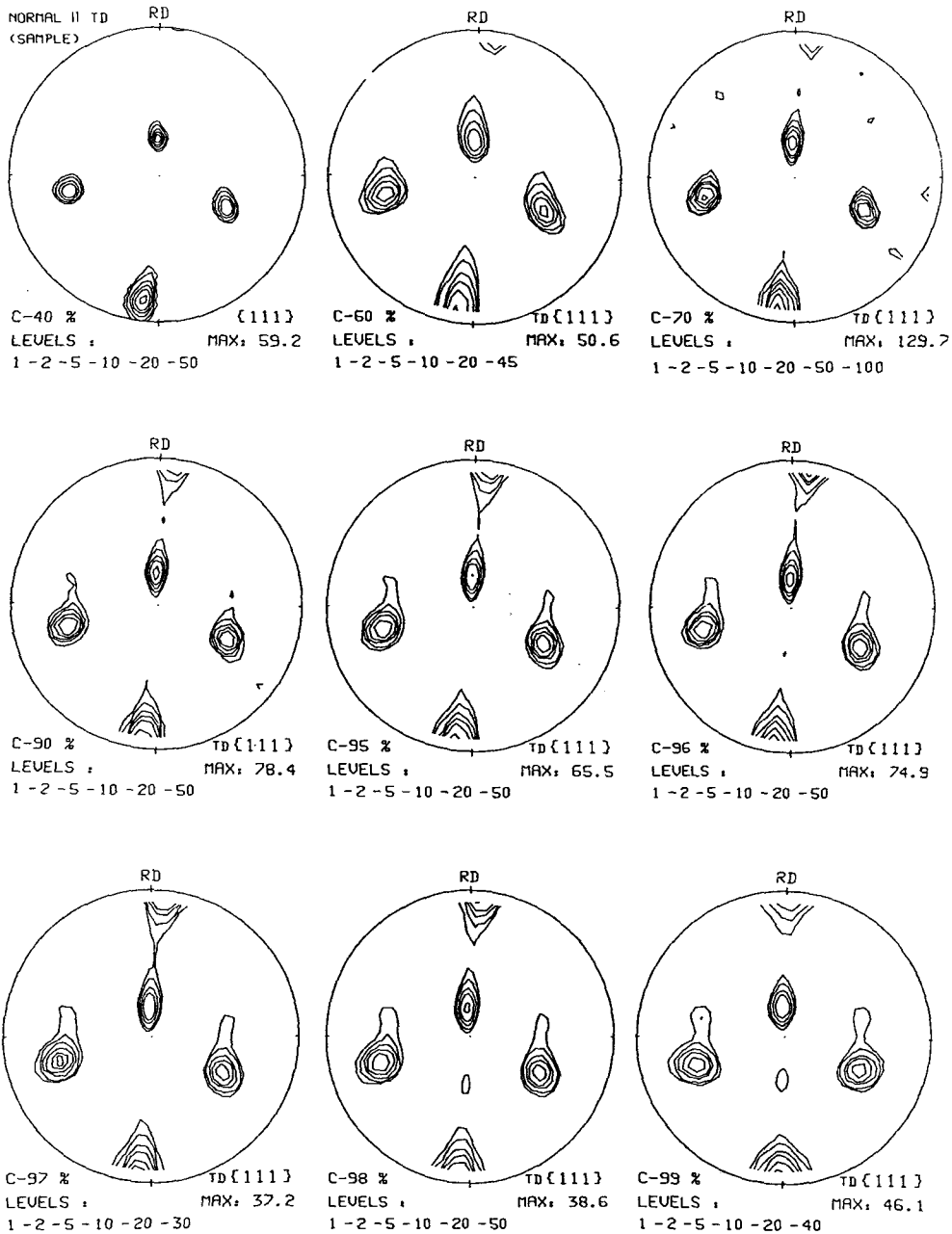


Abb.11: {111}-Polfiguren bei verschiedenen Walzgraden des Kristalls C im zweiphasigen Zustand.

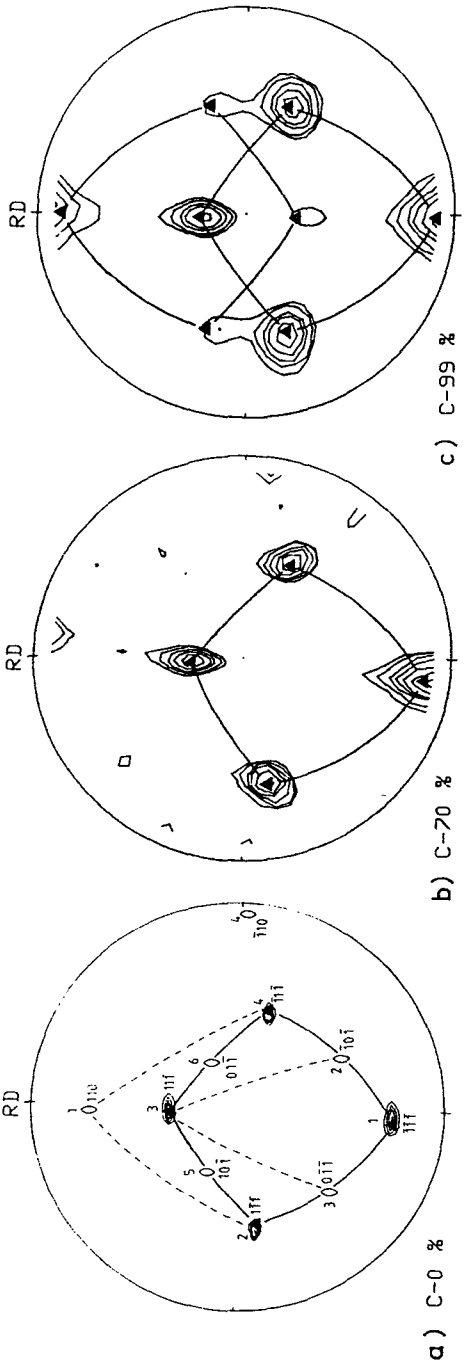


Abb.12: {111}-Polfiguren des zweiphasigen Kristalls C nach a) 0%, b) 70% und c) 99% Walzverformung.

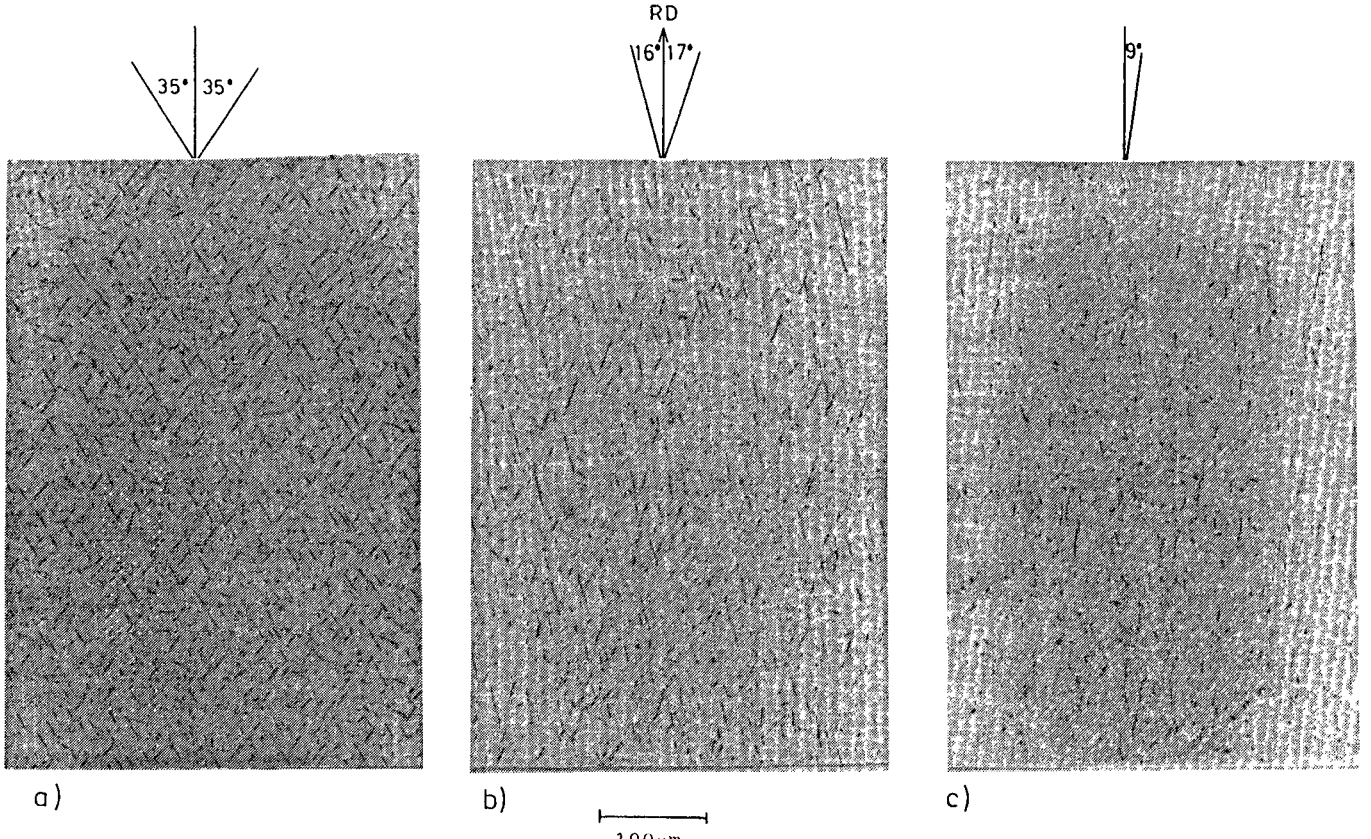


Abb.13: Ausscheidungen im zweiphasigen Kristall C nach a) 40%, b) 70% und c) 90% Walzgrad (Längsschliff, elektrolytisch poliert, 200x).

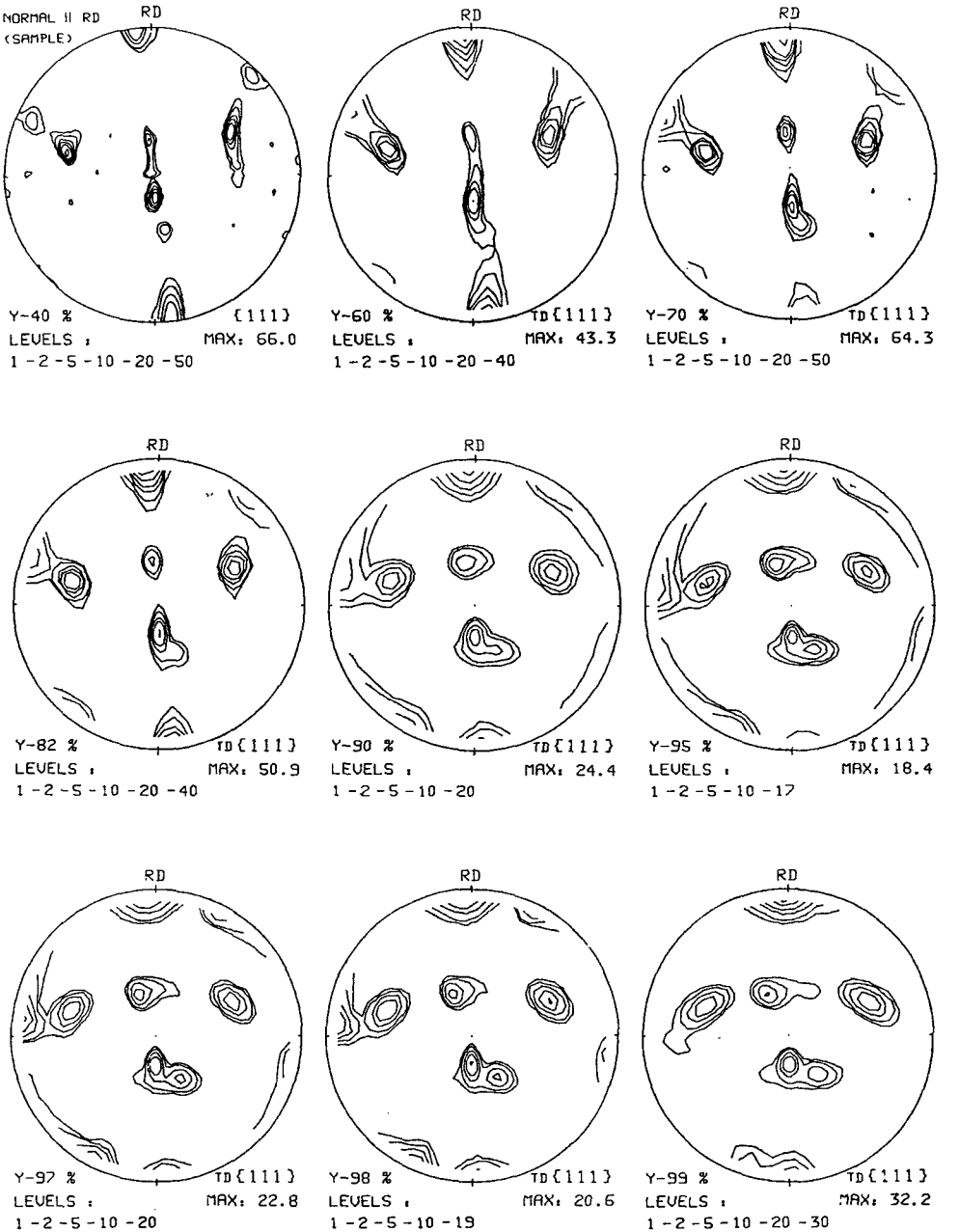


Abb.14: {111}-Polfiguren bei verschiedenen Walzgraden des Kristalls Y.

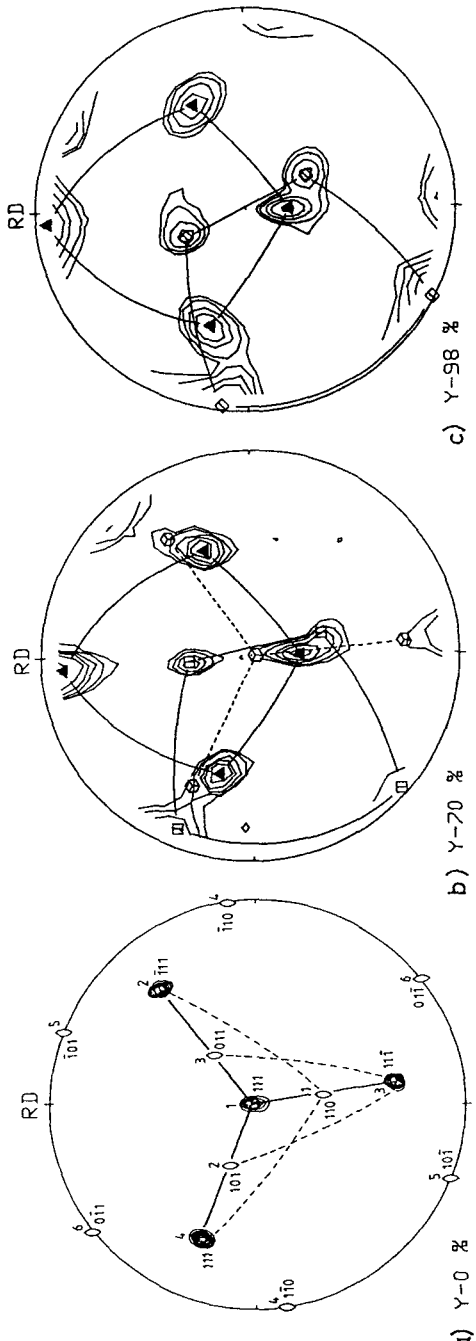


Abb.15: {111}-Polfiguren des Kristalls Y nach a) 0%, b) 70% und c) 98% Walzverformung.

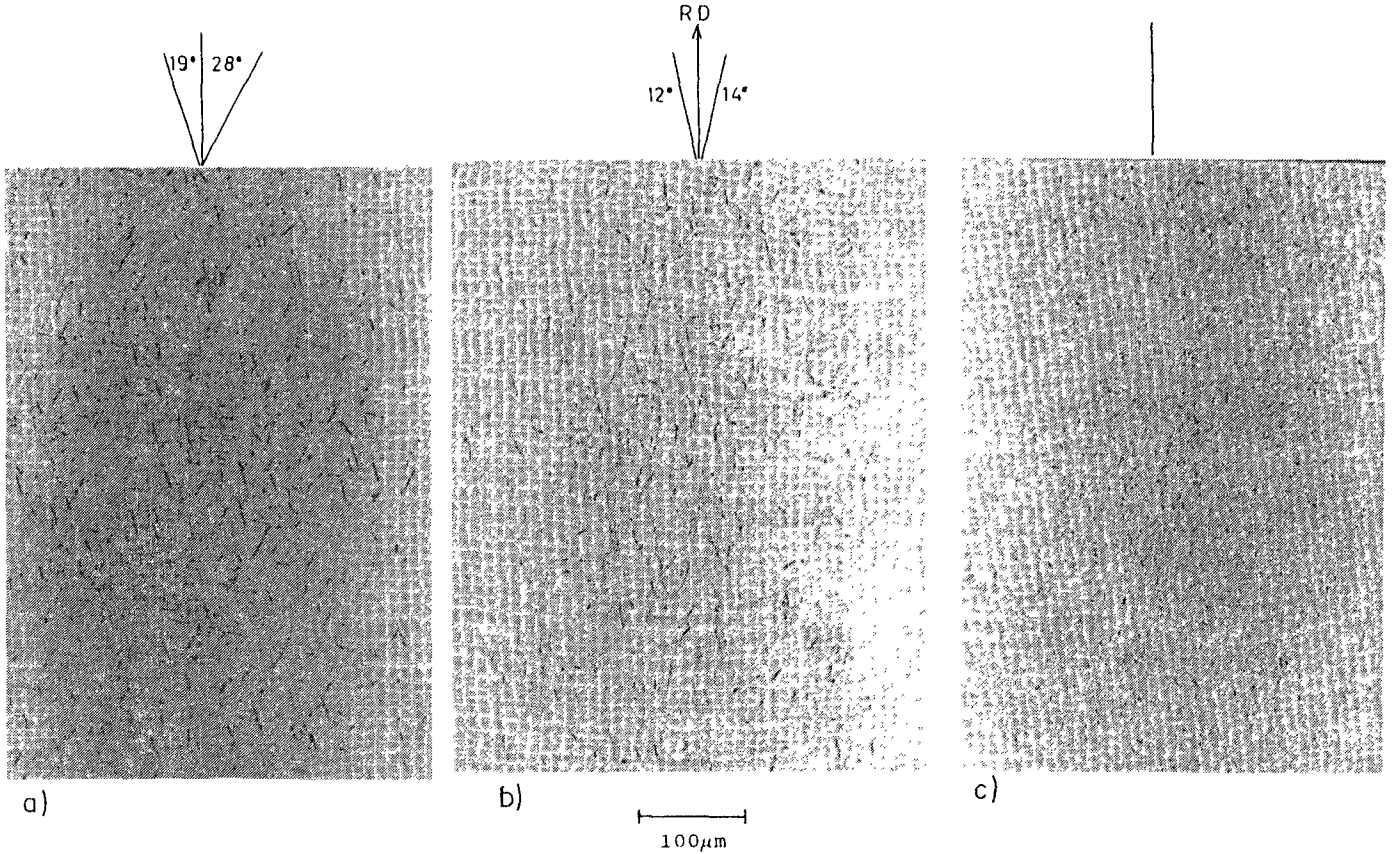


Abb.16: Ausscheidungen im Kristall Y nach a) 40%, b) 70% und c) 90% Walzgrad (Längsschliff, elektrolytisch poliert, 200x).

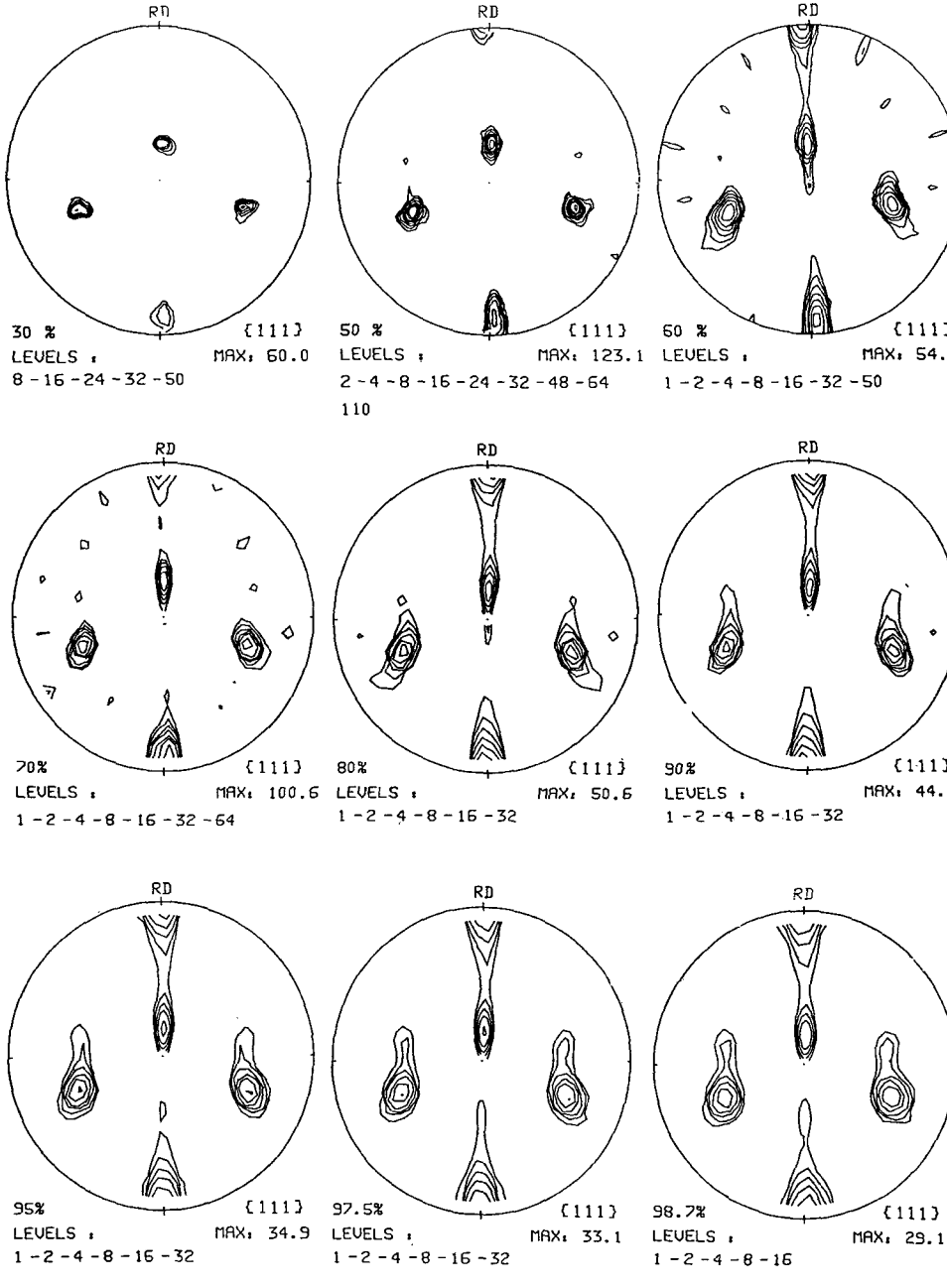
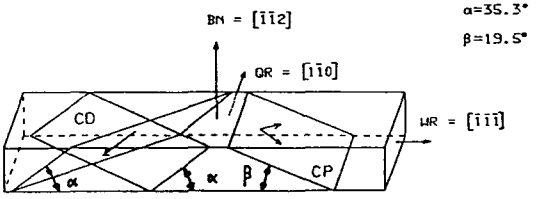
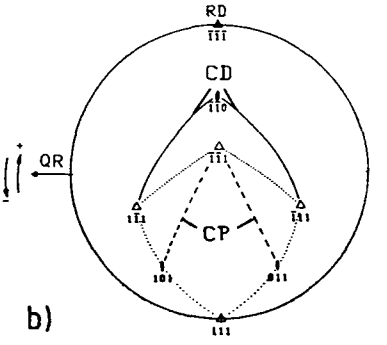


Abb.17: Walztexturentwicklung des Kristalls C im übersättigten Zustand bei verschiedenen Walzgraden.



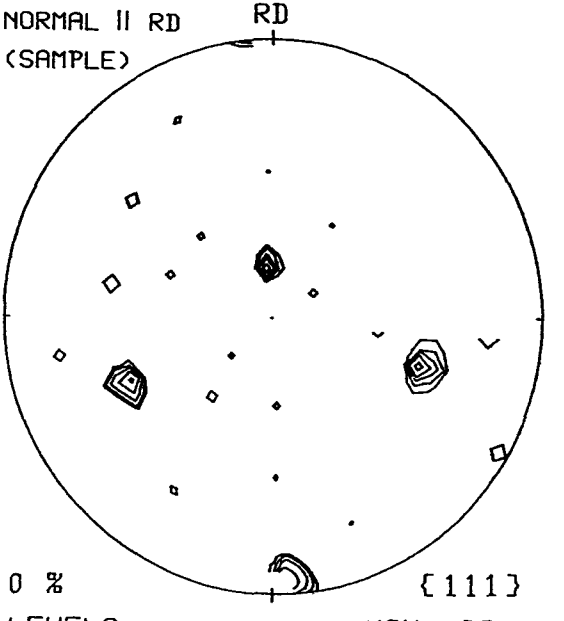
a)



b)



c)



d) LEVELS : 4 - 8 - 16 - 32 - 64 MAX: 92.1

Abb.18: Schematische Darstellung der Gleitsysteme der Cu-Lage, b) Darstellung der Gleitsysteme in der Polfigur; c) Laue-Aufnahme und d) {111}-Polfigur des unverformten einphasigen Einkristalls C.

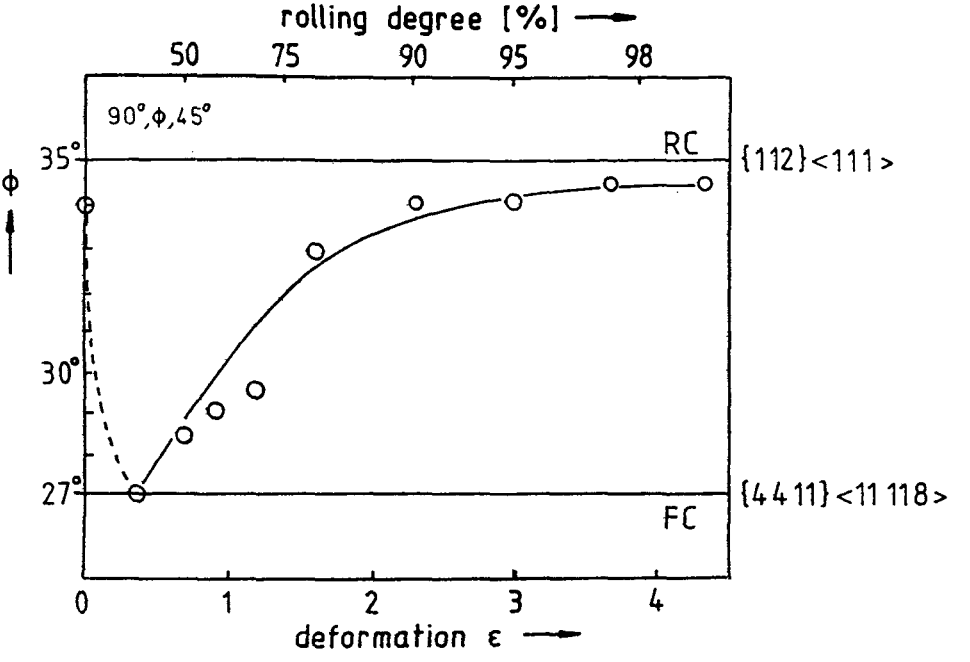


Abb.19: Änderung der Position der Cu-Lage bei verschiedenen Walzgraden dargestellt durch den Eulerwinkel φ.

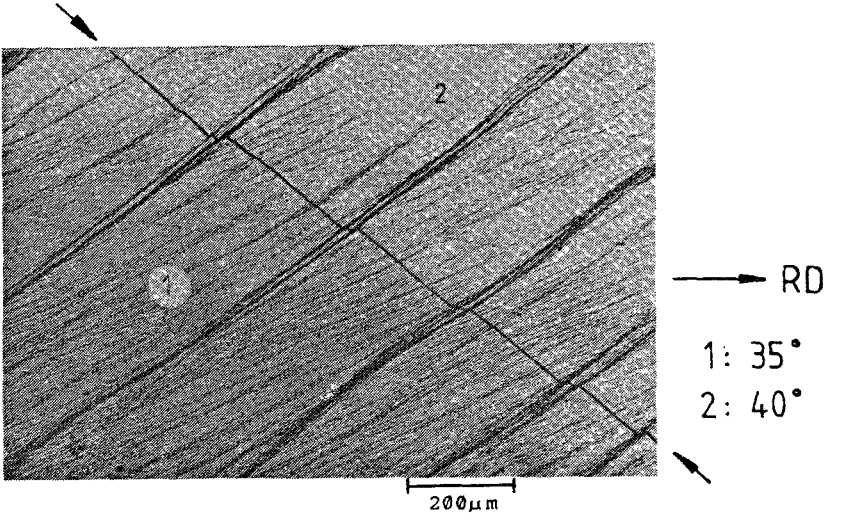


Abb.20: Mikrostruktur des 90% verformten einphasigen Kristalls C (Längsschliff el. poliert, markiert und erneut ca. 10% gewalzt, 100x)

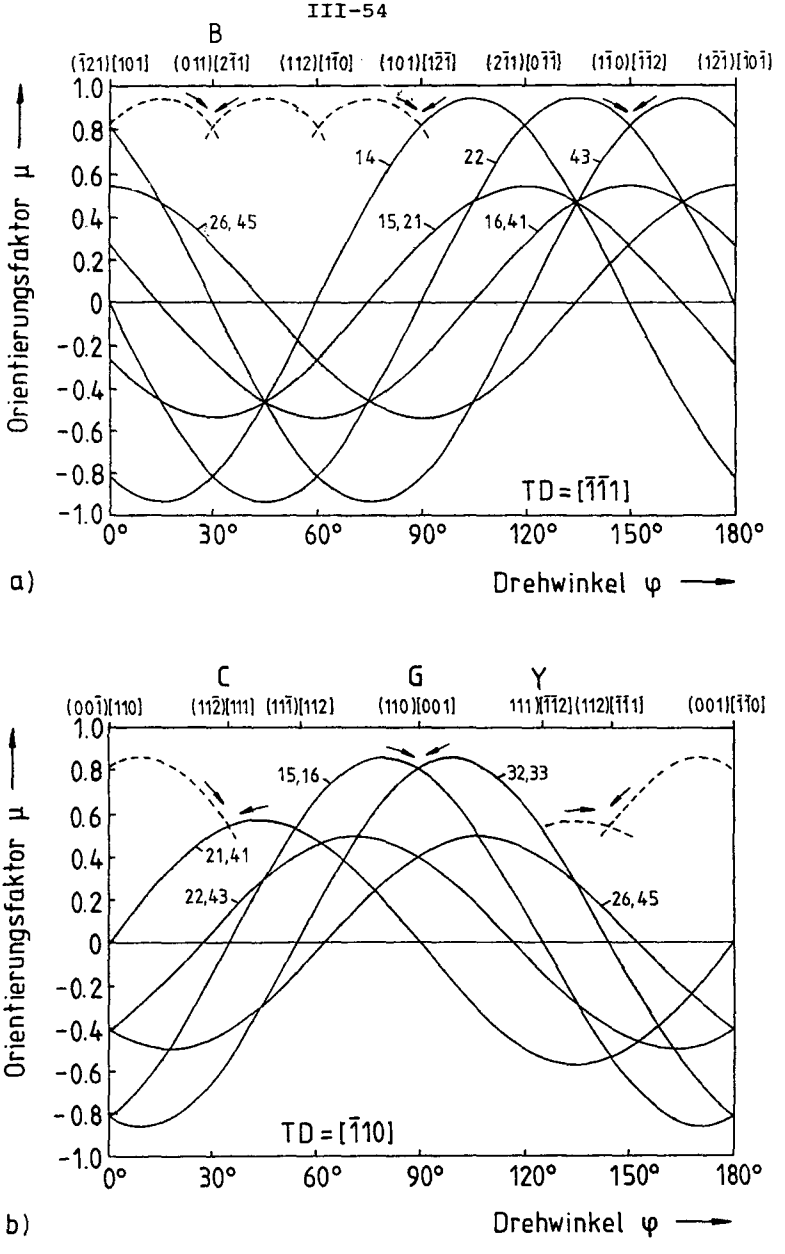


Abb.21: Änderung der Schmid-Faktoren von Orientierungen mit einer gemeinsamen a) <111>- und b) <011>-Querrichtung bei einer Rotation um QR.
(Gestrichelte Kurven: betragsmäßig höchste Kurven. Die Pfeile geben die Rotationsrichtung bei Betätigung des entsprechenden Gleitsystems an.)

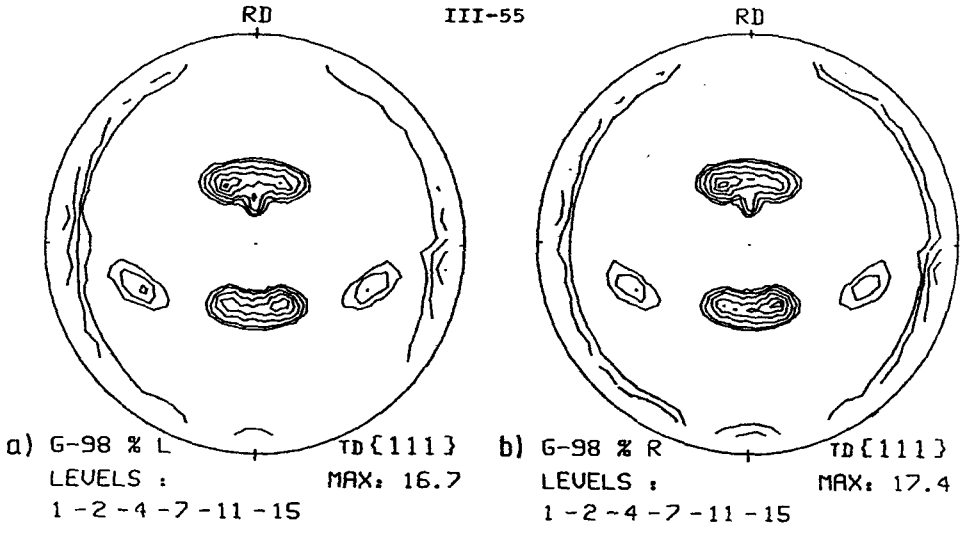


Abb.22: {111}-Polfigur des 98% gewalzten Kristalls G, gemessen a) links und b) rechts von der Probenmitte.

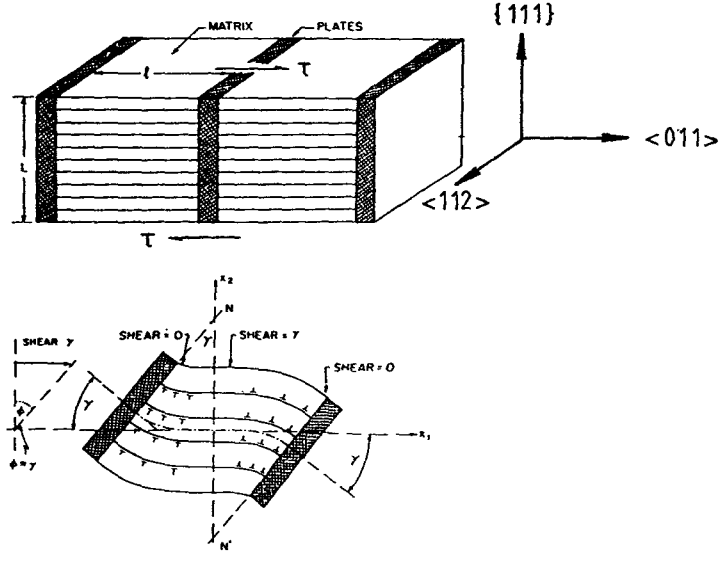


Abb.23: Schematische Darstellung der Gitterrotationen in der Nähe von unverformbaren Teilchen /81/.

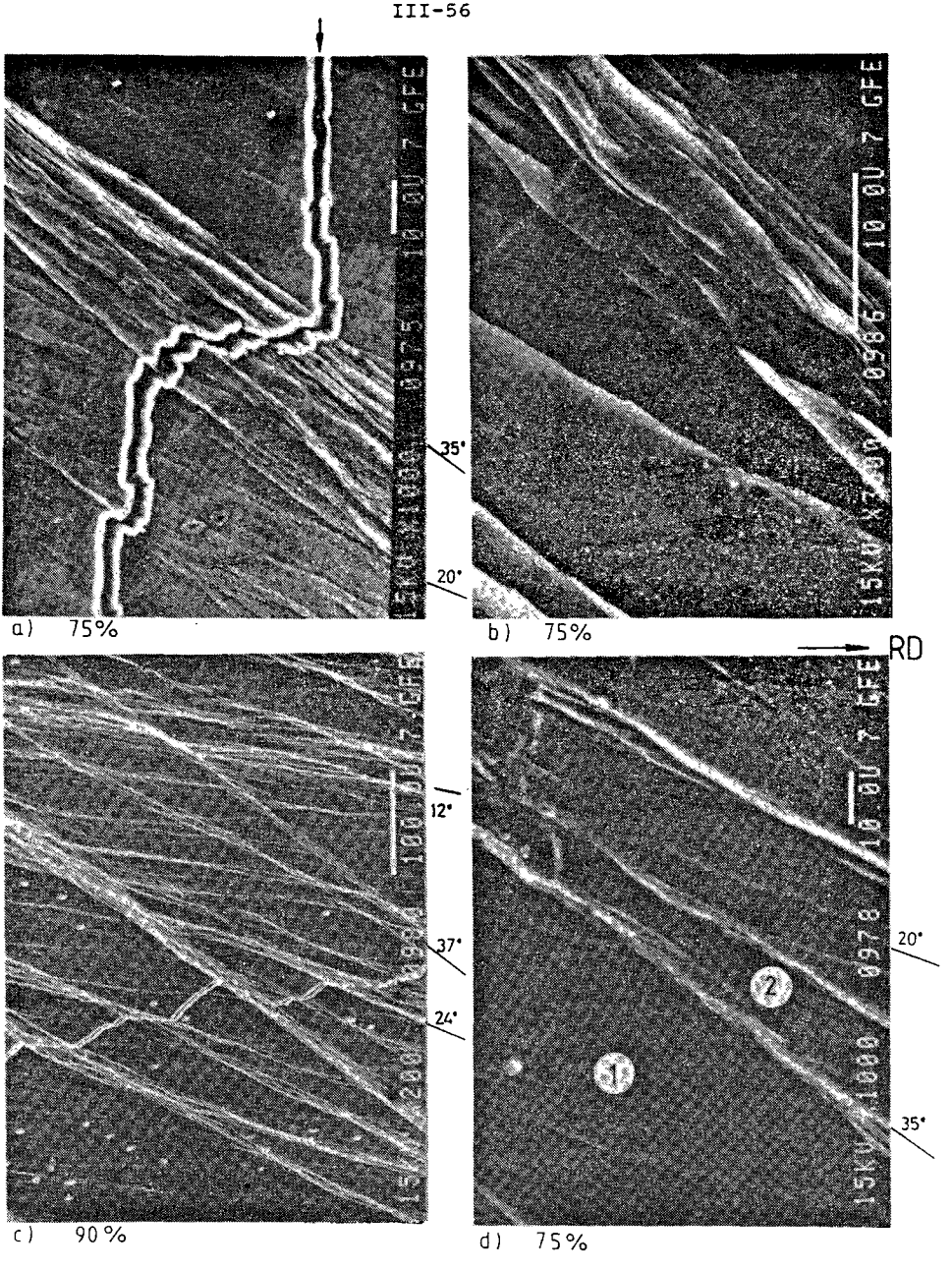


Abb.24: REM-Untersuchungen an dem gewalzten einphasigen Kristall C (s. Text).

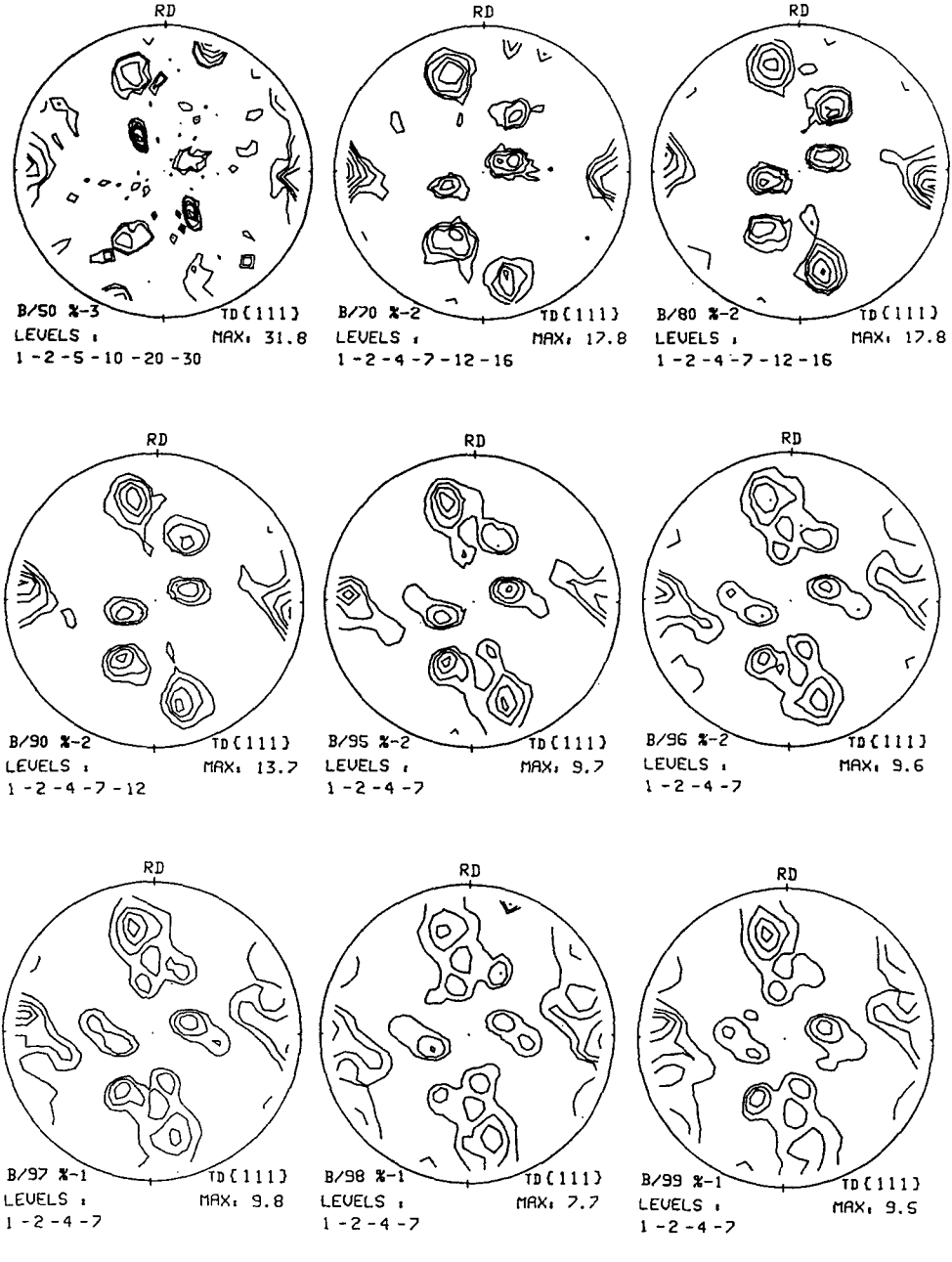


Abb.25: Rekristallisationstexturen des Kristalls B nach verschiedenen Walzgraden.

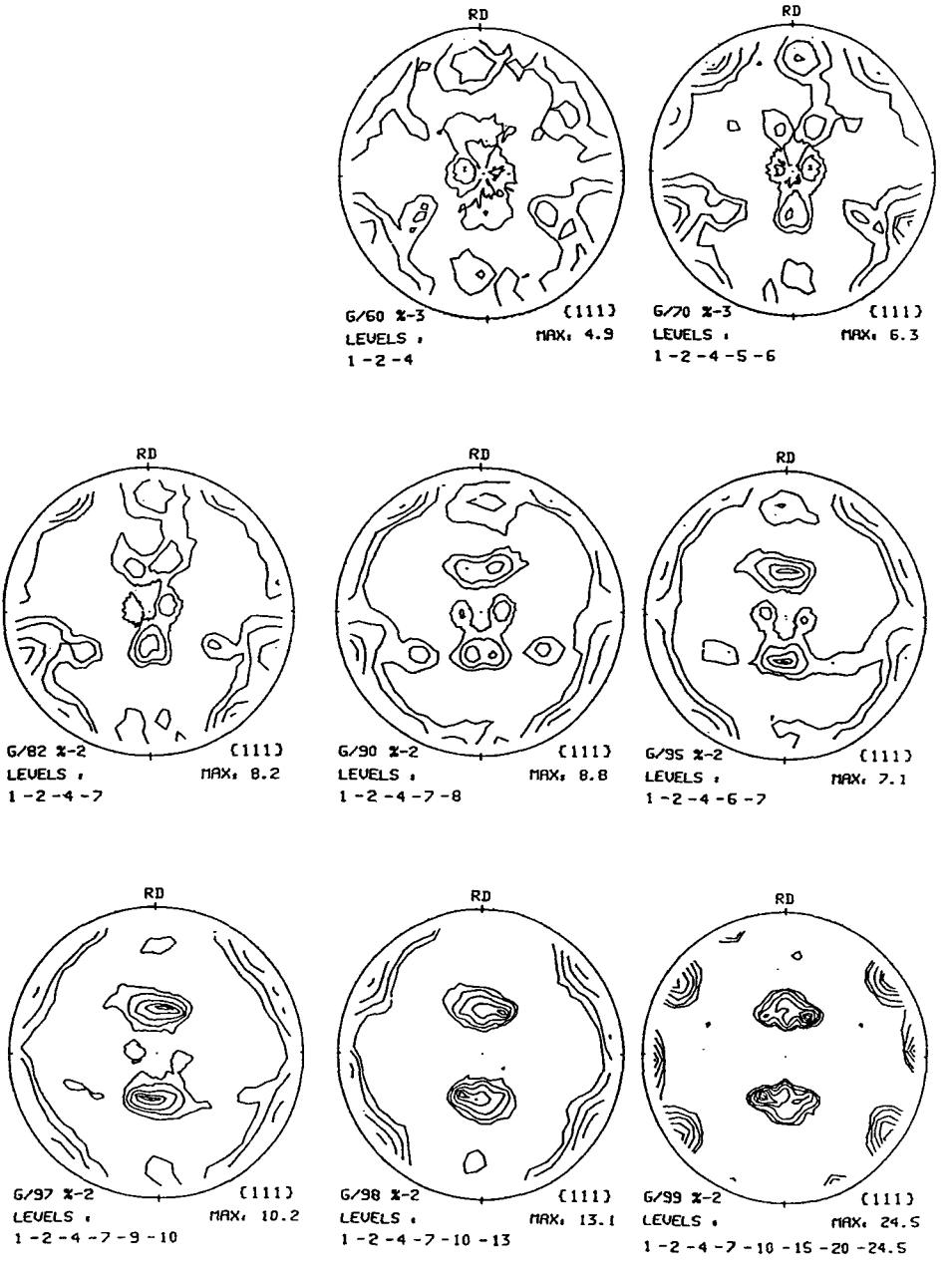


Abb.26: Rekristallisationstexturen des Kristalls G nach verschiedenen Walzgraden.

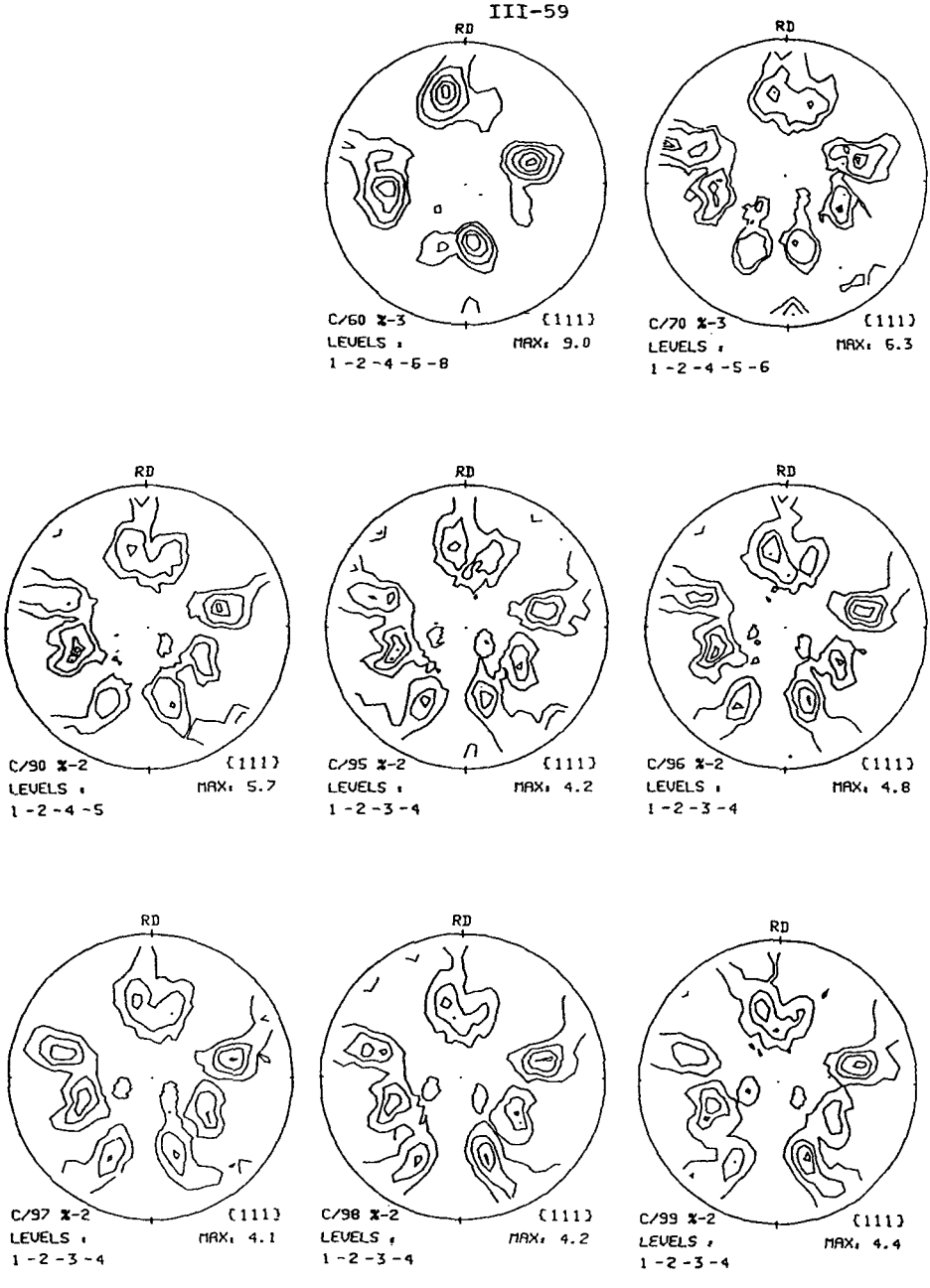


Abb.27: Rekristallisationstexturen des zweiphasigen Kristalls C nach verschiedenen Walzgraden.

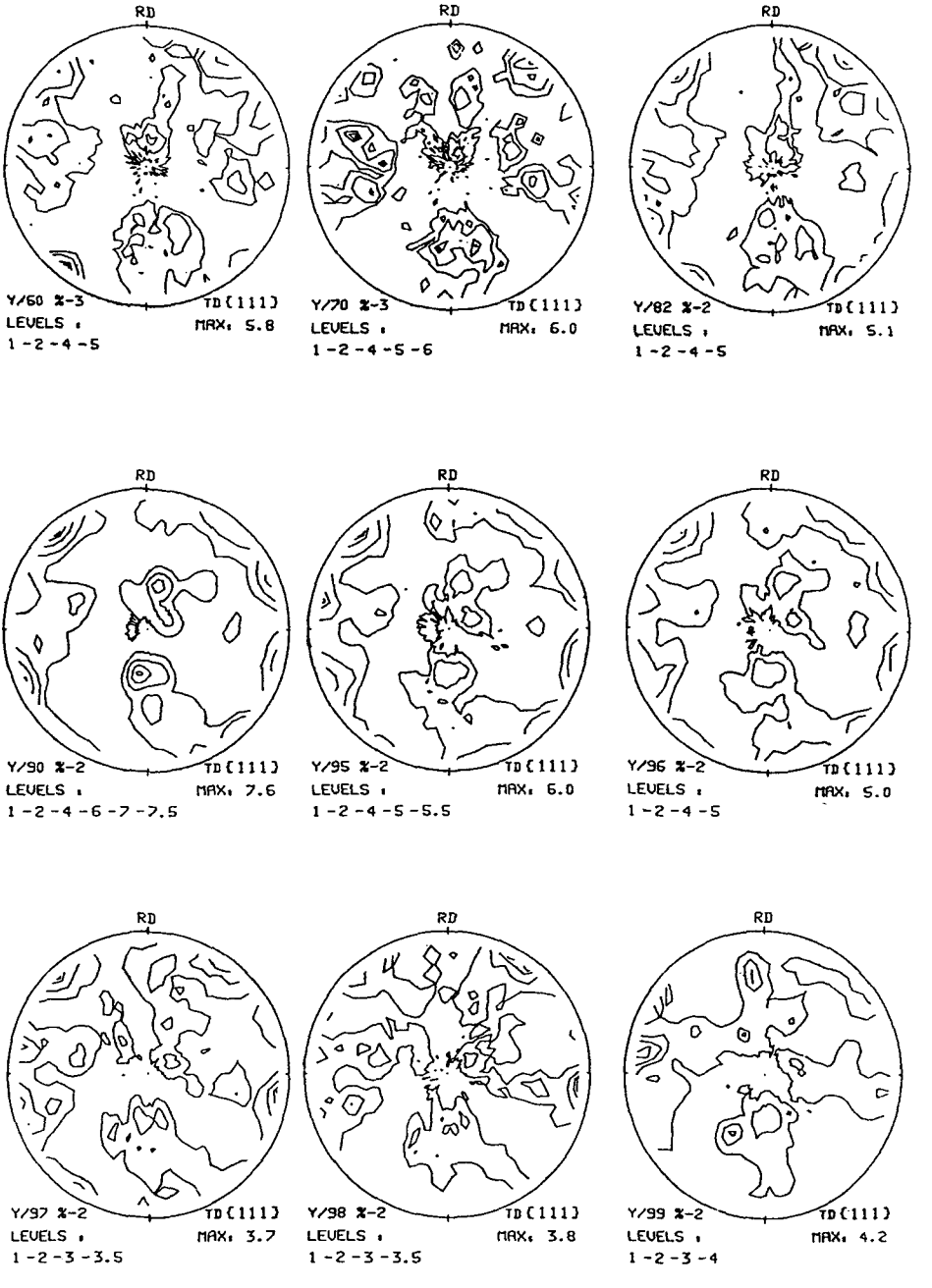


Abb.28: Rekristallisationstexturen des Kristalls Y nach verschiedenen Walzgraden.

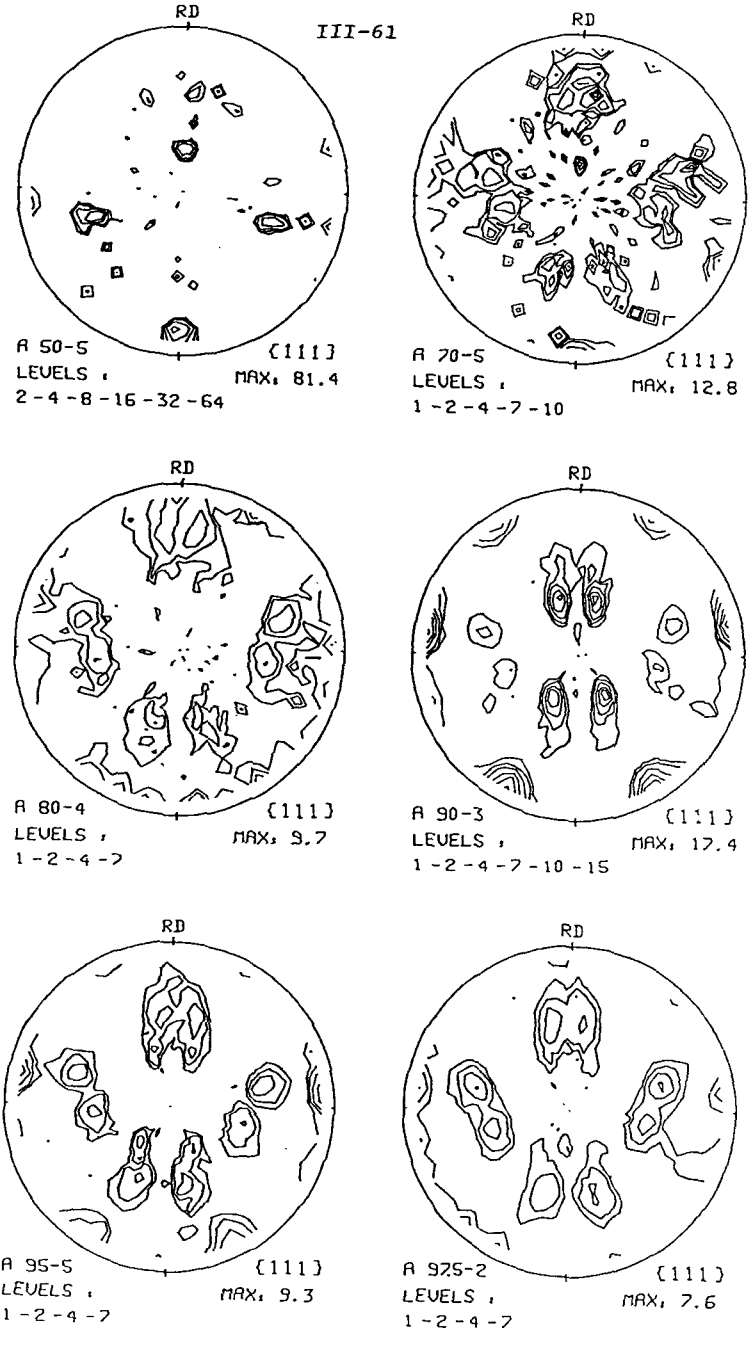
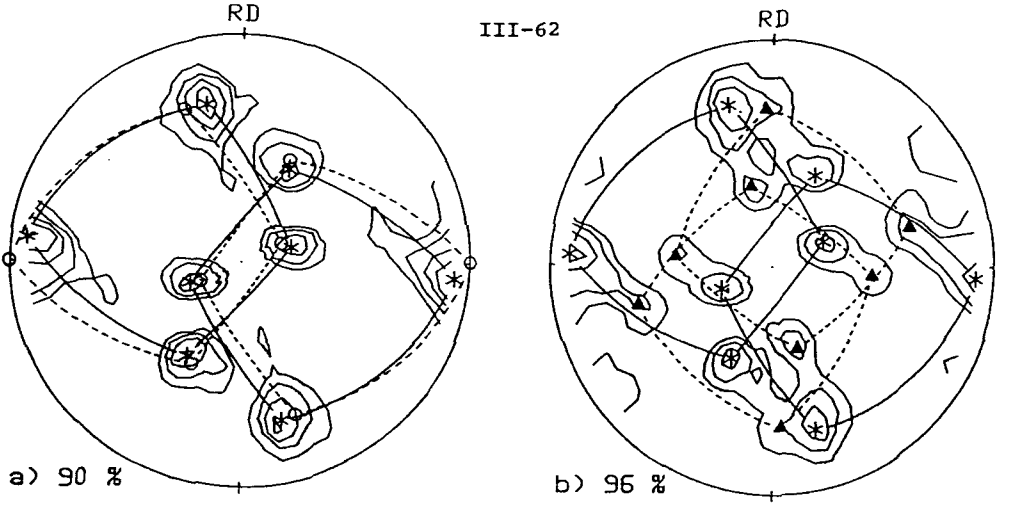
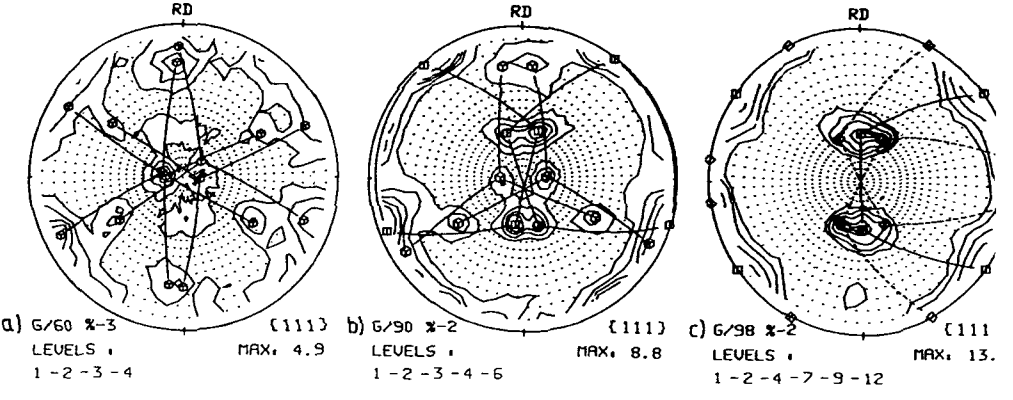


Abb.29: Rekristallisationstexturen des einphasigen Kristalls C nach verschiedenen Walzgraden.



○ : exakte 40°⟨111⟩-Lage
✳ : A-Lage
▲ : Q-Lage

Abb.30: Rekristallisationstexturen des Kristalls B nach a) 90% und b) 96% Walzverformung.



✪ : Y-Lage
▣ : BN gedrehte Goss-Lage
◈ : Ms-Lage

Abb.31: Rekristallisationstexturen des Kristalls G nach a) 60%, b) 90% und c) 98% Walzverformung.

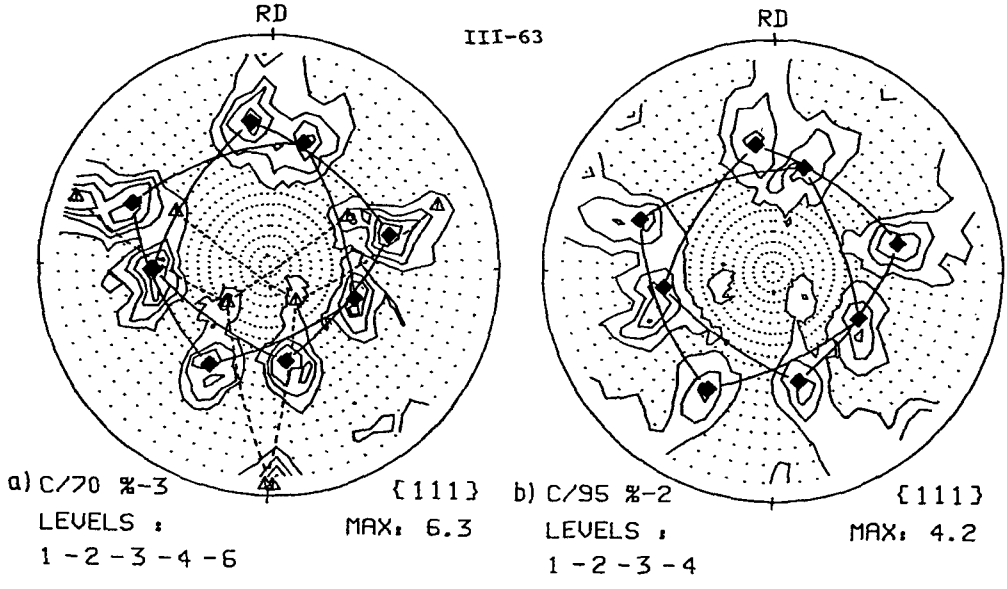


Abb.32: Rekristallisationstexturen des zweiphasigen Kristalls C nach a) 70% und b) 95% Walzverformung.

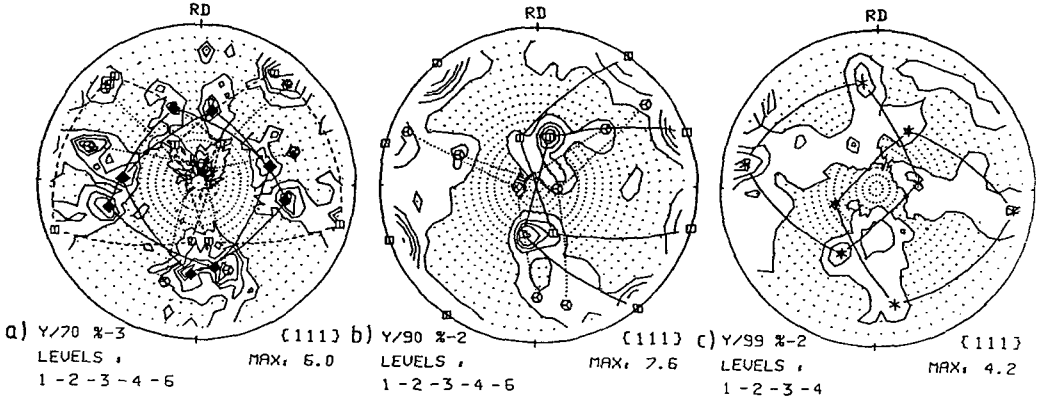


Abb.33: Rekristallisationstexturen des Kristalls Y nach a) 70%, b) 90% und c) 99% Walzverformung.



Abb.34: Gefüge des rekristallisierten Kristalls Y nach 60% Walzverformung (anodisch oxidiert, 100x).

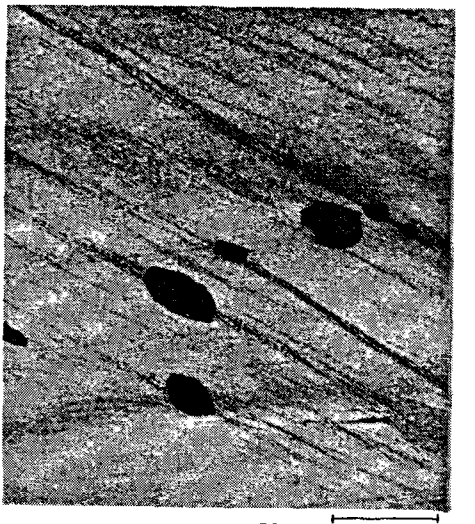


Abb.35: Keime im teilrekristallisierten, einphasigen Kristall C nach 70% Walzverformung (anodisch oxidiert, 100x).

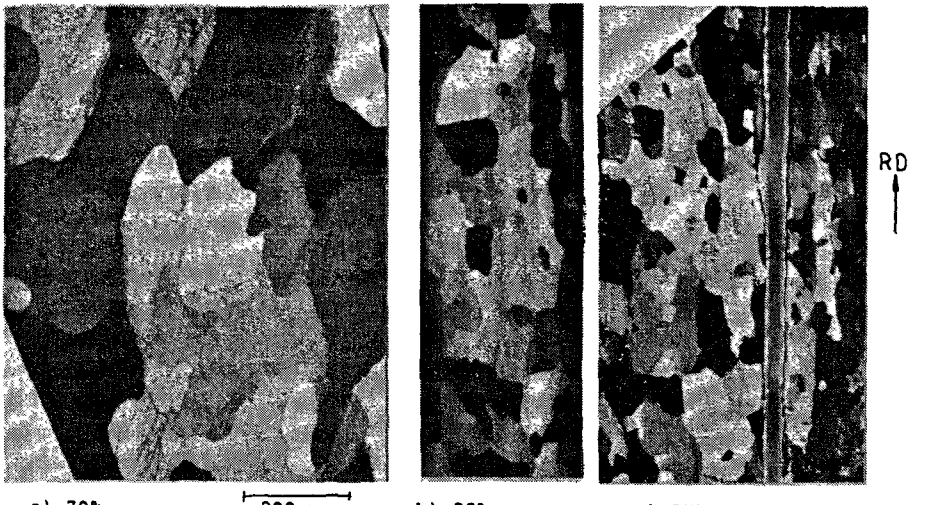
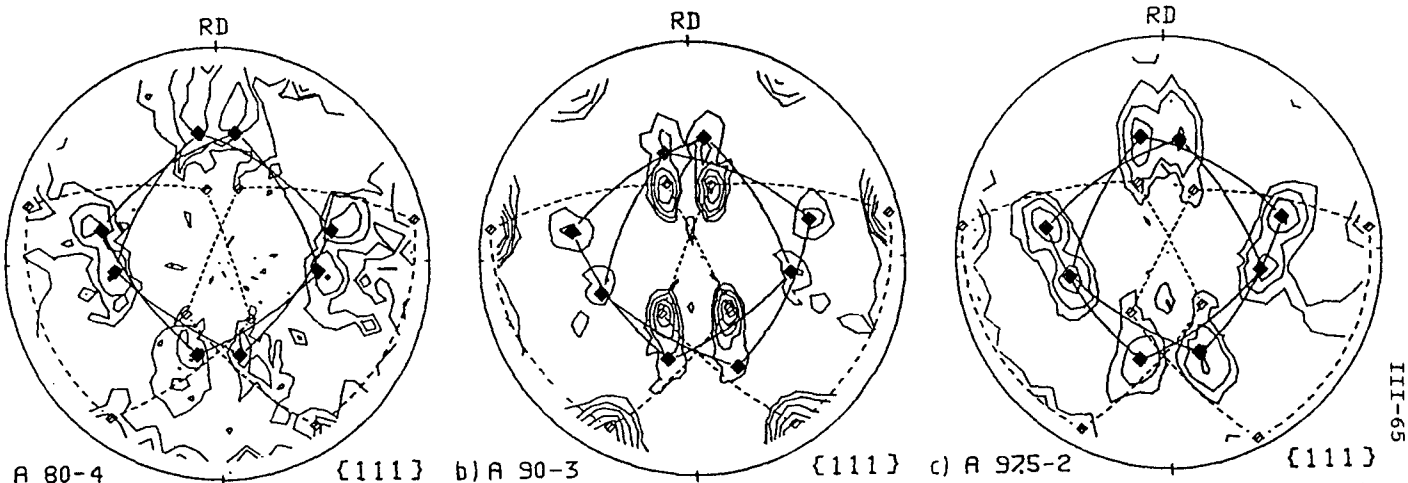


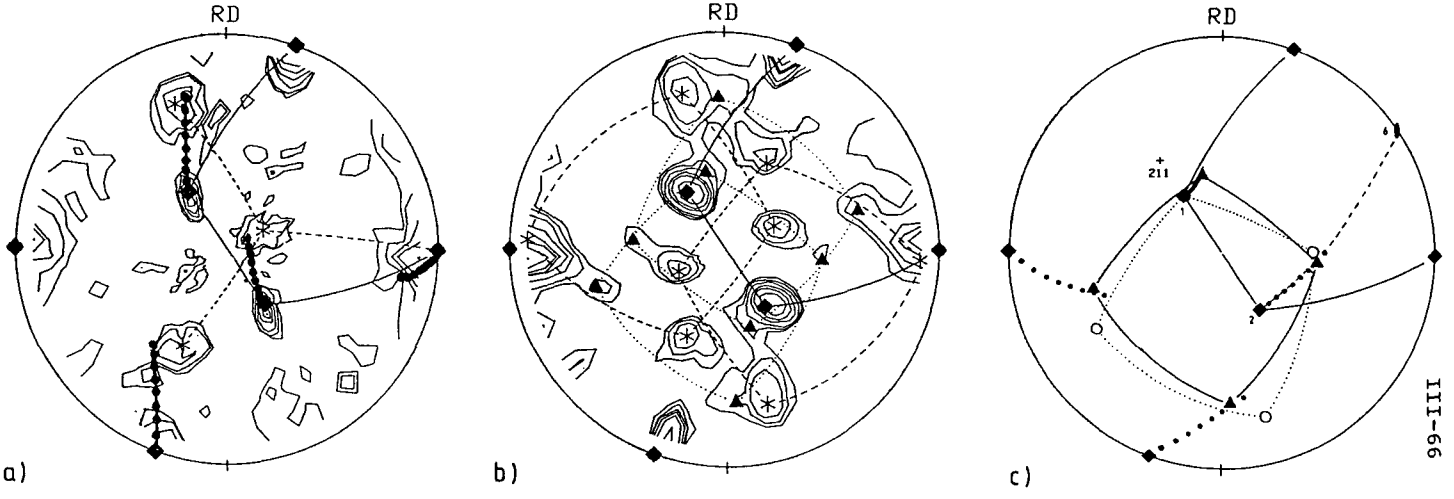
Abb.36: Gefüge des rekristallisierten einphasigen Kristalls C nach a) 70%, b) 90% c) 95% und d) 97.5% Walzverformung (anodisch oxidiert, 100x).



III-65

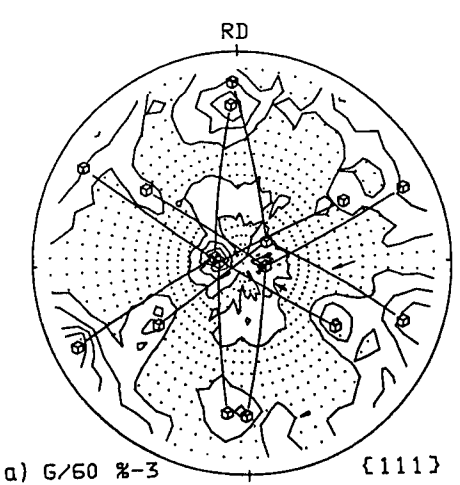
◆ : gedrehte Würfellage
◈ : Goss/Ms-Lage

Abb.37: Rekristallisationstexturen des einphasigen Kristalls C nach a) 80%, b) 90% und c) 97.5% Walzverformung.

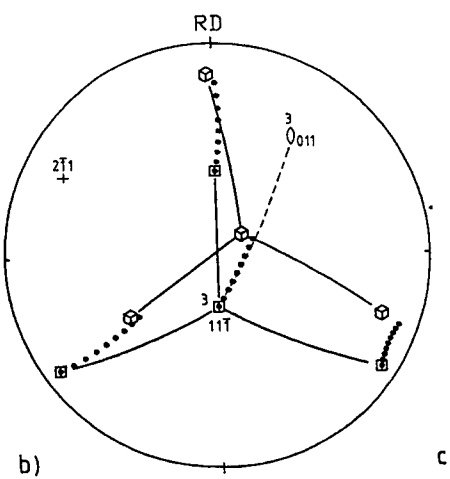


◆ : Ms-Lage
✳ : A-Lage
▲ : Q-Lage
••• : <112>-Rotationen (s. Text)
O : exakte 40°<111>-Rotation

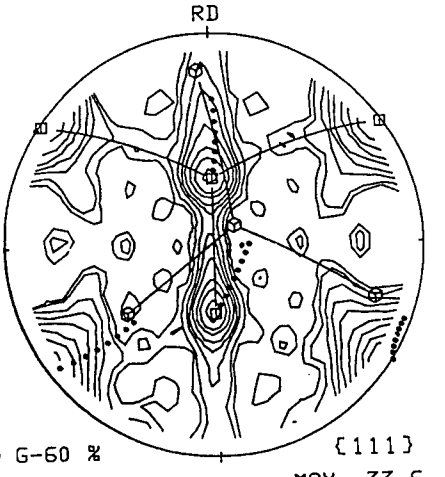
Abb.38: Texturen des teilrekristallisierten Kristalls B nach a) 50% und b) 96% Walzverformung; c) Schema zur Erklärung der Q-Lage.



a) G/60 %-3 {111}
LEVELS :
1 -2 -3 -4
MAX: 4.9



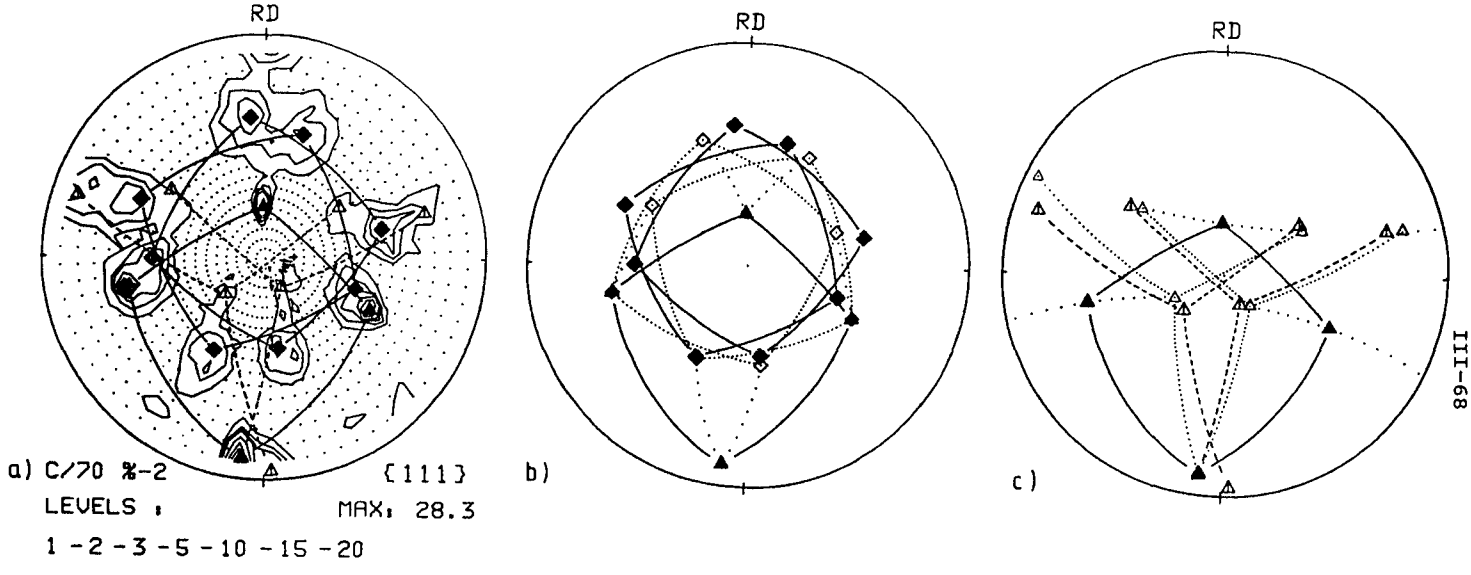
b)



c) G-60 % {111}
LEVELS : MAX: 33.6
0.1 -0.2 -0.5 -1 -2 -5 -10 -
20 -30

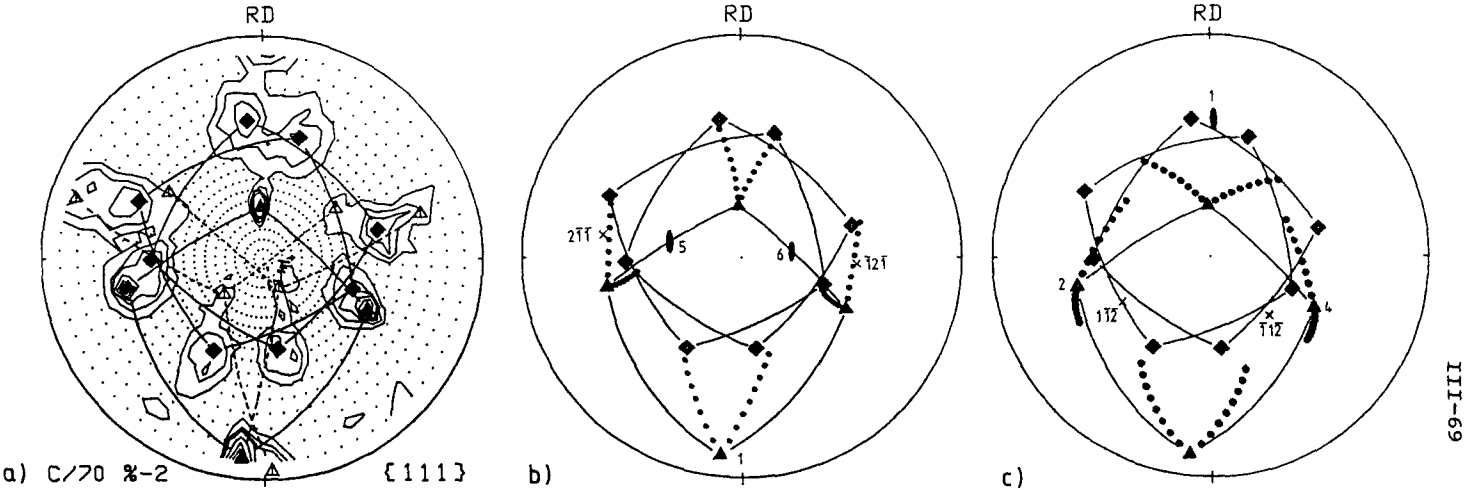
: Y-Lage
: Goss-Lage
: [2Ī1]-Rotation (s. Text)

Abb.39: a) Textur des teilrekristallisierten Kristalls G nach 60% Walzverformung;
b) Schema zur Erklärung einer der vier Y-Lagen (s. Pfeil in a);
c) Textur des 60% gewalzten Kristalls G.



▲ : Cu-Lage
◆ : BN-gedrehte Würfellage
△ : P-Lage
◇, ▵ : entsprechende 40°<111>-Rotationen

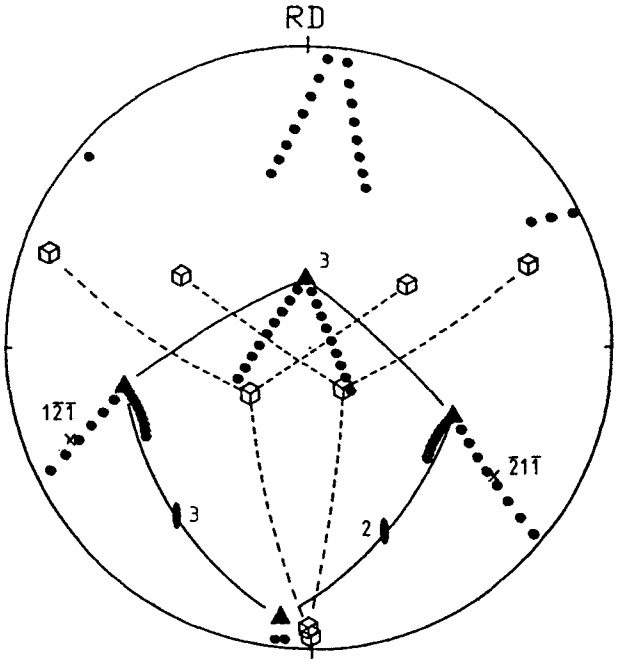
Abb.40: a) Textur des teilrekristallisierten zweiphasigen Kristalls C nach 70% Walzverformung; b), Position der gefundenen BN-gedrehten Würfellage und entsprechende 40°<111>-Rotationsbeziehung; c) desgleichen für die P-Lage.



69-III

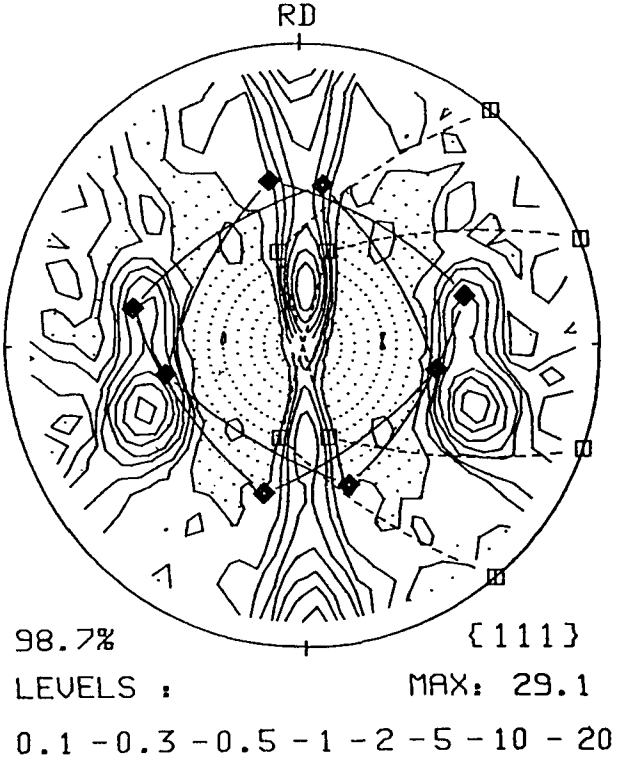
◆ : BN-gedrehte Würfellage
▲ : Cu-Lage
△ : P-Lage
••• : <112>-Rotationen (s. Text)

Abb.41: Textur des teilrekristallisierten zweiphasigen Kristalls C nach a) 70% Walzverformung; b), c) Schema zur Erklärung der BN-gedrehten Würfellage durch <112>-Rotationen.



▲ : Cu-Lage
△ : P-Lage
••• : <112>-Rotationen (s. Text)

Abb.42: <112>-Rotationen der koplanaren Gleitsysteme.



◆ : BN-gedrehte Würfellage
◫ : Goss/Ms-Lage

Abb.43: Textur des 98.7% gewalzten einphasigen Kristalls C mit den bei der Rekristallisation auftretenden Lagen (s. Text).

Teil IV

Texturentwicklung in Al-Li Modell-Legierungen

Teil IV: Texturentwicklung in Al-Li Modell-Legierungen

Inhaltsverzeichnis **Seite**

IV.1 Einleitung 1

IV.2 Verformungsmechanismen in Al-Li-Legierungen 3
IV.2-1 Binäre Al-Li-Legierungen 3
IV.2-2 Al-Li-Legierungen mit Kupfer 5
IV.2.3 Al-Li-Legierungen mit Zirkon 6

IV.3 Experimentelle Verfahren 7
IV.3-1 Probenvorbereitung 7
IV.3-2 Untersuchungsverfahren 9

IV.4 Ergebnisse und Diskussion 9
IV.4-1 Untersuchungen des Ausgangsmaterials 9
IV.4-1.1 Legierung A 10
IV.4-1.2 Legierung B 12
IV.4-1.3 Legierung C 12
IV.4-2 Kaltwalzexperimente 13
IV.4-2.1 Legierung A 15
IV.4-2.2 Legierung B 16
IV.4-2.3 Legierung C 16
IV.4-3 Warmwalzexperimente 17
IV.4-3.1 Legierung A 17
IV.4-3.2 Legierung B 18
IV.4-3.3 Legierung C 19
IV.4-4 Experimente an ausgelagerten Warmwalzproben 19
IV.4-4.1 Legierung A 19
IV.4-4.2 Legierung B 20
IV.4-4.3 Legierung C 21

IV.5 Zusammenfassung 22

IV.6 Tabellen 24

IV.7 Abbildungen 25

IV.1 Einleitung

Der große Vorteil der modernen Aluminium-Lithium-Legierungen liegt in ihrer gegenüber reinem Aluminium reduzierten Dichte bei einem gleichzeiten erheblichen Anstieg der mechanischen Festigkeitswerte. So verringert jedes Massenprozent Lithium, das dem Aluminium zulegiert wird, die Dichte ρ der Legierung um etwa 3% und erhöht gleichzeitig den E-Modul (bis zu einem Li-Gehalt von 4%) um etwa 6% /189-191/. Der hierdurch erzielte beträchtliche Anstieg des spezifischen E-Moduls E/ρ macht Al-Li-Legierungen vor allem für die Flugzeugindustrie attraktiv.
Ein Hauptnachteil dieser Legierungen sind aber ihre im Vergleich zu anderen Al-Legierungen äußerst geringen Zähigkeitswerte. Sowohl mit zunehmendem Lithium-Gehalt als auch mit zunehmender Auslagerungszeit wird bei Al-Li-Legierungen ein ausgesprochen starkes Absinken der Bruchdehnung beobachtet. Dieser Effekt konnte eindeutig auf eine stark lokalisierte Versetzungsbewegung zurückgeführt werden /72,77,189-193/. Durch legierungstechnische Maßnahmen konnte diesbezüglich zum Teil Abhilfe geschaffen werden. So führt z.B. die Zugabe von Kupfer zu der Bildung von nicht schneidbaren Teilchen, die zu einer Homogenisierung der Verformung führen (s.u.).

Ein weiteres Problem, das dem technischen Einsatz der neuen Al-Li Legierungen bis heute noch im Wege steht, sind stark anisotrope mechanische Eigenschaften /194-197/. Obwohl gezeigt werden konnte, daß diese Anisotropien durch ausgeprägte kristallographische Texturen hervorgerufen werden, existieren bis jetzt nur wenige Untersuchungen über die generelle Texturentwicklung und ggf. -beeinflussung in diesen Legierungen /194-198/. In einer früheren Untersuchung /50/ wurde gezeigt, daß die Kaltwalztextur in Al-Li ähnlich wie in konventionellen Al-Legierungen /6,8/ stark von der Ausgangstextur beeinflußt wird. Auch der Auslagerungszustand der Proben vor dem Kaltwalzen hat einen großen Einfluß auf die spätere Kaltwalztexturentwicklung /50,198/.

Für eine detailliertere Zusammenfassung der Eigenschaften technischer Al-Li-Legierungen sei auf die Veröffentlichungen von Welpmann, Peters und Sanders /189/ sowie von Lavernia, Srivatsan und Mohamed /190/ verwiesen.

Um zu einem besseren Verständnis der Vorgänge in den komplexen technischen Al-Li-Legierungen zu kommen, ist es sinnvoll, zunächst systematisch den Einfluß von Lithium und den anderen Legierungselementen auf das Verformungsverhalten an Modellegierungen zu untersuchen.
Zu diesem Zweck wurden in diesem Teil der vorliegenden Arbeit ausgehend von der binären Legierung Al-2.3%Li die ternäre Legierung Al-2.3%Li-0.1%Zr sowie die quaternäre Legierung Al-2.3%Li-1.2%Cu-0.1%Zr hergestellt. Im Vergleich dazu hat die technische Legierung 8090 die Zusammensetzung Al-2.3%Li-1.2%Cu-0.7%Mg-0.1%Zr. Neben Untersuchungen der Mikrostruktur wurde besonders die Texturentwicklung bei Walzverformung eingehend analysiert, um Informationen über die ablaufenden Verformungsmechanismen in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung bzw. der daraus resultierenden Teilchenzustände zu erhalten.

In Zusammenarbeit mit der Ecole des Mines de St. Etienne sollten diese Texturergebnisse außerdem mit den mechanischen Eigenschaften des Materials korreliert werden. Dazu soll der jeweilige R-Wert des Materials sowohl experimentell bestimmt als auch theoretisch aus den Texturdaten berechnet werden, um so den Einfluß der Textur auf die mechanische Anisotropie zu studieren (vergl. /215/). Im Endeffekt soll damit einerseits versucht werden, eine Methode zur Vorhersage der mechanischen Eigenschaften von stark texturierten Materialien wie Al-Li-Legierungen zu entwickeln. Andererseits sollen die mechanischen Eigenschaften durch eine entsprechende Beeinflussung der entstehenden Texturen optimiert werden.
Da diese Untersuchungen jedoch noch nicht abgeschlossen sind, ist dieser Teil der vorliegenden Arbeit auf die Texturentwicklung der einzelnen Modell-Legierungen beschränkt. Dabei soll im folgenden zweiten Abschnitt kurz der Einfluß der untersuchten Legierungselemente Li, Cu und Zr auf das Verformungsverhalten von Al diskutiert werden.
Im dritten Abschnitt werden die an den drei verschiedenen Legierungen durchgeführten Kalt- und Warmwalzexperimente beschrieben und im vierten Abschnitt diskutiert.

IV.2 Verformungsmechanismen in Al-Li-Legierungen

IV.2-1 Binäre Al-Li-Legierungen

Bei dem System Al-Li handelt es sich bis 50 At% Li um ein einfaches eutektisches System zwischen dem α-Al-Mischkristall und der krz δ-Phase AlLi (Abb.1a). Werden Al-Li-Legierungen mit einem Li-Gehalt größer als 5 At% ($\approx$1.35 Masse%) aus dem Einphasengebiet abgeschreckt und anschließend bei Temperaturen bis ~200°C ausgelagert, so scheiden sich jedoch keine δ-Teilchen aus /199/. Statt dessen beobachtet man eine große Anzahl kugelförmiger metastabiler, kohärenter Teilchen der Phase δ' (Al_3Li), die sich durch homogene Keimbildung bilden. Diese δ'-Teilchen sind geordnet und weisen eine $L1_2$-Struktur auf. Eine Ausscheidung von δ'-Teilchen aus der übersättigten Lösung ist ab 2 At% Li schon während des Abschreckens von der Homogenisierungstemperatur nicht zu unterdrücken /78,199,200,201/.
Ein besonderes Merkmal der δ'-Teilchen ist ihre ausgezeichnete Kohärenz zur Al-Matrix. Die Fehlpassung zwischen den δ'-Teilchen und der Matrix beträgt weniger als 0.2% /78/, was dazu führt, daß sowohl die Kohärenzspannungen um die Teilchen als auch die Grenzflächenenergie zwischen den Teilchen und der Matrix äußerst gering sind. Damit beruht die festigkeitsteigernde Wirkung dieser δ'-Teilchen wie die der γ'-Teilchen in den Nickelbasis-Superlegierungen im wesentlichen auf der Ordnung dieser Teilchen /189, 201,202/. Aufgrund der geringen Kohärenzspannungen kann ihr Radius von weniger als 10Å unmittelbar nach dem Abschrecken bis zu einer Größe von 3000Å (=0.3μm) anwachsen, ohne daß die Kohärenz mit der Al-Matrix verlorengeht /189/. Das Wachstum der Ausscheidungen ist diffusionsgesteuert und erfolgt nach einem $t^{1/3}$-Gesetz (Lifshitz-Wagner Kinetik) /78,192,193,199,201/.

Bei der Kaltauslagerung von Al-Li-Legierungen bilden sich bereits nach relativ kurzer Zeit ausscheidungsfreie Bereiche entlang der Korngrenzen (PFZ) /72/. Es handelt sich hierbei um Zonen, in denen keine Ausscheidung der festigkeitssteigernden δ'-Teilchen stattfindet. Das Wachstum der ausscheidungsfreien Zonen wird durch die Diffusion des Lithiums aus der Matrix in die Korngrenzen gesteuert. Dadurch sind diese Gebiete an Legierungsatomen und meist auch an Leerstellen verarmt. Sie sind im Vergleich zur

benachbarten Matrix sehr weich und verformen sich besonders leicht /72,77,189/.

Neben ihrer stark festigkeitssteigernden Wirkung (z.B. Abb.1b) sind die δ'-Teilchen vor allem bei der plastischen Verformung binärer Al-Li-Legierungen von entscheidender Bedeutung. In diesen Legierungen wird im ausgehärteten Zustand eine lokale Entfestigung durch eine intensive planare Gleitung hervorgerufen /72,77, 189,192,193/. Da in kohärenten Teilchen die Gleitebenen von Matrix und Teilchen übereinstimmen, können die Teilchen während der Verformung von Versetzungen geschnitten werden /72/. Die Wanderung einer Versetzung durch eine geordnete Struktur erzeugt jedoch eine Antiphasengrenze, wozu eine zusätzliche Energie, die Antiphasengrenzenergie, aufgebracht werden muß /70-72,76,77/. Erst eine nachfolgende Versetzung kann diese Antiphasengrenze wieder aufheben. Da die Wiederherstellung der Ordnung im Teilchen durch die zweite Versetzung mit einem Energiegewinn verbunden ist, übt die erste Versetzung auf die ihr nachfolgende eine anziehende Kraft aus. Dies führt dazu, daß in kaltausgehärteten Al-Li-Legierungen die Versetzungen immer paarweise als sogenannte Superversetzungen auf den Gleitebenen angeordnet sind.
Wenn zwei Versetzungen ein solches geordnetes Teilchen durchlaufen haben, ist die ursprüngliche Ordnung zwar wiederhergestellt, das Teilchen ist aber um zwei Burgersvektoren abgeschert worden. Dadurch ist der wirksame Teilchenquerschnitt vermindert worden, und dieses Partikel kann von weiteren (Doppel-)Versetzungen auf derselben Gleitebene leichter geschnitten werden. Dies führt zu einer Entfestigung der Gleitebene und somit einer Verminderung des Widerstands für eine weitere Versetzungsbewegung auf dieser Ebene und letztlich zu einer planaren Gleitung, d.h. zu einer Konzentration der Versetzungsbewegung auf wenige Gleitebenen. Das Ausmaß der planaren Gleitung wächst dabei mit der Größe und dem Volumenanteil der δ'-Teilchen an /189,192/.
In Materialien mit geordneten Teilchen ist diese Planarität der Gleitung viel ausgeprägter als in anderen Legierungen mit kohärenten, aber nicht geordneten Teilchen /73-75/. Da sich die Versetzungen in Al-Li wie oben diskutiert als Paarversetzungen bewegen, ist das Quergleiten einzelner Versetzungen erheblich erschwert, was zu einer homogeneren Gleitverteilung führen würde. Eine Quergleitung von Versetzungen um die Teilchen wird auch

wegen der äußerst geringen Kohärenzspannungen um die δ'-Teilchen nicht beobachtet /189,192/.

Obwohl noch keine grundlegenden Untersuchungen darüber vorliegen, wird diese lokalisierte Gleitung für die Bildung der Scherbänder verantwortlich gemacht, die in Al-Legierungen mit schneidbaren Teilchen und besonders in Al-Li-Legierungen oftmals beobachtet wurde (vergl. Teil I). Durch die intensive planare Gleitung kommt es zu einem starken Aufstau von Versetzungen an den Korngrenzen, was mit einer hohen Spannungskonzentration verbunden ist. Durch diese Spannungsüberhöhung können in den Nachbarkörnern dann Scherbänder ausgelöst werden, die das Gefüge unter Winkeln von 35° zur WR durchschneiden.

Untersuchungen von Starke und Sanders /192/ zeigen, daß die Gleitverteilung in diesen Legierungen auch eine entscheidende Rolle für die Rißbildung und speziell die Rißeinleitung spielt. Durch die intensive planare Gleitung und nachfolgende Scherbandbildung kommt es zu großen lokalen Abscherungen der Korngrenzen. Solche Absätze an den Korngrenzen können als Rißkeime wirken. Bei geringen Auslagerungszeiten breiten sich die Risse hauptsächlich entlang der intensiven Gleitbänder aus (Gleitbandbrüche, /203/). Der Bruch erfolgt dann transgranular. Bei längeren Auslagerungszeiten nimmt die Größe und damit auch die Bedeutung der ausscheidungsfreien Bereiche (PFZ) zu. Die plastische Zone an der Rißspitze ist nur auf die ausscheidungsfreien Bereiche beschränkt, und es findet eine duktile Rißausbreitung entlang dieser Zonen statt /72/. Der Bruch erfolgt dann schon nach geringen Dehnungen intergranular /204/.
Aufgrund dieser Mechanismen weisen binäre Al-Li-Legierungen nur geringe Duktilitätswerte und Bruchzähigkeiten auf /204/ und können daher keine kommerzielle Anwendung finden.

IV.2-2 Al-Li-Legierungen mit Kupfer

In technischen Al-Li-Legierungen werden hauptsächlich legierungstechnische Maßnahmen ergriffen, um die Duktilitätsprobleme zu vermindern. So enthalten alle heute untersuchten Al-Li-Legierungen Cu als wesentliches Legierungselement (Tab.1). Bei der Legierung 2090 und bei der von Pechiney in Frankreich favorisierten

Legierung 2091 ist Cu sogar das Hauptlegierungselement.
Cu führt in ternären Al-Li-Cu-Legierungen zu der Bildung der T_1-Phase Al_2CuLi /205/ bzw. der T_2-Phase Al_6CuLi_3, wobei letztere durch ihre fünfzählige Symmetrie bekannt ist. Diese Ausscheidungen sind im Gegensatz zu den δ'-Teilchen nicht schneidbar und müssen somit von den Versetzungen umgangen werden. Damit führen sie zu einer homogeneren Gleitverteilung und verhindern so die Bildung grober Gleitbänder.
Es ist allerdings noch umstritten /77,202,206/, ob die T_1-Teilchen ebenfalls zu einer effektiven Verformungshomogenisierung führen, da die plattenförmigen, extrem dünnen /205/ T_1-Teilchen unter dem Einfluß der Versetzungen leicht zerbrechen und somit keinen großen behindernden Einfluß auf die Versetzungsbewegung ausüben können.
Daher wird in technische Legierungen meistens Mg zulegiert (bis auf 2090, s. Tab.1), wodurch sich zusätzlich die stabileren S- (oder S'-) Phasen Al_2CuMg bilden. Abhängig von der genauen Legierungszusammensetzung kann die Bildung der S-Teilchen die Ausscheidung der T-Phasen gänzlich unterdrücken /77,191/. Bei einem Cu-Gehalt von 1.2% bilden sich ab 0.7%Mg keine T-Phasen mehr, was der Linie der von anderen Herstellern (ALCAN, ALCOA) favorisierten Legierungen 8090 bzw. 8091 entspricht (Tab.1).

IV.2-3 Al-Li-Legierungen mit Zirkon

Eine weitere übliche Maßnahme zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften von Al-Li-Legierungen (und anderer hochfester Al-Legierungen) ist die Verringerung der Korngröße durch Zugabe von begrenzt löslichen, langsam diffundierenden Elementen wie Cr, Mn bzw. heute vor allem von Zr, das in allen modernen Al-Li-Legierungen in der Größenordnung 0.1% zulegiert wird (Tab.1).
Durch die Verringerung der Korngröße wird die Zahl der Versetzungen, die sich auf einer Gleitebene an den Korngrenzen aufstauen können, verringert. Entsprechend kleiner ist damit die Spannungskonzentration an der Korngrenze und damit die Neigung zu Scherband- bzw. Rißbildung.
Diese Elemente sollen eine feine Dispersion intermetallischer Phasen bilden, die Rekristallisation und Kornwachstum weitgehend unterdrücken /207/, da wandernde Korngrenzen beim Losreißen von den Teilchen die zusätzliche Grenzflächenenergie aufbringen müs-

sen (Zener-drag /150/). Zr eignet sich dazu besonders gut, da sich die β'-Al_3Zr-Teilchen bei sehr hohen Temperaturen bilden und daher sehr stabil sind /207/. Das bedeutet, daß sie auch bei Wärmebehandlungen des Materials nicht wieder aufgelöst werden und so ihre Wirkung verlieren können. Außerdem neigt die β'-Phase nicht zu Vergröberung, was ebenfalls die rekristallisationshemmende Wirkung abschwächen würde. Dies wird auf die sehr geringe Grenzflächenenergie zwischen der β'-Phase und der Al-Matrix zurückgeführt /207/.
Ein weiterer Punkt, der die starke Haftwirkung der Korngrenzen an den Al_3Zr-Teilchen verursacht, ist die Kohärenz dieser Teilchen. Das führt dazu, daß die Korngrenzen beim Losreißen von den Teilchen außer der Energie der neuen Grenzflächen auch die zusätzliche Energie zum Schaffen einer inkohärenten Grenzfläche der β'-Phase aufbringen müssen /208/. Dies führt zu einer besonders effektiven Behinderung der Korngrenzenbewegung.

Trotz dieser legierungstechnischen Maßnahmen liegen die Duktilitätswerte technischer Al-Li-Legierungen im allgemeinen unter denen anderer Legierungen auf Al-Basis. Viele Bestrebungen laufen deshalb heute dahin, durch den gezielten Einsatz einer thermomechanischen Behandlung eine weitere Verbesserung der mechanischen Eigenschaften zu erreichen /72,77,209/. Um sogenannte "schadenstolerante" Werkstoffe zu entwickeln, werden heute die Zr-Gehalte etwas reduziert (0.06%), um so eine Rekristallisation der Bleche zu ermöglichen, was zu verbesserten Duktilitätseigenschaften führt /209/.

IV.3 Experimentelle Verfahren

IV.3-1 Probenvorbereitung

Als Ausgangsmaterial standen 3 Legierungen zur Verfügung:
1. die binäre Legierung **A**: Al-2.3%Li,
2. die ternäre Legierung **B**: Al-2.3%Li-0.1%Zr, sowie
3. die quaternäre Legierung **C**: Al-2.3%Li-1.2%Cu-0.1%Zr,

(genaue Analysen s. Tab.2).
Das Vormaterial wurde beim Centre de Recherches de Voreppe (CRV) der Firma Pechiney, Frankreich im Strangguß vergossen und an-

schließend heiß zu Platten mit der Dicke 13mm sowie der Breite 100mm stranggepreßt. An Proben dieses Ausgangsmaterials wurden die folgenden Untersuchungen durchgeführt:

1. Kaltwalzen
Das Kaltwalzen wurde auf einem Duo-Walzgerüst mit Walzen des Durchmessers 250mm durchgeführt. Die Proben wurden homogen ($l_d/D \geq 1$ /155/) reversierend kaltgewalzt, bei Walzgraden von 50%, 70%, 85% und 92% wurden jeweils Proben für die weiteren Untersuchungen entnommen. Im folgenden werden die kaltgewalzten Proben mit dem entsprechenden Buchstaben der Legierung und dem Kaltwalzgrad benannt, also z.B. C70%.

2. Warmwalzen:
Die Proben wurden einsinnig, also nicht reversierend, in einer Serie von mehreren Glüh- und Verformungsschritten beim CRV warmgewalzt. Sie wurden dabei im Ofen auf 430°C aufgeheizt. Beim Eintritt in die Walzen betrug die Temperatur noch 420°C, beim Walzen fiel sie dann bis auf 250°C ab. Der Walzplan sah wie folgt aus (mit jeweiligen Wiederaufheizen):
13 mm → 10 mm → 7 mm → 4 mm → 2 mm → 1 mm
Bei 4mm (70%), 2mm (85%) und 1mm (92%) wurden jeweils Proben für die weiteren Untersuchungen entnommen. Im folgenden werden diese Proben nach Legierung und Probendicke bezeichnet, z.B. B2 für Legierung B, auf 2mm warmgewalzt.

3. Auslagern
Ein Teil der warmgewalzten Proben wurde einer anschließenden Glühbehandlung unterworfen, die im wesentlichen der üblichen Aushärtbehandlung technischer Legierungen entspricht. Das Material wurde dazu 1h bei 550°C lösungsgeglüht, in Wasser abgeschreckt und dann 36h (Legierung A) bzw. 24h (Legierung B und C) bei 150°C ausgelagert. Damit ist Legierung A ungefähr an ihrem Härtemaximum (peak aged, siehe Pfeile in Abb.2), während Legierungen B und C noch etwas unter ihrem Härtemaximum sind (underaged, Abb.2). Zur Kennzeichnung des ausgehärteten Probenzustands wird im folgenden an die Bezeichnung der entsprechenden warmgewalzten Proben ein X angehängt, z.B. A4X.

IV.3-2 Untersuchungsverfahren

Zur Texturmessung werden vier unvollständige Polfiguren ({111}, {002},{022},{113}) mittels eines automatischen Röntgentexturgoniometers /28/ gemessen. Die OVF wird daraus nach der Reihenentwicklungsmethode /29/ berechnet und nach der Methode von Lücke et al. /32,33/ bezüglich des sogenannten "Geisterfehlers" korrigiert. (Details der OVF-Analyse siehe z.B. /6/ bzw. Teil I.).
Zusätzlich wurden übliche metallkundliche Untersuchungsverfahren wie Metallographie und Härtemessungen durchgeführt, um die jeweils vorliegenden Probenzustände zu charakterisieren.

IV.4 Ergebnisse und Diskussion

IV.4-1 Untersuchungen des Ausgangsmaterials

Der Ausgangszustand aller drei Ausgangslegierungen wurde gründlich untersucht. Hierzu standen von jeder Legierung Proben des Ausgangsmaterials mit den Abmessungen $100 \times 30 \times 13 mm^3$ zur Verfügung. Zur Charakterisierung des Ausgangsgefüges wurden die Proben nach der üblichen metallographischen Vorbehandlung anodisch oxidiert und in polarisiertem Licht untersucht (Abb.3-5).
Außerdem wurden Proben der drei Legierungen im REM untersucht (Abb.6). Dabei können Teilchen mit einer Größe über ~0.1μm beobachtet und mittels EDX (Energie-dispersive Röntgenanalyse) auch qualitativ analysiert werden. Der aufgrund der Vorbehandlung der Legierungen im Ausgangszustand zu erwartende große Volumenanteil an δ'-Teilchen sowie die Al_3Zr-Teilchen in den Zr-haltigen Legierungen B und C konnten somit nicht nachgewiesen werden.
Beim Warmwalzen werden sich die δ'-Teilchen sehr schnell wieder auflösen, während die Al_3Zr-Phase wahrscheinlich stabil bleibt (s. IV.2-1 und IV.2-3).

Da von technischen Al-Li-Legierungen bekannt ist, daß sie starke Texturgradienten über die Blechdicke und evtl. auch über Breite und Länge des Bleches aufweisen können, wurde die Textur des Ausgangsmaterials gründlich untersucht. Einige stichprobenhafte Untersuchungen über die Länge der Strangpreßbarren zeigten dabei keinerlei systematische Texturvariationen.

Zur Untersuchung des Dicken- und Breiten-Einflusses wurden aus dem Ausgangsmaterial jeweils an mehreren Stellen Texturproben entnommen. Damit konnten die Texturänderungen über die Breite sowie über die Dicke des Blechs bestimmt werden. Als Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Abb.7-9 für die drei Legierungen die {111}-Polfiguren und die OVFs der jeweils im inneren und im äußeren Teil der Preßbarren über die gesamte Probendicke gemittelten Textur abgebildet. Die Variation der Textur über die Schichtdicke in der Barrenmitte wird in Abb.10 in Form der Skelettlinien für die drei Legierungen gezeigt. Dabei bezeichnet der Parameter s die jeweilig untersuchte Schichtdicke, s=0 enspricht der Probenmitte, s=1 der Oberfläche. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sollen nun im einzelnen diskutiert werden:

IV.4-1.1 Legierung A

Das Ausgangsgefüge der binären Legierung A (Al-2.3%Li) war teilrekristallisiert mit systematischen Unterschieden über die Blechdicke (Abb.3). In der Mitte (s=0) beobachtet man eine verformte Struktur mit langen flachen Körnern, dazwischen sind einige rekristallisierte Körner zu sehen. Ab ca. s=0.25 sind auch die langgestreckten Walzkörner zum Teil schon rekristallisiert, ab s=0.4 sind praktisch alle Walzkörner rekristallisiert, die alten Walzkorngrenzen sind allerdings noch sichtbar. In diesem Bereich sind einige sehr große (>100μm) Körner zu finden, die wohl durch Sekundärrekristallisation über mehrere ehemalige Walzbänder hinausgewachsen sind. Unmittelbar unter der Probenoberfläche findet man eine Zone mit stetiger Kornvergrößerung, was wohl durch eine Li-Verarmung an der Oberfläche während der verschiedenen Glühbehandlungen hervorgerufen worden ist.
Die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen zeigen ein Gefüge mit rekristallisierten Körnern, auf den Korngrenzen treten einige Teilchen auf, die laut EDX-Analyse Fe enthalten (Abb.6a). Es handelt sich wohl um die Al_3Fe-Phase, die sich aus den Verunreinigungen der Legierung gebildet hat (s. Tab.2).

Im inneren Teil des Preßbarrens der Legierung A wird eine typische kfz-Walztextur (plane strain) mit einer starken Ms-Lage gefunden (Abb.7a). Weiterhin treten noch geringe Belegungen von Orientierungen mit <100> parallel WR auf.

Auch in der Probenmitte wird eine solche recht ausgeprägte Ms-Lage beobachtet (Abb.10a, s=0). Weiter nach oben findet man eine weitere Verstärkung der Ms-Lage (Abb.10a, s>0), die <100>-Faser verschwindet bis auf geringe Belegungen der Goss-Lage.
Obwohl die Mikrostruktur einen großen Anteil an rekristallisiertem Gefüge aufweist (Abb.3), besteht die Textur doch im wesentlichen aus der Ms-Lage, also einer typischen Walzlage. Diese Ms-Lage ist die typische Ausgangsorientierung aller hochfesten Al-Legierungen nach dem Warmwalzen, ihre genauen Bildungsmechanismen sind allerdings noch nicht bekannt. Es könnte sich dabei um eine bevorzugte Rekristallisation der anderen Walzlagen, Cu- und S-Lage bei der Warmumformung handeln, die aufgrund ihrer höheren gespeicherten Versetzungsenergie /210/ eher zum Rekristallisieren neigen. Die Ms-Lage bliebe dann länger erhalten und würde durch die Weiterverformung der rekristallisierten ehemaligen Cu- und S-Lagen-Bereiche weiter verstärkt.
Dabei handelt es sich wohl nicht um eine dynamische Rekristallisation, also eine Rekristallisation während des Umformvorgangs, sondern aufgrund der hohen SFE von Al wahrscheinlicher um eine statische Rekristallisation, die zwischen den einzelnen bzw. nach dem letzten Umformschritt stattfindet /211/.

Im äußeren Teil der Probe findet man Fasertexturen mit zwei mehr oder weniger vollständig belegten Fasern, nämlich mit <111> bzw. <100> in Preßrichtung bzw. der späteren WR (Abb.7b). Dabei ist die <111>-Faser deutlich stärker ausgeprägt.
Dieser Texturunterschied zwischen dem inneren und dem äußeren Teil der Ausgangsproben kann durch den unterschiedlichen Spannungszustand während des Strangpressens erklärt werden /16/. Aufgrund des Materialflusses liegt im Barreninneren ein ebener Spannungszustand (plane strain) vor, der dem Spannungszustand beim Walzen entspricht. Daher sind auch die entstehenden Texturen prinzipiell mit Walztexturen vergleichbar (Abb.7a). Im äußeren Teil der Proben herrscht ein axialsymmetrischer Spannungszustand, dementsprechend beobachtet man hier auch Texturen, die solchen ähnlich sind, die nach Verformung in einachsigen Versuchen (Zugversuch, Sprangpressen von runden Proben) auftreten /1,16,212/ (Abb.7b).

IV.4-1.2 Legierung B

Die Mikrostruktur-Untersuchungen der ternären Legierung B (Al-2.3%Li-0-1%Zr) zeigen ein recht grobkörniges, stark verformtes Ausgangsgefüge (Abb.4). Über die Blechdicke werden dabei keine systematischen Unterschiede beobachtet. Wie bei Legierung A findet man auch hier bei REM-Untersuchungen einige größere Fe-reiche Teilchen auf den Korngrenzen (Abb.6b).
Die Proben zeigen aufgrund ihrer recht großen Ausgangskorngröße unsystematische Texturen über die Blechdicke. Auch hier findet man im mittleren Teil des Strangpreßbarrens plane strain Texturen mit einer relativ gleichmäßig belegten β-Faser (Abb.8,10b). In der Probenmitte tritt eine starken Goss/Ms-Lage (s=0) bzw. Ms-Lage (s=0.3) auf (Abb.10b). Unmittelbar unter der Oberfläche bei s=0.95 ist die gesamte Walztextur stark (>10°) um die QR gekippt. Dies ist wahrscheinlich auf einen gleichermaßen gekippten Spannungszustand durch Reibungseinflüsse beim (einsinnigen!) Strangpressen zurückzuführen.
Im äußeren Teil des Barrens wird wie bei Legierung A eine Fasertextur beobachtet, die <100>-Faser ist hier jedoch nur sehr schwach belegt (Abb.8b).

IV.4-1.3 Legierung C

Die Proben der ternären Legierung C (Al-2.3%Li-1.2%Cu-0.1%Zr) zeigen wie die der Serie B eine Verformungsstruktur mit groben Verformungsbändern (Abb.5). Neben größeren Fe-haltigen Teilchen auf den Korngrenzen wie in Legierung A und B beobachtet man hier zusätzlich eine große Anzahl kleinerer (<1μm) fein verteilter Teilchen in der Matrix (Abb.6c). Eine EDX-Analyse ergab, daß sie Al und Cu enthalten. Da Li bei dieser Analysenmethode nicht nachweisbar ist, kann nicht unterschieden werden, ob es sich dabei um die Θ-(Al_2Cu) oder eine der T-(AlCuLi)-Phasen handelt.
Die Texturen sind vergleichbar denen der Legierung B. Im mittleren Teil des Barrens findet man eine relativ homogene β-Faser-Belegung (Abb.9a,10c). Bei s=0 ist dabei die Cu-Lage, bei s=0.5 die S- und bei s=0.95 die Ms-Lage die stärkste Lage (Abb.10c). Diese Unterschiede sind wohl im wesentlichen auf eine mangelnde Statistik durch die grobe Ausgangsstruktur zurückzuführen. Auch bei Legierung C findet man bei s=0.95 wieder die QR-Verkippung

der Textur (Abb.10c).
Im äußeren Teil des Barrens wird eine Fasertextur mit den beiden mehr oder weniger belegten <111>- und <100>-Fasern gefunden (Abb.9b).

IV.4-2 Kaltwalzexperimente

Aufgrund der Ergebnisse der Ausgangsmaterialien treten bei der Auswertung der Texturen nach den anschließenden Verformungsbehandlungen zwei grundsätzliche Probleme auf: 1. die recht grobkörnige Ausgangsstruktur nach dem Strangpressen zumindest bei den Legierungen B und C; und 2. der starke Texturgradient über der Blechdicke. Um repräsentative Texturergebnisse zu erhalten, wurden eine Vielzahl von Reproduzierbarkeitsmessungen durchgeführt. Dabei ergab sich folgendes:
Bei den grobkörnigen Strukturen der Proben B und C werden beim Messen der Polfiguren nur recht wenig verschiedene Körner vom Röntgenstrahl durchdrungen und gelangen so zur Auswertung.
Eine geringfügige Verbesserung kann dabei (vor allem bei höheren Walzgraden) durch ein leicht schräges Anschleifen (~0.5°) der Proben erreicht werden. Dabei wird die Anzahl der vom Röntgenstrahl erfaßten Körner vergrößert. Natürlich dürfen die Proben nicht zu stark schräg angeschliffen werden, da erstens Fehler bei der Auswertung entstehen und zweitens bei dünnen Proben andere, z.B. oberflächennähere Probenbereiche mitgemessen würden.
Bei den sehr groben Ausgangsstrukturen der Proben B und C reichte dieses schräge Anschleifen jedoch noch nicht aus, um eine wesentliche Verbesserung der Resultate zu erzielen. Daher wurden zwei oder, wenn nötig besonders bei niedrigeren Walzgraden, noch mehr Proben gemessen, um die Meßfläche zu vergrößern. Die Meßergebnisse wurden addiert und die OVFs dann aus den so gemittelten Polfiguren errechnet. Mit diesem Verfahren konnte bei der Texturentwicklung der Proben B und C ein klares Bild erreicht werden.
Wie oben beschrieben, zeigt das Ausgangsmaterial eine starke Streuung der Ausgangstextur über die Blechdicke. Ähnliche Untersuchungen in Abhängigkeit der Schichtdicke wie in Abschnitt IV.4-1 wurden exemplarisch auch an zwei Walzproben, nämlich bei den Proben C4 und A70%, durchgeführt.
Dazu wurde die Textur in verschiedenen Schichten in der Mitte der Probe C4 bestimmt, außerdem wurden drei weitere Messungen an

verschiedenen Stellen integrierend über die gesamte Probendicke durchgeführt (s. Abb.11a). Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Abb.11b,c zusammengefaßt. Alle Texturen zeigen eine typische kfz-Walztextur, auch die Intensitätsverteilung entlang der β-Faser ist bei allen Proben sehr ähnlich (Abb.11b,c). Nur die Proben, die unter der Oberfläche entnommen wurden (bei s=0.95 und weniger ausgeprägt noch bei s=0.75), zeigen geringfügig andere Kurvenverläufe. Bei den Proben B und C ist der Einfluß des Ausgangstexturgradienten also nicht sehr kritisch, mit zunehmendem Walzgrad wird er noch weiter reduziert.
Bei Probe A70% (Abb.12) ist die Variation der Textur über die Blechdicke allerdings deutlich stärker ausgeprägt. Dies wird wohl durch die stärkere Variation der Ausgangstextur über die Schichtdicke durch die beobachteten unterschiedlichen Rekristallisationsgrade hervorgerufen.
Aufgrund des (teil-)rekristallisierten Gefüges ist jedoch die Ausgangskorngröße wesentlich feiner, daher streuen die Texturergebnisse wesentlich weniger als bei den Proben B und C. Um nun repräsentative Aussagen über die Texturentwicklung machen zu können, muß also immer in derselben Schicht der Probe, also z.B. in der Probenmitte, gemessen werden.
Mit Hilfe dieser relativ aufwendigen Analyse-Verfahren war es schließlich möglich, ein klares Bild der Texturentwicklung der drei Legierungen beim Kalt- bzw. beim Warmwalzen zu erhalten, wie in den folgenden beiden Abschnitten beschrieben wird.

Die Texturergebnisse der Kaltwalzexperimente an den drei Legierungen A, B und C sind in Abb.13-20 zusammengefaßt, Abb.21-23 zeigen die entsprechenden Mikrogefüge. Abb.13 zeigt die {111}-Polfiguren und Abb.14-16 die entsprechenden OVFs der drei Legierungen bei den verschiedenen Walzgraden. Allgemein entwickeln alle Proben A, B und C typische kfz-Walztexturen, wobei sich die Orientierungen bevorzugt entlang der β-Faser sammeln. Dies und die bei zunehmender Verformung zunehmende Texturschärfe kann bereits deutlich an den Polfiguren (Abb.13) erkannt werden. Die detaillierteren Textureffekte, nämlich unterschiedliche Belegungen entlang dieser β-Faser, werden jedoch nur in den OVFs (Abb. 14-16) sichtbar und können am besten anhand den Skelettlinien (Abb.17-19) sowie der Mengenanteilskurven der Hauptwalzlagen (Abb.20) diskutiert werden:

IV.4-2.1 Legierung A

(Al-2.3%Li; Ausgangszustand teilrekristallisiert mit Ms-Lage)
Die sehr starke Ms-Ausgangslage nimmt bis 50% etwas ab, bei weiterer Verformung bleibt sie mehr oder weniger stabil. Statt dessen nehmen die Cu- und vor allem die S-Lage deutlich zu (Abb. 17a). Dies entspricht im wesentlichen dem nach den Taylor FC- bzw. RC-Modellen vorhergesagten Verhalten, nach denen die Ms-Lage bei Walzverformung entlang der β-Faser zur S- und letzlich auch zur Cu-Lage dreht /6,49/. Im Gegensatz zu der Verformung von Einkristallen mit freier Formänderung ist die Ms-Lage in Polykristallen also keine stabile Walzendlage. Dies ist darauf zurückzuführen, daß bei der Verformung ohne Orientierungsänderung der Ms-Lage sehr starke ε_{RT}-Scherungen auftreten würden, die sich in Polykristallen jedoch nicht frei einstellen können /6/.
Bei den Mengenanteilen dieser Proben (Abb.20a) nimmt die Ms-Lage mit zunehmender Verformung vor allem zugunsten der S-Lage systematisch ab. Dieser Unterschied zwischen Skelettlinien und Mengenanteilskurven ist darauf zurückzuführen, daß bei der Modellrechnung benötigte Zwischenlagen wie die S/Ms-Lage ~(41°,38°,79°) auf die entsprechenden Walzlagen S und Ms anteilsmäßig aufgeteilt werden. So werden bei einem Anwachsen der S-Lage zunehmend Anteile der S/Ms-Lage zur S-Lage addiert, dementsprechend erhält die Ms-Lage weniger der S/Ms-Lage zugeschlagen. Aber auch mengenanteilsmäßig bleibt die Ms-Lage mit ~20% auf einem recht hohen Wert. Dies kann evtl. auf die Bildung von Scherbändern zurückgeführt werden, wie in Teil I und II beschrieben worden ist. Scherbänder werden in geringer Anzahl bei höheren Walzgraden (ab 82%) in der Legierung A metallographisch beobachtet (Abb.21).
Die relativ geringe Neigung zur Scherbandbildung verglichen mit anderen Untersuchungen an binären Al-Li-Legierungen /213/ (s. Teil I) in der Legierung A ist auf die Ausgangstextur zurückzuführen. Die hier untersuchten Proben hatten alle eine sehr scharfe Ms-Lagen-Ausgangstextur (Abb.7a,10a, s. IV.4-1). Diese Lage neigt jedoch wesentlich weniger zur Scherbandbildung als z.B. die Cu- oder S-Lage /52,60,65/. Bei zunehmender Verformung drehen die Ms-Lagen-Bereiche wie oben beschrieben zunehmend in Richtung S-Lage (Abb.19a). Damit werden die Voraussetzungen für Scherbandbildung günstiger, was dann zu der beobachteten Scherbandbildung ab 70% Walzgrad führt (Abb.21).

IV.4-2.2 Legierung B

(Al-2.3%Li-0.1%Zr; Ausgangsmaterial mit einer groben Verformungsstruktur mit einer mehr oder weniger gleichmäßig belegten β-Faser)
Mit zunehmendem Walzgrad nimmt die gesamte β-Faser etwas unsystematisch zu (Abb.18). Dabei verstärkt sich vor allem die S-Lage, bei zunehmender Verformung beobachtet man zusätzlich eine Verschiebung des Maximums von φ_2=63°, der exakten S-Lagen-Position, nach φ_2<55°, also Richtung Cu-Lage (φ_2=45°). Nachdem die Ms-Lage von dem sehr hohen Wert der Ausgangstextur bis 50% Walzgrad deutlich abgebaut worden ist, steigt sie bei weiterer Verformung wieder systematisch an (Abb.18,20b).
Die Proben der Legierung B zeigen beim Kaltwalzen eine sehr stark ausgeprägte Scherbandbildung (Abb.22), wobei die Scherbänder bei mittleren Walzgraden die gesamte Probe durchsetzen ("sample scale", Abb.22b). Bei höheren Walzgraden scheint die Neigung zur Scherbandbildung etwas abzunehmen, die Scherbänder sind wieder auf weniger Körner begrenzt ("grain scale", Abb.22c,d).
Diese Scherbänder werden wie oben beschrieben für den Wiederanstieg der Ms-Lage über 50% Walzgrad verantwortlich gemacht, der nach Taylor-Modellen nicht zu erwarten wäre.

IV.4-2.3 Legierung C

(Al-2.3%Li-1.2%Cu-0.1%Zr; Ausgangsstruktur ähnlich B, allerdings mit vielen fein verteilten Θ- oder T_1-Ausscheidungen)
Obwohl die Ausgangstextur dieser Legierung der der Probenserie B recht ähnlich war, entwickelt sich die Walztextur viel schneller als bei B (Abb.19). Während die Ms-Lage mehr oder weniger stabil bleibt, nimmt die S-Lage bis 70% zu. Bei weiterer Verformung verschiebt sich das Texturmaximum Richtung Cu-Lage, und die Cu-Lage selbst verstärkt sich deutlich (Abb.19). In den Mengenanteilskurven zeigt sich dieser Effekt sogar in einer Abnahme der S-Lage zugunsten der Cu-Lage ab 70% Walzgrad (Abb.20c).
Diese Proben zeigen nur sehr wenige Scherbänder, was auf den schon oft beschriebenen homogenisierenden Effekt durch die größeren nicht schneidbaren Θ- oder T_1-Teilchen in dieser Legierung hinweist. Auch die beschleunigte Texturentwicklung sowie die Verstärkung der Cu-Lage ist charakteristisch für eine homogenere

Versetzungsgleitung (s. Teil I und II).
Das bedeutet, daß solche Mechanismen auch in Mg-freien Legierungen auftreten können und somit nicht nur auf die S-Phase in den Mg-haltigen Legierungen zurückzuführen ist (vergl. Abschnitt IV.2-2). Die bei höheren Walzgraden auftretenden Scherbänder weisen allerdings darauf hin, daß diese Verformungshomogenisierung hier nicht ausreichend ist.

IV.4-3 Warmwalzexperimente

Beim Warmwalzen traten größere Reproduzierbarkeitsprobleme als beim Kaltwalzen auf, daher wurden bis fünf verschiedene Proben gemessen und addiert. Dennoch konnten einige unsystematische Streuungen in den Texturen nicht hinreichend erklärt werden.
Wie bei den Kaltwalzexperimenten werden die Ergebnisse der Texturuntersuchungen der warmgewalzten Proben in Form der {111}-Polfiguren (Abb.24) und der OVFs (Abb.25-27) gezeigt und im wesentlichen anhand der Skelettlinien (Abb.28-30) und Mengenanteilskurven (Abb.31) diskutiert. Die entsprechenden Mikrogefüge sind in Abb.32-34 dargestellt.

IV.4-3.1 Legierung A

Probe A4 zeigt nach dem Warmwalzen eine sehr starke Würfellage mit starken WR-Streuungen bis zur Goss-Lage, Walztextur-Lagen sind nicht zu beobachten (Abb.24,25b,28,31a). In Probe A2 ist die Texturschärfe extrem reduziert, die Textur weist ebenfalls Würfellage mit ihren WR-Streuungen auf. Zusätzlich werden die typischen Walzlagen Cu, S und Ms gefunden (Abb.25c,28,31a). In Probe A1 ist die Texturschärfe noch weiter reduziert. Neben der Würfellage mit WR-Streuungen werden nur noch schwache Belegungen der Ms-Lage gefunden, der regellose Anteil dieser Textur ist mit 81% sehr hoch (Abb.31a).
Zusammenfassend beobachtet man starke Texturschwankungen nach jedem Warmwalzschritt der Legierung A, was gut an dem Auf und Ab des Mengenanteils der S-Lage in Abb.31a verfolgt werden kann. Die exakte Texturentwicklung ist dabei wohl stark vom genauen Warmwalz-Prozessing beeinflußt und ist nicht sehr representativ für dies Material. Die Haupteffekte sind die abnehmende Texturschärfe sowie der Wechsel von Walz- und Rekristallisationslagen.

Die Mikrostruktur der warmgewalzten Proben A (Abb.32) zeigt einen starken Gradienten über die Probendicke. Nahe der Oberfläche (s=1) beobachtet man eine verformte Struktur, während in der Probenmitte (s=0) eine rekristallisierte Struktur mit etwas langgestreckten Körnern auftritt. Dieser Gradient ist auf die unterschiedlichen Abkühlbedingungen beim Walzen innen und außen zurückzuführen. Die Probenbereiche nahe der Probenoberfläche werden schnell durch den Kontakt mit den Walzen abgekühlt, während im Probeninneren die Temperatur lange genug so hoch bleibt, daß Rekristallisation (dynamisch oder statisch unmittelbar nach dem Walzen) auftreten kann. Auch die Textur dieser äußeren Bereiche wurde analysiert (bei s=0.7), sie zeigt eine typische Schertextur mit einer 45°BN gedrehten Würfellage {001}<110> und einer schwächer belegten Z-Lage {111}<110> /130,176/ (Abb.35).

IV.4-3.2 Legierung B

Wie erwartet zeigen alle warmgewalzten Proben B eine typische Verformungsstruktur mit langen bandartigen Körnern (Abb.33). Aufgrund des Zr-Gehalts kann in dieser Legierung keine Rekristallisation stattfinden (Abschnitt IV.2-3). Im Gegensatz zu den kaltgewalzten Proben der Legierung B findet man keinerlei Anzeichen für Verformungsinhomogenitäten, da die für die Scherbandbildung verantwortlichen schneidbaren δ'-Teilchen bei der Warmwalztemperatur (~420°C) vollständig aufgelöst sind. Auch durch gelöste Fremdatome hervorgerufene Scherbänder (vergl. Teil I.3-2) würden beim Warmwalzen durch Erholungsvorgänge sofort verschwinden.
In Probe B4 wird eine Walztextur ähnlich der 70% kaltgewalzten Probe B70% gefunden, die im wesentlichen aus einer β-Faser mit einem Maximum in der S-Lage besteht (Abb.26b,29). Beim Weiterwalzen wird die Walztextur deutlich schwächer (B2, Abb.26c,29), gleichzeitig steigt der Untergrundanteil der Textur an (Abb.31b). Nur die Ms-Lage behält ihre Intensität, ihr Mengenanteil nimmt sogar etwas zu. Diese Textur war überraschenderweise ca. 10° um die QR verkippt, wie man deutlich in den Polfiguren (Abb.24) sowie in der Position der β-Faser (Abb.29b) sehen kann. Diese Verkippung wurde bei allen Reproduzierbarkeitsmessungen gefunden und ist wohl auf irgendwelche unbekannten Fehler beim Warmwalzen zurückzuführen.

Probe B1 zeigt eine ähnliche Textur wie B2, allerdings ohne die QR-Rotation. Die gesamte Intensität, besonders die der Ms-Lage, ist wesentlich höher als bei B2 (Abb.26d,29), während die Mengenanteile keine großen Unterschiede aufweisen (Abb.31b). (Eine genaue Analyse der OVFs ergibt jedoch, daß die Streubreiten der einzelnen Mengenanteile bei B2 deutlich größer sind, was diesen Unterschied zwischen den Skelettlinien und den Menenanteilskurven erklärt.)
Hier beobachtet man also wieder den starken Anstieg der Ms-Lage beim Warmwalzen, der bislang jedoch nicht erklärt werden kann. Daß hier in der Mikrostruktur keine Anzeichen für Rekristallisation gefunden werden (Abb.33), spricht gegen den oben vorgeschlagenen Mechanismus einer bevorzugten Rekristallisation von Cu- und S-Lagen-Bereichen (IV.4-1.1).

IV.4-3.3 Legierung C

Die warmgewalzten Proben der Serie C entwickeln eine recht stark ausgeprägte Walztextur mit deutlich zunehmender S- und Ms-Lage, die Cu-Lage behält ihre Intensität bei zunehmender Verformung (Abb.24,27,30,31c). Verglichen mit Serie B ist die Ms-Lage nicht so bevorzugt, was den Schluß zuläßt, daß die größeren Θ- und T_1-Ausscheidungen auch beim Warmwalzen einen homogenisierenden Effekt auf die Verformungsmechanismen haben (s. IV.4-2.3).
Auch die warmgewalzten Proben der Legierung C zeigen eine Walzstruktur ohne Verformungsinhomogenitäten und ohne Anzeichen einer Rekristallisation (Abb.34).

IV.4-4 Experimente an ausgelagerten Warmwalzproben

Die Ergebnisse der Untersuchungen an den nach dem Warmwalzen ausgelagerten Proben werden wie die der Warmwalzexperimente in Form der Polfiguren (Abb.36), OVFs (Abb.37-39), Skelettlinien (Abb.40-42) und Mikrogefüge (Abb.43-45) dargestellt.

IV.4-4.1 Legierung A

Gefügeuntersuchungen an den Proben der Legierung A (Abb.43) ergaben, daß alle Proben nach der Wärmebehandlung vollständig rekristallisiert waren. Auch die entsprechenden Texturen zeigen Wür-

fellage und andere typische Rekristallisationslagen, aber keine Walzlagen mehr (Abb.36,37,40).
Probe A4X zeigt eine sehr scharfe Würfellage mit WR-Streuungen bis zur Goss-Lage sowie eine ebenfalls recht starke Belegung bei ~(30°,30°,0°), die in etwa einer ~20°QR gedrehten Ms-Lage entspricht (Abb.36,37a,40). Die große Texturschärfe ist wohl auf Kornvergrößerungseffekte während der recht langen Homogenisierungsglühung (1h, 550°C) zurückzuführen, wie die metallographische Untersuchungen belegen (Abb.43a).
Probe A2X zeigt eine wesentlich schwächere Textur mit einer WR gedrehten Würfellage, Q-Lage und schwachen Belegungen der Ms-Lage (Abb.37b,40). Überraschenderweise liegt das Texturmaximum in der MsR-Lage, die in A1 im allgemeinen nicht beobachtet wird.
Bei A1X ist die Textur noch schwächer ausgeprägt mit Belegungen der Würfellage mit ihren WR-Streuungen, Goss-, Q- sowie R-Lage (Abb.37c,40), die MsR-Lage ist praktisch verschwunden. Die Walzlagen, die nach dem Warmwalzen in der Probe A1 und besonders in A2 noch vorhanden waren, sind also vollständig abgebaut worden.
Auch bei A2X und A1X ist das Mikrogefüge anscheinend bereits kornvergrößert (Abb.43b,c).

IV.4-4.2 Legierung B

Im Prinzip sehen die Texturen der ausgelagerten Probe B aus wie die entsprechenden Warmwalztexturen (Abb.36,38,41, vergl. Abb.24, 26,29). Sie zeigen starke Belegungen der β-Faser mit starken S- und Ms-Lagen. Auch die Gefügebilder (Abb.44) zeigen in der Probenmitte eine verformte Mikrostruktur. Die beim Warmwalzen gespeicherte Verformungsenergie ist also offensichtlich nicht hoch genug, um bei der Homogenisierungsglühung deutliche Rekristallisation hervorzurufen.
Nur bei dem höchsten untersuchten Walzgrad (92%) findet man im Gefüge erste rekristallisierte Körner, entsprechend beobachtet man in der Polfigur (Abb.36) und der OVF (Abb.38c) dieser Probe B1 einige Peaks mit gedrehten Würfellagen-Orientierungen, die in den warmgewalzten Proben nicht auftreten.

IV.4-4.3 Legierung C

Wie Legierung B zeigt auch Probe C4X eine ähnliche Textur (Abb.36,39a,42) und Mikrostruktur (Abb.45) wie die entsprechende warmgewalzte Probe C4, so daß auch hier keine Rekristallisation abzulaufen scheint.
Demgegenüber zeigen die Proben C2X und C1X deutliche Texturänderungen: Bei Probe C2X ist noch eine starke Ms-Lage vorhanden, Cu- und S-Lage sind fast vollständig verschwunden (Abb.39b,42). Bei C1X ist dann auch die Ms-Lage weitgehend verschwunden (Abb.39c, 42). Statt dessen findet man eine zunehmende Belegung der Würfellage mit WR-Streuungen (Abb.39b,c). Damit beobachtet man in dieser Legierung C also genau die oben (IV.4-1.1) erwähnte bevorzugte Rekristallisation der Cu- und der S-Lage (schon bei 85%) gegenüber der Ms-Lage (erst bei 92%).
Auch die Gefügebilder der Probenserie C zeigen einen steigenden Anteil an rekristallisiertem Gefüge (Abb.45), so daß mit zunehmender Verformung anscheinend zunehmend Probenbereiche rekristallisieren können.
Verglichen mit Legierung B zeigt Legierung C also eine wesentlich stärkere Tendenz zur Rekristallisation. Dies ist auf die nicht schneidbaren Teilchen und die damit größere gespeicherte Versetzungsenergie zurückzuführen. Damit ist die treibende Kraft in Legierung C offensichtlich schon ab 85% (C2X) groß genug für eine teilweise Rekristallisation, bei 92% (C1X) findet dann vollständige Rekristallisation statt.

IV.5 Zusammenfassung

Thema dieses Teils war die systematische Untersuchung des Einflusses der Hauptlegierungselemente Li, Cu und Zr bzw. der entsprechenden Ausscheidungszustände auf die Walztexturentwicklung von Al-Li-Legierungen. Hierzu wurden drei Modell-Legierungen Al-2.3%Li (A), Al-2.3%Li-0.1%Zr (B) sowie Al-2.3%Li-1.2%Cu-0.1%Zr (C) hergestellt und durch Kalt- bzw. Warmwalzen bis 92% umgeformt. Die warmgewalzten Proben wurden anschließend einer zusätzlichen Aushärtbehandlung unterzogen, um den Werkstoffzustand des technischen Einsatzes einzustellen.

Beim Kaltwalzen bilden sich grundsätzlich die aus Al-Legierungen bekannten Walztexturen, bei denen sich die Orientierungen entlang der typischen β-Faser sammeln. Bei der genaueren Analyse der Verteilung entlang der β-Faser beobachtet man jedoch kleinere, aber systematische Unterschiede, die auf die unterschiedlichen Ausgangstexturen und die unterschiedlichen Teilchenzustände zurückgeführt werden können:
In den Legierungen A und B sind im wesentlichen die feinen kohärenten δ'-Al_3Li-Teilchen vorhanden, bei B liegen zusätzlich noch β'-Al_3Zr-Teilchen vor. Die δ'-Teilchen können von Versetzungen geschnitten werden, was zu einer stark lokalisierten Gleitung führt. Abhängig von der Ausgangstextur bilden sich in den Proben A, die eine starke Ms-Lagen-Ausgangsorientierung aufwiesen, recht wenige Scherbänder, während in den Proben B, die vor dem Walzen eine gleichmäßig belegte β-Faser zeigten, sehr starke Scherbandbildung beobachtet wurde.
Infolge dieser unterschiedlichen Scherbandhäufigkeit beobachtet man in der Probe A eine geringfügige und in der Probe B eine deutliche Zunahme der Ms-Lage beim Kaltwalzen.
Die Legierung C enthielt aufgrund ihres Cu-Gehalts größere, nicht schneidbare Θ- oder T_1-Teilchen. Diese Teilchen müssen von den Versetzungen umgangen werden, was zu einer homogeneren Gleitverteilung führt. In den Texturen wirkt sich dies als schnellere Texturentwicklung sowie als eine Bevorzugung der Cu-Lage aus.

Beim Warmwalzen neigt die Legierung A stark zum Rekristallisieren. Nach den verschiedenen Walzstichen bilden sich unterschiedliche Anteile von Walz- und Rekristallisationslagen aus. Das auffälligste Kennzeichen bei der Texturentwicklung ist dabei die starke Abnahme der Texturschärfe mit zunehmendem Warmwalzgrad.
Die Legierungen B und C enthalten Zr als Legierungselement, dessen stark rekristallisationshemmende Wirkung bekannt ist. Entsprechend beobachtet man bei beiden Legierungen nur bei den höchsten Walzgraden einige rekristallisierte Körner. Dennoch ist die Warmwalztextur deutlich von der Kaltwalztextur verschieden. Es bildet sich eine sehr starke Ms-Lage aus, die die typische Warmwalzlage auch anderer hochfester Al-Legierungen ist. Der genaue Entstehungsmechanismus dieser Lage ist noch nicht bekannt.
Bei Legierung C ist die Tendenz zur Bildung der Ms-Lage verglichen mit B nicht ganz so ausgeprägt, was sich in einer stärkeren Cu- und vor allem S-Lage zeigt. Dies weist darauf hin, daß bei C auch beim Warmwalzen die verformungshomogenisierenden Mechanismen aufgrund der größeren Teilchen noch ablaufen können.

Ein Auslagern der warmgewalzten Proben führt bei Legierung A schon während der vorangehenden Homogenisierungsglühung zu einer starken Kornvergrößerung. Die Textur, die schon nach dem Warmwalzen vor allem aus Rekristallisationslagen bestand, verschärft sich dabei deutlich, und die letzten Walzlagen werden abgebaut.
Bei Probe B laufen während der Homogenisierung und Auslagerung praktisch keine Rekristallisationsvorgänge ab, dementsprechend bleibt auch die Textur im wesentlichen erhalten.
Bei Legierung C beobachtet man deutlich den unterschiedlichen Beginn der Rekristallisation bei den verschiedenen Walzorientierungen. Bei 70% kann noch keine Rekristallisation stattfinden, man erhält dieselbe Textur wie nach dem Warmwalzen. Bei 85% sind Cu- und S-Lage schon abgebaut, während die Ms-Lage, die die geringste Versetzungsenergie und damit die geringste treibende Kraft für Rekristallisation aufweist, noch erhalten bleibt. Bei 92% ist die treibende Kraft schließlich groß genug, um auch die Ms-Lage abzubauen.

IV.6 Tabellen

Legierung	Zusammensetzung (Masse%) Li	Cu	Mg	Zr	Dichte (g/cm^3)
2090	1.9-2.6	2.4-3.0	-	0.08-0.15	2.57
2091	1.7-2.3	1.8-2.5	1.1-1.9	0.04-0.16	2.58
8090	2.2-2.7	1.0-1.6	0.6-1.3	0.04-0.16	2.54
8091	2.4-2.8	1.6-2.2	0.5-1.2	0.04-0.16	2.55

Tab.1: Zusammensetzung und Dichte der wichtigsten technischen Al-Li-Legierungen.

Probe	Li	Cu	Mg	Zr	Fe	Si	Ti
A	2.3	<100ppm	/	/	242ppm	58ppm	87ppm
B	2.2	/	/	0.10	<0.02	<0.02	<0.02
C	2.2	1.2	/	0.09	<0.02	<0.02	<0.02

Tab.2: Zusammensetzung (in Masse%) der untersuchten Al-Li-Legierungen.

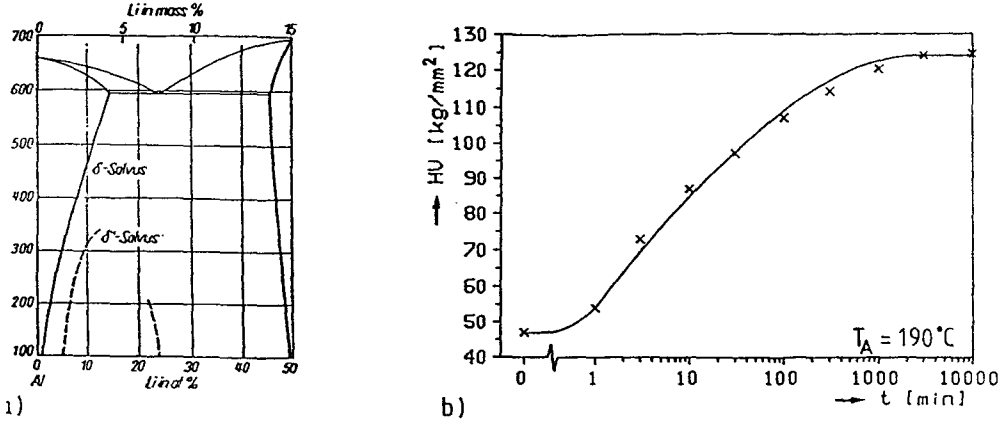


Abb.1: a) Zustandsdiagramm Al-Li /188/, b) Aushärtekurve einer binären Legierung Al-2.3%Li bei 190°C.

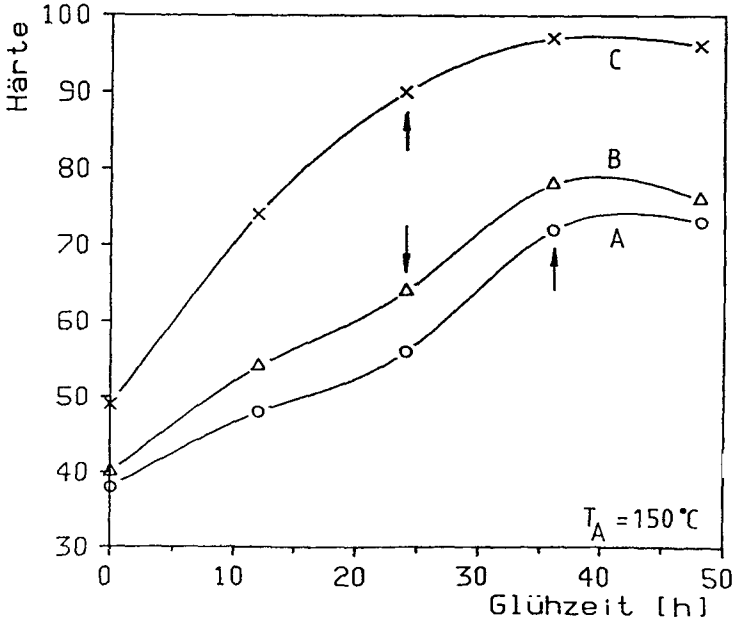


Abb.2: Aushärtekurve der Legierungen A, B und C bei 150°C.

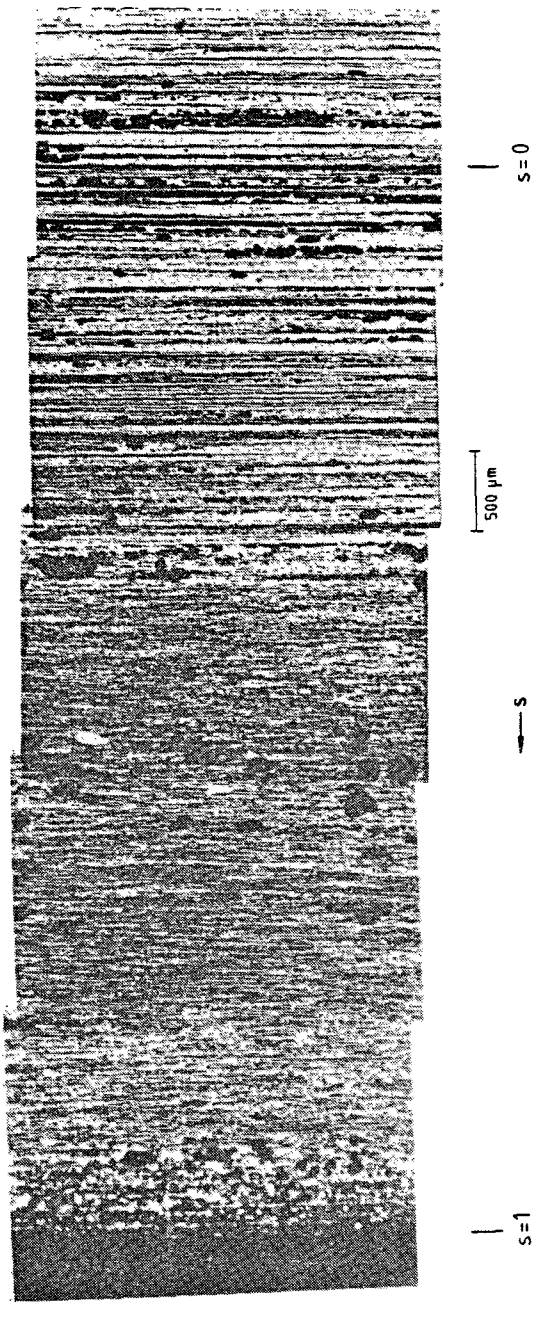


Abb.3: Mikrostruktur der Legierung A im Ausgangszustand (anodisch oxidiert, 50x).

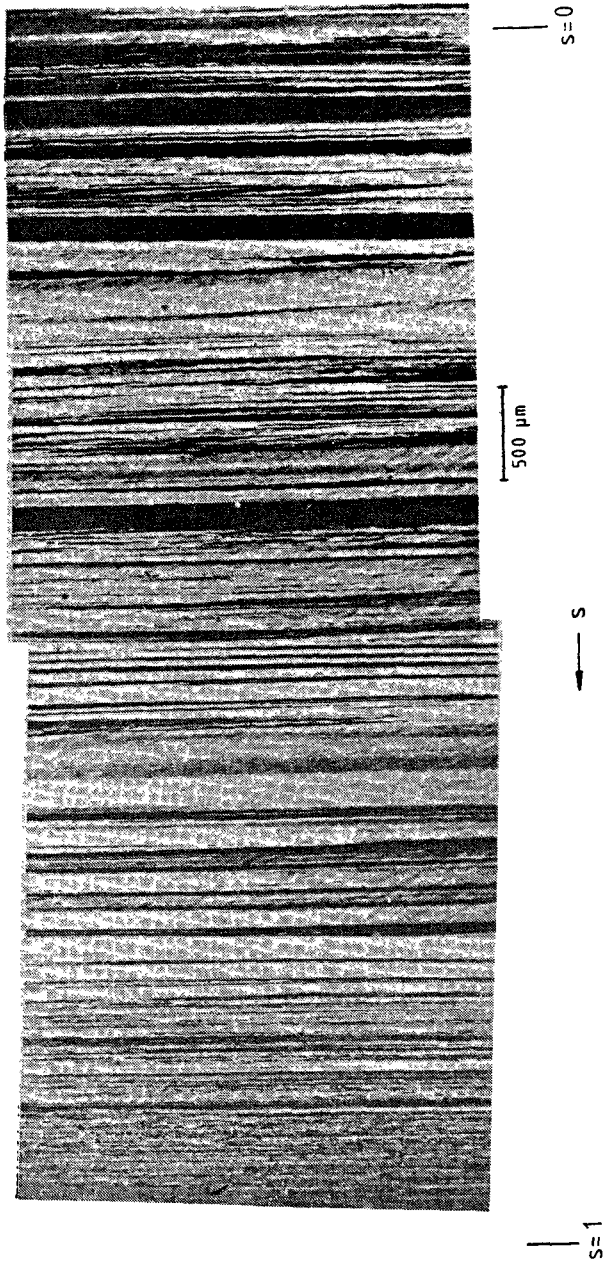


Abb.4: Mikrostruktur der Legierung B im Ausgangszustand (anodisch oxidiert, 50x).

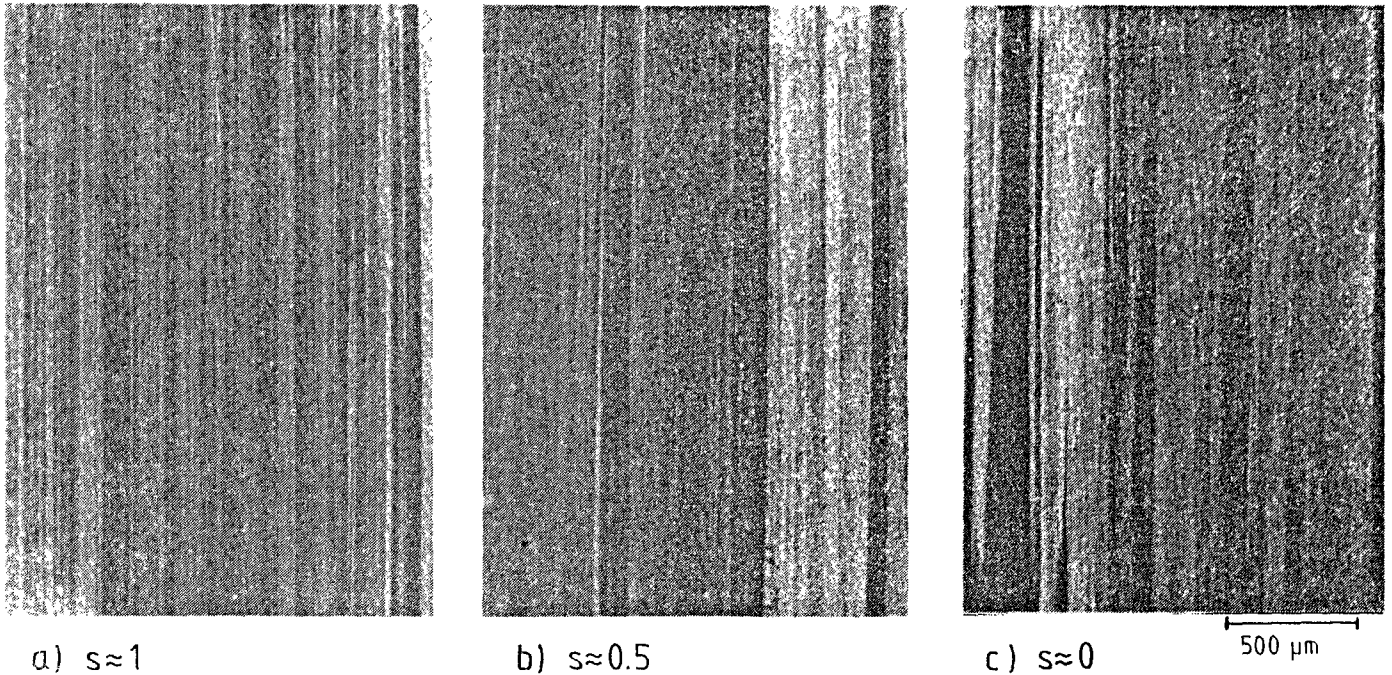


Abb.5: Mikrostruktur der Legierung C im Ausgangszustand (anodisch oxidiert, 50x).

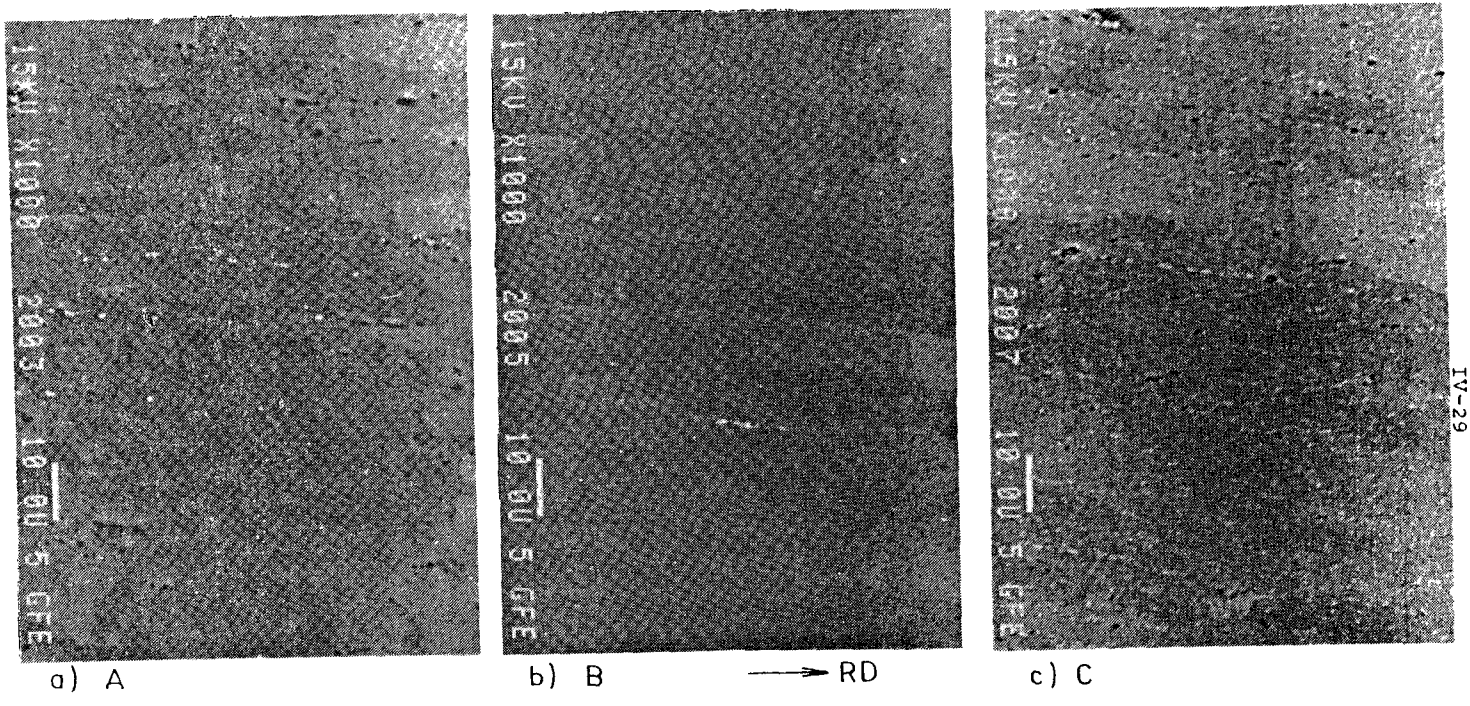
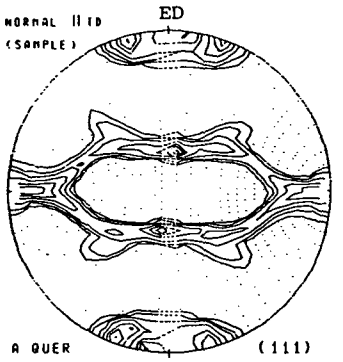
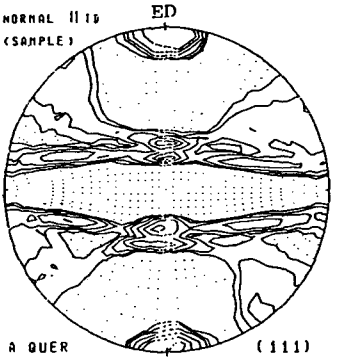
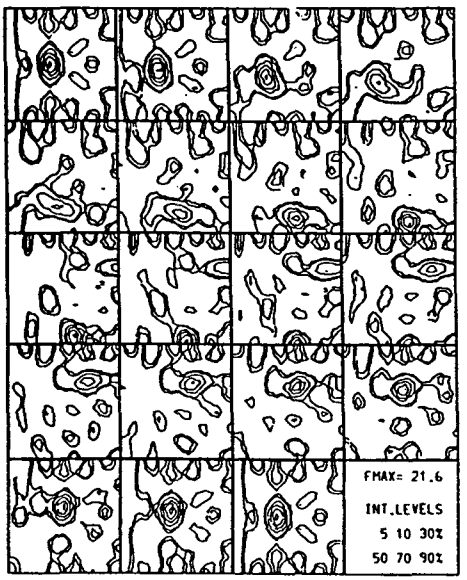


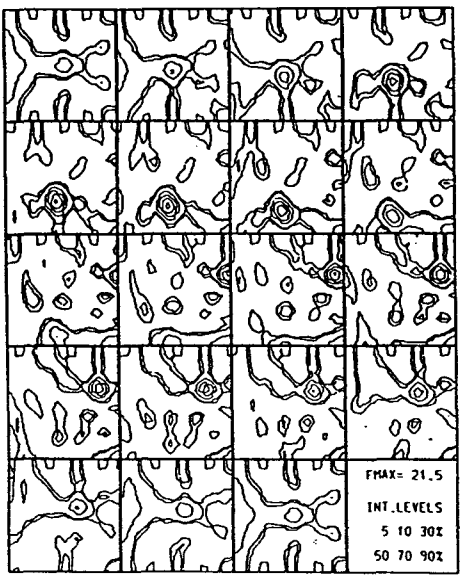
Abb.6: Ausscheidungszustand der Legierungen a) A, b) B und c) C im Ausgangszustand (REM, el. poliert, 1000x).





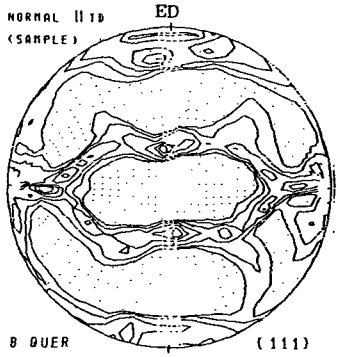


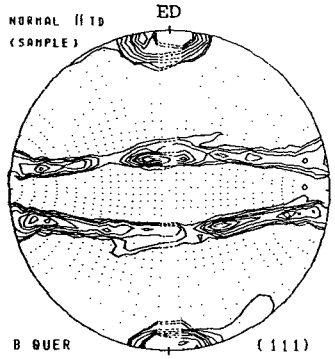
a) innerer Teil

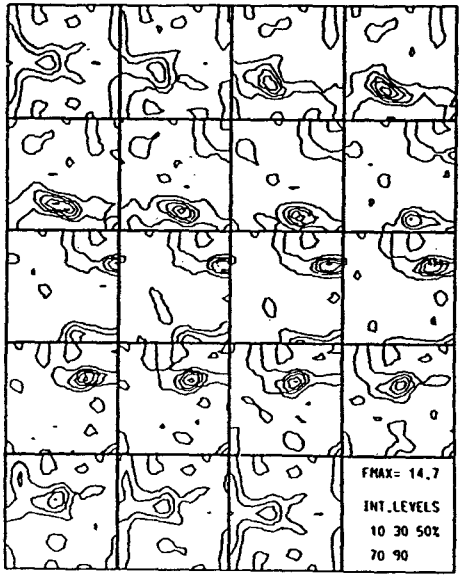


b) äußerer Teil

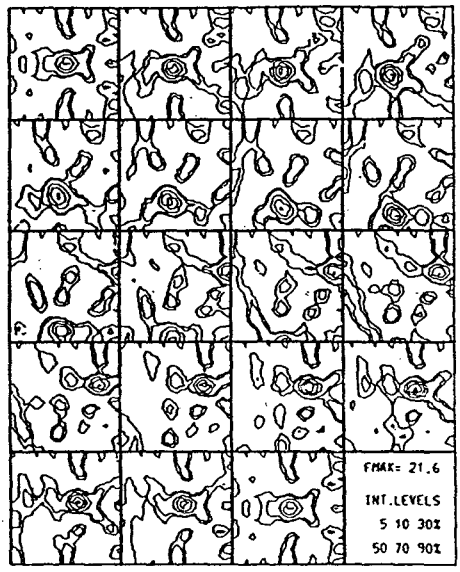
Abb.7: {111}-Polfiguren und FUNE-OVFs der Legierung A im Ausgangszustan
a) im inneren und b) im äußeren Teil des Preßbarrens.





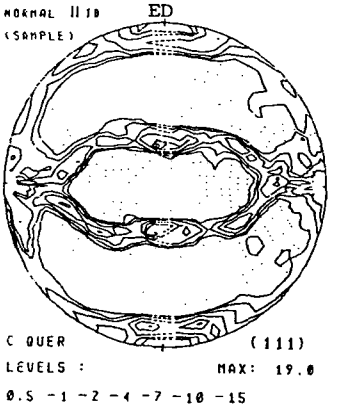


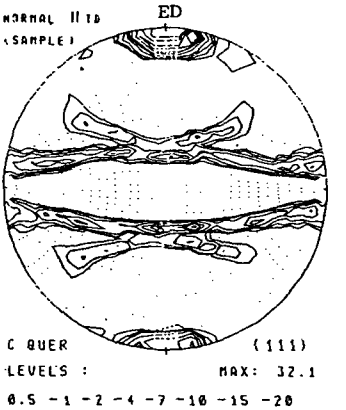
a) innerer Teil

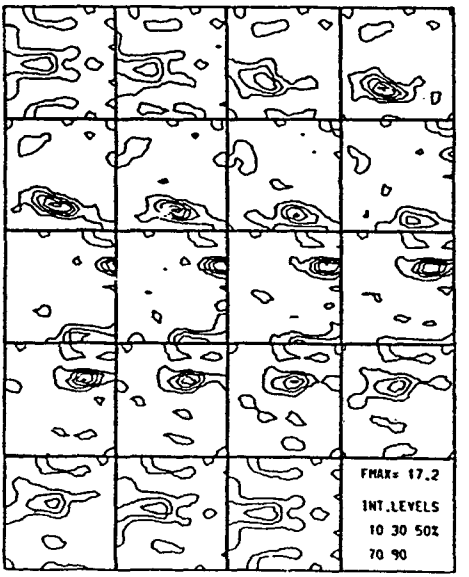


b) äußerer Teil

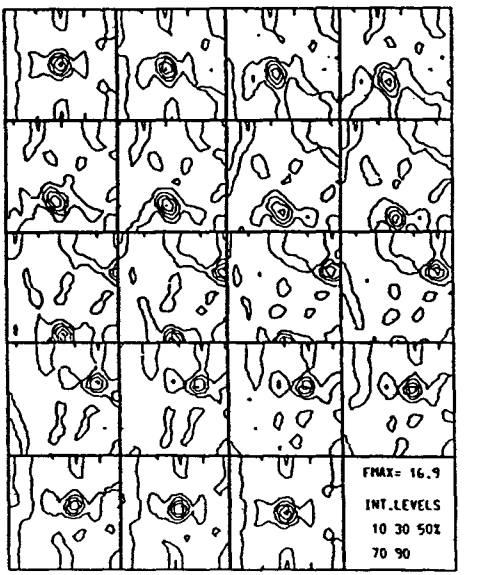
Abb.8: {111}-Polfiguren und *FUNE*-OVFs der Legierung B im Ausgangszustand a) im inneren und b) im äußeren Teil des Preßbarrens.







a) innerer Teil



b) äußerer Teil

Abb.9: (111)-Polfiguren und FUNE-OVFs der Legierung C im Ausgangszustand a) im inneren und b) im äußeren Teil des Preßbarrens.

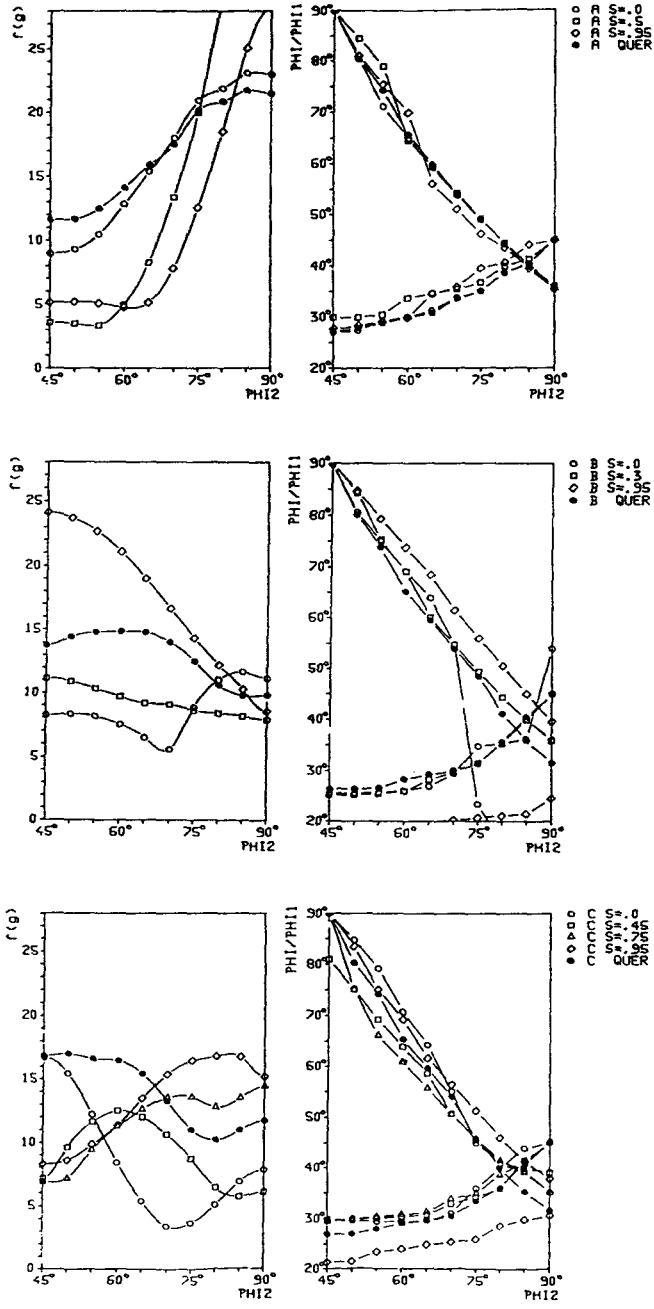
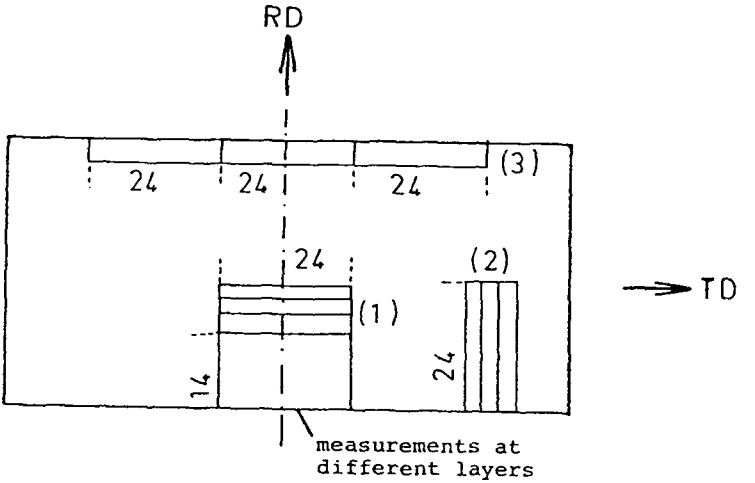


Abb.10: β-Fasern und Position der β-Fasern in Abhängigkeit der Schichtdicke der Legierungen a) A, b) B und c) C im Ausgangszustand, (volle Symbole: gemittelt über die gesamte Probendicke).



a) Plan of sample sectioning for reproducibility measurements of the hot rolled sample C4

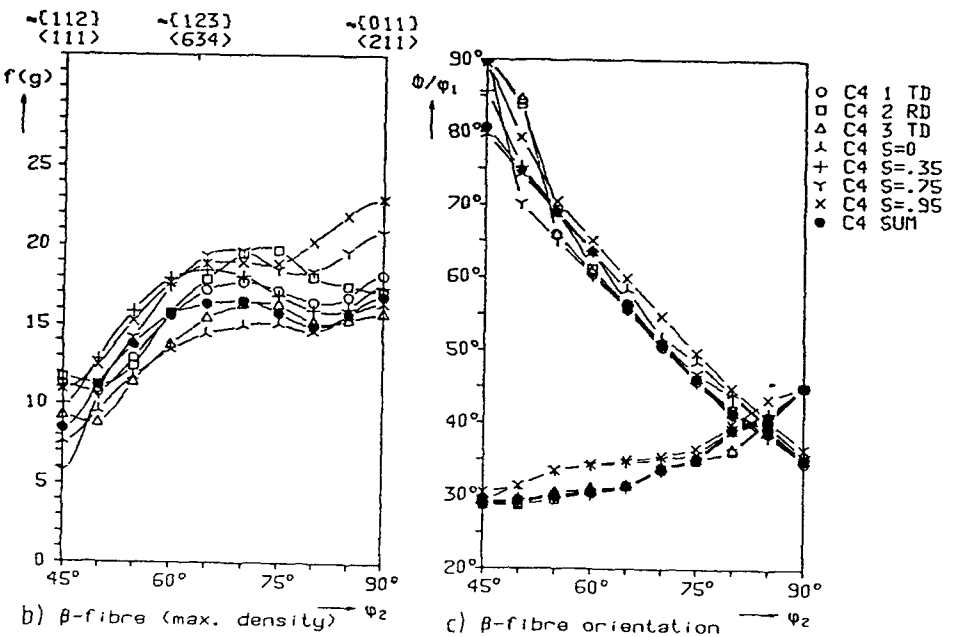
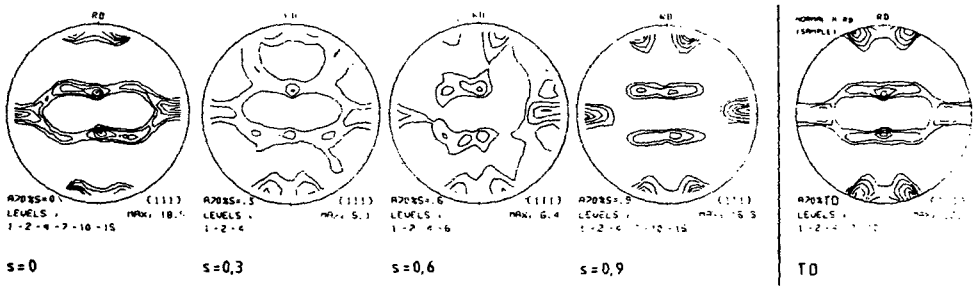


Abb.11: Reproduzierbarkeitsmessungen der Probe C4, a) Schema zur Probenentnahme, b) β-Fasern und c) Position der β-Fasern.



a) pole figures

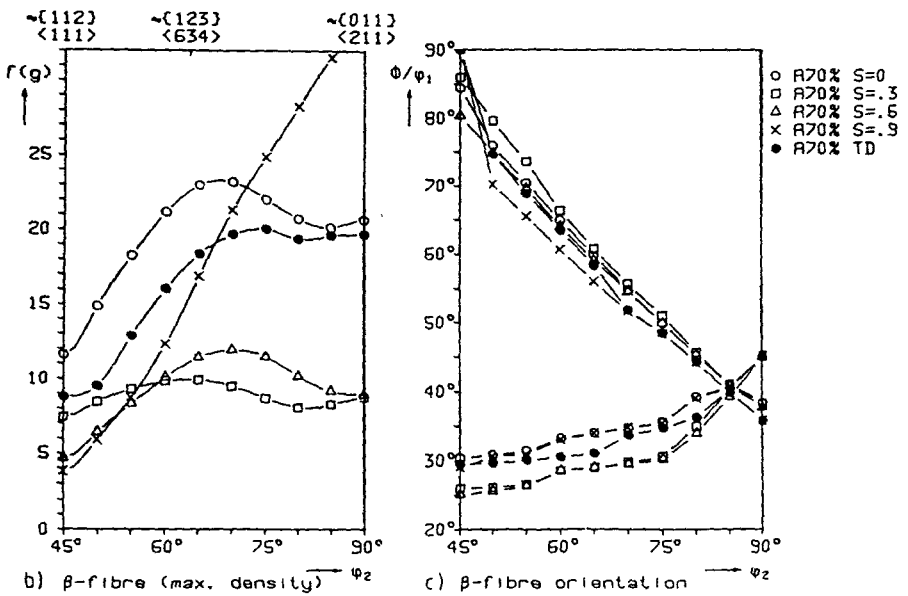


Abb.12: Reproduzierbarkeitsmessungen der Probe A70% bei verschiedenen Schichtdicken, a) (111)-Polfiguren, b) β-Fasern und c) Position der β-Fasern.

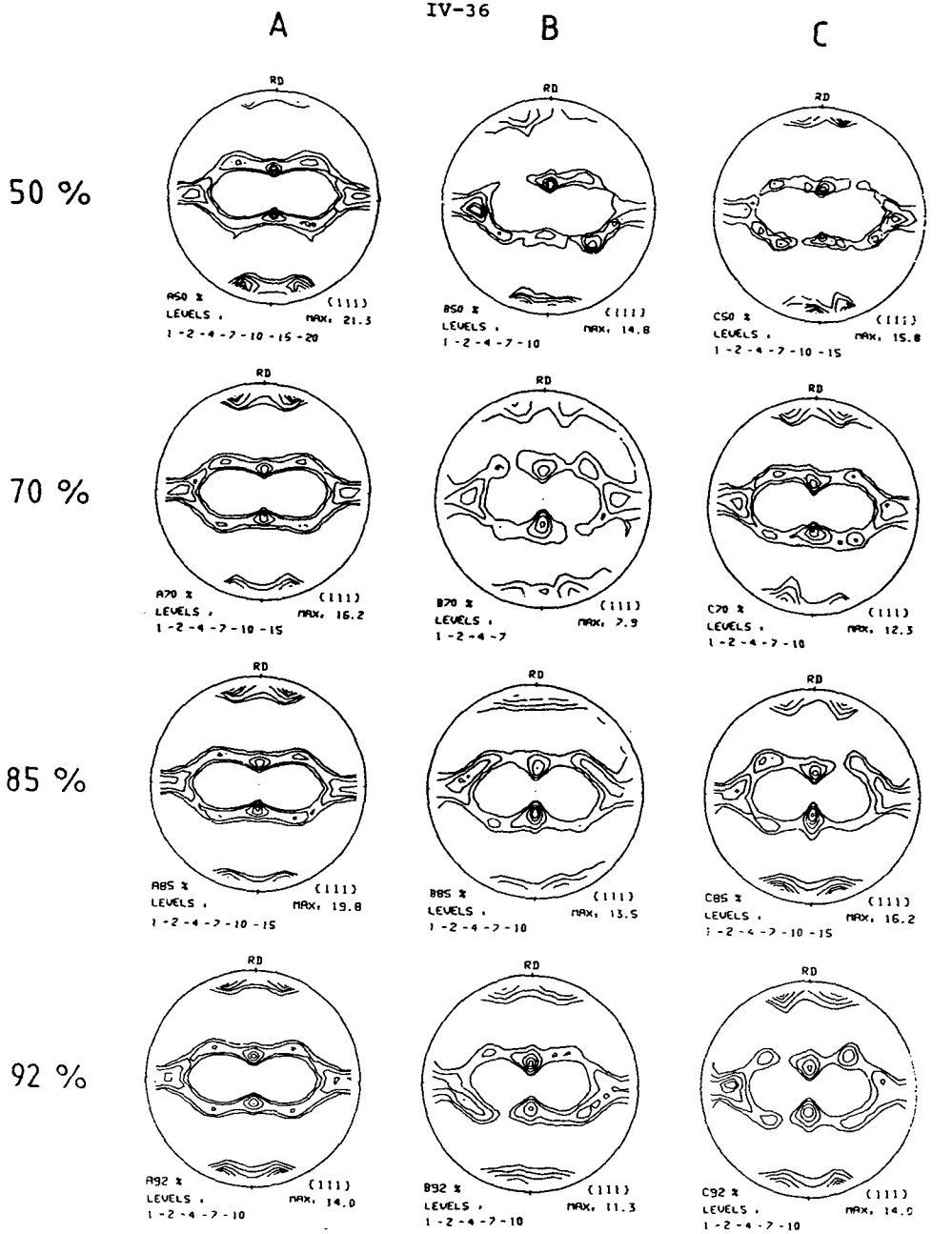
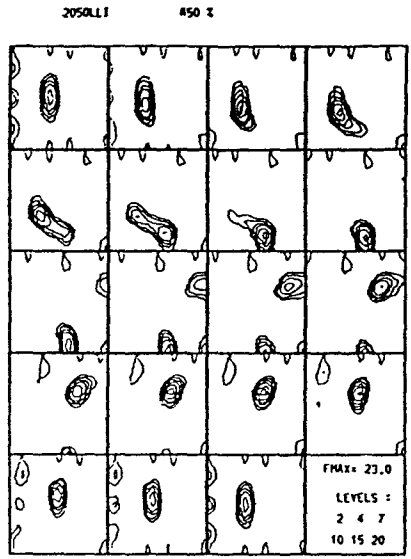
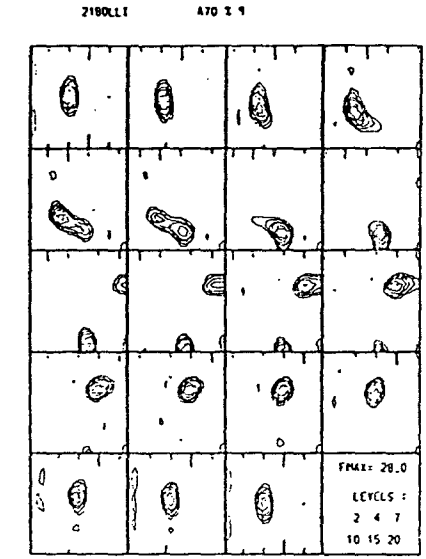


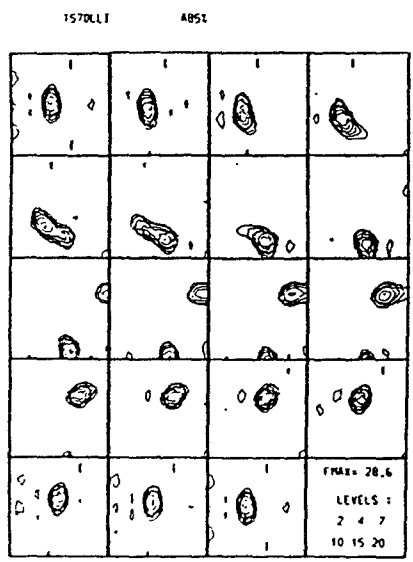
Abb.13: {111}-Polfiguren der kaltgewalzten Proben der Legierungen A, B und C in Abhängigkeit vom Walzgrad.



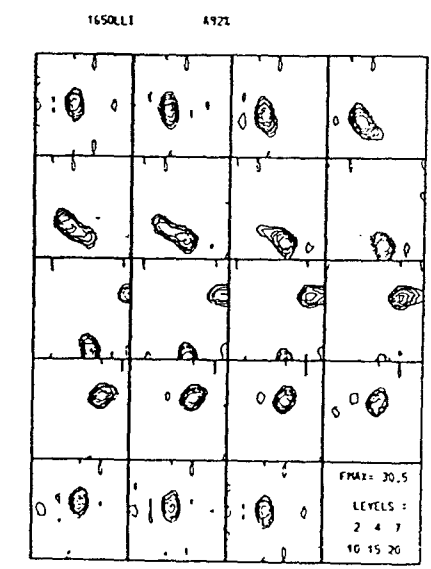
a) A50 %



b) A70 %

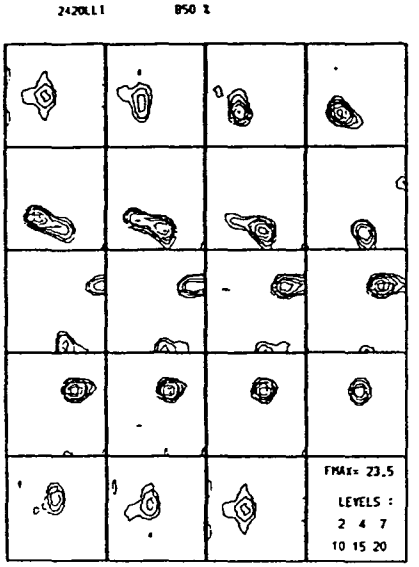


c) A85 %

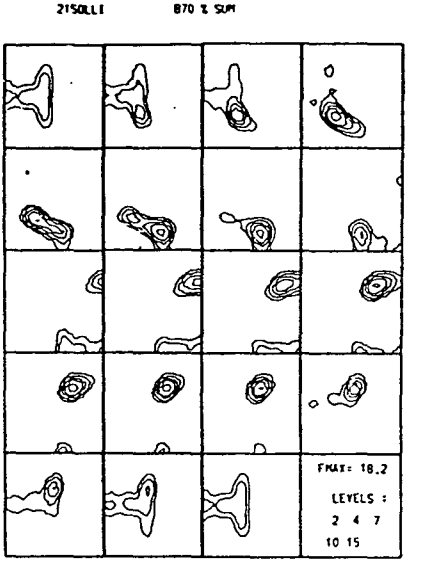


d) A92 %

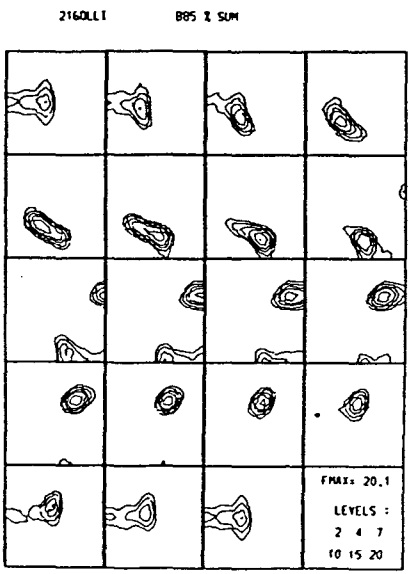
Abb.14: TRUE-OVFs der kaltgewalzten Proben der Legierung A.



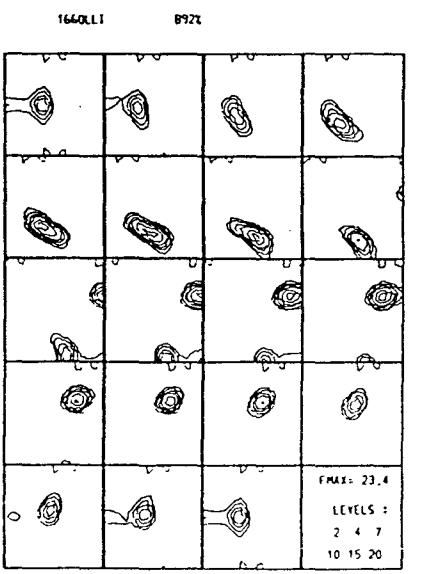
a) B50 %



b) B70 %

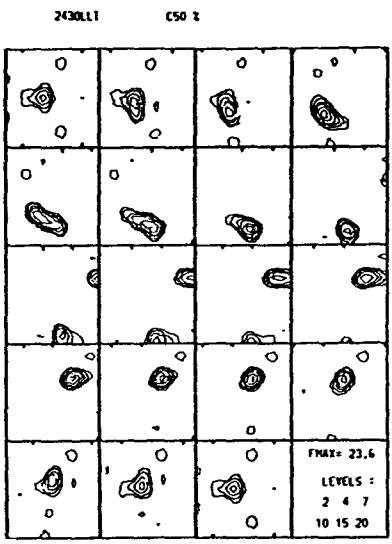


c) B85 %

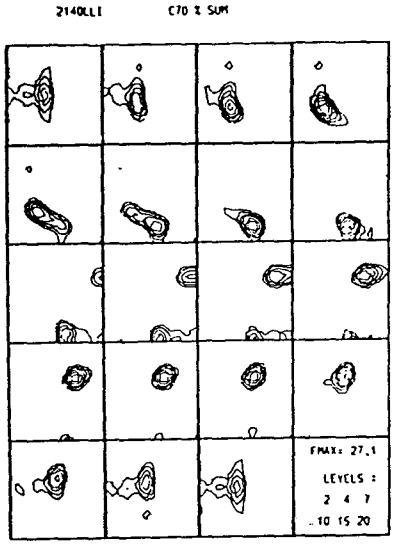


d) B92 %

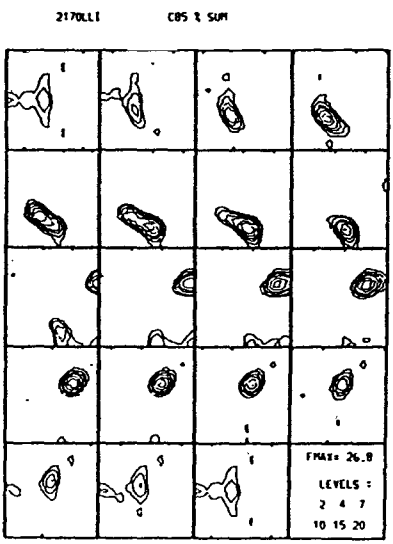
Abb.15: TRUE-OVFs der kaltgewalzten Proben der Legierung B.



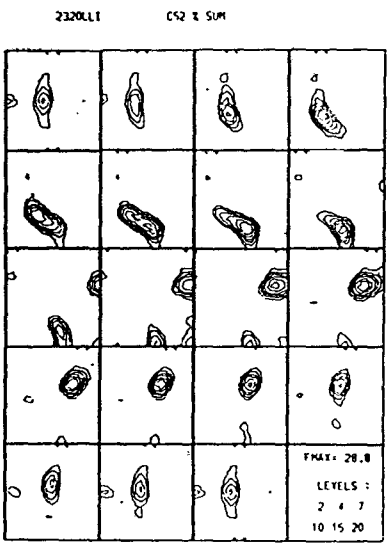
a) C 50 %



b) C 70 %



c) C 85 %



d) C 92 %

Abb.16: TRUE-OVFs der kaltgewalzten Proben der Legierung C.

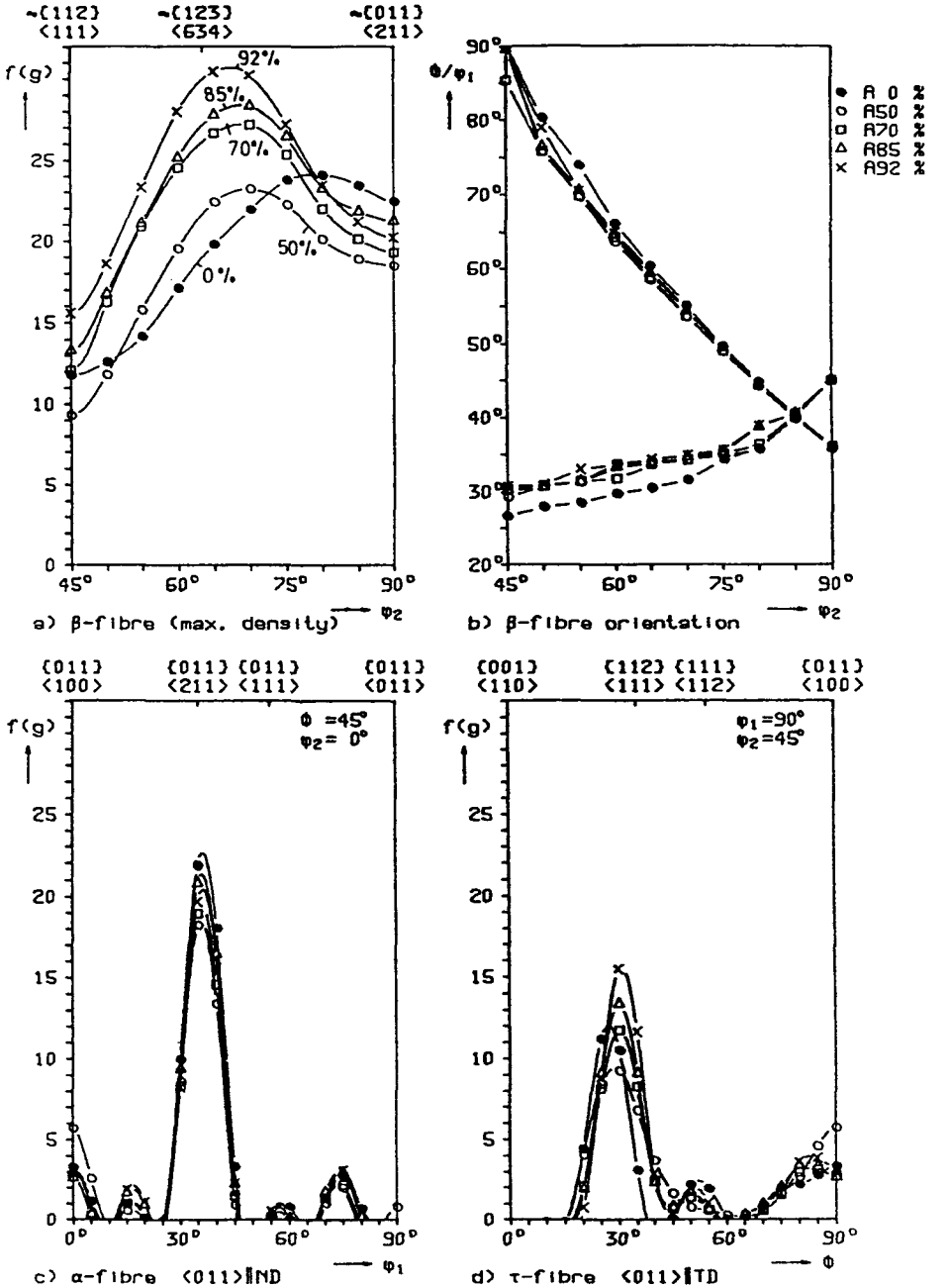


Abb.17: Skelettlinien der kaltgewalzten Proben der Legierung A in Abhängigkeit vom Walzgrad.

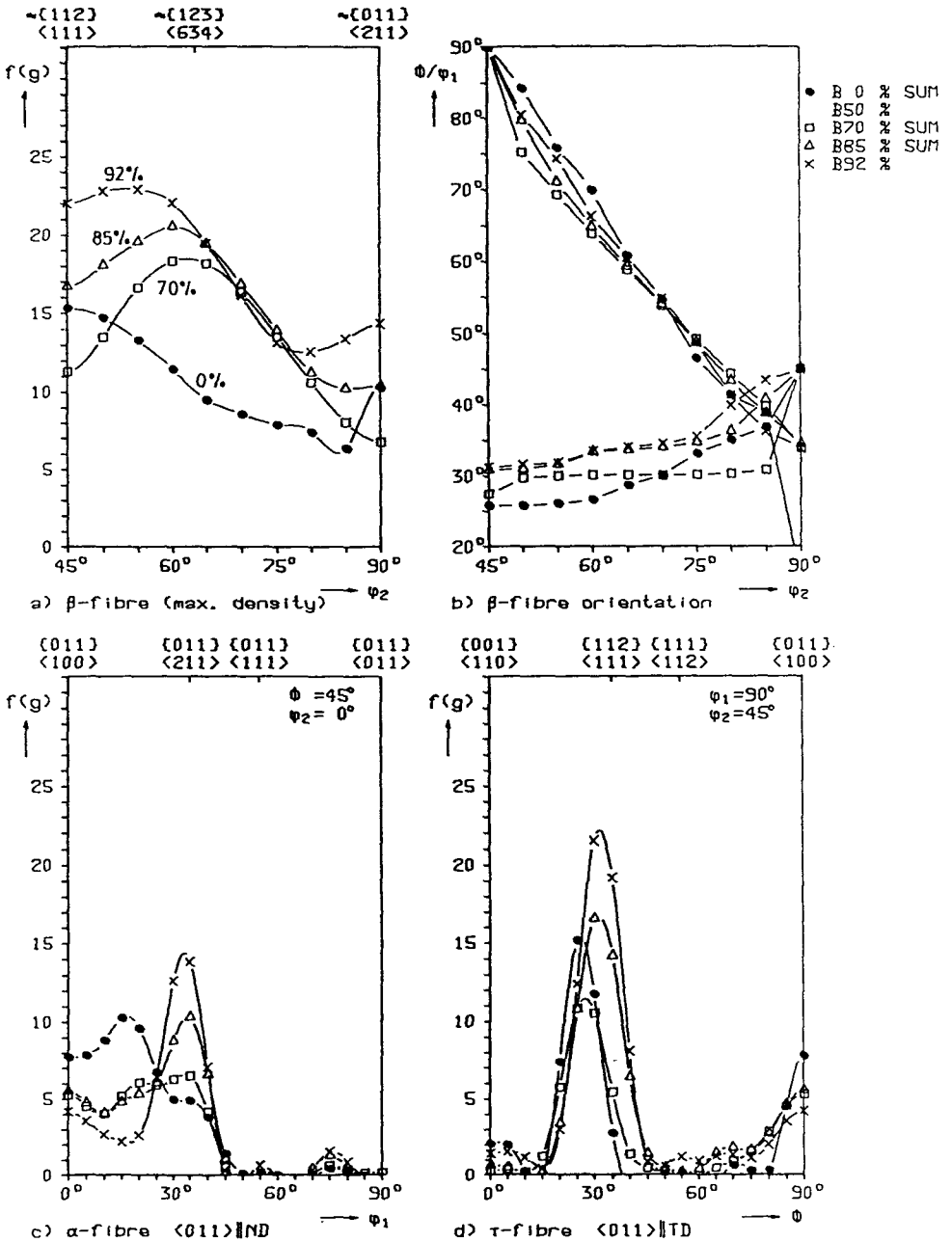


Abb.18: Skelettlinien der kaltgewalzten Proben der Legierung B in Abhängigkeit vom Walzgrad.

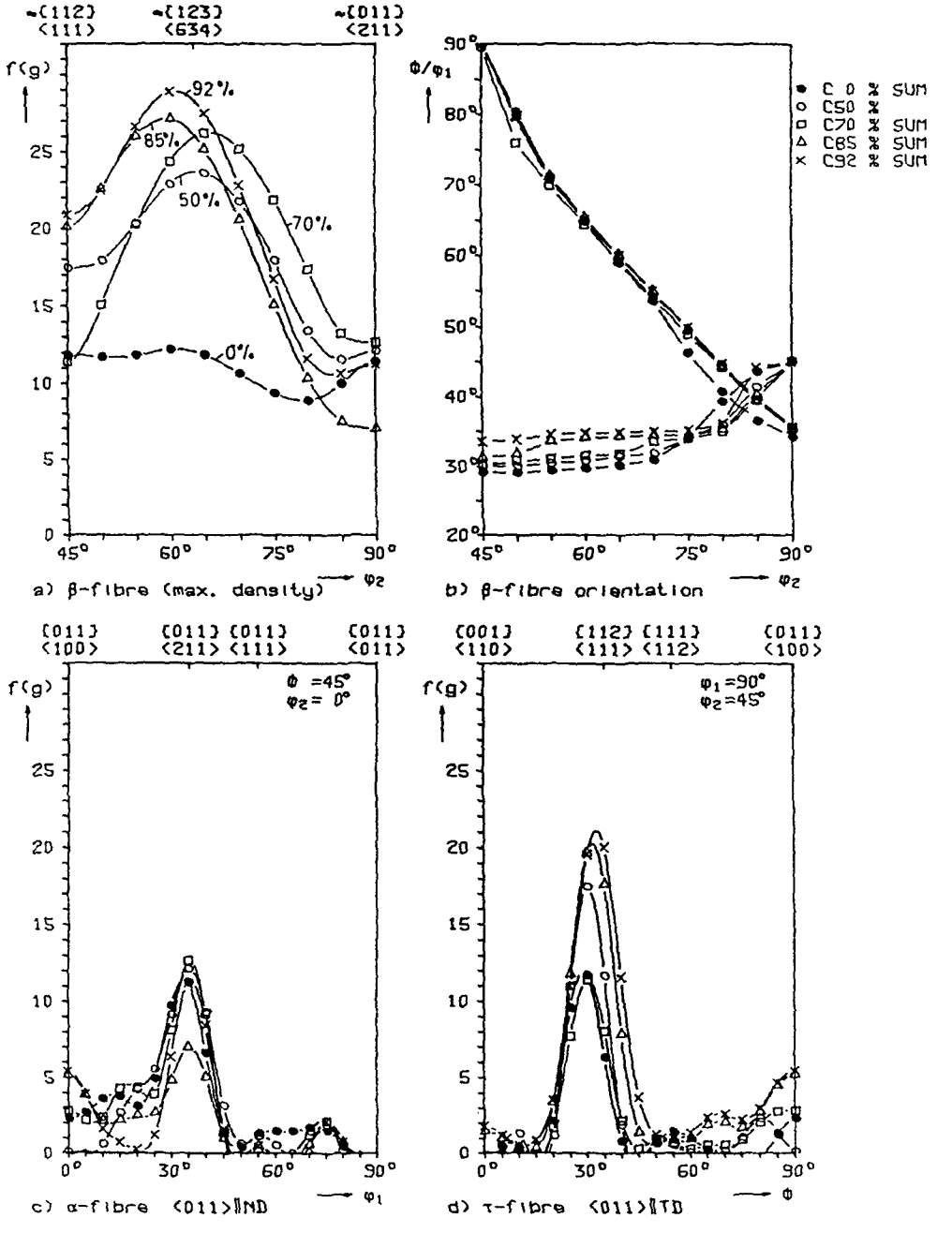


Abb.19: Skelettlinien der kaltgewalzten Proben der Legierung C in Abhängigkeit vom Walzgrad.

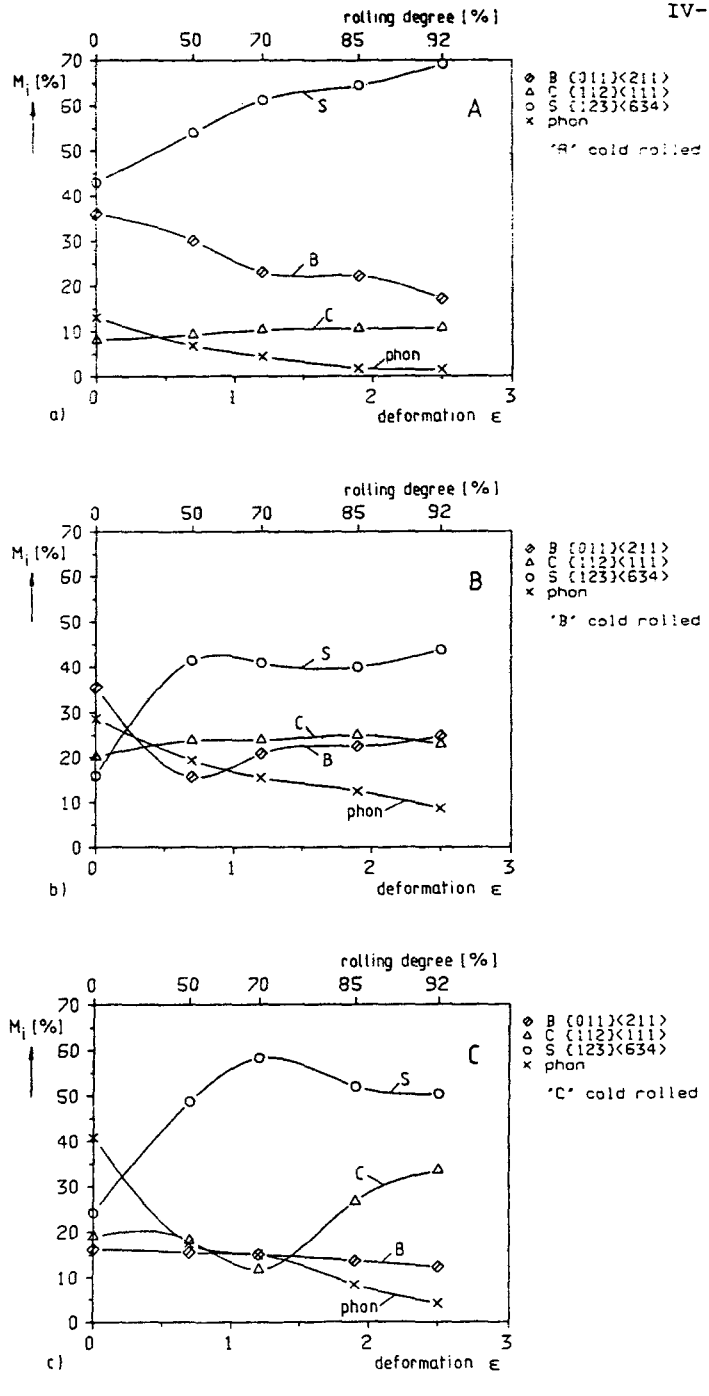


Abb.20: Mengenanteile der kaltgewalzten Proben der Legierungen a) A, b) B und c) C in Abhängigkeit vom Walzgrad.

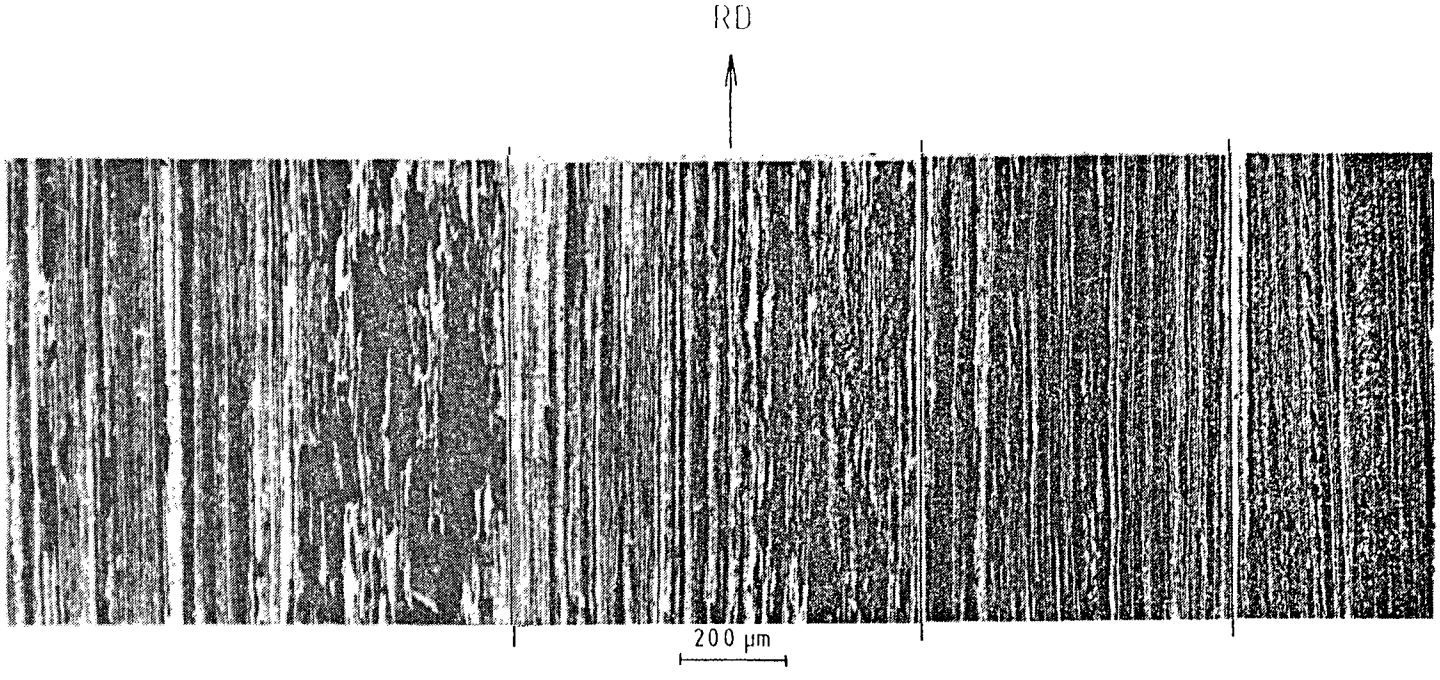
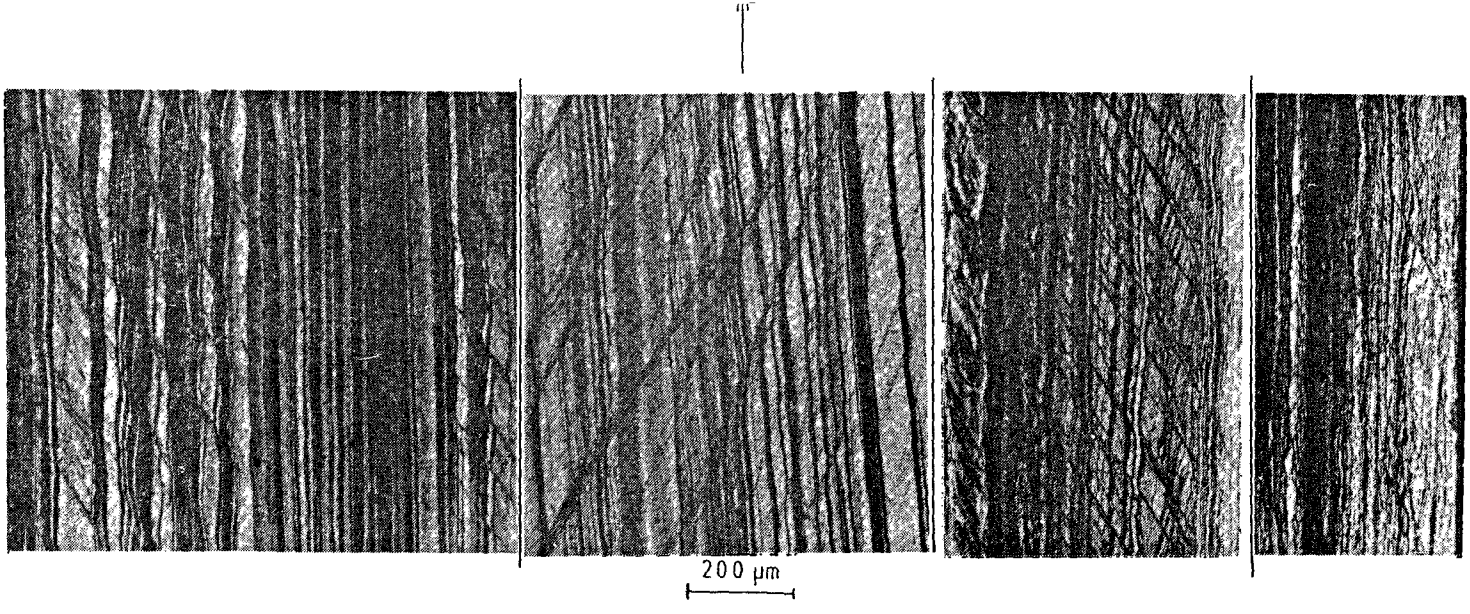


Abb.21: Mikrostruktur der kaltgewalzten Proben der Legierung A (anodisch oxidiert, 100x).



a) 50 % b) 70 % c) 85 % d) 92 %

Abb.22: Mikrostruktur der kaltgewalzten Proben der Legierung B (anodisch oxidiert, 100x).

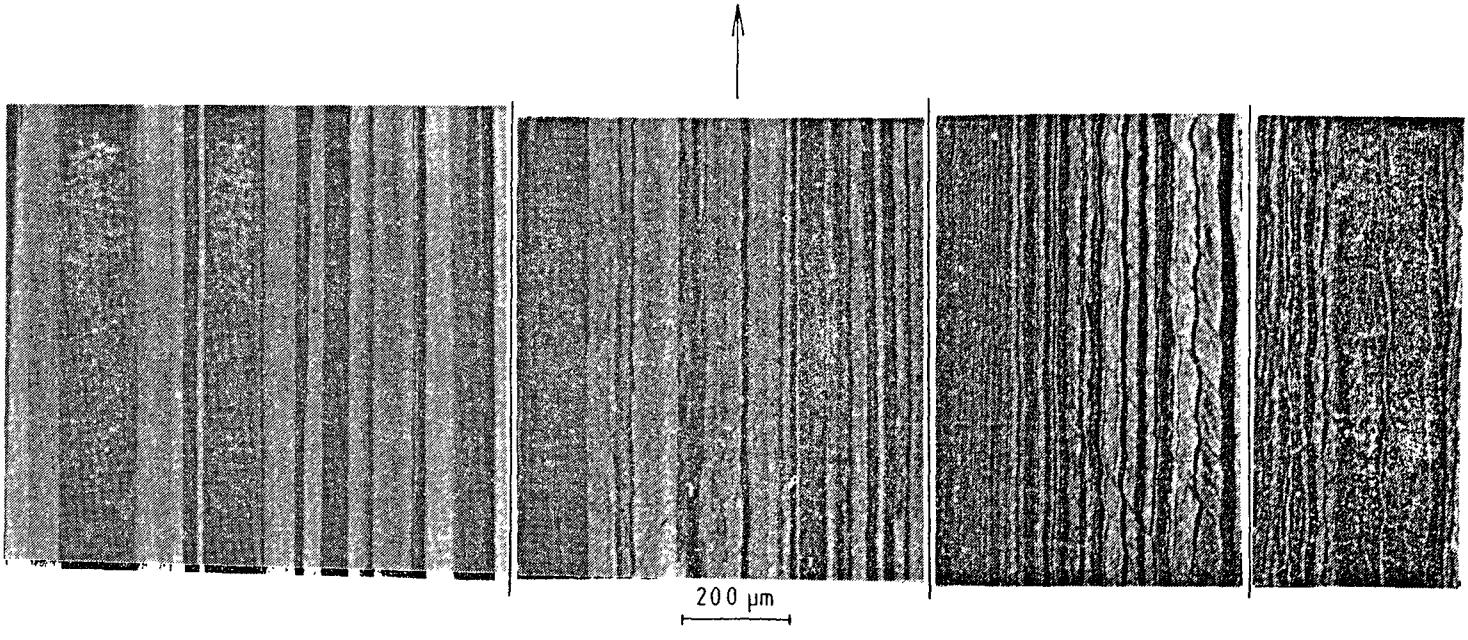


Abb.23: Mikrostruktur der kaltgewalzten Proben der Legierung C (anodisch oxidiert, 100x).

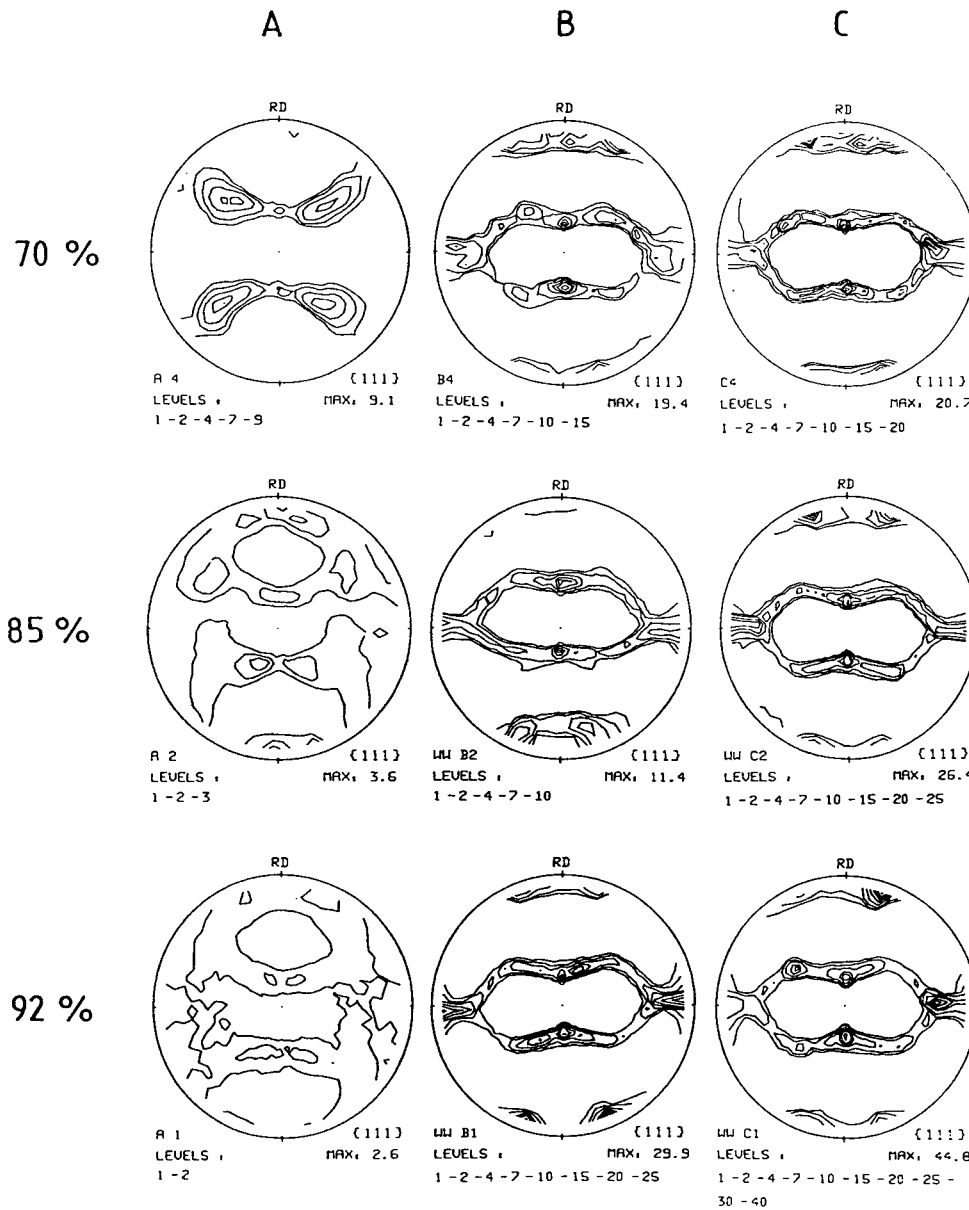
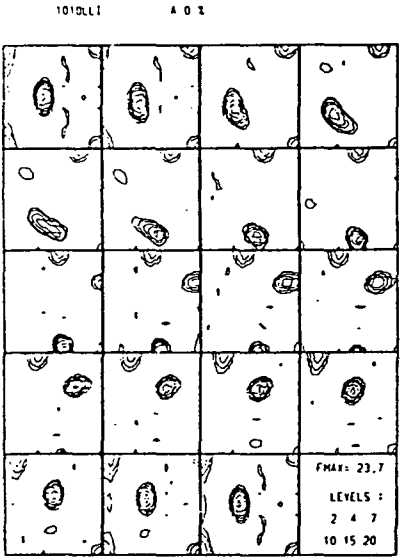
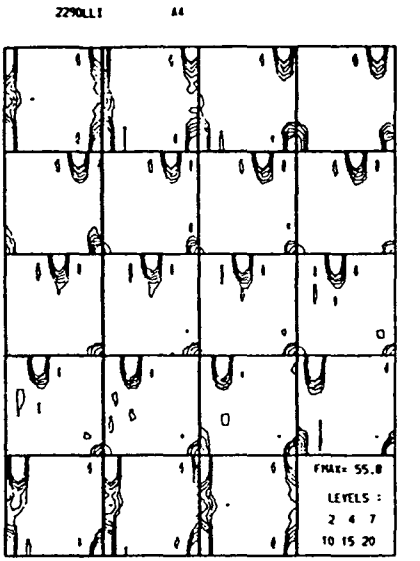


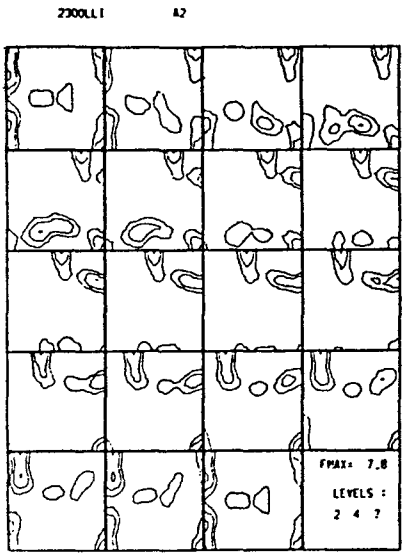
Abb.24: {111}-Polfiguren der warmgewalzten Proben der Legierungen A, B und C in Abhängigkeit vom Walzgrad.



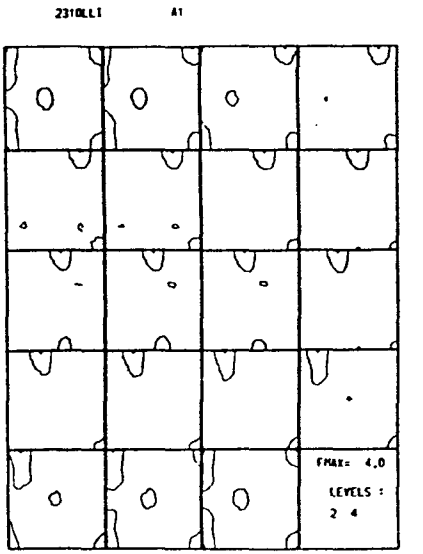
a) A0 %



b) A4 (70 %)

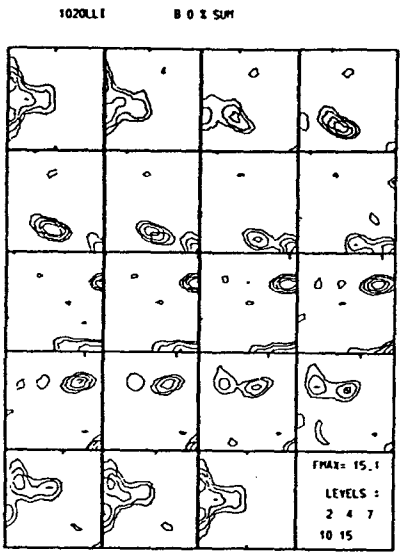


c) A2 (85 %)

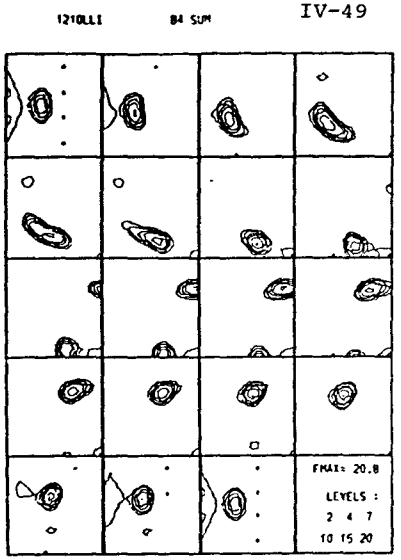


d) A1 (92 %)

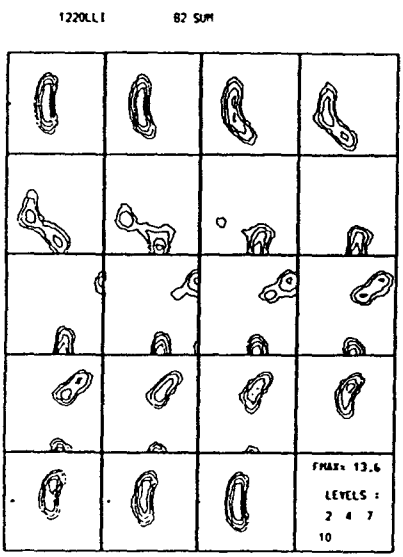
Abb.25: TRUE-OVFs der warmgewalzten Proben der Legierung A.



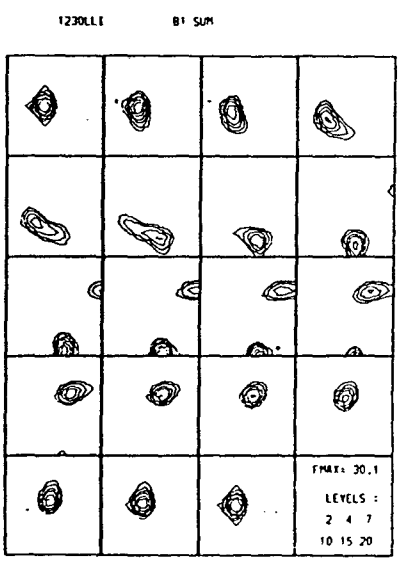
a) B 0 %



b) B4 (70 %)

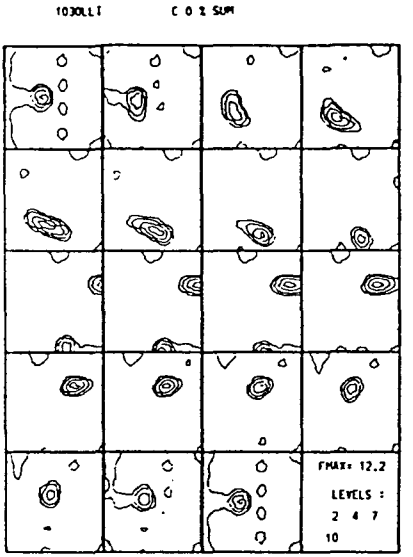


c) B2 (85 %)

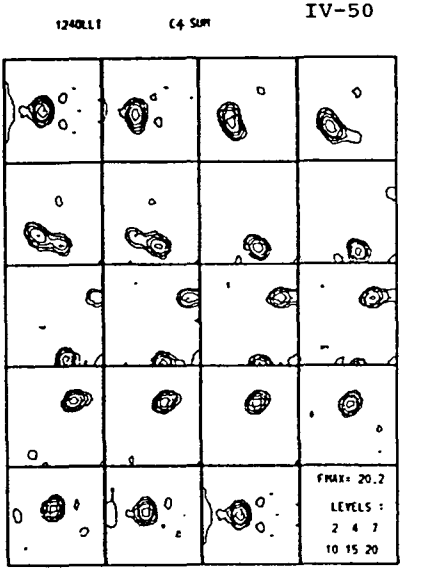


d) B1 (92 %)

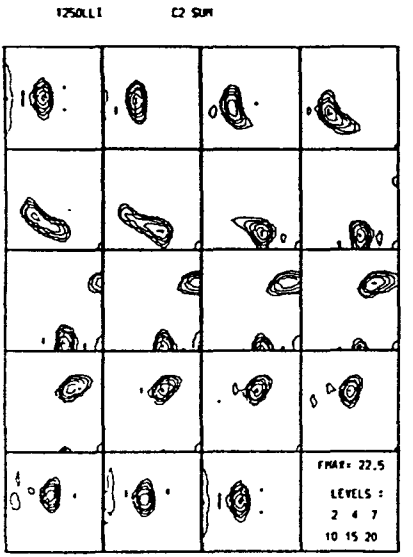
Abb.26: TRUE-OVFs der warmgewalzten Proben der Legierung B.



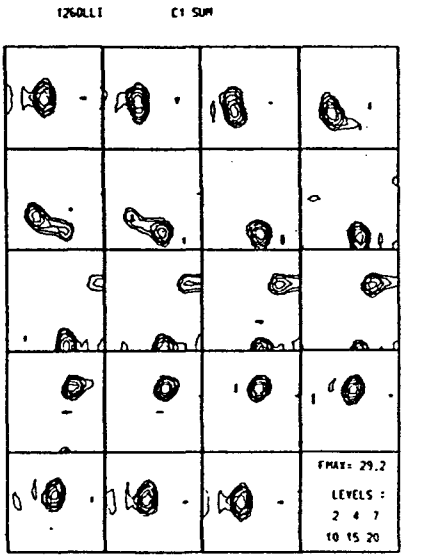
a) C 0 %



b) C 4 (70 %)



c) C 2 (85 %)



d) C 1 (92 %)

Abb.27: TRUE-OVFs der warmgewalzten Proben der Legierung C.

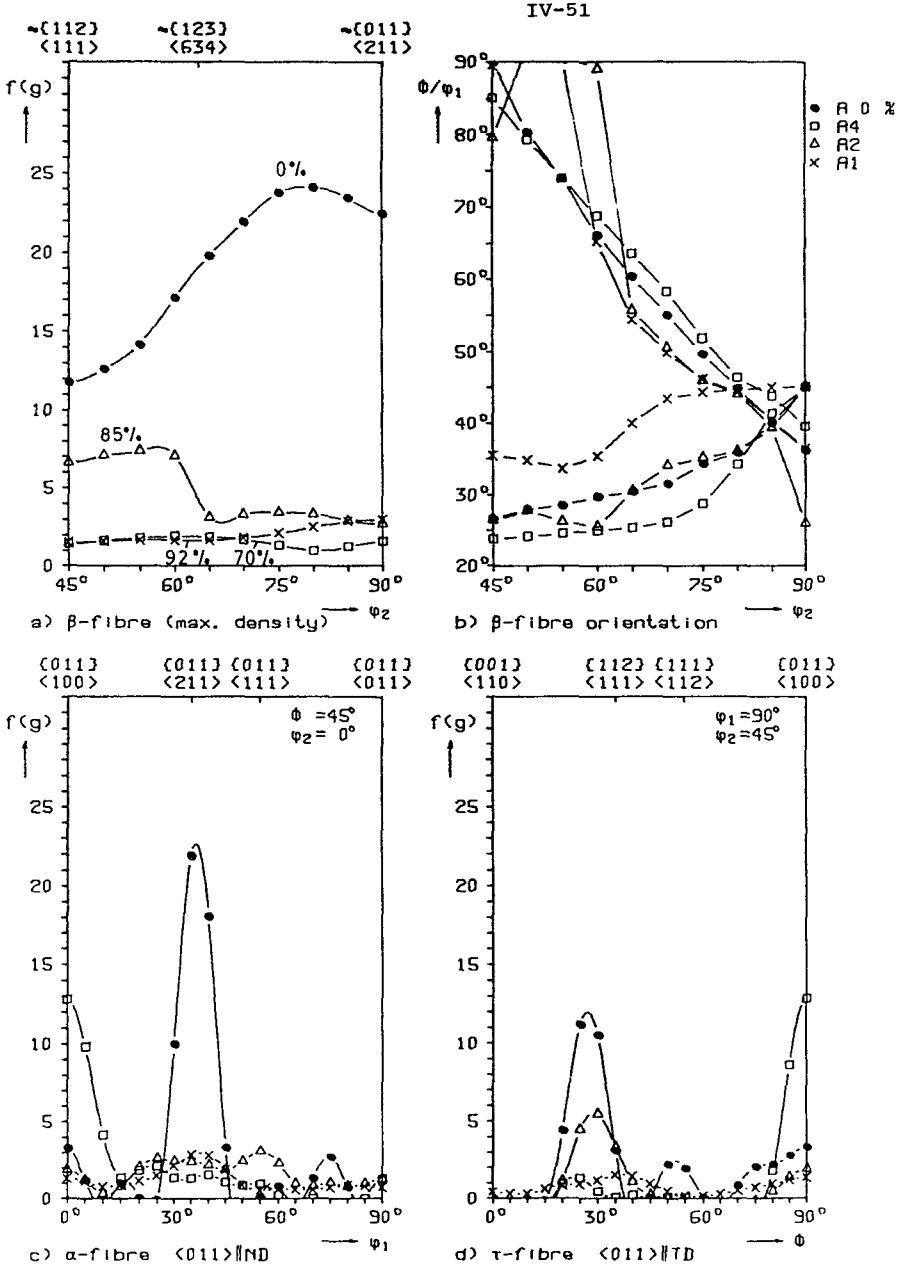
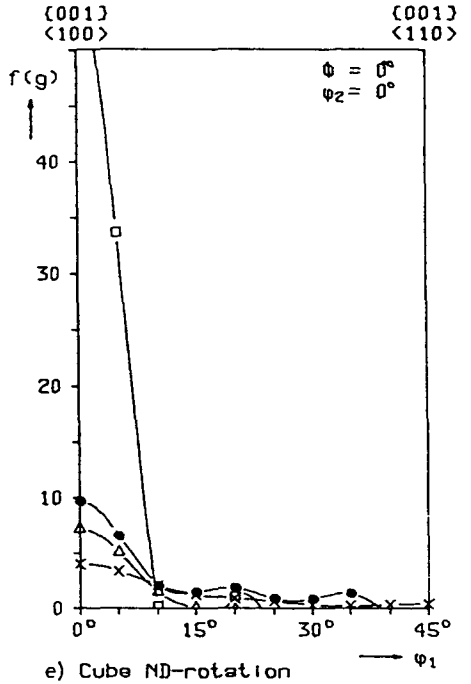
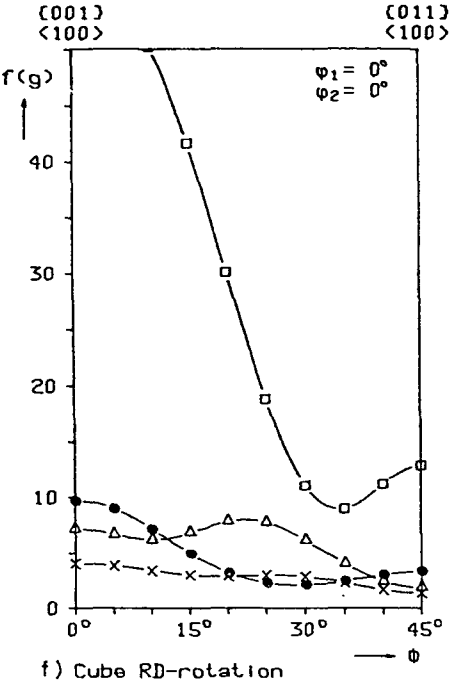


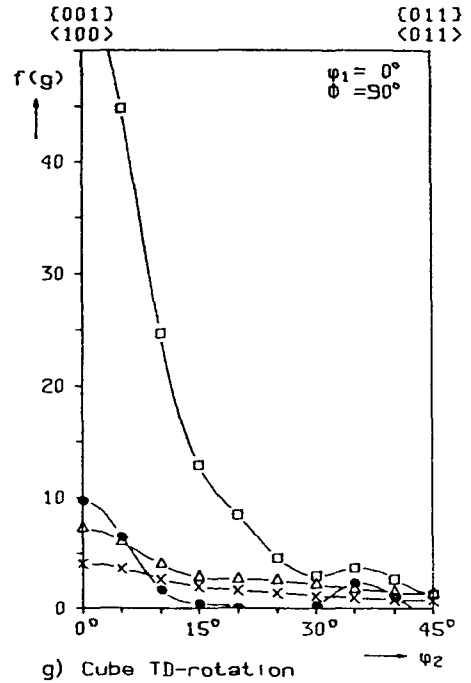
Abb.28: Skelettlinien der warmgewalzten Proben der Legierung A in Abhängigkeit vom Walzgrad.



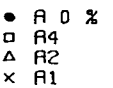
e) Cube ND-rotation



f) Cube RD-rotation



g) Cube TD-rotation



noch Abb.28

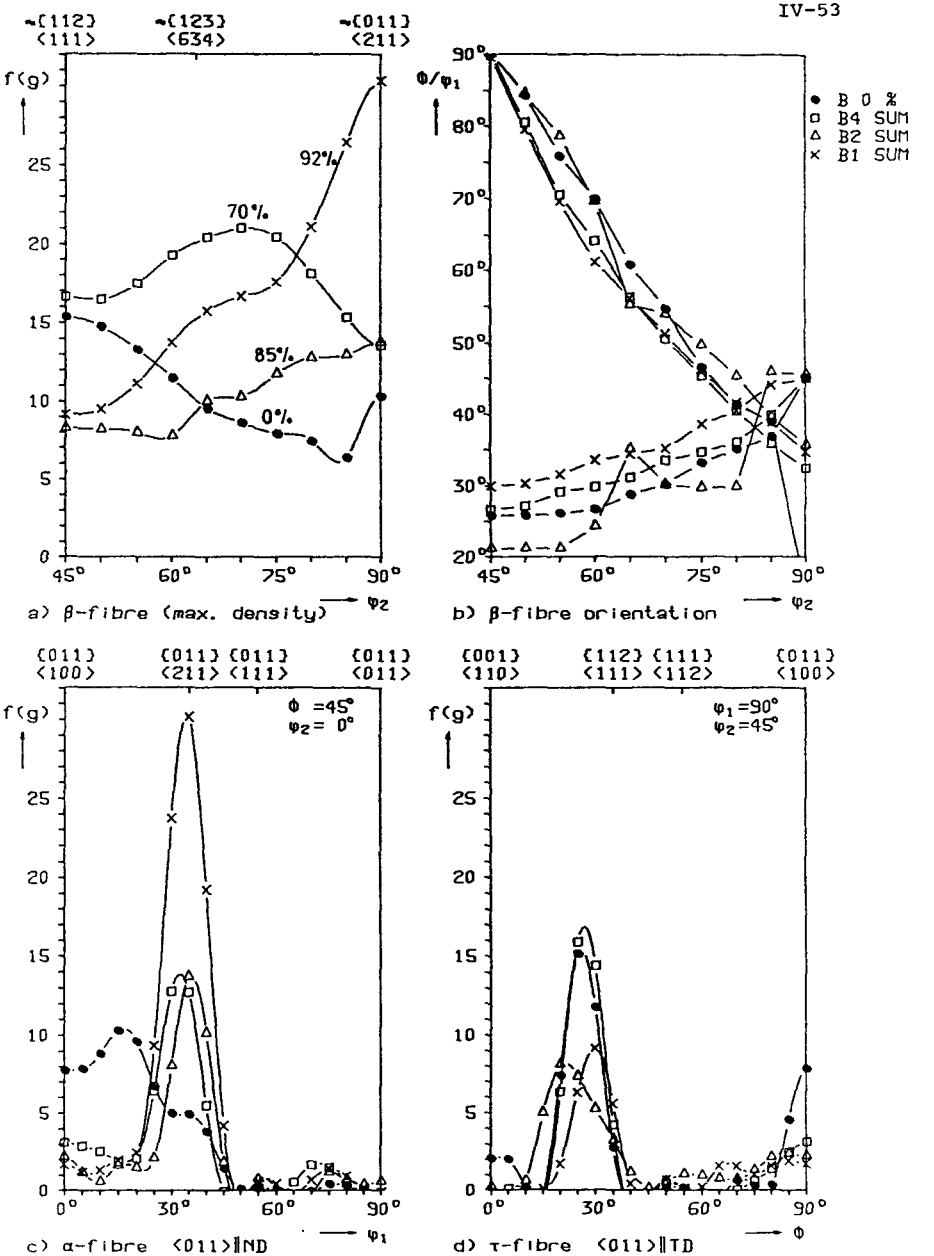


Abb.29: Skelettlinien der warmgewalzten Proben der Legierung B in Abhängigkeit vom Walzgrad.

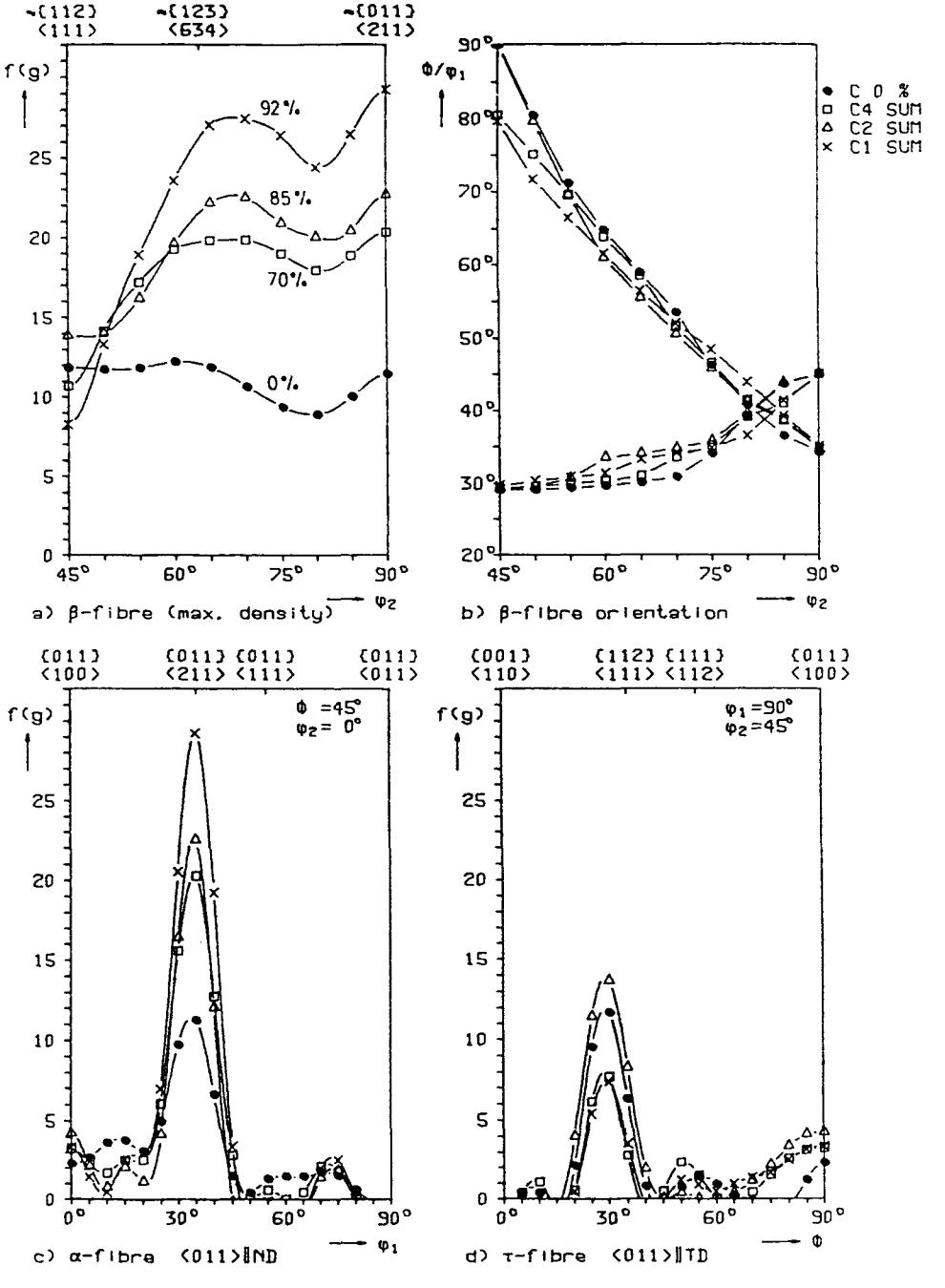


Abb.30: Skelettlinien der warmgewalzten Proben der Legierung C in Abhängigkeit vom Walzgrad.

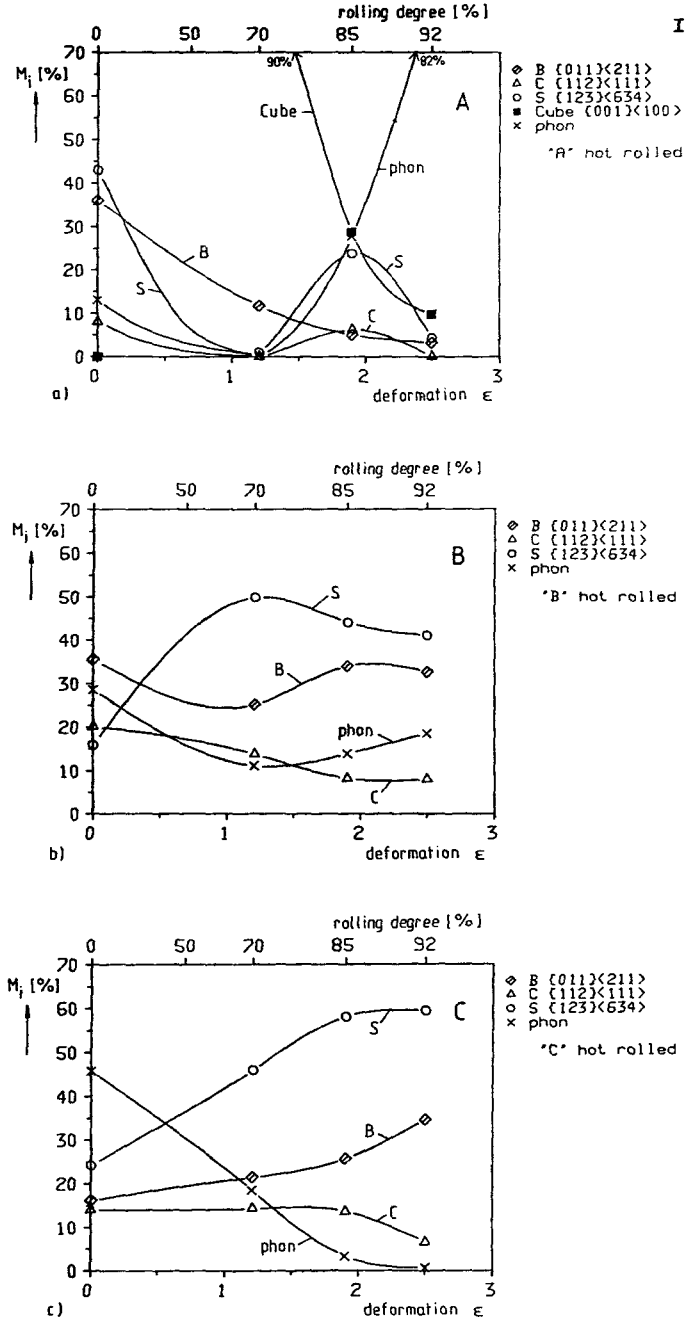


Abb.31: Mengenanteile der warmgewalzten Proben der Legierungen a) A, b) B und c) C in Abhängigkeit vom Walzgrad.

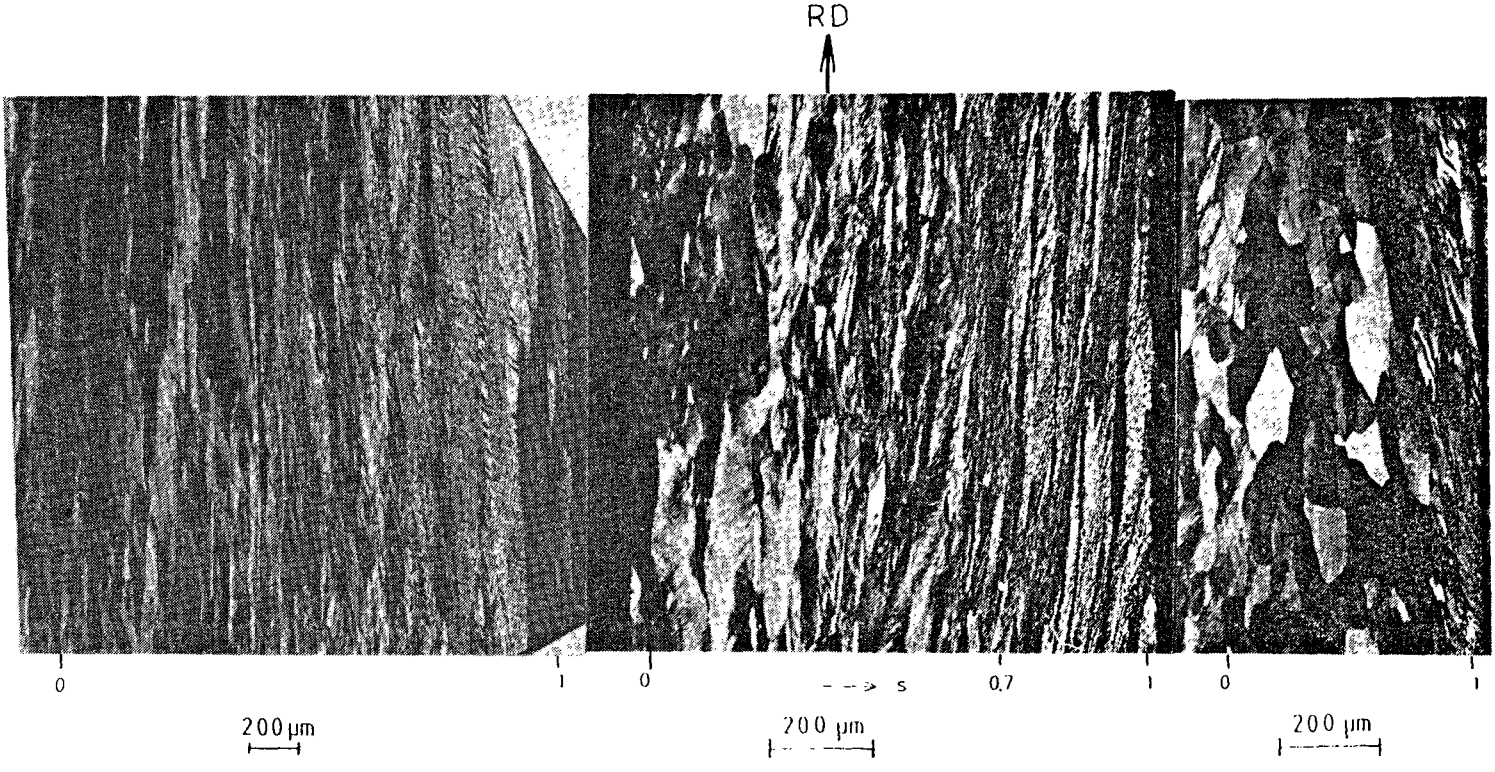


Abb.32: Mikrostruktur der warmgewalzten Proben der Legierung A (anodisch oxidiert, a) 50x, b), c) 100x).

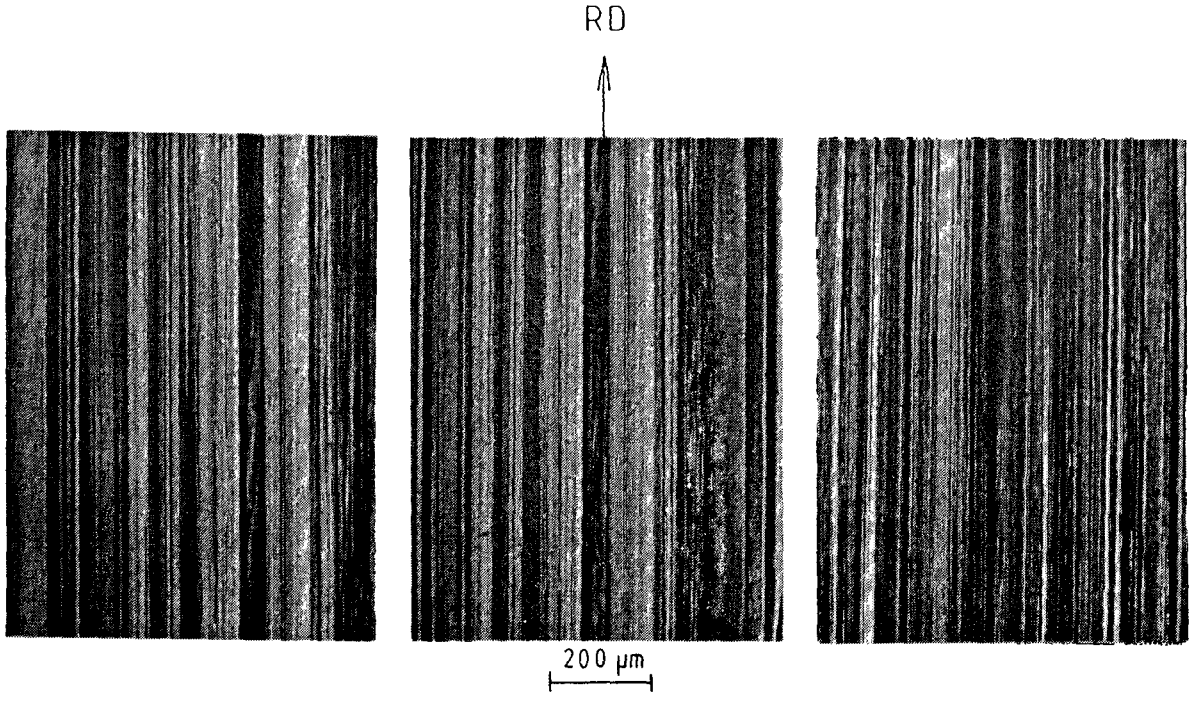


Abb.33: Mikrostruktur der warmgewalzten Proben der Legierung B (anodisch oxidiert, 100x).

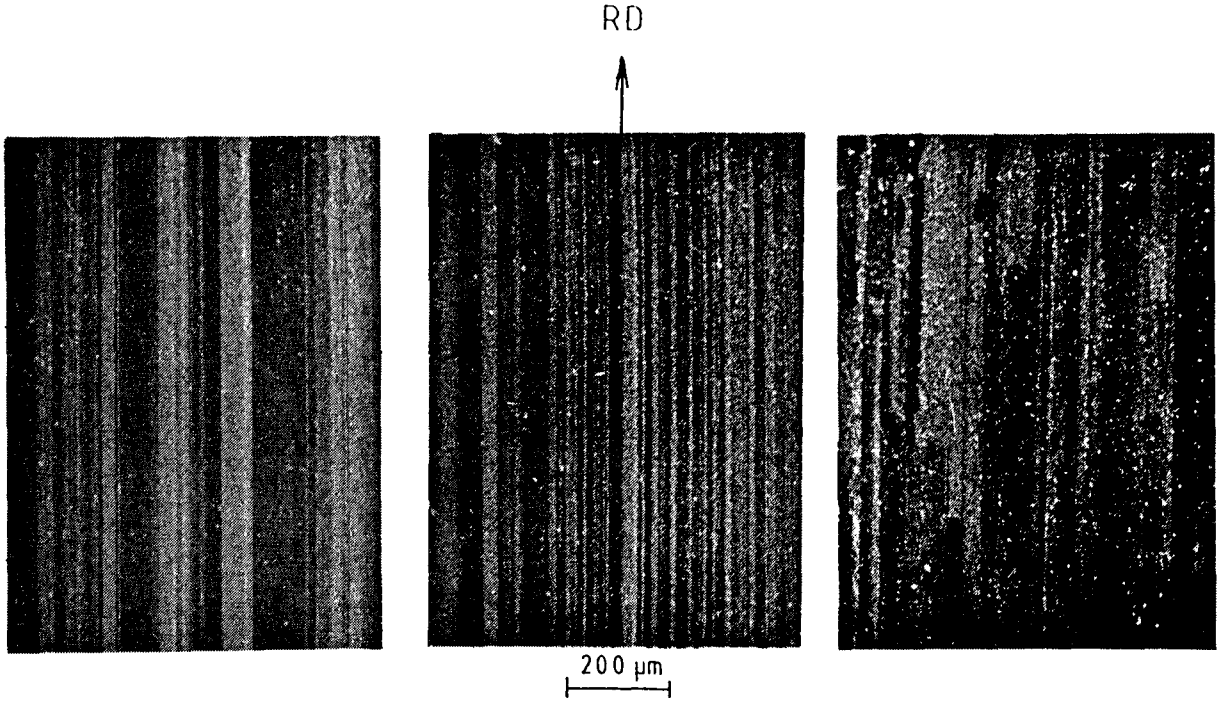


Abb.34: Mikrostruktur der warmgewalzten Proben der Legierung C (anodisch oxidiert, 100x).

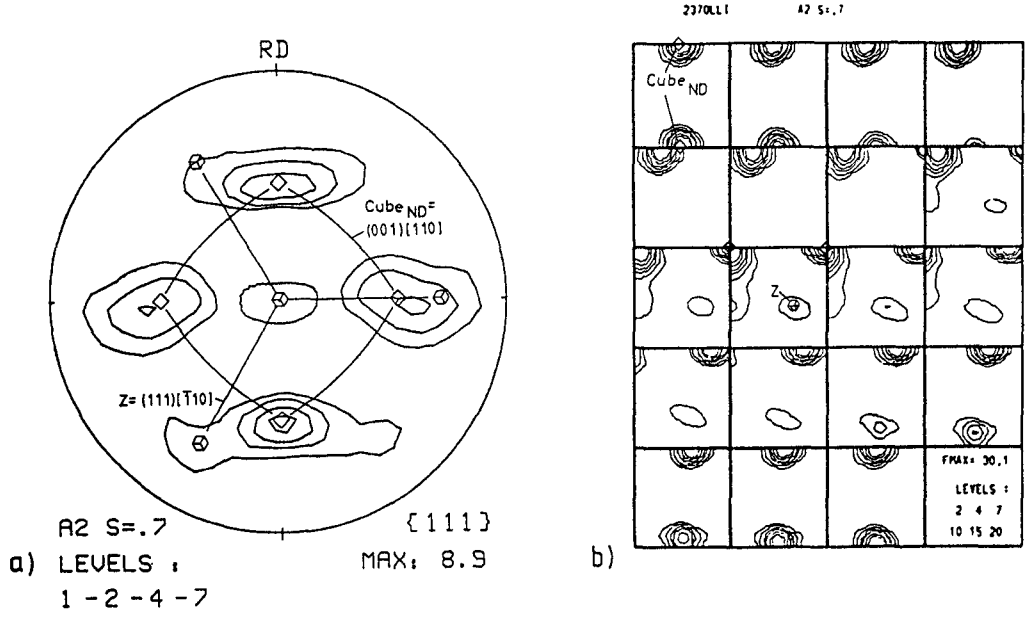


Abb.35: a) {111}-Polfigur und b) TRUE-OVF der warmgewalzten Probe A bei s=0.7.

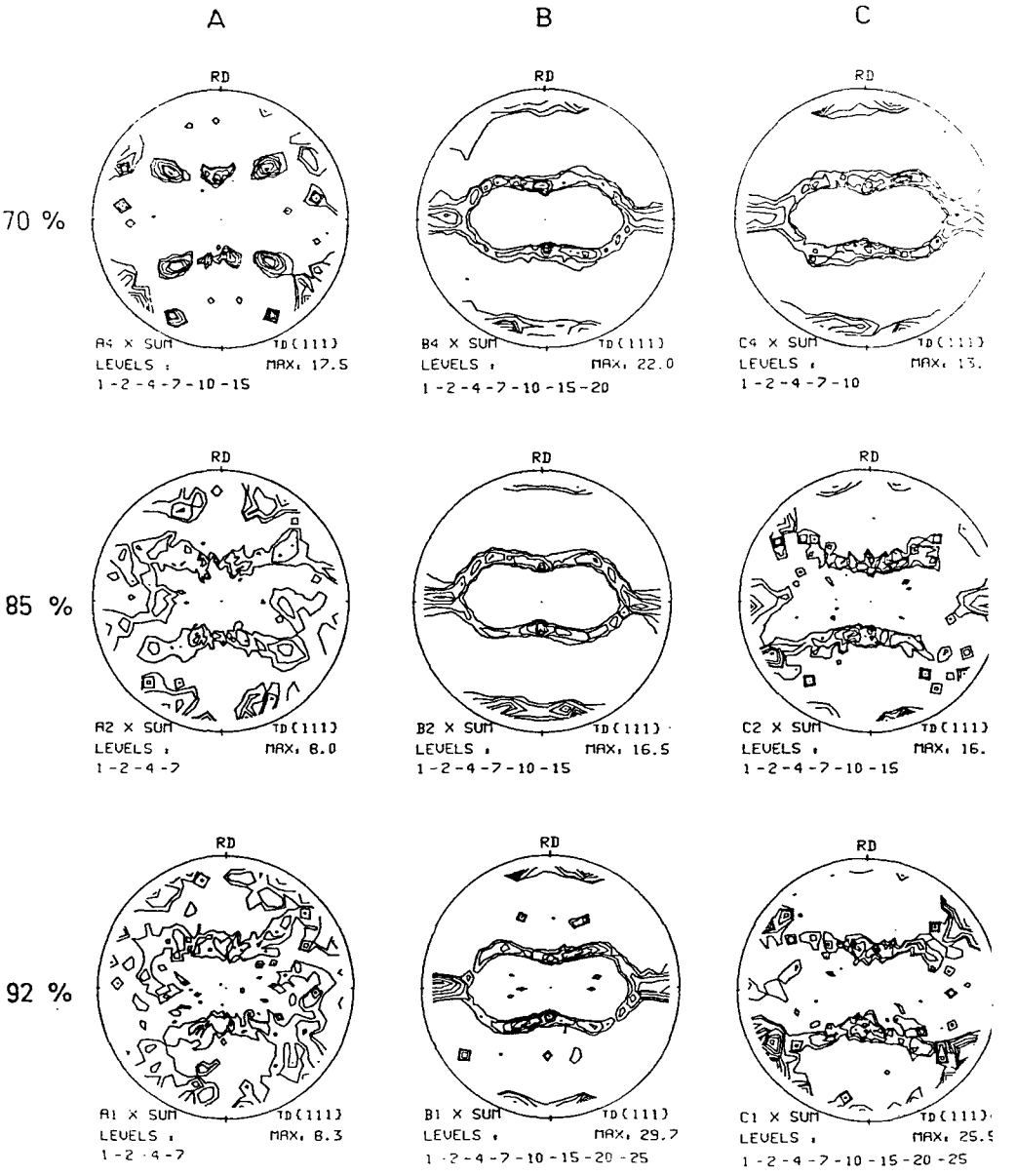


Abb.36: (111)-Polfiguren der ausgelagerten Proben der Legierungen A, B und C in Abhängigkeit vom Walzgrad.

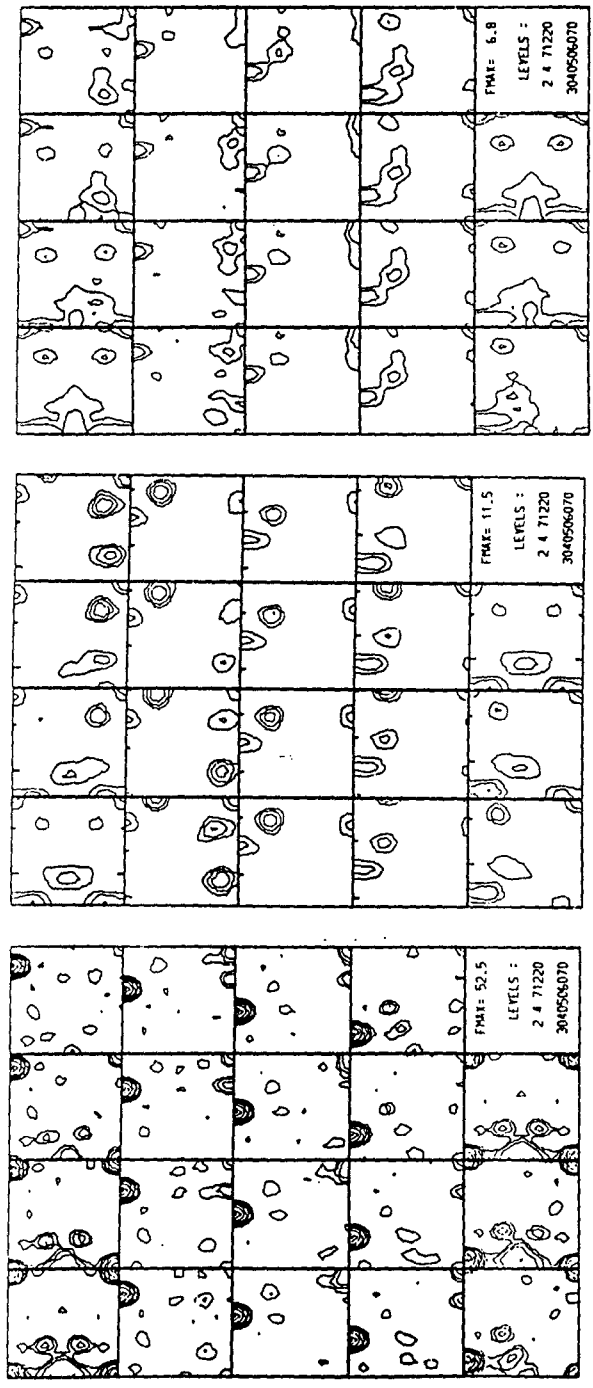
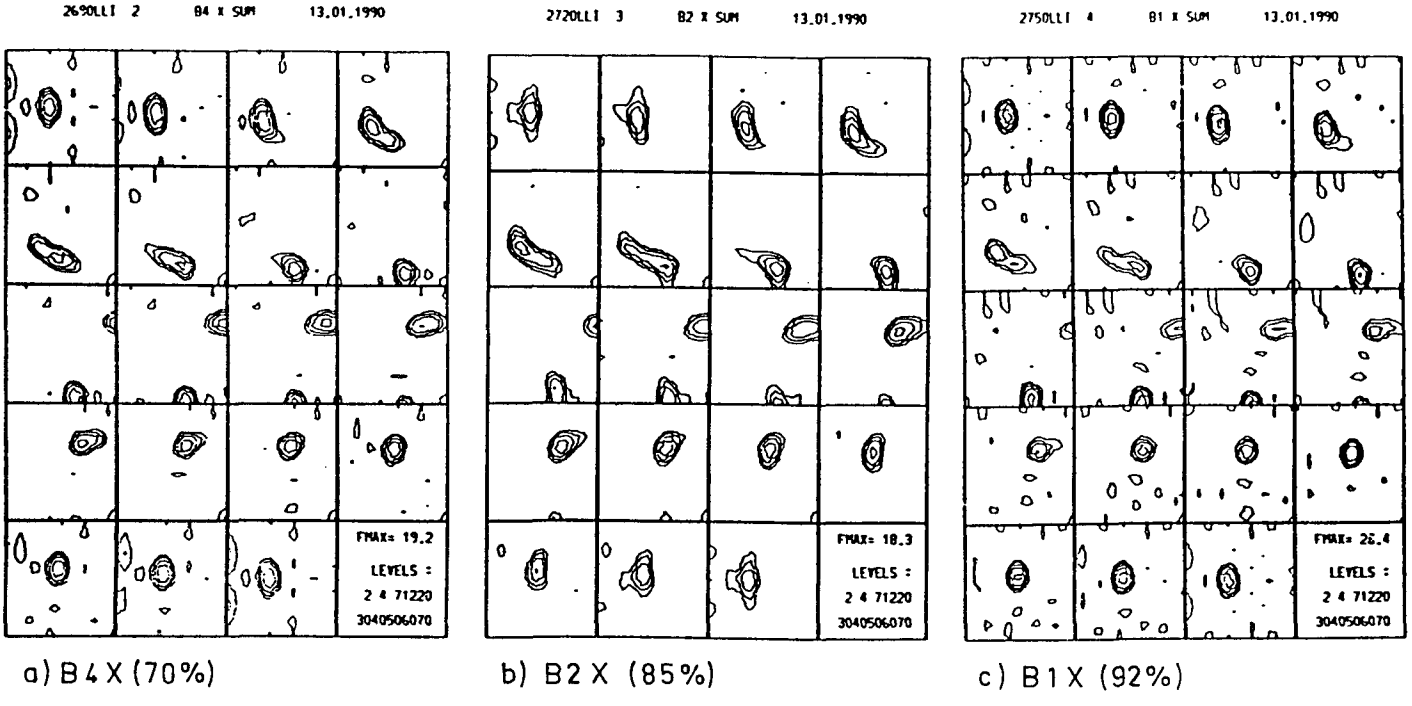


Abb.37: TRUE-OVFs der ausgelagerten Proben der Legierung A.



a) B4X (70%) b) B2X (85%) c) B1X (92%)

Abb.38: TRUE-OVFs der ausgelagerten Proben der Legierung B.

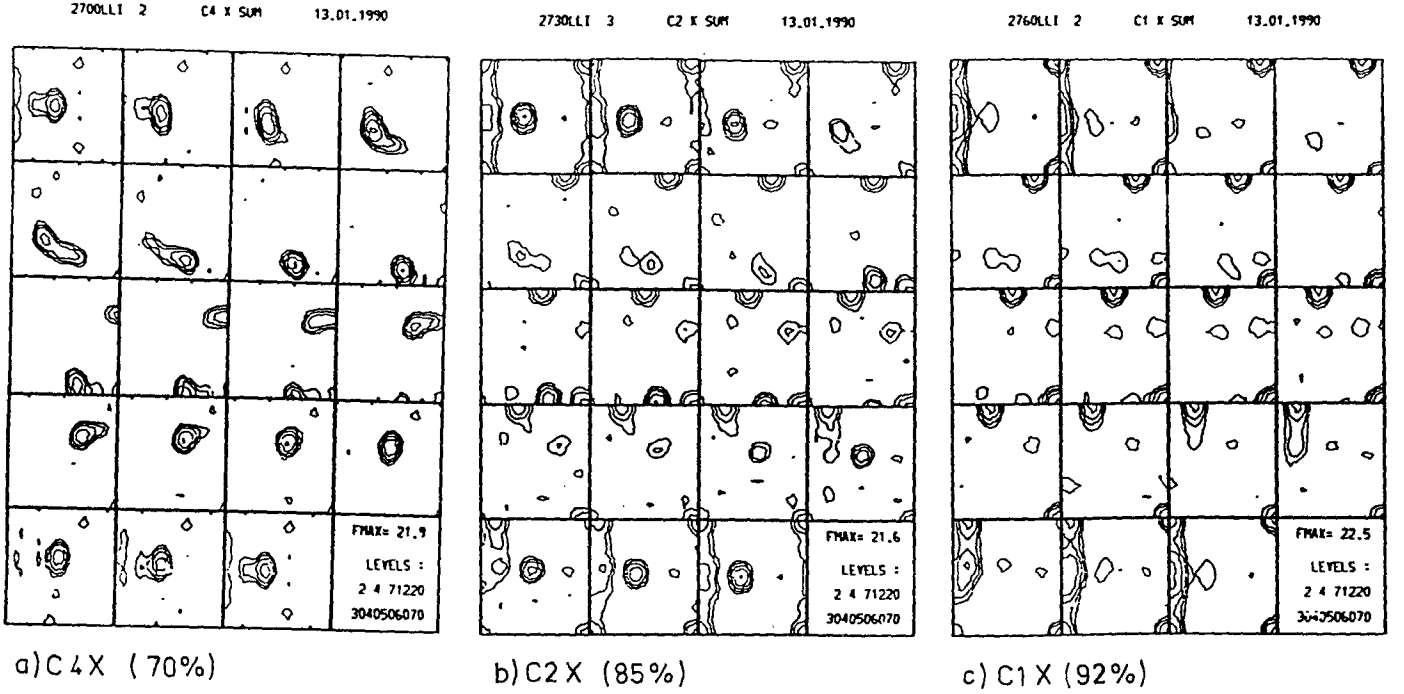


Abb.39: TRUE-OVFs der ausgelagerten Proben der Legierung C.

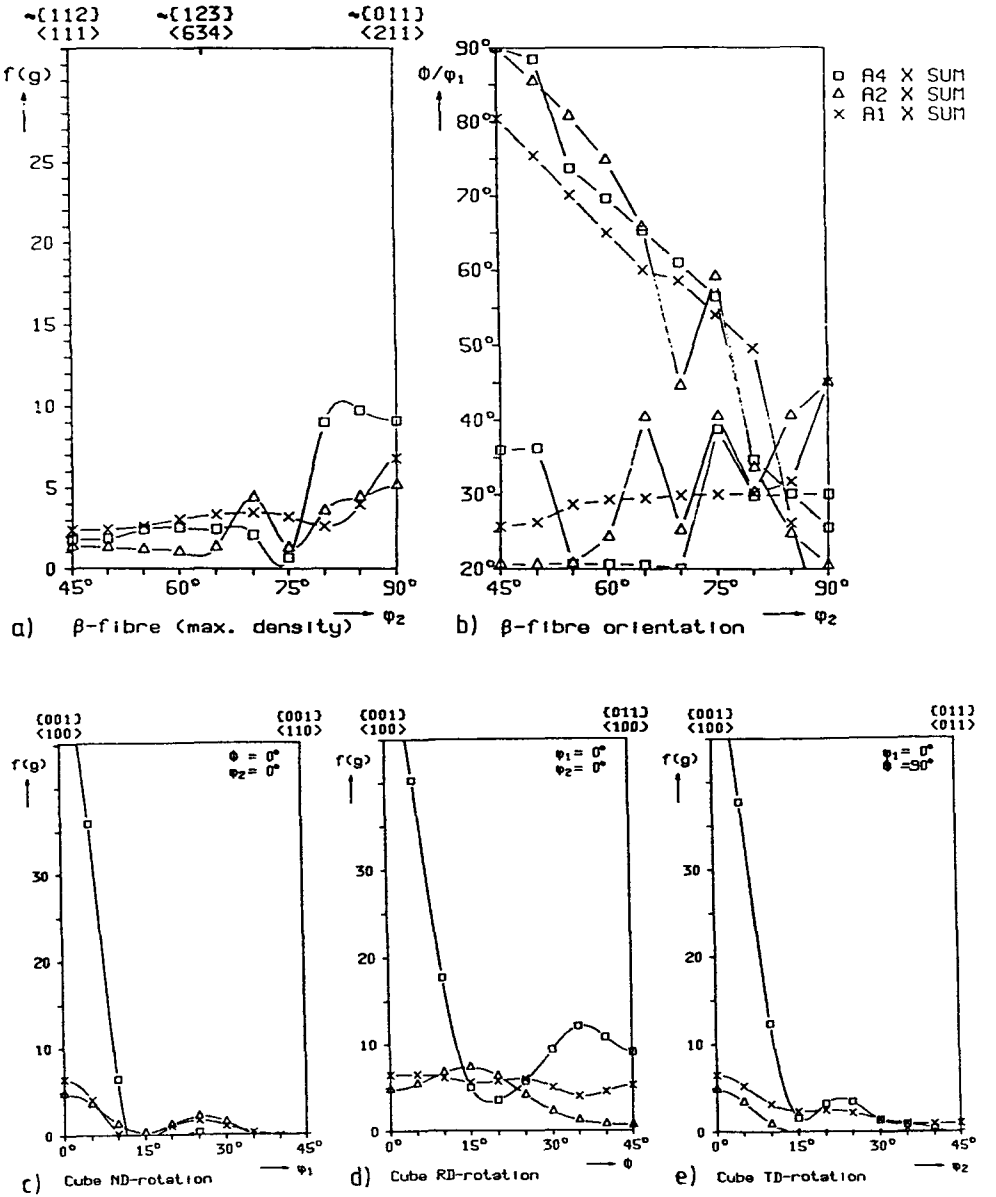


Abb.40: Skelettlinien der ausgelagerten Proben der Legierung A in Abhängigkeit vom Walzgrad.

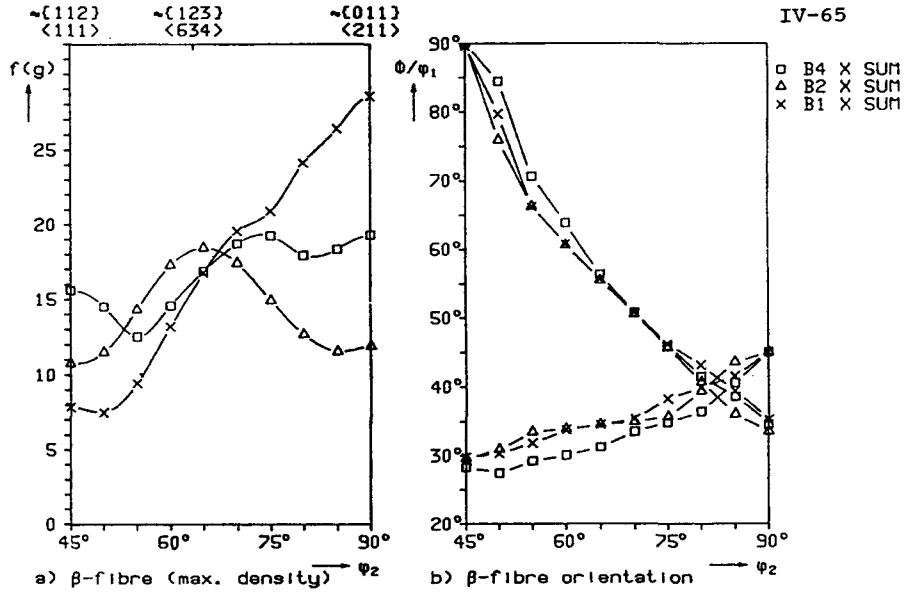


Abb.41: Skelettlinien der ausgelagerten Proben der Legierung B in Abhängigkeit vom Walzgrad.

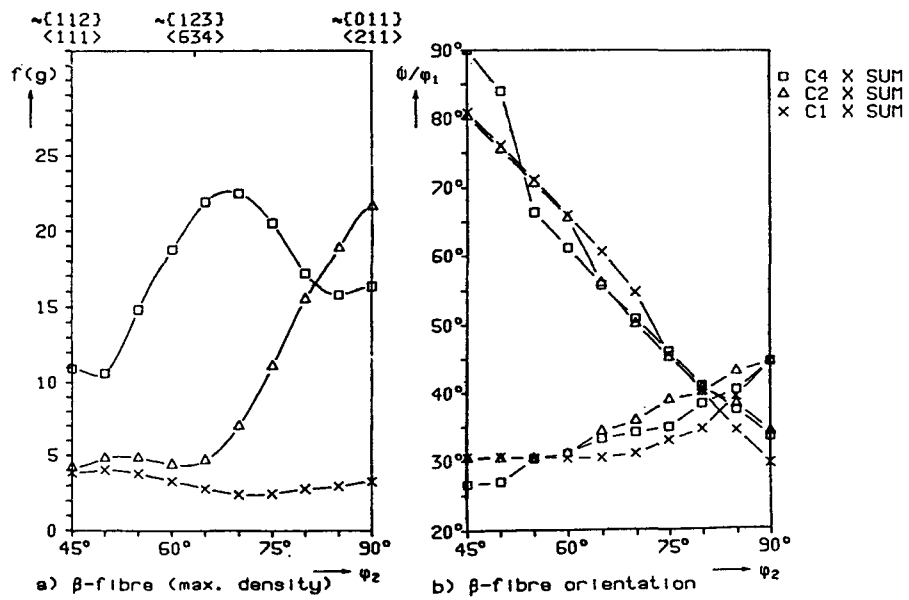


Abb.42: Skelettlinien der ausgelagerten Proben der Legierung C in Abhängigkeit vom Walzgrad.

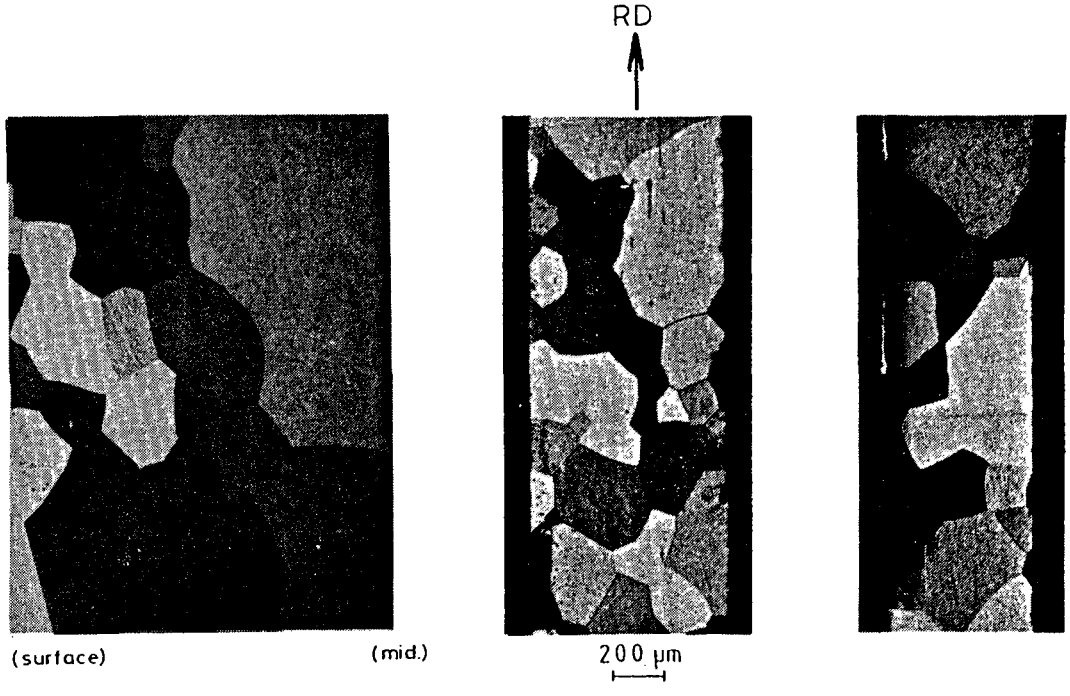


Abb.43: Mikrostruktur der ausgelagerten Proben der Legierung A (anodisch oxidiert, 50x)

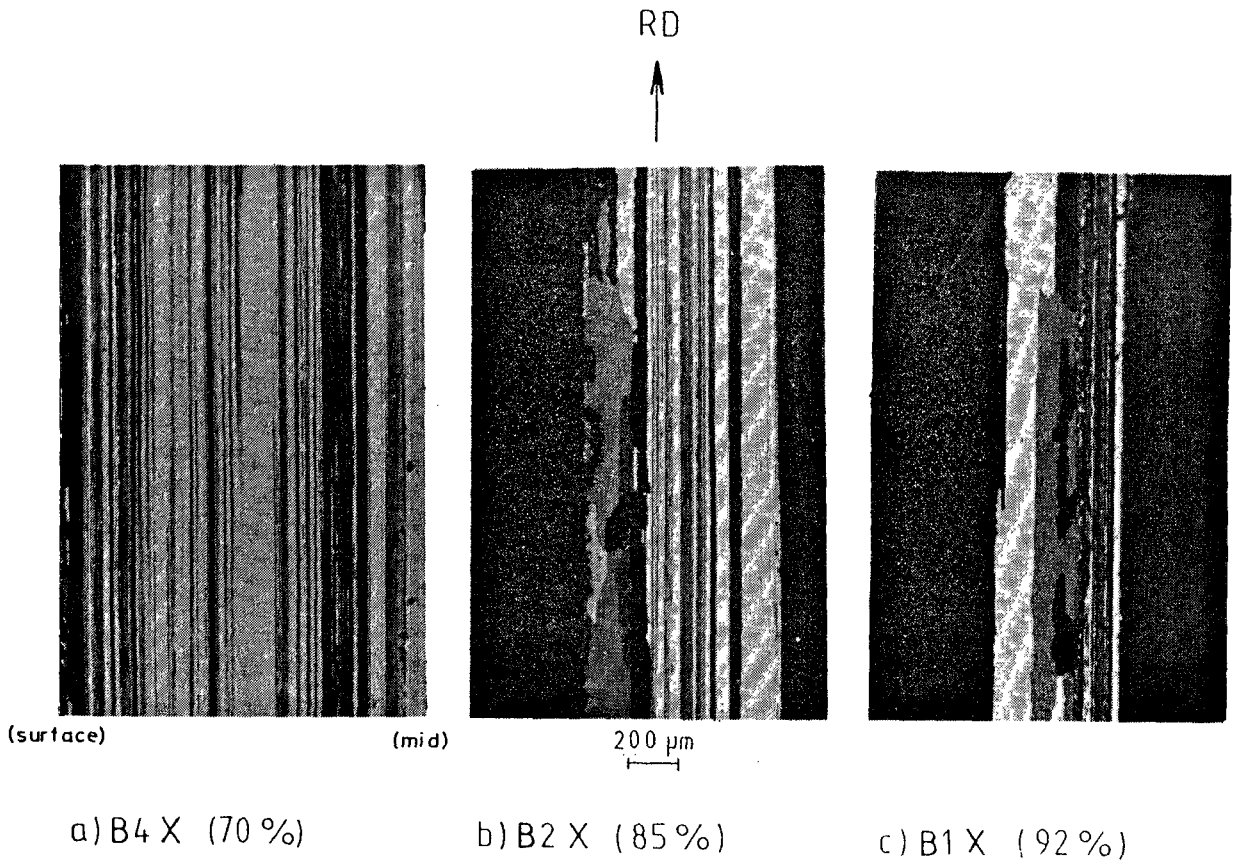


Abb.44: Mikrostruktur der ausgelagerten Proben der Legierung B (anodisch oxidiert, 50x).

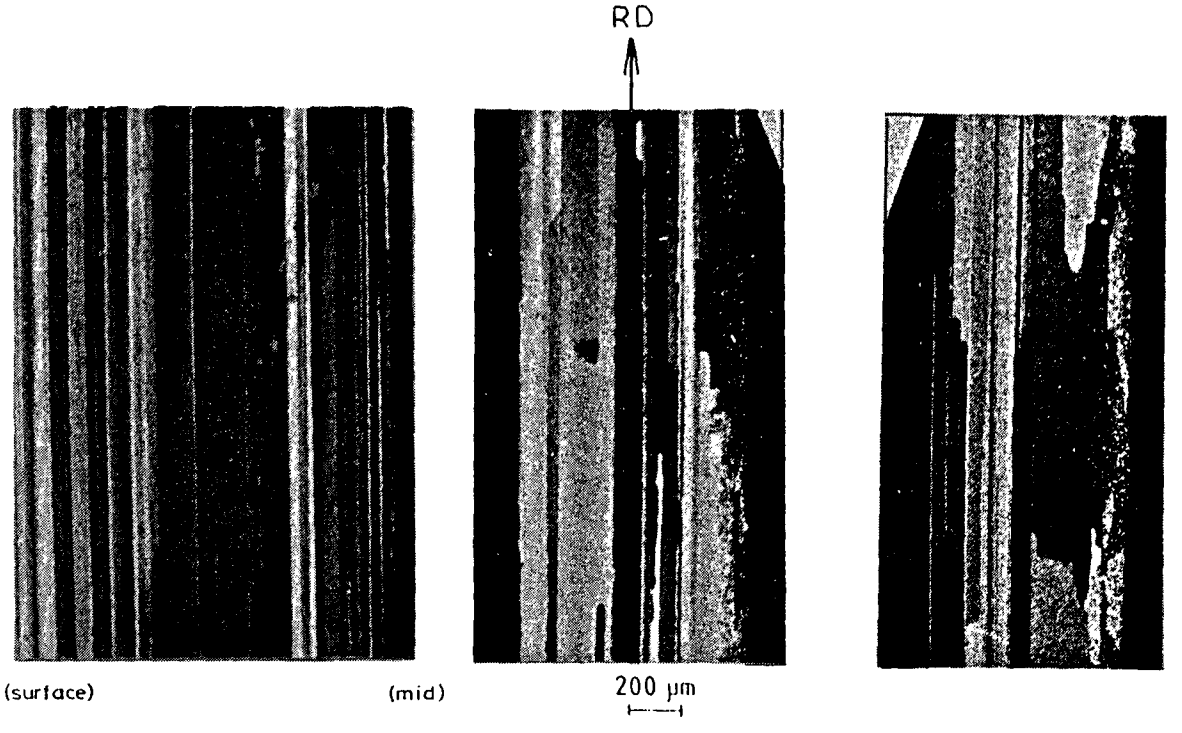


Abb.45: Mikrostruktur der ausgelagerten Proben der Legierung C (anodisch oxidiert, 50x).

Teil V

Texturentwicklung in α/β-Messing

Teil V. Texturentwicklung in α/β-Messing

Inhaltsverzeichnis **Seite**

V.1 Einleitung 1

V.2 Experimentelles 2
V.2-1 Probenvorbereitung 2
V.2-2 Texturuntersuchungen 3

V.3 Ergebnisse 5
V.3-1 Mikrostruktur-Untersuchungen 5
V.3-2 Walztexturen der α-Phase 7
V.3-3 Reproduzierbarkeit der β-Phasen Ergebnisse 8
V.3-4 Walztexturen der β-Phase 9
V.3-5 Rekristallisationstexturen 10

V.4 Diskussion 13
V.4-1 Walztexturen der α-Phase 13
V.4-2 Walztexturen der β-Phase 17
V.4-3 Rekristallisationstexturen der α-Phase 19
V.4-4 Rekristallisationstexturen der β-Phase 24

V.5 Zusammenfassung 27

V.6 Tabellen 29

V.7 Abbildungen 30

V.1 Einleitung

Neben den umfangreichen Untersuchungen an mehrphasigen Al-Legierungen in Teil I-IV dieser Arbeit sollte auch der Einfluß einer zweiten Phase auf das Walz- und Rekristallisationsverhalten von Materialien mit einer niedrigen Stapelfehlerenergie (SFE) untersucht werden. Dazu wurden zwei Messing-Legierungen aus Cu mit 37% bzw. 40% Zn gewählt, also einmal im Bereich der maximalen Löslichkeit des α-Messing-Mischkristalls und einmal im α/β-Gebiet (Abb.1). Die mikrostrukturellen Vorgänge beim Walzen und Rekristallisieren sowie die dabei ablaufenden Textureffekte von Kupfer und Messing bis zu Zn-Gehalten von 30% sind sehr ausgiebig untersucht worden und auch weitgehend verstanden (z.B. /1-4,6,7,154, 162,163/). Es existieren jedoch nur recht wenig Veröffentlichungen über die Mikrostrukturentwicklung in zweiphasigem α/β-Messing /164-168/, grundlegende Textur-Untersuchungen fehlen bis jetzt völlig. In dieser Arbeit sollen einige Ergebnisse über die Texturentwicklung von α/β-Messing vorgestellt und diskutiert werden. Besonderes Interesse wurde dabei auf das Walz- und Rekristallisationsverhalten der β-Phase gelegt, die in den CuZn40-Proben mit etwa 20 Vol% im Gefüge vorlag. Dazu wurde die Texturentwicklung der β-Phase ebenfalls röntgenographisch ermittelt und mit Hilfe der OVF-Methode analysiert.

α-Ms hat ein kfz Raumgitter (a=3.69Å) sowie eine niedrige SFE und ist recht gut verformbar. β-Ms ist bei hohen Temperaturen krz (a=2.95Å /169/). Bei 454°C tritt eine Ordnungs/Unordnungs-Umwandlung ein (Abb.1), bei der eine β'-Phase mit geordneter AB-Struktur (CsCl-Typ) entsteht. Diese ebenfalls krz β'-Phase (im folgenden vereinfachend β-Phase genannt) wird ähnlich wie z.B. α-Fe über Versetzungsgleitung auf {011}-Ebenen in <111>-Richtungen /170/ verformt.
In einigen Veröffentlichungen wurde jedoch festgestellt, daß bei Verformung von β-Ms über 40% eine martensitische Umwandlung auftritt, bei der die krz β-Phase über mehrere Zwischenstufen vollständig in eine kfz α'-Phase umgewandelt wird, ein für Formgedächtnis-Legierungen interessanter Effekt /167,171,172/. In der hier vorliegenden Untersuchung wurde kein Hinweis auf eine solche Umwandlung gefunden, auch bei 70% Walzgrad konnten die Röntgenpeaks der β-Phase noch eindeutig identifiziert werden (Abb.2).

Dieses unterschiedliche Verformungsverhalten der β-Phase wird wahrscheinlich durch die unterschiedlichen Proben-Vorbehandlungen hervorgerufen: Die Proben, die Verformungsmartensit zeigten, wurden einer Glühung bei Temperaturen über 800°C im homogenen β-Bereich unterzogen, während die Proben mit homogener Verformung im α-Bereich homogenisiert und anschließend auslagerungsgelüht worden sind. Dabei wird ein Stabilisationseffekt der β-Phasen angenommen /172/.

V.2 Experimentelles

V.2-1 Proben-Vorbereitung

Es wurden 2 CuZn Legierungen mit 37 und 40 gew% Zn (genaue Analyse s. Tab.1) hergestellt. Die Legierungen wurden aus höchstreinem (99.998%) Cu bzw. Zn in einem Mittelfrequenzofen unter Argon Schutzgas-Atmosphäre induktiv erschmolzen und in Graphit-Kokillen abgegossen. Das Ausgangsmaterial der Legierung CuZn37 wurde 72h bei 600°C homogenisierungsgeglüht, laut Zustandsdiagramm (Abb.1) also im homogenen α-Bereich. Der Ausgangsblock der Legierung CuZn40 wurde 100h bei 450°C geglüht, also der Temperatur mit der maximalen Löslichkeit im α-Gebiet. Nach dem Abschrecken in Wasser wurden beide Blöcke kalt ~65% auf 12.5mm Dicke vorgewalzt. Nach den Erfahrungen mit CuZn30 reicht dieser Walzgrad aus, um evtl. vorhandene Gußstrukturen und -texturen im Ausgangsmaterial durch Scherbandbildung völlig abzubauen, andererseits bildet sich noch keine ausgeprägte Walztextur. Um die Bildung einer möglichst regellosen Ausgangstextur zu unterstützen, wurden einige Stiche beim Vorwalzen auch in Querrichtung bzw. hochkant durchgeführt.

Nach einer Rekristallisationsglühung (1h, 450°C) wurde auf diese Weise ein feinkörniges (~20μm, Tab.2), fast regellos orientiertes Ausgangsmaterial hergestellt, aus dem dann die Proben zum Kaltwalzen entnommen wurden. Aus dem CuZn37-Material wurden 2 Streifen ($30\times13\times60$ mm^3) hergestellt, deren Längsseite, die spätere Walzrichtung, senkrecht zur Vorwalzrichtung stand. Einer der Streifen, genannt Probe "A", wurde nicht weiter vorbehandelt, der andere (Probe "B") wurde 100h bei 250°C ausgelagert, um β-Ms Ausscheidungen zu bilden.

2 ähnliche Streifen wurden auch aus dem anderen Material, CuZn40, präpariert. Da von dem CuZn40-Ausgangsmaterial weniger zur Verfügung stand und das vorgewalzte Material daher schmaler war, wurden die Streifen parallel zur Vorwalzrichtung entnommen. Einer der Streifen (je 30X12.5X50mm^3) wurde wie Probe "A" nicht weiter vorbehandelt (Probe "C"), der andere wurde wie Probe "B" 100h bei 250°C ausgelagert (Probe "D").
Da bei der Analyse der Walztexturen die Frage auftrat, ob die Unterschiede auf die unterschiedliche Ausgangstextur aufgrund der unterschiedlichen Probenentnahme oder auf die 2. Phase zurückzuführen war, wurde nachträglich noch ein Streifen "E" aus der CuZn40 Probe präpariert, dessen spätere Walzrichtung senkrecht zur Vorwalzrichtung stand, also vergleichbar Probe "A". Wie diese Probe (und auch Probe "C") wurde Probe "E" keiner Auslagerung unterworfen. Wegen der begrenzten Ausgangsdimensionen war dieser Streifen recht kurz (30mm), das Material reichte jedoch aus, um die Kaltwalzversuche durchzuführen.
Vor dem Endwalzen wurde von allen Proben je ein ca. 5mm breites Probestückchen abgetrennt, an denen Untersuchungen des unverformten Materials durchgeführt werden konnten.
Diese 5 Streifen "A"-"E" wurden nun homogen ($l_D/d \geq 1/155/$) reversierend kaltgewalzt, nach Verformungsgraden von 50%, 70%, 80%, 90%, 95% und 97% wurden Proben für die Texturanalysen und weitere Untersuchungen entnommen.
An einigen Proben wurden anschließend Rekristallisationsexperimente durchgeführt, dazu wurden die Proben bei 350°C bzw. bei 450°C im Salzbad geglüht und in Wasser abgeschreckt.

V.2-2 Texturuntersuchungen

Neben üblichen metallkundlichen Verfahren wie Härtemessungen sowie Licht- und Rasterelektronenmikroskopie wurden für diese Untersuchung hauptsächlich Analysen der OVFs herangezogen. Dabei wurden 4 unvollständige Polfiguren (α-Phase {111},{002},{022}, {113}, β-Phase s.u.) mittels eines automatischen Röntgentexur-Goniometers gemessen. Daraus wurden dann, wie in Teil I.2 beschrieben, die OVFs berechnet und angepaßt (s. auch /6/).
Da die metallographischen Untersuchungen einen Volumenanteil von ~20% β-Phase bei den CuZn40-Proben ergaben, sollte es möglich

sein, diesen auch röntgenographisch zu erfassen. Dazu wurden Röntgendiagramme (sogenannte Θ-Scans) gemessen. Dabei wird für bestimmte feststehende Werte für den Horizontal-Winkel α und Vertikal-Winkel β der Grundkreis Θ variiert, die jeweils gemessene reflektierte Röntgenstrahlung wird gegen den entsprechenden Θ-Winkel aufgetragen (Abb.2). Dieses Verfahren wird allgemein zur Phasenanalyse mittels Röntgenstrahlen verwendet. Um bei der Meßmethode Textureffekte auszuschalten, werden allerdings nur Pulverproben analysiert. Bei schwach texturierten Proben, wie den hier untersuchten Ausgangsproben, ist aber zumindest eine qualitative Analyse der einzelnen Peaks möglich. Die einzelnen Peaks (Abb.2) wurden dann mit Hilfe des Bragg'schen Gesetzes $n\lambda=2d\sin\Theta$ identifiziert.

Es können also auch von der β-Phase genug Polfiguren für eine OVF-Rechnung gemessen werden. Da der {011}-Peak der β-Phase jedoch recht nah (0.5°) bei dem sehr kräftigen {111}-Peak der α-Phase liegt, kann er nicht zur OVF-Rechnung herangezogen werden. Der β-{022}-Peak (also der {011}-Peak 2. Ordnung) ist aber deutlich weiter vom α-{222}-Peak entfernt, so daß sie getrennt aufgenommen werden können. Abb.2b zeigt diese beiden Peaks bei a) α=0° und b) α=60°, man erkennt, daß die Peaks trotz ihrer Verbreiterung bei größeren α-Werten noch aufgelöst werden können.

Außerdem wurden, wie bei krz-Metallen üblich, die {002}, die {112} und die {013}-Polfigur gemessen, so daß wiederum 4 Polfiguren für die OVF-Rechnung zur Verfügung standen.

Wegen des mit nur ~20% Anteil an β-Phase nur geringen reflektierenden Volumens wurde das Goniometer nur ~1/3 so schnell wie üblich gefahren, um dadurch mehr Impulse erfassen zu können und somit die statistische Auswertbarkeit zu erhöhen. Außerdem wurde große Sorgfalt auf die Korrektur bzgl. Untergrund und geometrische Fehler gelegt, um die recht niedrigen Intensitäten dennoch quantitativ auswerten zu können.

V.3 Ergebnisse

V.3-1 Mikrostruktur-Untersuchungen

Sowohl die gewalzten als auch die rekristallisierten Proben wurden gründlichen metallographischen Untersuchungen im Lichtmikroskop sowie im REM unterzogen. Die Gefügestruktur in CuZn37 läßt sich nach üblichem Schleifen und elektrolytischem Polieren gut durch Ätzen in verd. HNO_3 oder wässriger $FeCl_3$+HCl-Lösung sichtbar machen, bei CuZn40 kann man mit einer konzentrierten wässrigen Lösung von $Na_2S_2O_3$ und $K_2S_2O_5$ beide Phasen gut anätzen /167/.

Ein wichtiger Punkt war die Charakterisierung des Ausgangsgefüges, das durch die verschiedenen Vorbehandlungen eingestellt worden war (Abb.3):
Die CuZn37 Proben "A" und "B" (Abb.3a,b) zeigen ein rekristallisiertes, sehr feinkörniges Gefüge mit relativ runden Körnern und einigen Rekristallisationszwillingen. Bei höherer Vergrößerung konnte man in Probe "B" geringere Mengen β-Phase nachweisen, die sich auf den α-Korngrenzen bzw. in den Kornzwickeln gebildet hatte (Abb.3b).
Die CuZn40-Proben "C", "D" und "E" (Abb.3c-f) zeigen ein zweiphasiges Gefüge mit ungefähr gleichgroßen α- und β-Körnern. Die β-Gefügebereiche sind durch das Vorwalzen langgestreckt, ihre Verteilung in den Proben ist allerdings etwas inhomogen. Der Volumenanteil der β-Phase wurde quantitativ bestimmt (Tab.2): Die CuZn40-Proben "C" und "E" enthalten ca. 20% β-Phase, in Probe "D" wurden durch die Auslagerungsglühung noch weitere 3% ausgeschieden, die sich wie in Probe "B" relativ fein verteilt auf den Korngrenzen bildeten (bimodale Verteilung).
Von allen Proben wurde die Ausgangskorngröße bestimmt, sie betrug knapp 20μm (Tab.2).

Abb.4 und 5 zeigen die Mikrostrukturentwicklung beim Walzen von CuZn37 bzw. CuZn40. Bei CuZn37 (Abb.4) erkennt man bei zunehmender Verformung die von CuZn30 bekannten Effekte homogene Verformung, Einsatz mechanischer Zwillingsbildung und nachfolgende massive Scherbandbildung. Bei höchsten Walzgraden (Abb.4d) besteht praktisch das ganze Gefüge nur noch aus Scherbändern.
Die α-Matrix in CuZn40 (Abb.5) zeigt eine ähnliche Mikrostruktur-

entwicklung wie CuZn37. In unmittelbarer Nähe zur β-Phase bzw. zwischen zwei dicht benachbarten β-Körnern werden jedoch keine oder bei höheren Verformungen nur sehr wenige Scherbänder beobachtet. Die Scherbänder werden in der α-Matrix gebildet und können die β-Körner wohl erst bei deutlich höheren Spannungen schneiden, dadurch ist der Einsatz der Scherbandbildung in CuZn40 reduziert bzw. zu höheren Verformungen verschoben. Auch die β-Phasen-Bereiche zeigen eine deutliche Verformung, allerdings bleiben einige ursprünglich runde β-Körner bis zu höchsten Walzgraden praktisch unverformt (Abb.5c,d), wie schon von Unckel beschrieben wurde /164/.

Außerdem wurde bei beiden Serien CuZn37 und CuZn40 untersucht, welche der beiden Phasen α oder β jeweils mehr verformt werden. In den meisten Untersuchungen darüber /164-166/ wird beschrieben, daß die β-Phase härter ist und demzufolge auch einer geringeren Gesamtverformung unterworfen ist als die α-Phase. Cooke and Ralph /168/ beschreiben jedoch, daß bei der zur Untersuchung solcher Phänomene meisten angewandten Methode (Schnittlinien-Verfahren) gewisse typische Fehler auftreten. Nach ihren Messungen soll die β-Phase mehr als die α-Phase verformt werden.
Um diese Frage zu klären, wurde das Verfestigungsverhalten beider Phasen ermittelt. Dazu wurde mittels eines Kleinlasthärteprüfers (p=10g) die Härte der beiden Phasen getrennt bis 90% Walzgrad gemessen, die Ergebnisse zeigt Abb.6. Dabei liegt die Härte der β-Phase (Abb.6a) erwartungsgemäß schon ab 0% Verformung deutlich über der der α-Phase, wie man schon an der Größe einiger Härteeindrücke (Abb.6b) erkennt. Ferner ist in Abb.6a der mit größerer Last (100g) integrierend gemessene Härtewert eingetragen, der gut zwischen den beiden (extrapolierten) Werten für die α- und β-Phase liegt.
Des weiteren wurde auch in dieser Untersuchung versucht, die Verformung der beiden Phasen getrennt anhand von Gefügeuntersuchungen (z.B. Abb.5) zu ermitteln. In Abb.7a ist die mittlere Ausdehnung der einzelnen Gefügebereiche α und β in Blechnormalenrichtung dargestellt, die durchgezogenen Linien entsprechen dabei den theoretischen Werten bei gleicher Verformung. Man erkennt, daß die Werte der α-Phase mit allerdings großen Streuungen immer etwas unterhalb dieser theoretischen Kurve liegen, im Gegensatz zu denen der β-Phase, die immer etwas über der theoretischen

Kurve liegen. Das bedeutet, daß die α-Phase jeweils schon stärker verformt ist als die β-Phase. Zur Verdeutlichung werden in Abb.7b die wahre Dehnung ε_{tr} (volle Symbole) und die Differenz der wahren Dehnung zur Gesamtdehnung $(\varepsilon_{tr}-\varepsilon)/\varepsilon$ (offene Symbole) in Abhängigkeit der Gesamtdehnung ε der β-Phase gezeigt, die theoretischen Werte sind ebenfalls wieder eingezeichnet.
Diese sicherlich recht groben Untersuchungen legen doch den Schluß nahe, daß die β-Phase härter ist und sich weniger verformt als die α-Phase.

V.3-2 Walztexturen der α-Phase

Vor dem Walzen wurde die Ausgangstextur der einzelnen Proben "A"-"E" bestimmt (Abb.8). Bei den Proben "A", "B" und "E" ergab sich eine sehr schwache Textur (f(g)<3) mit etwa 10% von Lagen entlang der α-Faser zwischen Goss- und Ms-Lage (Abb.8a,b,e, Tab.2). Die Proben "C" und "D", die parallel zur Vorwalzrichtung entnommen worden waren, zeigten eine ähnlich flache Ausgangstextur mit ~10% Lagen zwischen der Ms- und der inversen Goss-Lage {001}<110> (Abb.8c,d, Tab.2). Dieser Unterschied entspricht genau der 90° BN-Rotation aufgrund der unterschiedlichen Probenentnahme.

Die Ergebnisse der Texturuntersuchungen der α-Phasen der gewalzten Proben sind in Abb.9-18 dargestellt, Abb.9 zeigt beispielhaft die {111}-Polfiguren der 95% gewalztenn Proben "A" und "E". Man kann feststellen, daß sich bei beiden Proben CuZn37 "A" und CuZn40 "E" eine typische kfz-Walztextur vom Legierungs- (Ms-) Typ bildet, die durch eine sehr starke Ms-Lage charakterisiert wird /1/. Aufgrund dieser sehr ähnlichen Polfiguren ist eine genaue Analyse der Walztexturentwicklung und vor allem der spezifischen Unterschiede zwischen beiden Legierungen nur mit Hilfe der dreidimensionalen OVFs möglich, die in Abb.10-12 für die Probenserien CuZn37 "A", CuZn40 "C" und CuZn40 "E" dargestellt werden. Die Details der Walztexturentwicklung können wesentlich übersichtlicher anhand der Skelettlinien (Abb.13-17) diskutiert werden.

Generell ist die Ms-Lage schon bei 50% Walzgrad die stärkste Lage, sowohl im α- als auch im β-Schlauch. Man findet jedoch noch eine relativ homogene Belegung entlang der β-Faser bis hin zur Cu-Lage. Bei weiterer Verformung verschärfen sich die Goss- und

die Ms-Lage deutlich, während alle anderen Komponenten von α- und β-Faser abnehmen. Die genaue Position der Ms-Lage verschiebt sich dabei von φ_1 unter 25° bei 50% bis 35° ab 95% Walzgrad (bei ϕ=45°). Dies entspricht einer BN-Rotation entlang der α-Faser von der Ausgangs-Goss/Ms-Lage bis zur exakten Ms-Lage {011}<211>.
In der Auftragung der τ-Faser (Abb.13-17 d) erkennt man das schnelle Verschwinden der Cu-Lage bei $\phi \approx 35°$, die schon ab 80% nicht mehr als eigenständiger Peak auftritt, sowie die Wieder-Abnahme der Goss-Lage (ϕ=90°). Bei $\phi \approx 70°$, ungefähr der Position der Zwillings 1. Generation der Cu-Lage, bildet sich schon ab 50%, deutlicher zu erkennen ab 70% ein Peak, der bei 80% ein Maximum erreicht und bei höheren Verformungen langsam wieder abnimmt.
Diese für Messing typischen Texturänderungen /6/ spiegeln sich auch in dem Verlauf der anhand der OVF-Modell-Analyse ermittelten Mengenanteile der Hauptkomponenten wieder (Abb.18). Der genaue Ablauf von Walztextur- und Mikrostruktur-Entwicklung (s. Schema Abb.19) sowie die durch die β-Phase hervorgerufenen Effekte werden in Abschnitt V.4-1 diskutiert.

V.3-3 Reproduzierbarkeit der β-Phasen-Ergebnisse

Wie in Abschnitt V.2-2 beschrieben wurde, sollte versucht werden, auch die Texturen der β-Phase zu ermitteln. Wegen ihres geringen Anteils von nur ~20% treten jedoch einige Probleme auf. Daher war ein wichtiger Punkt, die Reproduzierbarkeit der Messungen zu untersuchen, was mit zusätzlichen Messungen an verschiedenen Proben realisiert wurde. Solche Tests wurden z.T. auch aus anderen Meß-Richtungen durchgeführt, da gerade bei höheren Walzgraden durch die Langstreckung der β-Phasen-Körner systematische Meßfehler auftreten können. Diese werden durch unterschiedliche Absorptionseffekte in der Matrix hervorgerufen, wie von Bunge diskutiert wird /173/. Solche Messungen (z.B. Abb. 20b,d, transformiert in die übliche WR/QR-Darstellungsebene) ergeben, daß die Haupt-Belegungen und die Textur-Maxima recht gut vergleichbar sind. Schwächere Belegungen sind jedoch mit großen Meßfehlern behaftet. Die aus 4 Polfiguren gerechneten OVFs (Abb. 20c,d) sind etwas besser vergleichbar, da solche Auslöschungseffekte durch die Mittelung über vier Polfiguren bei der OVF-Rechnung offensichtlich reduziert werden.

Die Hauptbelegungen der OVFs (Skelettlinien Abb.20e,f, s.u.) sind also recht gut reproduzierbar und können im folgenden diskutiert werden. Man muß allerdings berücksichtigen, daß kleine Texturunterschiede im Bereich niedriger Intensitäten auch durch Meßfehler hervorgerufen werden können.

V.3-4 Walztexturen der β-Phase

Abb.21 zeigt die {022}-Polfiguren der β-Phasen der Proben "D", man erkennt eine recht schwache Textur mit einigen Details einer krz-Walztextur /4,174-176/. Die Ausbildung einer solchen Textur erkennt man besser in den OVFs (Abb.22) (hier im Gegensatz zu den α-Phasen Ergebnissen - wie bei krz-Metallen üblich - in φ_1=const. Schnitten). Man erkennt die Ausbildung einer Fasertextur, die gut durch zwei Fasern beschrieben werden kann (Abb.23a): 1. die α-Faser von ϕ=0° bis 90° bei φ_1=0° und φ_2=45° (<011>$\|$RD); und 2. die γ-Faser von φ_1=60° bis 90° bei ϕ=55° und φ_2=45°, (<111>$\|$BN; aus Symmetriegründen des Eulerraums tritt diese Faser dreimal auf, im allgemeinen wird sie nur von 60° bis 90° dargestellt).
In Abb. 23-25 sind die Belegungen entlang dieser beiden Fasern der Proben "C", "D" und "E" für die verschiedenen Walzgrade gezeigt, die entsprechenden Werte der Ausgangstexturen (0 %) sind mit vollen Symbolen ebenfalls eingezeichnet. Diese Darstellungsart zeigt in sehr übersichtlicher Form die wichtigsten Details der recht kompliziert erscheinenden OVFs, auch kleinere Texturänderungen lassen sich anhand dieser sogenannten "Skelettlinien" gut diskutieren.

Die Ausgangstextur ist fast völlig regellos, man erkennt nur sehr schwache Belegungen entlang der α-und γ-Faser mit Intensitäten um 1 (Abb.23-25, volle Symbole).
Bis 70% Verformung verschärft sich die Textur dann deutlich, das Maximum der Textur ist bei {111}<112> (φ_1=90°). Die α-Faser ist bei den Proben "C" und "D" bis auf {111}<110> (ϕ=55°), den Kreuzungspunkt mit der γ-Faser, noch recht schwach belegt. Bei Probe "E" findet man schon gewisse Belegungen um {112}<110> (ϕ=35°).
Bei 80% nimmt die Belegung entlang der γ-Faser und vor allem bei {111}<112> etwas ab, statt dessen verstärken sich jetzt bevorzugt Orientierungen auf der α-Faser. Bei Probe "C" verschiebt sich das Maximum der α-Faser von ϕ=55° nach ~45°, die Proben "D" und "E"

zeigen weiterhin ein Maximum bei {111}<110> sowie ein zweites Maximum bei {112}<110>. Auch der Peak bei $\phi \approx 45°$ bei Probe "C" ist wohl durch eine Überlagerung von diesen beiden Peaks zu erklären. Ab 90% Verformung bricht dann die γ-Faser deutlich zusammen, wobei {111}<112> immer noch stärker belegt ist als {111}<110>. Das Maximum der Textur liegt jetzt bei {112}<110> auf der α-Faser, bei weiterer Verformung verstärkt sich diese Lage noch etwas.
Die β-Phasen-Anteile zeigen also recht schwach ausgeprägte krz-Walztexturen, deren Maxima sich mit zunehmender Verformung von {111}<112> über {111}<110> nach {112}<110> verschieben.

V.3-5 Rekristallisationstexturen

Die Texturentwicklung während der Rekristallisation von Messing mit Zn-Gehalten bis 30% ist ausgiebig untersucht worden und weitgehend verstanden /3,4,7,154,162,163/. Dabei zeigte sich unter anderem, daß die Rekristallisationstemperatur keinen wesentlichen Einfluß auf die Rekristallisationstextur hat, mit Ausnahme einer gewissen Texturverschärfung bei niedrigeren Glühtemperaturen /163/. In dieser Untersuchung wurden zwei Rekristallisationstemperaturen von 350°C und 450°C gewählt, Temperaturen also, die schon im homogenen α-Bereich von CuZn37, aber noch unter der Ordnungs/Unordnungs-Umwandlungstemperatur liegen (Abb.1). Damit sollten andere Effekte während der Rekristallisationsglühung wie Ent-Ordnung oder Ausscheidungsbildung möglichst vermieden werden. Der Härteverlauf während der Rekristallisationsglühung bei 350°C wurde für die 95% gewalzten Proben "A"-"D" gemessen (Abb.26), als Zeit für die abgeschlossene primäre Rekristallisation wurden dabei 120s für die CuZn37-Proben "A" und "B" sowie 400s für die CuZn40-Proben "C" und "D" ermittelt (s. Pfeil Abb.26). Die 70% verformten Proben wurden 400s (CuZn37) bzw. 1000s (CuZn40) geglüht. Bei 450°C betrugen die Glühzeiten sowohl bei CuZn37 "A" als auch bei CuZn40 "C" 30s (bei 97% 10s).
Als Beispiel für die bei der Rekristallisation entstehenden Texturen sind in Abb.27 die {111} Polfiguren der CuZn37-Proben "B" und in Abb.28 die der CuZn40-Proben "D" dargestellt. Bei Glühung nach niedrigen Verformungen ist die Rekristallisationstextur recht schwach ausgeprägt und besteht aus einer Würfellage mit WR-

Streuungen sowie einer sehr breit streuenden α-Faser (Abb.27,28). Nach hohen Verformungen wird die Rekristallisationstextur von der typischen Messing-Rekristallisationslage (MsR) {236}<385> bestimmt (z.B. Abb.27f).
Einige Stichprobenmessungen (vergl. z.B. Abb.27,28 je e und f) sowie die Härtemessungen (Abb.26) ergaben, daß die Texturentwicklung der CuZn37-Proben "A" und "B" und die der Proben "C", "D" und "E" jeweils praktisch gleich verläuft, so daß der Einfluß der ~3% während der Vorbehandlung (s. V.2-1) zusätzlich ausgeschiedenen β-Phase vernachlässigt werden darf. Auch der Einfluß der unterschiedlichen Ausgangstexturen der Proben "A", "B" und "E" sowie "C" und "D" ist beim Walzen soweit reduziert worden, daß er hier vernachlässigt werden kann. Daher wurden die CuZn37 Proben "B", "D" und "E" bei 350°C und die CuZn40 Proben "A" und "C" bei 450°C rekristallisiert, ohne daß im folgenden auf die verschiedenen Serien eingegangen wird. Es wird also nur noch zwischen CuZn37 und CuZn40 sowie den beiden Glühtemperaturen unterschieden.

In Abb.29 werden die vollständigen OVFs der bei 350°C rekristallisierten Proben CuZn37 bzw. CuZn40 nach 70% und 97% Walzgrad gezeigt. Für die anderen untersuchten Verformungsgrade bzw. für die Rekristallisationsglühung bei 450°C werden nicht jeweils die kompletten OVFs gezeigt, sondern nur deren φ_2=0°-Schnitte, in denen die wichtigsten Textur-Änderungen gut verfolgt werden können (Abb.30). Die Entwicklung der MsR-Lage, die nicht in diesem φ_2=0°-Schnitt liegt, kann anhand ihrer Intensität f(g) bzw. ihrer Mengenanteile M_i diskutiert werden (Abb.31). Abb.32 zeigt den Verlauf der einzelnen Komponenten bei der primären Rekristallisation der α-Matrix nach den einzelnen Verformungsgraden.
Bei einer Rekristallisationsglühung von CuZn37 nach niedrigen Verformungsgraden entwickelt sich eine relativ schwache Textur (z.B. Abb.29a,30,32), die die Würfellage mit breiten WR-Streuungen sowie eine sehr breit streuende α-Faser mit einem schwachen Maximum bei der inversen Goss-Lage {011}<110> enthält. Mit zunehmendem Walzgrad nimmt die Schärfe der Würfellage langsam zu, dabei verschiebt sich ihre Position jedoch deutlich um WR. Über 95% ist die exakte Würfellage selbst weitgehend verschwunden. Die breit streuenden α-Faser-Bereiche, die bei 70% Walzgrad noch fast den ganzen φ_2=0°-Schnitt ausfüllten, verschärfen sich deutlich,

und es entwickelt sich ein Maximum bei 85°,30°,0° (ab 95%) sowie in der Goss-Lage (ab 90%) (Abb.30). Ab 80% findet man dann die MsR-Lage {236}<385>, die ab 90% das Maximum der gesamten Textur bildet (Abb.29c,31,32).

Die CuZn40 Proben zeigen grundsätzlich eine ähnliche Rekristallisationstexturentwicklung wie CuZn37, die gesamte Textur ist jedoch deutlich schwächer ausgeprägt (Abb.28-32). Auch nach Glühung bei 450°C entwickeln sich sowohl bei CuZn37 als auch bei CuZn40 ähnliche Rekristallisationstexturen, jedoch ist die Intensität verglichen mit den bei 350°C gebildeten Texturen jeweils etwas niedriger (Abb.30,31).
Die genaue Texturentwicklung in der α-Matrix sowie der Einfluß der Glühtemperatur sowie der β-Phase in CuZn40 wird in Abschnitt V.4-3 diskutiert.

Die Rekristallisationstexturentwicklung der β-Phase in CuZn40 wurde ebenfalls untersucht, die Ergebnisse sind für die Probe "D" in Abb.33 in Form von {022}-Polfiguren und in Abb.34 in Form von OVFs dargestellt. Wie bei den Walztexturen erkennt man die Konzentration der Orientierungen entlang der beiden Fasern α und γ (vergl. Abb.23a). Die Skelettlinien, also die Belegungen entlang dieser Fasern sind in Abb.35-37 für die Proben-Serien "C", "D" und "E" bei den beiden Rekristallisationstemperaturen 350°C bzw. 450°C gezeigt. Die Texturentwicklung der β-Faser während der Rekristallisation wird in Abschnitt V.4-4 diskutiert.

Abb.38 und 39 zeigen einige Beispiele der beim Rekristallisieren entstandenen Mikrogefüge. Das Gefüge der CuZn37 Proben besteht bei beiden Glühtemperaturen aus sehr feinen Körnern, die einige Rekristallisationszwillinge aufweisen (Abb.38).
Die Gefügeuntersuchungen von CuZn40 beweisen, daß beide Phasen rekristallisieren (Abb.39). Dabei zeigt die α-Matrix eine sehr feinkörnig rekristallisierte Struktur ähnlich wie CuZn37. Die β-Phase ist ebenfalls rekristallisiert, die Korngröße ist jedoch deutlich größer als die der α-Phase. Meistens beobachtet man nur ein Korn über den gesamten β-Bereich, nur in den dicksten β-Bereichen findet man gelegentlich auch zwei Körner nebeneinander.
Nach Glühung bei 450°C, also der Temperatur der Vorbehandlung, beobachtet man erwartungsgemäß keine Veränderung der Anteile und

Verteilung der β-Phase (Abb.39a,b). Nach Glühung bei 350°C findet man jedoch einen deutlichen Anteil von β-Phase auf den Korngrenzen der rekristallisierten α-Körner, während die schon vorher vorhandenen β-Bereiche unverändert blieben (Abb.39c). Nach Abschluß der Primärrekristallisation der α-Phase scheiden sich also weitere Anteile an β-Phase aus, die bei der niedrigeren Glühtemperatur in übersättigter Lösung vorlagen (vergl. Abb.1).

V.4 Diskussion

V.4-1 Walztexturen der α-Phase

Die Entwicklung der Walztexturen der kfz α-Phase läuft sowohl in CuZn37 als auch in CuZn40 ähnlich wie in CuZn30 ab. Da das Verformungsverhalten von CuZn30 bereits sehr ausgiebig untersucht und auch weitgehend verstanden ist (z.B. /6,163/), soll es hier nur kurz zusammengefaßt werden.

Bei niedrigen Walzgraden (<50%) verläuft die Verformung noch relativ homogen, es bildet sich eine typische Kupfer-Walztextur mit Belegungen entlang des α- und β-Schlauchs. Mit zunehmender Verformung treten systematische Verschiebungen und neue Belegungen auf, die nicht mehr durch homogene Gleitung erklärt werden können. Hier muß aufgrund der niedrigen SFE von Messing der Effekt der mechanischen Zwillingsbildung berücksichtigt werden: Der Abbau der Walzlagen wird durch die einsetzende Zwillingsbildung in den entsprechend orientierten Gefügebereichen erklärt. Wie schon von Wassermann /177/ gezeigt und später von Bauer /156/ bestätigt wurde, ist die Cu-Lage besonders empfindlich gegenüber Zwillingsbildung bei Walzverformung, da die so bewirkte Formänderung sehr gut mit der von außen vorgegebenen übereinstimmt. Parallel zum Abbau der Cu-Lage in den Walztexturen findet man einen Anstieg im Bereich des Cu-Lage-Zwillings {255}<511> bei $\phi \approx 75°$ auf der τ-Faser (Abb.13,14 d, Abb.18a,19a). Wassermann /177/ folgerte dann weiter, daß diese Zwillingsbereiche durch weitere homogene Gleitung zur Goss-Lage (bei ϕ=90°) drehen. Da die Goss-Lage jedoch ebenfalls instabil ist, wird sie weiter entlang der α-Faser zur Ms-Lage rotieren /156/. Dieses Verhalten erklärt tatsächlich die bei niedrig legiertem Messing beobachtete Walztexturentwicklung /6/, wobei sich ein Großteil der Orientierungen im

Bereich der α-Faser mit einem Maximum in der Ms-Lage sammelt (s. Schema Abb.19b).
In hochlegiertem Messing, also auch in den hier untersuchten Legierungen CuZn37 und CuZn40 findet man jedoch, daß sich nach der mechanischen Zwillingsbildung bei mittleren Walzgraden nicht die Goss-Lage, sondern Bereiche bei $\phi \approx 65°$ auf der τ-Faser verstärken (Abb.13,14 d, Abb.18a). Dasselbe Verhalten wurde auch von Asbeck /155/ an gewalzten Cu-Lagen-orientierten Kupfer-Einkristallen beobachtet, es entspricht einer Rotation der Cu-Zwillingslage {255}<511> um die QR weg von der Goss-Lage in Richtung {111}<112> (bei ϕ=55°).
Dieses Verhalten wird so erklärt, daß die kristallographische Gleitung auf {111}-Ebenen nicht parallel zu den bei hohen Zn-Gehalten sehr feinen Zwillings/Matrix-Lamellen stark behindert wird /55,178,179/. Dadurch müssen sowohl die Matrix- als auch die Zwillingsbereiche auf Ebenen parallel zur Zwillingsebene weiter abgleiten, wobei sich die {111}-Zwillingsebene parallel zur Blechebene eindreht, was zu der beobachteten {111}<112>-Lage führt (s. Schema Abb.19c). Allerdings wird die exakte {111}-Lage nicht ganz erreicht, sondern Orientierungen um {233}<311> bei $\phi \approx 65°$, also noch ~10° von der {111}-Orientierung entfernt. Der Grund dafür ist, daß mit zunehmendem Eindrehen in die BN die aufgelöste Schubspannung immer kleiner wird, bei der exakten {111}-Lage wäre sie 0.
Neben diesen breit streuenden Bereichen der {111}<112>-Orientierung werden auch Belegungen nahe {111}<011> gefunden, meist findet man sogar einen relativ gleichmäßig belegten γ-(<111>$\|$BN-) Schlauch (Abb.10). Diese {111}<011> nahen Orientierungen werden nach Hirsch et al. /6/ durch Vorgänge analog den oben beschriebenen nach Verzwillingung der S-Lage (bzw. aller β-Faser-Orientierungen zwischen S- und Cu-Lage) hervorgerufen, was elektronenmikroskopisch auch nachgewiesen wurde /67,178/. Dieser Vorgang läuft allerdings etwas später als bei der Cu-Lage ab, was durch die ungünstigeren Bedingungen der S-Lage für Zwillingsbildung erklärt wird /6/.
Eine weitere Verformung (>80%) kann in den eingedrehten Zwillings/Matrix-Lamellen nun nicht mehr durch normale kristallographische Gleitung erfolgen, statt dessen beobachtet man das massive Auftreten von Scherbändern, die nichtkristallographisch unter einem Winkel von ±35° zur WR das Gefüge durchsetzen /55,

67,178-180/ (Abb.4). Der genaue Bildungsmechanismus dieser Scherbänder und die damit verknüpften Orientierungsänderungen sind noch nicht ganz verstanden, mittels Feinbereichsbeugung im TEM sind jedoch recht stark streuende Belegungen im Bereich der Goss-Lage gefunden worden /55,67,179/. Bei dem sehr hohen Anteil von über 80% /6,179/ an Scherbändern im Gefüge (Abb.4) erklärt dies die Verstärkung der Goss-Lage. Durch weitere homogene Verformung von erholten Goss- bzw. S/Ms-orientierten Kristalliten innerhalb der Scherbänder /55,178,180/ bildet sich dann die Ms-Lage und wächst damit bei höheren Walzgraden zur stärksten Texturkomponente überhaupt an.

Grundsätzlich entwickelt sich die Walztextur der α-Phase der CuZn40-Proben sehr ähnlich, man erkennt allerdings deutliche Unterschiede zu den CuZn37-Proben (Abb.10-17). Da sich die SFE bei Kupfer-Legierungen mit mehr als 30% Zink praktisch nicht mehr ändert /181/, sind diese entweder auf die unterschiedliche Ausgangstextur oder die β-Phasen Anteile zurückzuführen.
Allgemein ist die Textur der CuZn40-Proben "C" und "D" mit ca. 16 fach regellos nicht so scharf ausgeprägt wie die der CuZn37-Proben "A" und "B" (ca. 20 fach, jeweils bei 97%). Die Cu-Lage bleibt bei den CuZn40-Proben länger erhalten, erst über 80% Walzgrad wird sie deutlich abgebaut, während dies in CuZn37 schon bei 70% Verformung sehr stark geschieht. Die Cu-Zwillings-Bereiche (in der Gegend von {255}<511>) und die {111}-Lagen verstärken sich in CuZn40 nur langsam bis 97%, in CuZn37 nehmen sie schon über 90% Verformung wieder deutlich ab (Abb.13,14 d, Abb.18a,b). Diese Unterschiede lassen den Schluß zu, daß die Verzwillingung der Cu-Lage und die nachfolgende Scherbandbildung in den CuZn40-Proben erst später einsetzen. Um nun zu klären, ob dieser Effekt durch die β-Phase oder durch die unterschiedliche Ausgangstextur hervorgerufen wird, wurde wie in Teil V.2-1 schon beschrieben eine weitere CuZn40-Probe "E" mit derselben Ausgangstextur wie die der CuZn37-Proben "A" und "B" hergestellt. Die Skelettlinien (Abb.17) sowie die Mengenanteilkurven (Abb.18c) zeigen, daß diese Proben "E" sich eher wie die CuZn37-Proben verhalten, die oben erwähnten Unterschiede sind also zum großen Teil auf die Unterschiede der Ausgangstextur zurückzuführen. Das Verhalten ist auch verständlich, da sich bei einer Ausgangstextur mit Goss- und Ms-Lage (wie wenn auch nur schwach ausgeprägt in den Proben "A", "B"

und "E") bei homogener Verformung viele Orientierungen im Bereich der α-Faser und anscheinend besonders in der Goss-Lage sammeln (Abb.18a,c). Ausgangslagen mit φ_1>35° (also im Bereich der inversen Goss-Lage, wie bei den Proben "C" und "D") drehen demgegenüber verstärkt zur S- bzw. Cu-Lage (Abb.18b). Dies erklärt eine gewisse Verstärkung der Cu-Lage bei niedrigeren Walzgraden sowie die langsamere Zunahme der Ms-Lage bei den Proben "C" und "D". Ganz im Gegensatz zu den CuZn40 Proben "C" und "D" zeigt die Probenserie "E" eine beschleunigte Entwicklung der Walztextur verglichen mit den CuZn37 Proben. Dies ist an der schnelleren Abnahme der Cu-Lage (Abb.17c,18a) sowie besser an der Schärfe der Ms-Lage bei niedrigeren Walzgraden zu erkennen (Abb.9,17,18c). Mit zunehmender Verformung wird dieser Unterschied allerdings etwas reduziert. Die weichere α-Matrix (Abschnitt V.3-1) ist einer höheren relativen Verformung als die β-Phase unterworfen, daher ist der wahre Verformungsgrad der α-Phase immer etwas höher als der äußere Walzgrad. Zusätzlich bewirken die β-Bereiche evtl. ihrerseits eine schnellere Orientierungsänderung in den α-Phasen Bereichen, ähnlich wie es in zweiphasigen Al-Legierungen gefunden worden ist (Teil I,II). Dieser Effekt einer beschleunigten Walztexturentwicklung scheint in den Proben "C" und "D" durch den Einfluß der unterschiedlichen Ausgangstextur überdeckt zu werden. Wie die metallographischen Untersuchungen (Abb.5) zeigen, wird die Scherbandbildung durch die β-Bereiche behindert, sie ist begrenzt auf die größeren α-Matrix-Bereiche. In der unmittelbaren Nähe der β-Phase bzw. in α-Bereichen zwischen zwei eng nebeneinander angeordneten β-Gefügebereichen erscheint die Verformung homogener abzulaufen. Die β-Phasen-Bereiche erweisen sich also als Barrieren für die in der α-Matrix gebildeten Scherbänder. Erst bei höheren Spannungen (also bei höheren Walzgraden) können diese Scherbänder auch die härtere β-Phase durchschneiden und sich so über große Gefügebereiche ausdehnen, was letzlich zu den beobachteten Texturänderungen in Richtung Ms-Lage führt.

Dennoch ist die Ms-Lage in CuZn40 ähnlich stark oder sogar stärker belegt als in CuZn37, auch die Goss-Lage ist in CuZn40 bei Walzgraden über 90% stärker ausgebildet. Da die Scherbandbildung, die ja gerade für die Verstärkung der Goss- und der Ms-Lage verantwortlich ist (Abschnitt V.4-1), aber wie eben beschrieben durch die β-Teilchen reduziert wird, kann geschlossen werden, daß

einige der Zwillings/Matrix-Lamellen nicht in Richtung Y-Lage und von da durch Scherbandbildung zur Goss-Lage rotieren (Abb.19c). Statt dessen drehen die Zwillingsbereiche wohl direkt durch homogene Verformung Richtung Goss-Lage, also eher analog Wassermanns Modell /177/ (Abb.19b). Dieses Verhalten ist gut in den τ-Fasern (Abb.13-17, d) an den deutlich schwächeren Belegungen der {111}-Orientierungen der CuZn40 Proben (Abb.15-17) zu erkennen.
Nach Yeung et al. /182/ entspricht dies wie auch die beschleunigte Texturentwicklung der CuZn40 Proben "E" einem Effekt der Kornfeinung, der auch in Al-Legierungen in Gegenwart einer zweiten Phase gefunden wurde (Teil I,II).

V.4-2 Walztexturen der β-Phase

Während reines β-Messing schon bei Walzgraden unter 50% zerbricht, führen die Ergebnisse der hier durchgeführten Texturuntersuchungen zu dem Schluß, daß eine in eine weiche Matrix eingebettete β-Phase bis 97% mitverformt werden kann. Dabei läuft die Verformung der β-Phase prinzipiell wie bei anderen krz-Metalle durch {011}<111> Versetzungsgleitung ab /170/. Dies stimmt mit den Ergebnissen von Cooke und Ralph überein /168/, die eine homogene Versetzungsverteilung in der β-Phase beobachteten.
Die Texturentwicklung in der β-Phase kann genutzt werden, um die betätigten Gleitsysteme zu analysieren. Dazu werden die Texturen mit Verformungsmodellen nach Taylor mit unterschiedlich freigelassenen Scherungen verglichen /176/. Zusätzlich muß allerdings noch der Einfluß der umgebenden α-Matrix berücksichtigt werden.

Bis 80% Verformung verschärft sich die Textur deutlich aus der fast regellosen Ausgangstextur, das Textur-Maximum liegt bei {111}<112> auf der γ-Faser. Die α-Faser ist bis auf {111}<110>, den Kreuzungspunkt mit der γ-Faser, noch recht schwach belegt (Abb.23-25). Dies stimmt am besten mit Ergebnisse nach dem Taylor Modell (Full Constraints) mit einer etwas freigelassenen ε_{NR}-Scherung überein. Bei diesen geringen Verformungsgraden sind die β-Körner noch recht rund (equiaxed), jeweils angeordnet in kleineren Clustern (Abb.35). Durch die Rückspannungen der umgebenden α-Matrix bzw. der benachbarten β-Körner müssen mehrere Gleitsysteme aktiviert werden, was den Verformungsbedingungen nach dem Taylor-FC-Modell nahekommt. Da die β-Körner schon durch die Pro-

benvorbehandlung etwas flach sind, scheint sich die ε_{NR}-Scherung jedoch relativ frei einstellen zu können, die dabei entstehenden Inkompatibilitäten können leicht durch die entsprechenden Verformungen der Nachbar-Körner kompensiert werden.
Mit zunehmender Verformung werden auch die β-Körner zunehmend flacher. Zusätzlich werden die β-Cluster zerstört, da einige in der α-Matrix gebildeten Scherbänder auch die β-Körner duchschneiden und sie so in mehr oder weniger parallele Reihen auseinanderziehen (Abb.5). Die Texturänderungen belegen, daß dabei die auf die β-Körner wirkenden Rückspannungen reduziert werden, was zur zunehmenden Freilassung der ε_{NT}- und bei weiterer Verformung auch ε_{RT}-Scherungen führt. Dadurch verschiebt sich die Walztextur von {111}<112> in Richtung {111}<110>, der stabilen Orientierung bei zusätzlich freier ε_{NT}-Scherung. Für die bei noch höherer Verformung gefundene Orientierung {112}<110> muß zusätzlich noch die ε_{RT}-Scherung freigelassen werden. Das bedeutet, daß bei höchsten Walzgraden >95% die Verformung der β-Körner ungefähr nach dem Sachs-Modell (d.h. no constraints) verläuft.
Die härteren β-Körner verformen sich in der weicheren α-Matrix also zunehmend wie Einkristalle mit freier Formänderung. Die α-Matrix besteht bei diesen hohen Walzgraden wegen der inhomogenen Verformung durch Zwillings- und Scherbandbildung aus extrem feinen Kristalliten und ist somit nicht mehr in der Lage, größere Rückspannungen auf die β-Körner auszuüben. Außerdem ist die zur Ausbildung der Sachs-Lage zusätzlich benötigte ε_{RT}-Scherung die gleiche, die bei der Verformung der Ms-orientierten α-Phasen Bereiche auftritt, so daß diese Scherungen nicht nur zwischen α-Phasen-Bereichen auftreten und dort kompensiert werden können, sondern offenbar auch auf die β-Phasen-Bereichen einwirken /6/.
Trotz der relativ großen Schwankungen bei den Polfigur-Messungen der β-Phase können aus den Walztexturen doch interessante Rückschlüsse auf das Verformungsverhalten gezogen werden. Allerdings ist die Texturentwicklung der CuZn40 Serie "E" etwas anders als die der Proben "C" und "D". Wie oben schon erwähnt, bildet sich bei der Probenserie "E" schneller die Orientierung {112}<110>, die bei höchsten Verformungen bei allen CuZn40 Proben die Endlage darstellt. Dieser Effekt, der die Ergebnisse dieser Serie auf den ersten Blick etwas unübersichtlich erscheinen läßt, kann jedoch auf die unterschiedliche Ausgangstextur der Proben "E" verglichen mit den Proben "C" und "D" (Abschnitt V.3-2) zurückgeführt wer-

den. Bei den Proben der Serie "E" stand die Kaltwalzrichtung senkrecht zur Vorwalzrichtung, die β-Phasen-Anteile werden also senkrecht zu ihrer durch das Vorwalzen bestimmten Ausrichtung verformt. Dies führt schneller zu einer Fragmentierung der β-Phasen Bereiche und damit schneller zu Walzbedingungen nach dem Sachs-Modell mit freier Formänderung, da weniger Rückspannungen innerhalb der härteren β-Phase übertragen werden müssen. So bildet sich also schneller die Sachs-Lage {112}<110>, und die oben diskutierten Mechanismen der Texturänderung der Proben "C" und "D" laufen nicht so ausgeprägt ab.

V.4-3 Rekristallisationstexturen der α-Phase

Die Rekristallisationstexturentwicklung von Messing bis zu Zn-Gehalten von 30% ist bereits eingehend untersucht worden /3,4,7, 154,162,163/. Ein Vergleich mit den hier untersuchten homogenen CuZn37-Proben ergab, daß die ablaufenden Texturänderungen erwartungsgemäß vergleichbar sind. Daher soll hier die Rekristallisationstexturentwicklung von CuZn37 nur kurz diskutiert werden, anschließend werden die Unterschiede zu den CuZn40-Proben erläutert.

Die Rekristallisationtextur von Messing wird nach höheren Verformungen von einer recht scharfen MsR-Lage {236}<385> dominiert, die schon in den Polfiguren (Abb.27,40a) deutlich erkennbar ist. Diese Lage wurde schon früh durch Wachstumsauslese auf Kosten der Ms-Walz-Lage {011}<211> interpretiert /183/. Detailliertere Untersuchungen mit Hilfe der OVF-Analyse zeigten den ausgeprägten Kompromißcharakter dieser Lage /128/, die genau zwischen den beiden idealen 40°<111> Rotationsbeziehungen der beiden äquivalenten Komponenten der Ms-Lage liegt (Abb.40b). Das Auftreten der MsR-Lage in Messing ist weiterhin immer mit einer Belegung der um WR gedrehten Würfellage {025}<100> verbunden, die ebenfalls eine günstige 40°<111> Rotationsbeziehung zur Ms-Lage hat. Die dritte mögliche Lage mit einer 40°<111> Orientierungsbeziehung, nämlich die A-Lage {112}<110>, tritt in Messing jedoch nicht auf /129/. Die Rekristallisationstextur kann also nicht allein durch Wachstumsauslesemechanismen erklärt werden, vielmehr müssen auch die Keimbildungsmöglichkeiten in der Walzstruktur berücksichtigt wer-

den /184/.
Als Keimbildungsstellen werden in Messing im allgemeinen die Scherbänder gefunden. Nach Huber und Hatherly /135/ bilden sich die ersten Keime durch sogenannte "Erholungszwillinge" in Randbereichen der Scherbänder. Von da aus wachsen dann erste Körner mit walztexturähnlichen Orientierungen, also im Bereich zwischen Ms- und Goss- bzw. S-Lage, in die verformte Matrix. Durch weitere Verzwillingung können sich daraus sehr schnell andere Orientierungen bilden, die dann größere Orientierungsunterschiede zur umgebenden Matrix haben und somit deutlich schneller wachsen können.
Unter allen so gebildeten Keimen zeichnet sich die MsR-Lage besonders aus, die - einmal gebildet - aufgrund ihres Kompromißcharakters sehr rasch ohne wesentliche Weiterverzwillingung wächst und so einen Großteil des verformten Gefüges aufzehrt. Somit wächst sie zur texturbestimmenden Lage in Messing heran.
Virnich et al. /154/ interpretierten die MsR-Lagen Keime als Zwillinge zweiter Generation der Goss/Ms-Lage ~{011}<511>. Neuere Untersuchungen /146,185/ erklären die MsR-Lagen Keime bereits durch Zwillinge erster Generation der S/Ms-Lage ~{168}<211>, einer Lage, die ebenfalls als Scherbandlage aufgefaßt wird /6/.
Diese guten Keimbildungsmöglichkeiten an Scherbändern führen dann zu dem beobachteten sehr feinkörnigen Rekristallisationsgefüge (Abb.33) mit nur wenigen Rekristallisationszwillingen.

Die Rekristallisationstextur in Messing wird also durch 40°<111> Wachstumsauslese aus einem Keimspektrum erklärt, welches durch Zwillingsbildung aus der Walzstruktur hervorgeht. Um nun quantitativ abzuschätzen, inwieweit diese Erklärung für die hier untersuchten CuZn37 Proben zutrifft, wurden die folgenden Rechnungen durchgeführt: Zur Überprüfung der Wachstumsauslese wurde die "Transformations-OVF" berechnet /129/, bei der alle Orientierungen der Walztextur rechnerisch ±40° um alle möglichen <111>-Achsen gedreht wurden (Abb.41a,c, vergl. I.4-2). Zur Bestimmung des Beitrags der Keimbildung durch Verzwillingung wurde die Walztextur auf eine ähnliche Weise rechnerisch "verzwillingt", was kristallographisch einer 60°<111> Transformation entspricht (Abb. 41b,d). (Dabei werden allerdings nur Zwillinge erster Generation berücksichtigt.)

Wenn die Rekristallisation nun wie oben beschrieben durch Wachstumsauslese aus einem durch Zwillingsbildung gebildeten Keimspektrum abläuft, müßte die dabei entstehende Textur einer Überlagerung der beiden berechneten OVFs entsprechen. Dies ist in Abb.42a am Beispiel der 97% gewalzten CuZn37 Probe dargestellt, mit dicken Linien ist die Transformations-OVF, mit dünnen Linien die Zwillings-OVF abgebildet (jeweils nur eine Höhenlinie). Schraffiert sind Bereiche der Überlagerung, das bedeutet, daß diese Orientierungen sowohl keimgebildet werden, als auch daß sie wachsen können. Man erkennt beim Vergleich dieser schraffierten Bereiche mit der experimentell ermittelten Textur nach Rekristallisation bei 350°C (Abb.29b,42b) weitgehende Übereinstimmungen, so daß ein Großteil der Textur wirklich mit dieser einfachen Modellvorstellung erklärt werden kann.
Dennoch bleiben bei einigen Orientierungen gewisse Unterschiede, besonders im Bereich der Würfellage und ihren WR-Streuungen (s. auch Abb.30). Bei niedrigeren Walzgraden werden diese Abweichungen zwischen den Modell-OVFs und den experimentellen OVFs zunehmend größer.
Bei 70% Walzgrad entspricht die Rekristallisationstextur grob der Zwillings-OVF mit einer etwas stärker ausgeprägten Würfellage (Abb.29a,41b). Die Textur wird also im wesentlichen durch Keimbildung durch Zwillingsbildung bestimmt, Keimwachstum scheint eine geringere Rolle zu spielen, da die treibende Kraft für primäre Rekristallisation noch recht gering ist. Neben der Keimbildung durch Zwillingsbildung laufen anscheinend noch andere Keimbildungsprozesse in etwas größerem Ausmaß ab, die wie in Cu oder Al zur Bildung einer Würfellage führen. Wahrscheinlich sind das Prozesse wie der Dillamore/Katoh-Mechanismus /123/, der in den noch homogen verformten Matrix-Bereichen zur Bildung von Würfellagen-Keimen führt. In diesen Bereichen, die Orientierungen um die S-Lage haben, finden solche Würfellagen-Keime gute Wachstumsbedingungen und bilden so die beobachteten ~10% Würfellage (Abb. 30,32). Für die Keimbildung nach dem Dillamore/Katoh-Mechanismus sind gerade die WR-Streuungen der Würfellage charakteristisch, die in den Rekristallisationstexturen nach höheren Verformungen auch gefunden werden (Abb.30). Dabei muß die Würfellage nicht vollständig in der Walzstruktur vorhanden sein, sondern sie kann durch Zwillingsbildung sogar nachgebildet werden, wie ihre Belegungen in der Zwillings-OVF zeigen (Abb.41b,d).

Mit zunehmender Walzverformung wird die Rekristallisationstextur zunehmend durch Wachstumsauslesevorgänge charakterisiert, was an der zunehmenden Ähnlichkeit der experimentellen und der theoretischen OVFs deutlich wird. Dennoch werden bis 97% Würfellagen-Anteile mit allerdings abnehmendem Mengenanteil sowie besonders deutlich auch WR gedrehte Würfellagen gefunden (Abb.30). Das Maximum dieser Würfellage ist dabei bei $\phi \approx 22°$, also bei der Orientierung mit der exakten 40°<111> Wachstumsbedingung (Abb.41c), und nicht in der Würfellage bei $\phi=0°$ wie in der Zwillings-OVF (Abb.41b,d). Die Keime müssen also auch bei höherer Verformung durch andere Mechanismen als Zwillingsbildung aus der Walzstruktur gebildet werden, nämlich z.B. durch den Dillamore/Katoh-Mechanismus (s.o.).
Bei zunehmender Verformung wird die verformte Struktur weitgehend von Scherbandbildung bestimmt (Abb.4 und Abschnitt V.4-1), dennoch bleiben bis zu höchsten Walzgraden kleine rautenförmige Bereiche, die nicht von Scherbändern durchsetzt sind (Abb.4c,d). Wahrscheinlich laufen in diesen Bereichen oder in Scherbändern nach homogener Weiterverformung ähnliche Keimbildungsvorgänge zur Bildung der Würfellage ab wie bei 70% Verformung.

Im Gegensatz zu der Walztexturentwicklung, die nur geringfügige Unterschiede zwischen CuZn37 und CuZn40 zeigt (V.3-2), findet man bei der Rekristallisation wesentlich ausgeprägtere Unterschiede in den Texturen. Ein Punkt ist die Schärfe der Textur, die bei CuZn40 bei 350°C mit f(g)=5 der MsR-Lage bei 97% nicht einmal halb so hoch ist wie bei CuZn37 (f(g)=12 bei 97%) (Abb.28,29,31). Die Würfellage ist bei CuZn40 etwas stärker ausgeprägt, und zwar ohne die bei CuZn37 beobachteten WR-Rotationen (Abb.30). Auch bei CuZn40 findet man die sehr breit streuenden α-Faser-Bereiche, die sich jedoch bis 97% im Gegensatz zu CuZn37 nur unwesentlich verschärfen, auch ihre Streubreite nimmt nicht so stark ab (Abb.30). Sowohl diese geringere Schärfe, als auch die deutlich längeren Rekristallisationszeiten im Vergleich mit CuZn37 (Abb.26) weisen darauf hin, daß ein weniger ausgeprägtes Keimspektrum in der verformten Struktur vorliegt. Der Grund dafür ist wahrscheinlich, daß wie in Abschnitt V.4-1 beschrieben die Zwillings- und Scherbandmechanismen in CuZn40 reduziert sowie erst bei höheren Verformungsgraden ablaufen. Daher bilden sich weniger MsR-Lagen-Keime in den Scherbändern, und andere, ungünstiger orientierte

Keime haben bessere Chancen zu wachsen. Dies läuft langsamer ab und führt schließlich zu der geringeren Schärfe und dem erhöhten regellosen Anteil in der Rekristallisationstextur (Abb.32).
Neben dieser Erhöhung des regellosen Anteils ergibt die genaue Analyse der OVF mit Mengenanteilberechnungen, daß in der Rekristallisationstextur von CuZn40 auch etwas mehr Cu-Lage und deutlich mehr Lagen des α-Schlauchs vorliegen (Abb.29d,32). Auch diese Lagen, deren Keime wohl aus der Walzstruktur kommen, können ausreichend wachsen, um deutliche Mengenanteile in der Rekristallisations-OVF zu erhalten.
Im Gegensatz zu mehrphasigen Al-Legierungen findet hier also keine Keimbildung an den Teilchen zweiter Phase statt. Auch Honeycombe und Boas /165/ und Clarebrough /166/ beobachteten eine Keimbildung innerhalb der α-Matrix und nicht an den α/β-Phasengrenzen. Die Ursache für dieses unterschiedliche Keimbildung-Verhalten ist wohl im unterschiedlichen Verformungsverhalten abhängig von dem Volumenanteil sowie der Verteilung der zweiten Phase zu suchen. Wenn nur ein relativ geringer Anteil einer fein verteilten zweiten Phase vorliegt, werden die Bereiche in der unmittelbaren Nähe der Teilchen deutlich stärker verformt als die Matrix und können so als Keimbildungsstellen fungieren (Teil I, II). In Materialien mit einem deutlich größeren Anteil an zweiter Phase, also einer Duplex-Struktur wie z.B. in den hier untersuchten CuZn40 Proben, ist die Verformung der α-Matrix in der Nähe der härteren β-Teilchen jedoch behindert /166/ und führt daher nicht zu einer bevorzugten Keimbildung. In solchen teilchennahen Bereichen beobachtet man metallographisch oft etwas gröbere Körner, die auf eine derart reduzierte Keimhäufigkeit hinweisen (Abb.33).

Auch der Effekt der beschleunigten Wachstumsauslese durch Kompromiß-Effekte kann für die stärkere MsR-Lagen Textur in CuZn37 verantwortlich sein. Die Rekristallisationstextur (Abb.29d) sowie die 40°<111> Transformations-OVF (Abb.41d) von CuZn40 zeigen vergleichbare Intensitäten der MsR-Lage, während die Rekristallisationstextur von CuZn37 (Abb.29c) deutlich schärfer ausgeprägt ist als die entsprechende Transformations-OVF. (Das gilt auch beim Vergleich mit der etwas schwächeren FUNE-OVF anstatt der TRUE-OVF.) Wegen der β-Phasen-Anteile kommt es in der α-Matrix von CuZn40 zu größeren Streuungen der lokalen Texturen, die einem

ausgeprägten Kompromiß-Effekt beim Wachsen der MsR-Keime entgegenwirken, da der Kompromiß-Effekt eine gewisse Konsistenz der Orientierungs-Struktur benötigt /7/. Dieses kann zu der beobachteten Abschwächung der MsR-Lage und statt dessen zu einem Anwachsen anderer Orientierungen in der Rekristallisationstextur von CuZn40 führen.

Die nach Glühung bei 450°C gebildeten Rekristallisationstexturen zeigen ähnliche Unterschiede zwischen CuZn37 und CuZn40 (Abb.30, 31,32), allerdings nicht so deutlich wie bei den bei 350°C geglühten Proben. Der Grund ist, daß die Wachstumsauslese bei höheren Temperaturen generell abgeschwächt ist /7,186/, und daß damit auch bei dem ausgeprägteren Keimspektrum in CuZn37 mehr regellose Keime wachsen können. Dadurch wird auch in diesen Proben weniger MsR-Lage, mehr Würfellage sowie ein erhöhter Untergrundanteil und einige walztexturähnliche Lagen gefunden.

V.4-4 Rekristallisationstexturen der β-Phase

Auch die Rekristallisationstexturen der β-Phase in CuZn40 wurden gemessen und wie oben beschrieben als Polfiguren (Abb.35) und OVFs (Abb.36) dargestellt. Wie bei krz-Metallen oft gefunden wird /4,174-176/, entwickeln sich bei der Rekristallisation Fasertexturen ähnlich den Walztexturen. Daher kann die Texturentwicklung während der Rekristallisation gut anhand der Skelettlinien (Abb. 37-39) diskutiert werden.
Bis ca. 90% Verformung zeigen die Rekristallisationstexturen von CuZn40 im Rahmen der Meßgenauigkeit fast keinen Unterschied zu den Texturen der gewalzten Proben (Abb.23-25), obwohl die Härtekurven (Abb.26) sowie die Gefügebilder (Abb.34) deutlich zeigen, daß auch die β-Phase vollständig rekristallisiert ist. Dies spricht für einen Vorgang der "Rekristallisation in Situ", wobei ausgeprägte Erholungsvorgänge, wie Versetzungsreaktionen, Polygonisation und Subkorn-Bildung bis zur Bildung von Großwinkelkorngrenzen führen /142/. Dabei tritt keine Änderung der Textur auf, obwohl die bei der Verformung gespeicherte Versetzungsenergie vollständig abgebaut wird. Solche Prozesse wurden auch schon von anderen Autoren /165,167,168/ für die Rekristallisation der β-Phase in α/β-Messing beschrieben. Dabei wurde gefunden, daß bei

steigender Verformung sowie bei steigender Glühtemperatur die Tendenz zur diskontinuierlichen "normalen" Rekristallisation nach einer ausgeprägten Erholungsphase zunahm /167,168/.
Bei einer genauen Analyse der Skelettlinien (Abb.37-39) erkennt man jedoch schon bei niedrigen Walzgraden kleinere systematische Texturänderungen. Man beobachtet vor allem eine Abnahme von {111}<112>, allerdings ohne den markanten Anstieg einer anderen Orientierung. Das bedeutet, daß einige regellos orientierte Keime in {111}<112> hineinwachsen. Nach Berechnungen nach Taylor-Modellen enthält die {111}<112>-Orientierung die höchste gespeicherte Versetzungdichte /175,176/, damit sollten zufällig gebildete Keime beim Wachsen in diese Orientierung die besten Wachstumschancen vorfinden, was zu dem beobachteten Abfall von {111}<112> führt.
In früheren Untersuchungen wurde die Bildung von Rekristallisationskeimen der β-Phase bei niedrigeren Verformungsgraden immer an α/β-Phasengrenzen beobachtet /165,166/. Als Grund dafür wird das unterschiedliche Verformungsverhalten der α- und β-Phase diskutiert: Wie in Abschnitt V.3-2 und V.4-1 beschrieben, ist die Verformung der α-Phase unmittelbar um die härteren β-Teilchen behindert, verglichen mit dem Innerern der α-Matrix. Das führt andererseits aber zu einer etwas kräftigeren Verformung der β-Phase an diesen Grenzflächen als im Inneren der β-Körner /166/ und damit zu einer bevorzugten Keimbildung. Diese Keime wachsen bei höheren Walzgraden dann von dort in die verformten β-Körner und zehren die durch Erholungsvorgänge gebildete Subkornstruktur auf /168/.
Das wird auch durch die Gefügeuntersuchungen an den rekristallisierten Proben bestätigt (Abb.34): In der α-Matrix tritt eine Vielzahl von rekristallisierten Körnern auf, was auf die in früheren Untersuchungen /165,166/ "regellos" genannte Keimbildung hinweist (genauer: Keimbildung an Scherbändern, s. V.4-3). In der β-Phase wird demgegenüber meistens nur ein rekristallisiertes Korn über die gesamte Dicken-Ausdehnung der β-Phasen Bereiche gefunden. Nur in einigen der dicksten β-Bereiche beobachtet man 2 Körner, die sich ungefähr in der Mitte treffen, was für die Keimbildung an den Phasengrenzen spricht. Dennoch kann eine Keimbildung durch Subkornkoaleszenz im Inneren der β-Körner nicht ausgeschlossen werden.

Mit steigendem Walzgrad werden die Unterschiede zwischen Walz- und Rekristallisationstextur größer (Abb.23-25 und 37-39). Beide Fasern, die γ-Faser besonders mit {111}<112> und die α-Faser besonders mit {112}<110> verstärken sich deutlich während der Rekristallisationsglühung. Bei der höheren Temperatur (450°C) findet man diesen Effekt schon bei 80%, bei 350°C erst bei 90% Verformung. Dies steht in Übereinstimmung mit den Beobachtungen von Cooke und Ralph /168/, die ebenfalls bei höherer Temperatur eine Abnahme der Neigung zu in Situ Rekristallisation beschreiben.

Da dabei keine anderen Orientierungen deutlich abnehmen, ist dies ein Verschärfungseffekt der Textur. Das bedeutet, daß an α/β-Phasengrenzen oder durch Subkornkoaleszenz in der verformten β-Struktur gebildete Keime mit Walztextur-ähnlichen Orientierungen in die mehr regellos orientierten Bereiche der β-Phase hineinwachsen und so die gesamte Textur verschärfen. Ob zusätzlich noch Vorgänge von in Situ Rekristallisation oder ein Wachstum von {111}<112> in {112}<110> oder umgekehrt stattfindet, kann bei der begrenzten Genauigkeit der Texturanalyse bei nur 20% β-Phase nicht geklärt werden.

V.5 Zusammenfassung

Die Texturentwicklung beim Walzen und Rekristallisieren von α/β-Messing sollte untersucht werden. Dabei wurden die folgenden Ergebnisse erhalten:

(1) Walzen der α-Phase

Allgemein laufen in der α-Phase dieselben Verformungsmechanismen ab wie in einphasigem α-Messing, nämlich homogene Verformung, Einsatz mechanischer Zwillingsbildung und nachfolgende Scherbandbildung. Die Walztexturentwicklung in zweiphasigem Messing ist jedoch deutlich beschleunigt, da die weichere α-Matrix einen größeren Anteil der Gesamtverformung aufnimmt als die β-Phase. Man beobachtet jedoch auch einige systematische Unterschiede in den Walztexturen der α-Phase verglichen mit homogenem Messing. So findet das Eindrehen der Cu-Lagen-Zwillinge in die Blechnormale deutlich weniger ausgeprägt statt, auch die nachfolgende Scherbandbildung ist reduziert. Es wird angenommen, daß die ~20% β-Phase als Barrieren für die Scherbänder der α-Matrix dienen, und Scherbänder sich daher erst bei höheren Verformungen bilden können. Statt dessen scheinen die Zwillinge direkt durch homogene Verformung in die Goss-Lage einzudrehen.

(2) Walzen der β-Phase

Im Gegensatz zu reinem β-Messing, welches schon bei Walzgraden unter 50% zerbricht, zeigen die hier untersuchten α/β-Proben klare Beweise für eine Verformung der β-Phase bis 97% (Gesamt-) Verformung. Es wird eine relativ schwache, typische krz-Walztextur mit Belegungen entlang der α- und γ-Faser gefunden. Durch Vergleich dieser Belegungen mit Modellrechnungen nach der Taylor-Theorie mit zusätzlich freigelassenen Scherungen kann auf den Verformungsmechanismus zurückgeschlossen werden. Bei zunehmender Verformung werden dabei zunehmend weitere Scherkomponenten freigegeben, bis sich die β-Phase bei höchsten Walzgraden mehr oder weniger wie Einkristalle mit freier Formänderung in einer weichen Matrix verhält.

(3) Rekristallisieren der α-Phase

Die Rekristallisationstextur der α-Phase wird wie in homogenem Messing durch 40°<111> Wachstumsauslese aus einem durch Zwillingsbildung in den Scherbändern hervorgegangenen Keimspektrum bestimmt. Verglichen mit den Walztexturen beobachtet man jedoch bei α/β-Messing größere Textur-Unterschiede. Die Rekristallisationstexturen sind deutlich schwächer ausgeprägt und enthalten wesentlich weniger der typischen MsR-Lage. Statt dessen erhält man etwas mehr Würfellage und walztexturähnliche Orientierungen sowie einen deutlich erhöhten Untergrundanteil.
Der Grund dafür liegt in der reduzierten Scherbandbildung der α-Matrix verursacht durch die β-Teilchen. Das führt zu einem weniger stark ausgeprägten Keimspektrum, was signifikanten Wachstumsausleseprozessen der MsR-Keime entgegenwirkt und so auch das Anwachsen anderer Orientierungen ermöglicht.
Bei einer Erhöhung der Glühtemperatur fallen die beobachteten Unterschiede weniger deutlich auf, da die zu der typischen MsR-Lagen-Textur führenden Wachstumsausleseprozesse bei höheren Temperaturen allgemein schwächer sind und so auch in homogenem Messing eine Rekristallisationstextur mit einem erhöhtem regellosen Anteil gebildet wird.

(4) Rekristallisieren der β-Phase

Bei niedrigen Walzgraden und Glühtemperaturen scheinen die größten Anteile der β-Phase soweit zu erholen, daß keine nachfolgende Rekristallisation mit deutlichen Texturänderungen mehr abläuft (Rekristallisation in Situ). Nur einige diskontinuierliche Rekristallisationsereignisse finden statt, die zu einem leichten Abbau der {111}<112>-Orientierung führen. Wahrscheinlich ist die treibende Kraft nur in dieser Orientierung wegen ihrer hohen gespeicherten Versetzungsdichte ausreichend hoch.
Bei höheren Verformungen bzw. Glühtemperaturen verschärft sich die gesamte Rekristallisationstextur. Wahrscheinlich wachsen in der verformten Struktur gebildete Keime mit walztexturähnlichen Orientierungen in die mehr regellos orientierten Bereiche der β-Phase hinein und verstärken so die walztexturähnlichen Orientierungen.

V.6 Tabellen

Probe	%Cu	%Zn	Pb,Fe,Sn,Ni,Mn,P,As,Cr,Zr,S,Ti,Co	Al,Si
CuZn37	63.4	36.6	<0.01 ppm	n.n.
CuZn40	60.3	39.7	<0.01 ppm	n.n.

Tab.1: Chemische Analyse der Ausgangsproben

Material	CuZn37		CuZn40		
Probe	"A"	"B"	"C"	"D"	"E"
Ausgangskorn-größe (μm)	18.6	20.2	20.8	19.4	14.1
Gehalt an β-Phase	0%	2%	22%	25% (3% sek.)	22%
Ausgangstextur	3fach regellos 90% Untergrund 10% Goss+Ms		3fach regellos 90% Untergrund 10% inv. Goss+P		wie "A"

Tab.2: Charakterisierung des Ausgangsmaterials

V.7 Abbildungen

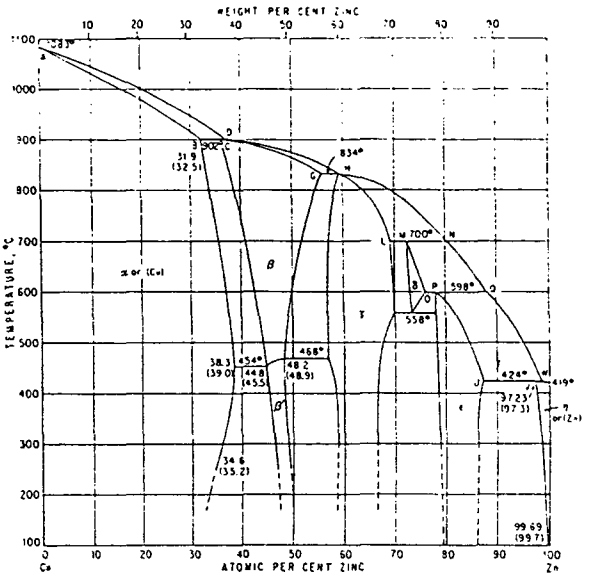


Fig. 367. Cu-Zn

Abb.1: Zustandsdiagramm Cu-Zn /187/.

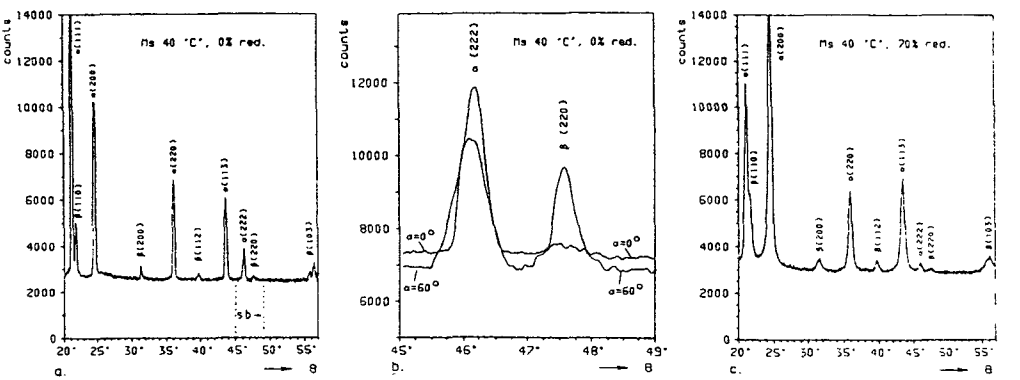


Abb.2: θ-Scans von CuZn40 "C", a) 0% red., b) 0% red., bei α=0° und 60°, und c) 70% red.

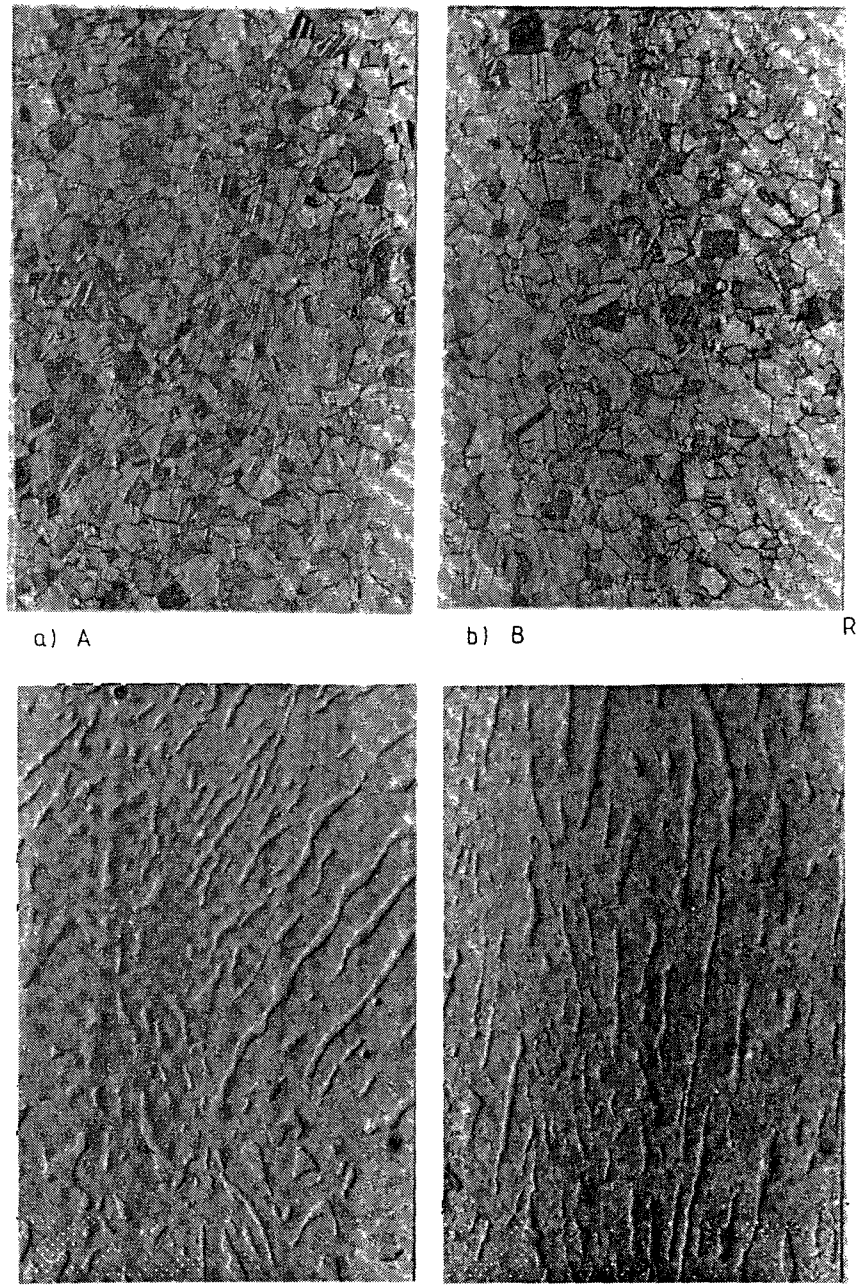
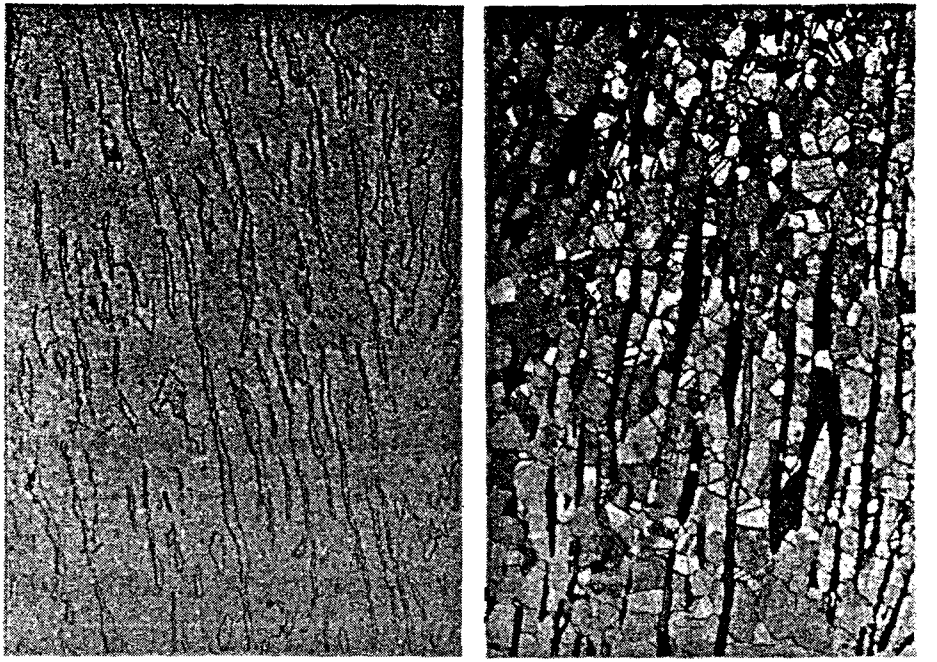


Abb.3: Gefüge der Ausgangsproben,
a) CuZn37 "A", b) CuZn37 "B" (geätzt, 200x)
c) CuZn40 "C", d) CuZn40 "D" (poliert, 200x)



noch Abb.3: CuZn40 "E", e) poliert, f) geätzt (200x).

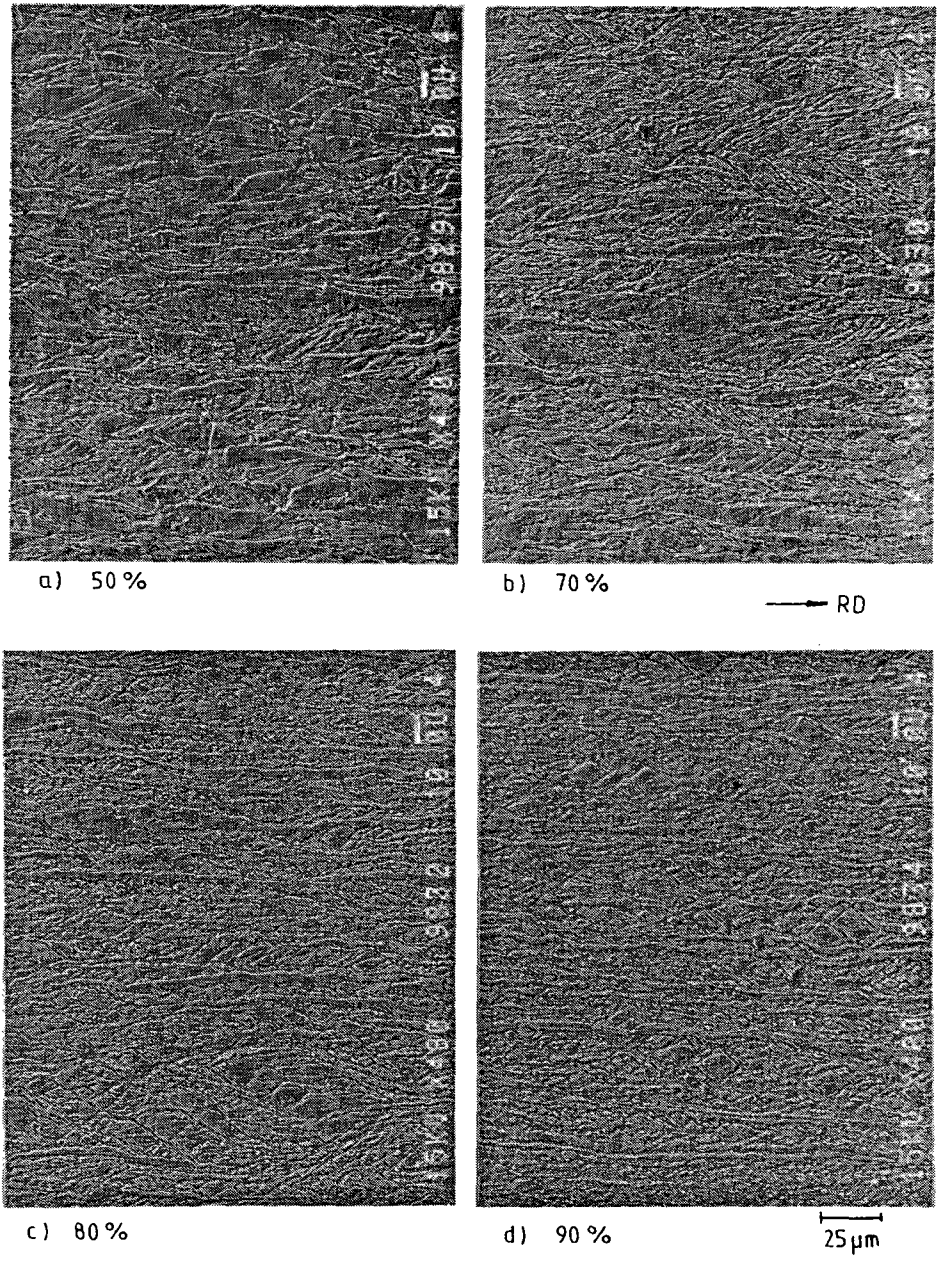


Abb.4: Gefüge der gewalzten CuZn37-Proben "A", (geätzt, REM, 480x).

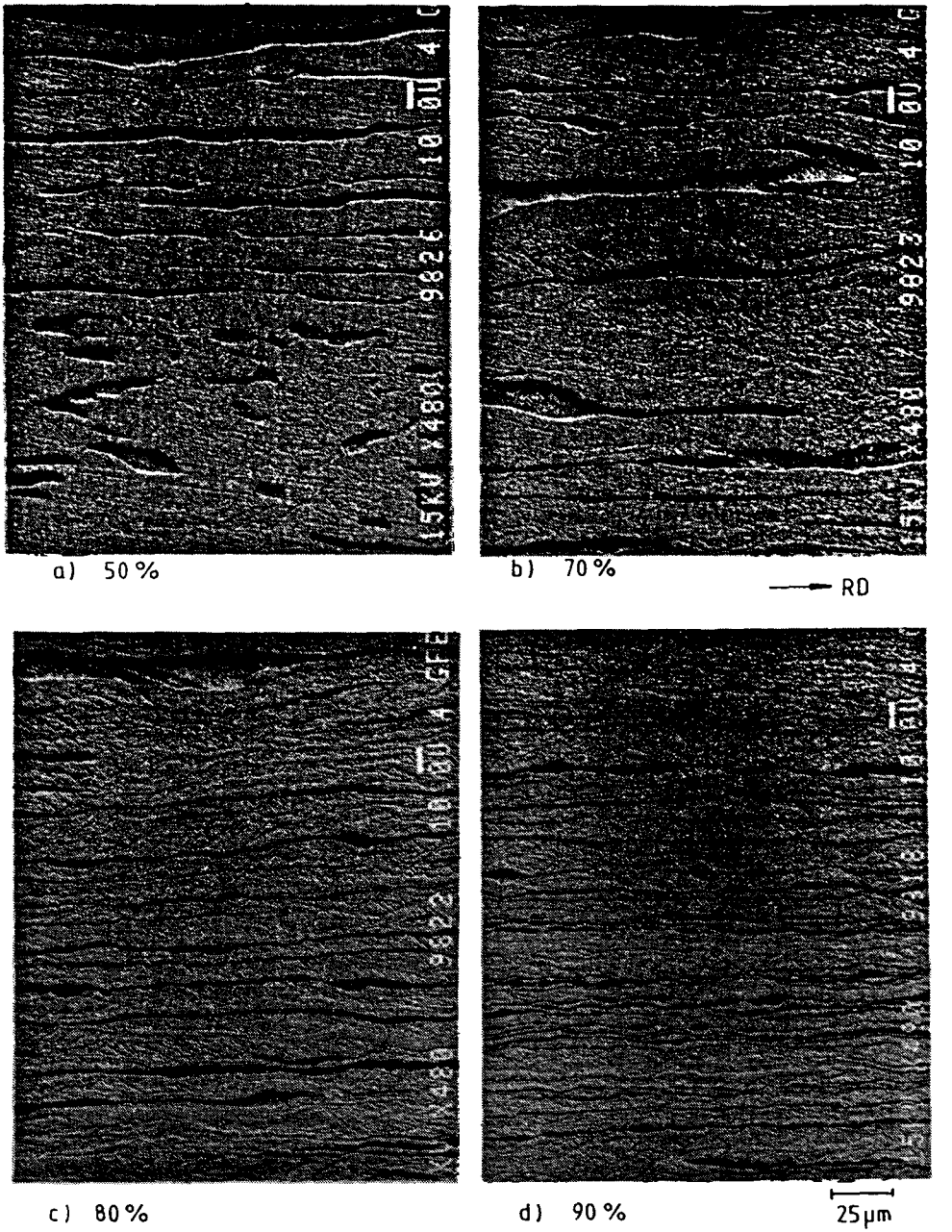


Abb.5: Gefüge der gewalzten CuZn40-Proben "C", (geätzt, REM, 480x).

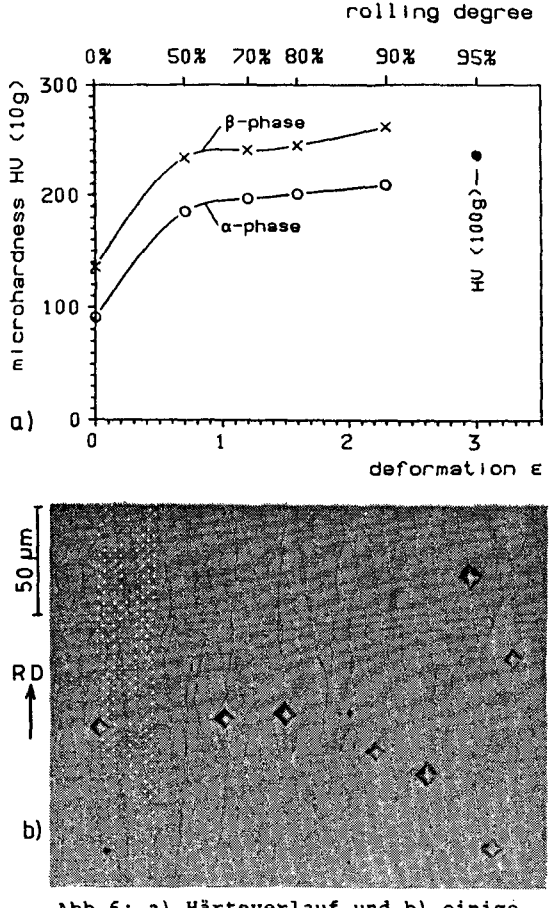


Abb.6: a) Härteverlauf und b) einige Härteeindrücke in CuZn40.

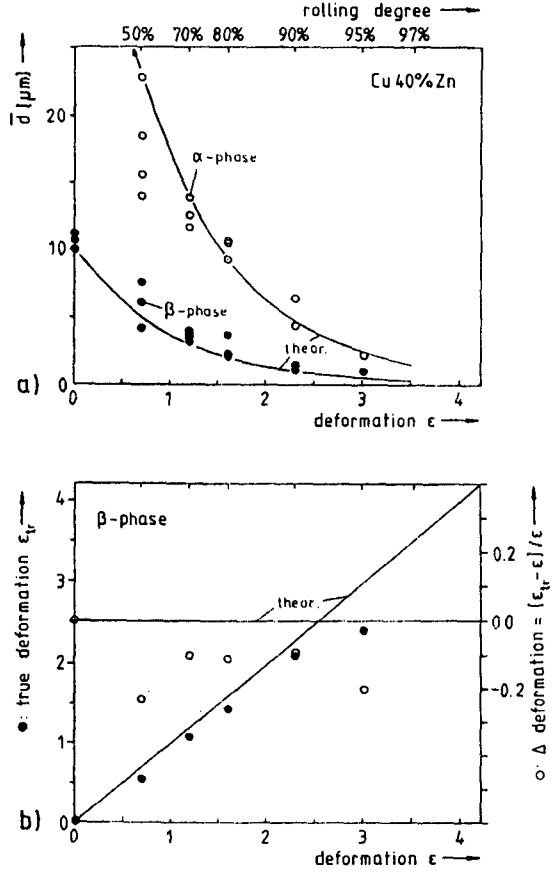
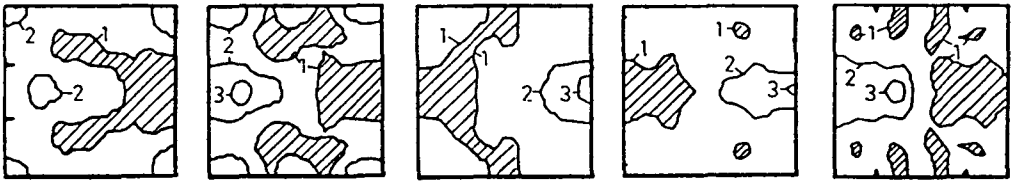


Abb.7: a) Dickenänderung in der α- und β-Phase, und b) wahre und relative Verformung der β-Phase in Abhängigkeit der äußeren Verformung ε.



a) Ms37 "A" b) Ms37 "B" c) Ms40 "C" d) Ms40 "D" e) Ms40 "E"

Abb.8: φ_2=0° Schnitte der Ausgangstexturen.

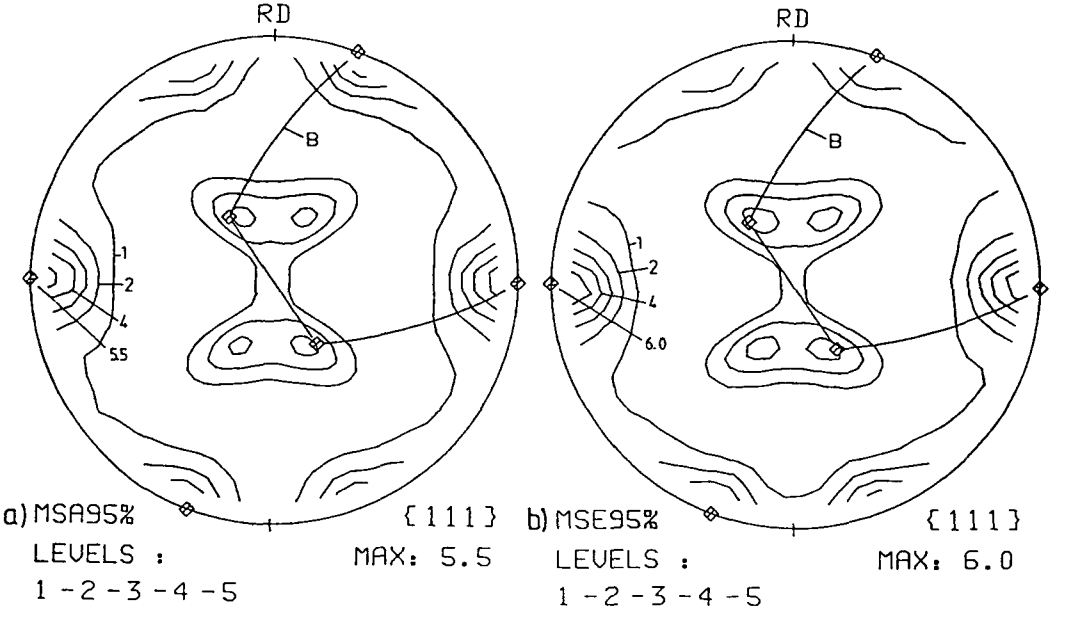


Abb.9: (111)-Polfigur der 95% gewalzten Probe a) CuZn37 "A" und b) CuZn40 "E".

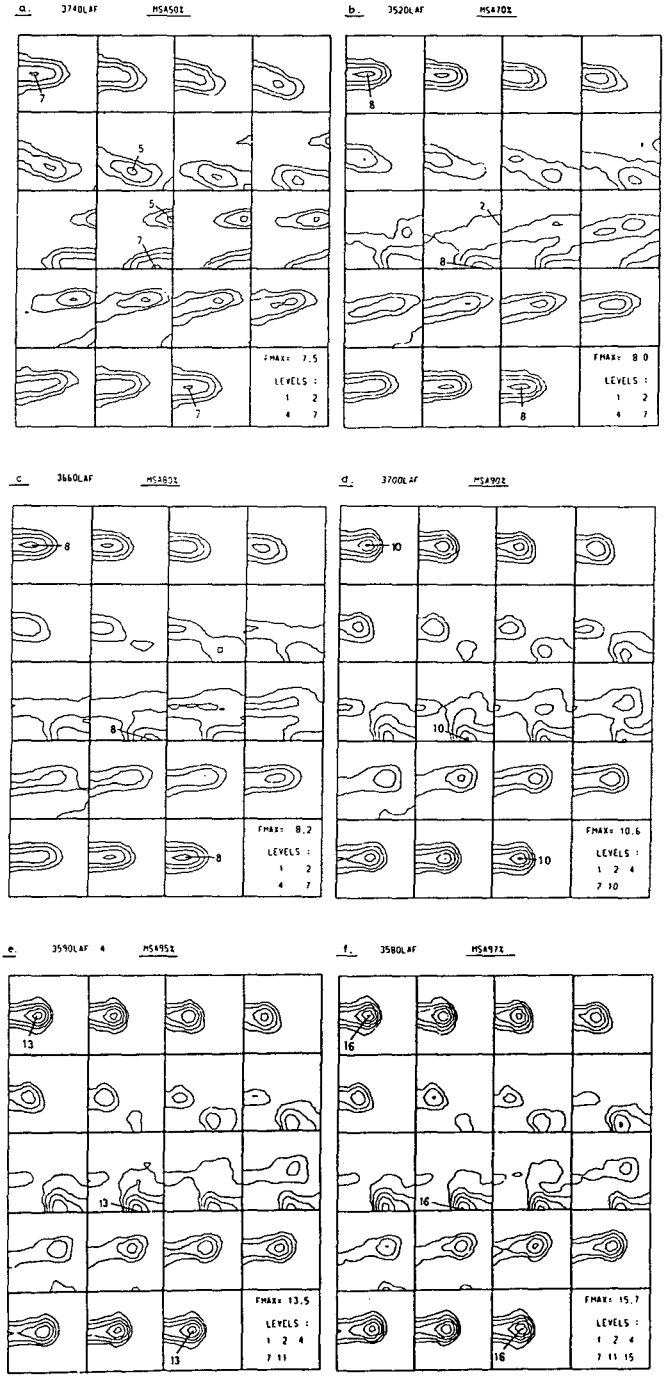


Abb.10:
Walztexturen der CuZn37-Proben "A" bei verschiedenen Walzgraden.

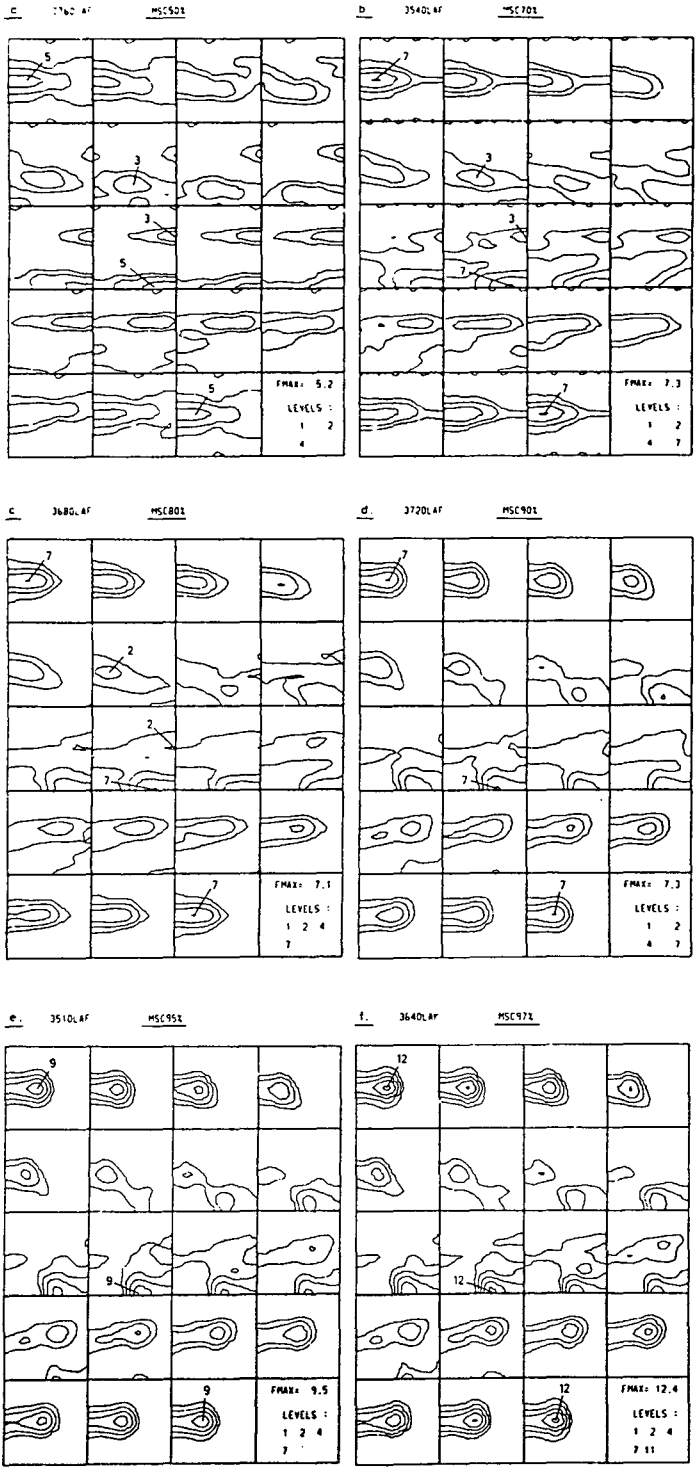


Abb.11:
Walztexturen der CuZn40-Proben "C" bei verschiedenen Walzgraden.

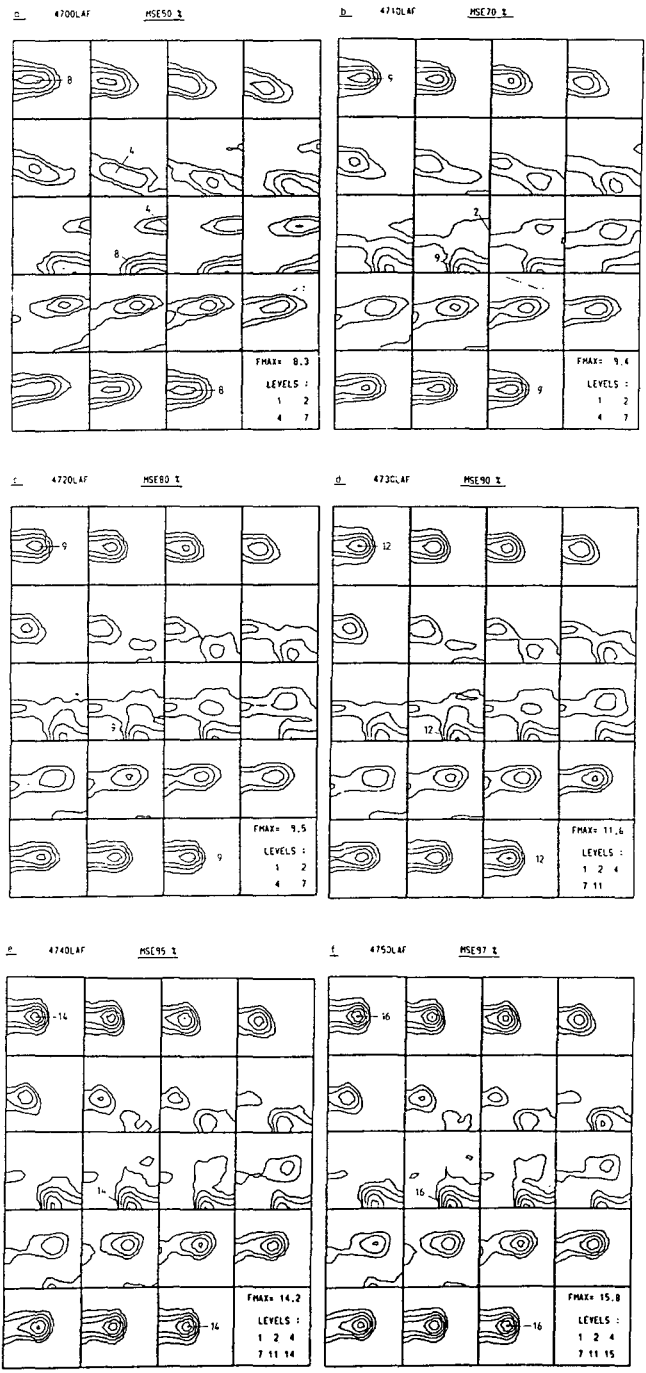


Abb.12:
Walztexturen der CuZn40-Proben "E" bei verschiedenen Walzgraden.

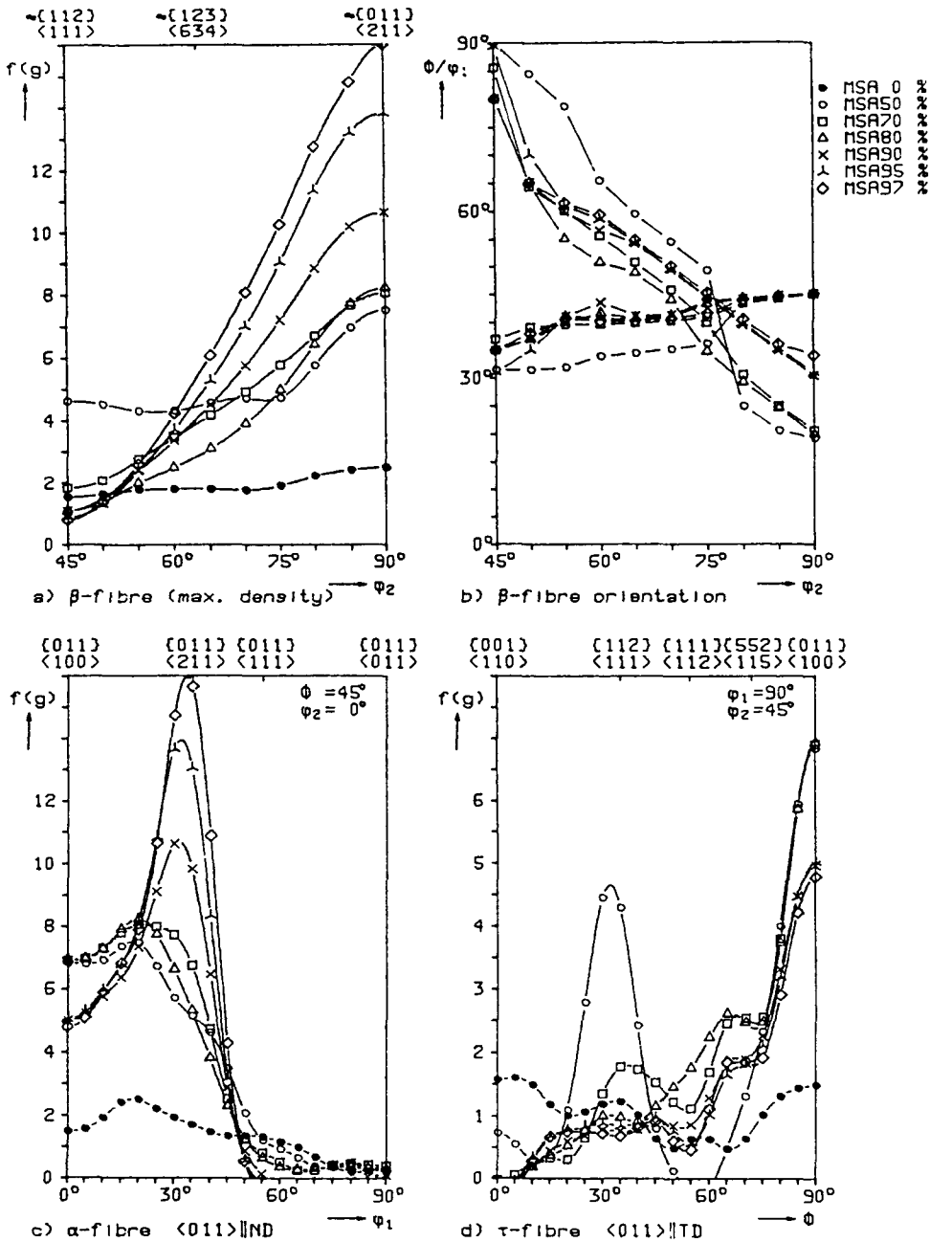
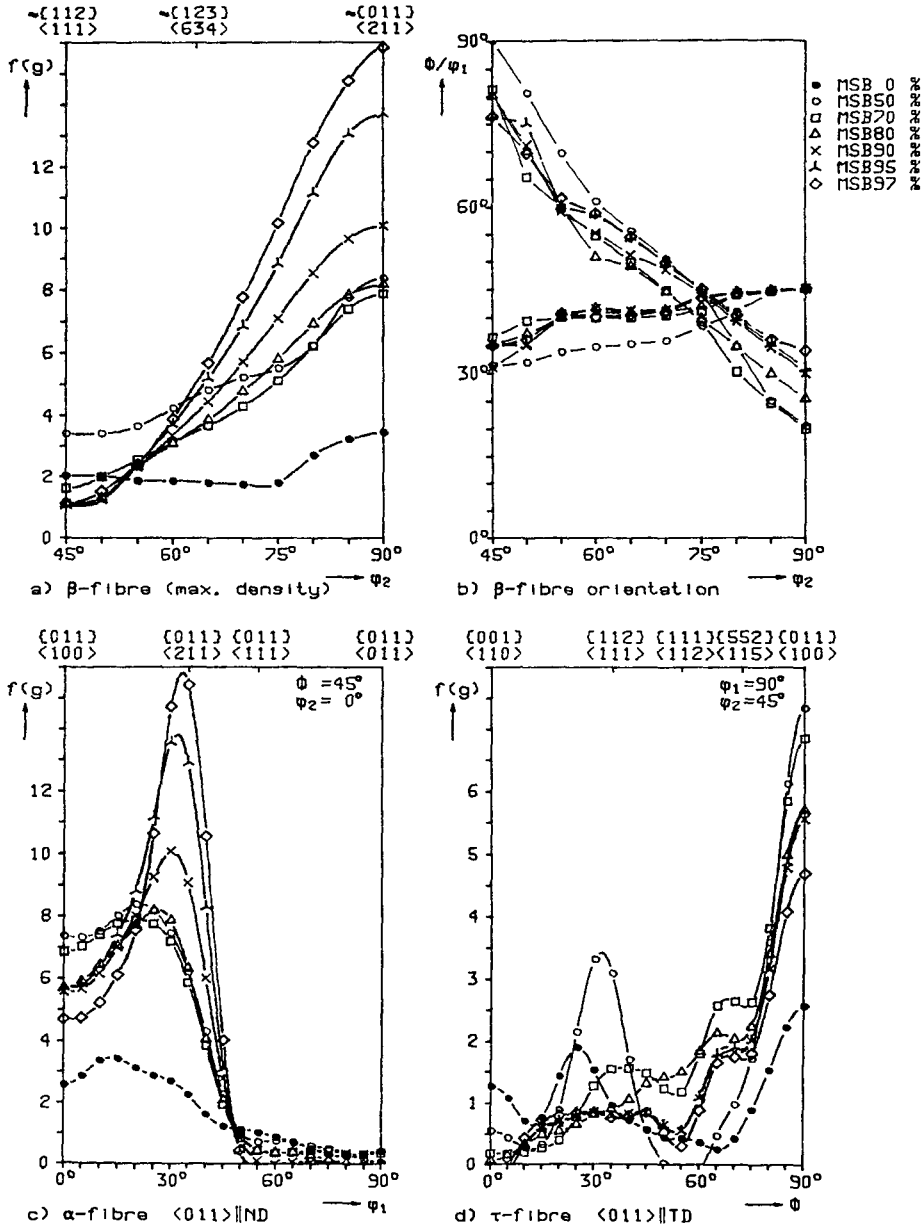


Abb.13: Skelettlinien der CuZn37-Proben "A" bei verschiedenen Walzgraden.



bb.14: Skelettlinien der CuZn37-Proben "B" bei verschiedenen Walzgraden.

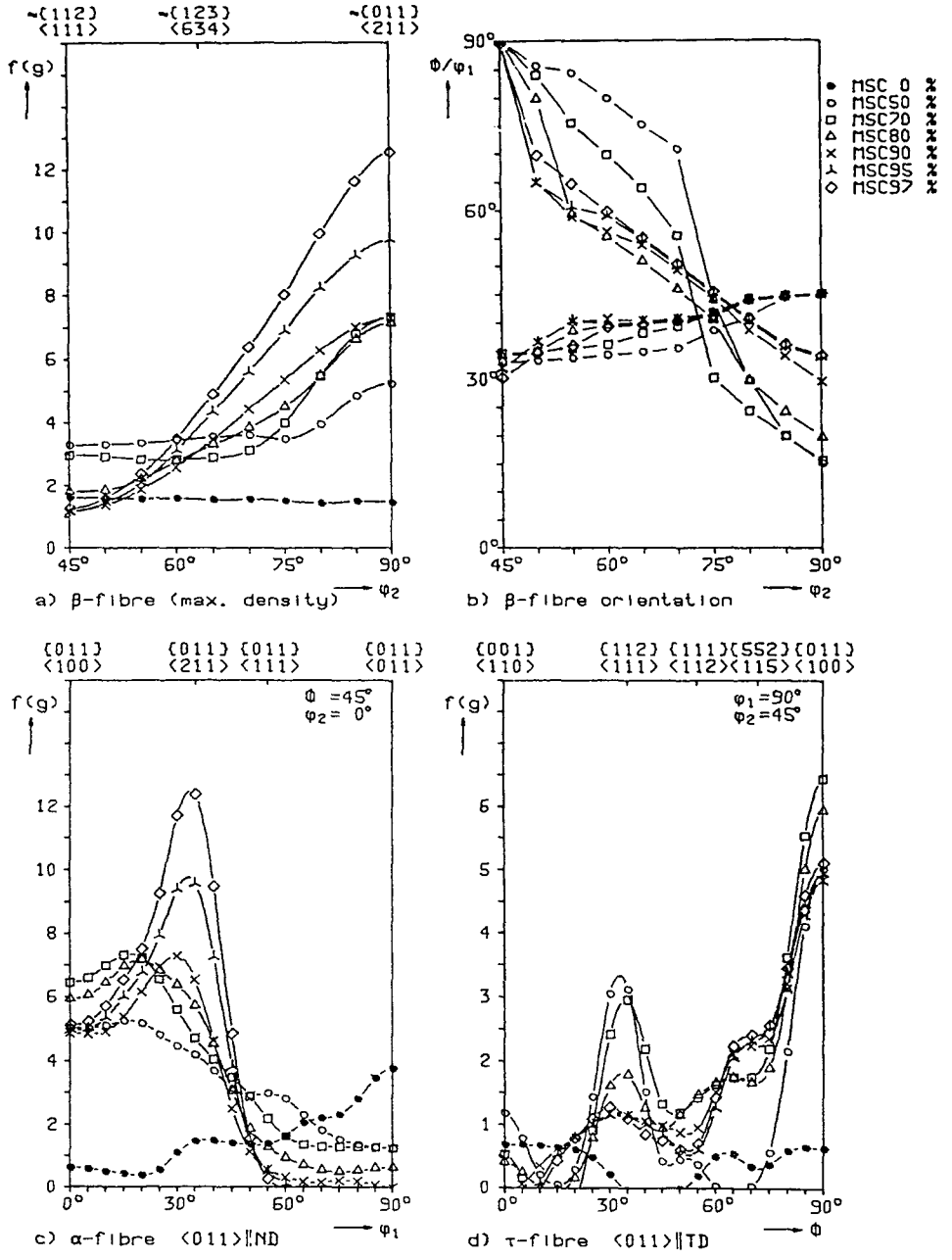


Abb.15: Skelettlinien der CuZn40-Proben "C" bei verschiedenen Walzgraden.

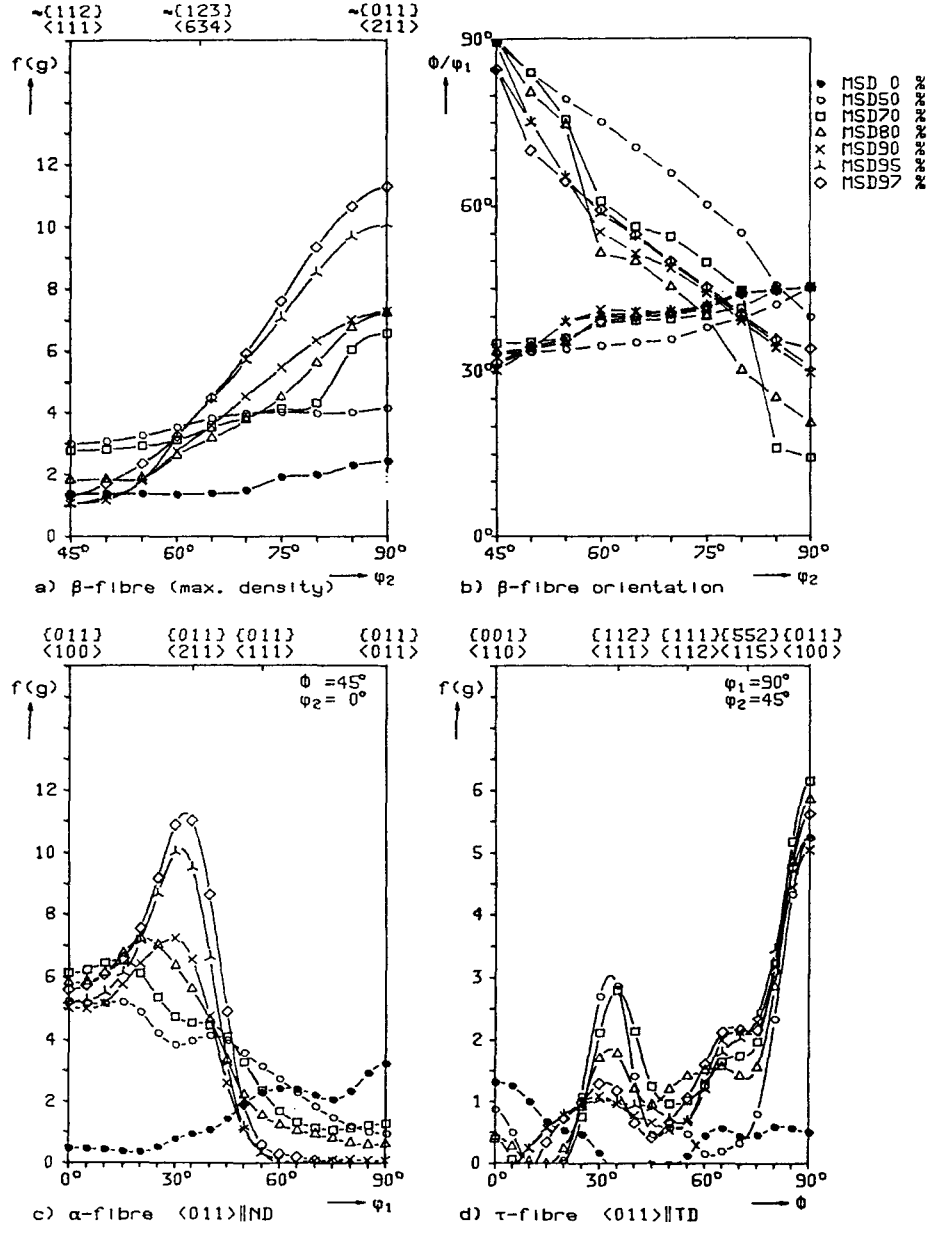


Abb.16: Skelettlinien der CuZn40-Proben "D" bei verschiedenen Walzgraden.

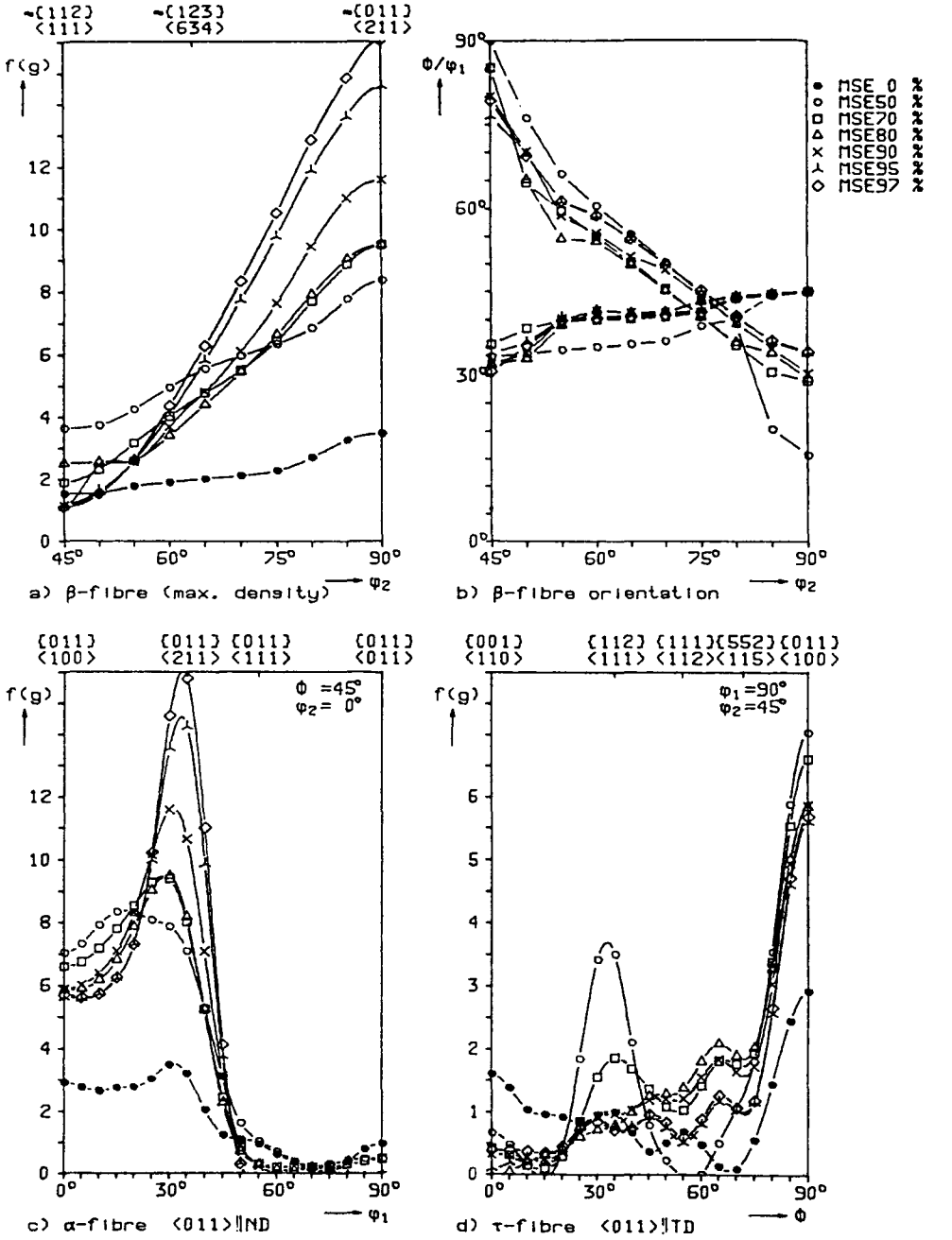


Abb.17: Skelettlinien der CuZn40-Proben "E" bei verschiedenen Walzgraden.

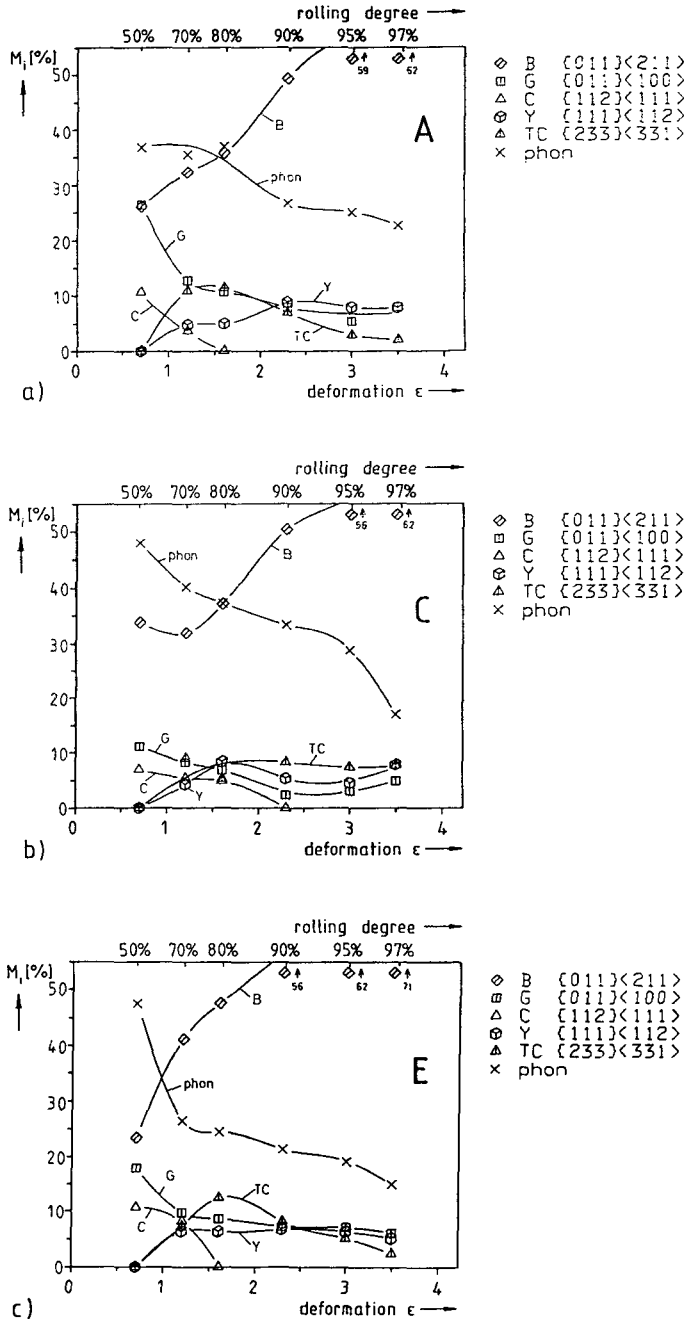
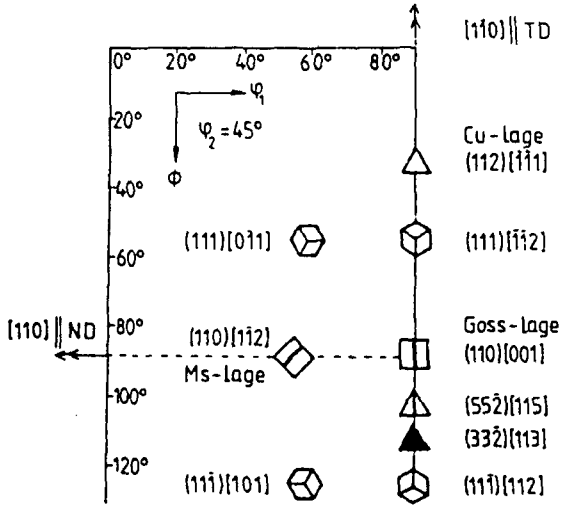
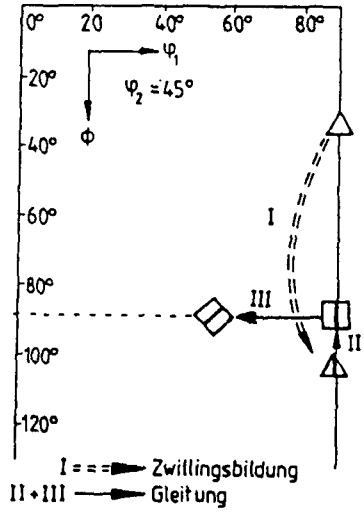


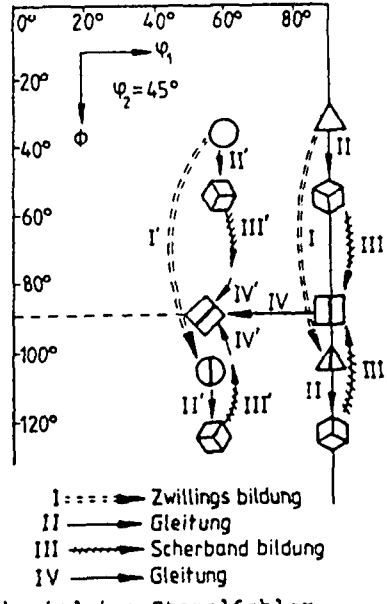
Abb.18: Mengenanteilkurven der gewalzten Proben a. CuZn37 "A", b. CuZn40 "C" und c. CuZn40 "E".



a) Orientierungen im φ_2 = 45°-Schnitt



b) mittlere Stapelfehler-energie



c) niedrige Stapelfehler-energie

Abb.19: Schema der Orientierungsänderungen in Messing /6/.

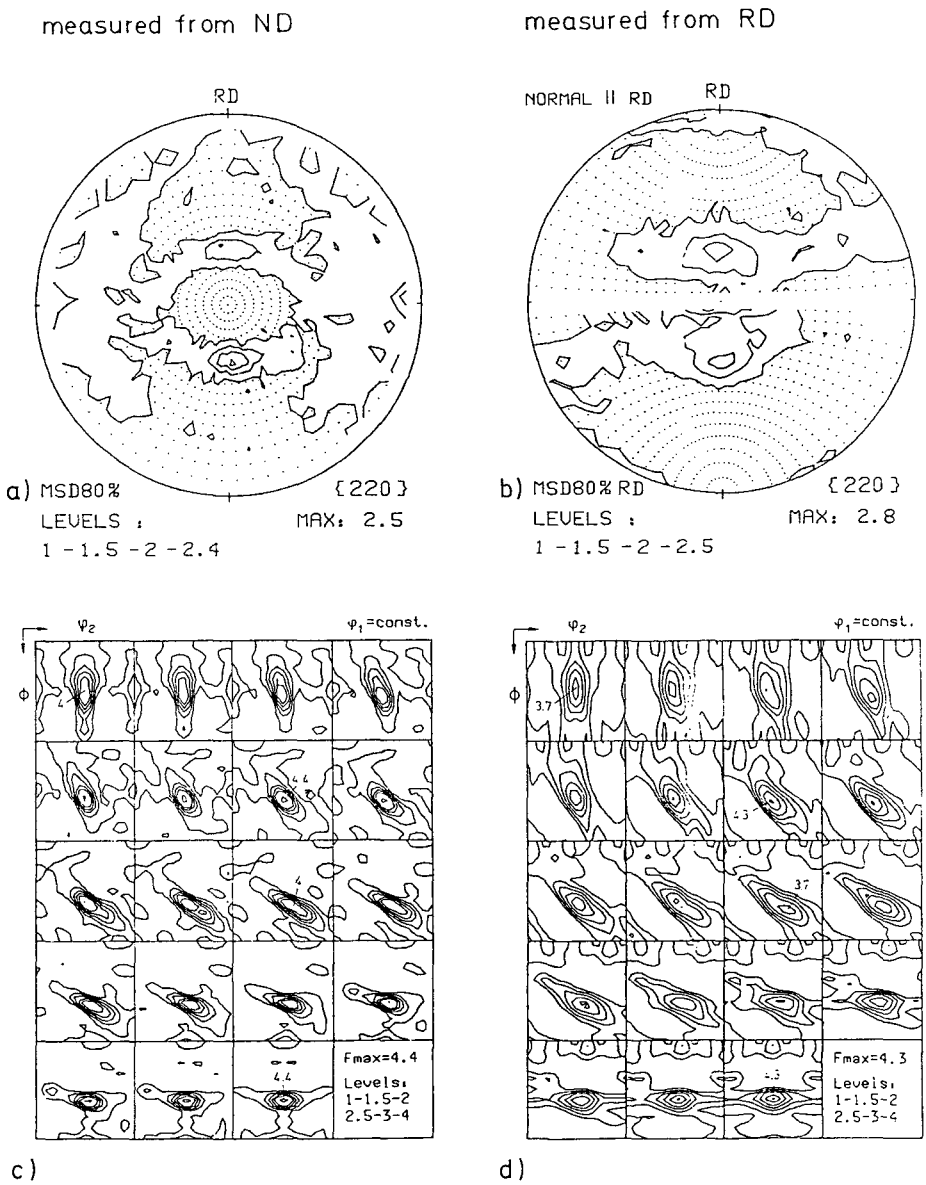
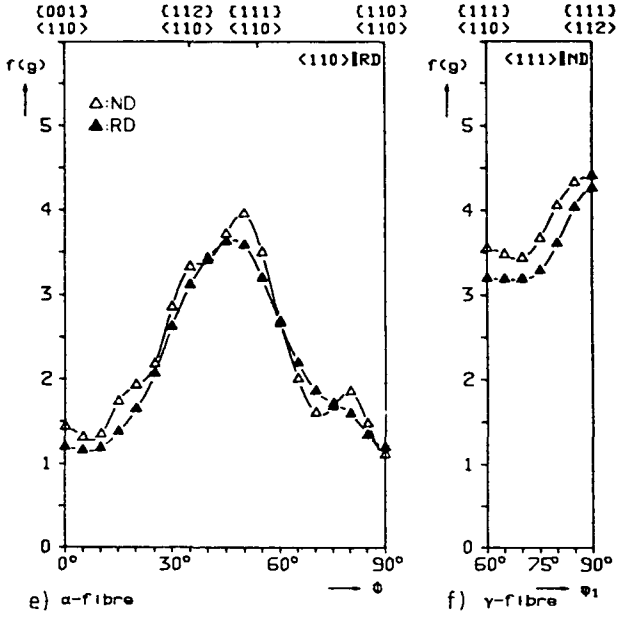


Abb.20: Reproduzierbarkeit der Texturen der β-Phase in CuZn40 "D", 80% gewalzt, a) und b) {022}-Polfiguren, c) und d) OVFs.



noch Abb.20:

e) α- und f) γ-Faser.

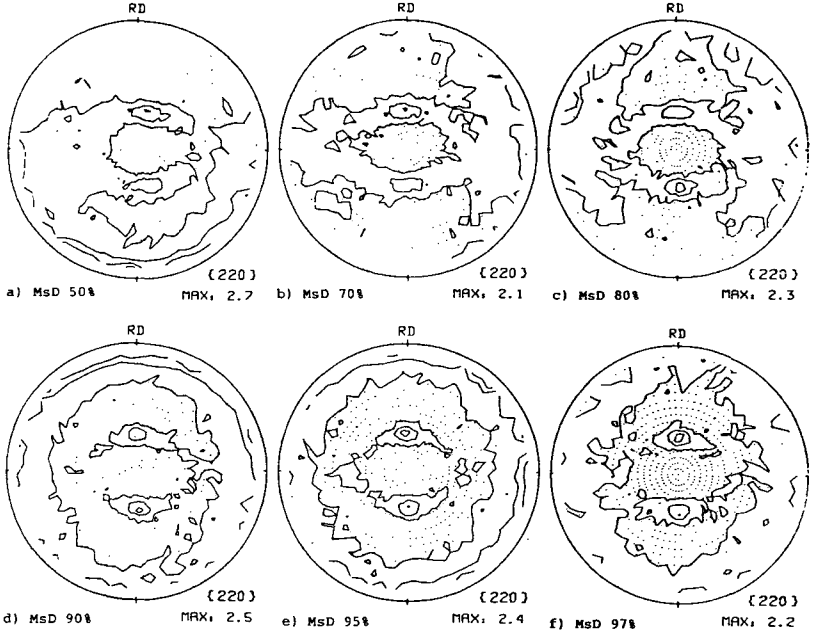


Abb.21: {022}-Polfiguren der β-Phase der gewalzten CuZn40-Proben "D".

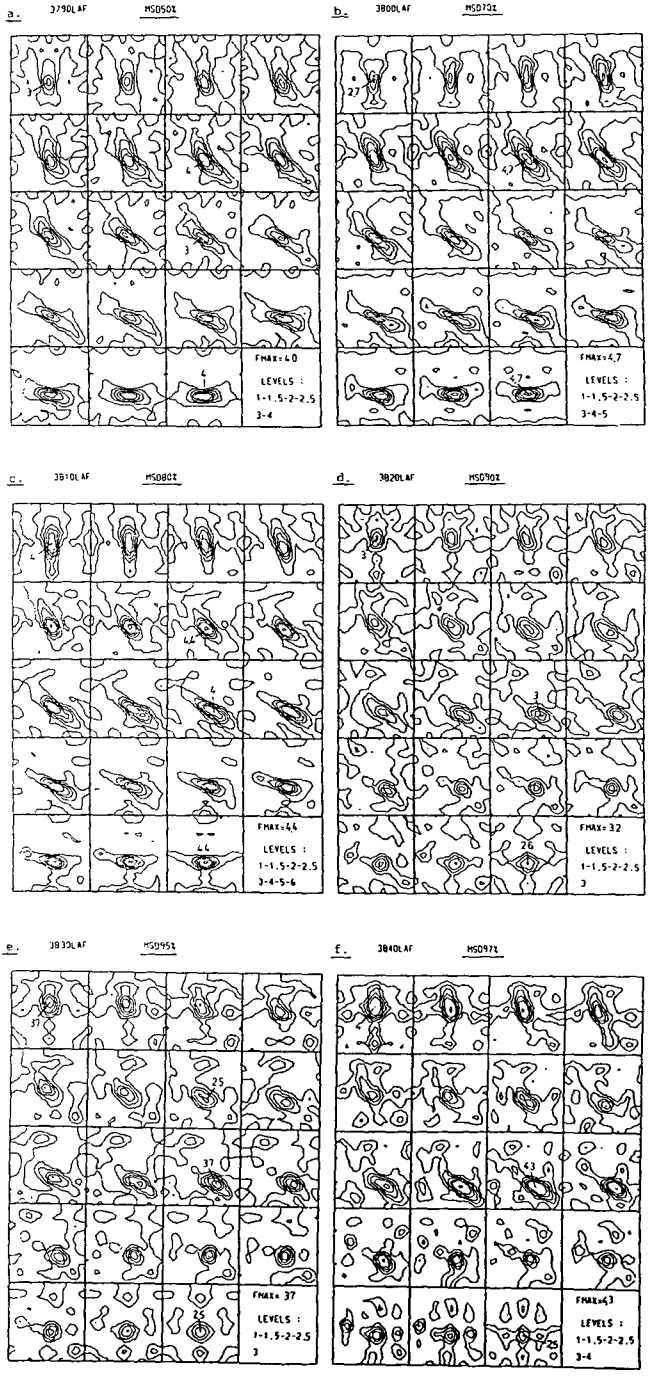


Abb.22:
FUNE-OVFs der β-Phase der gewalzten CuZn40-Proben "D".

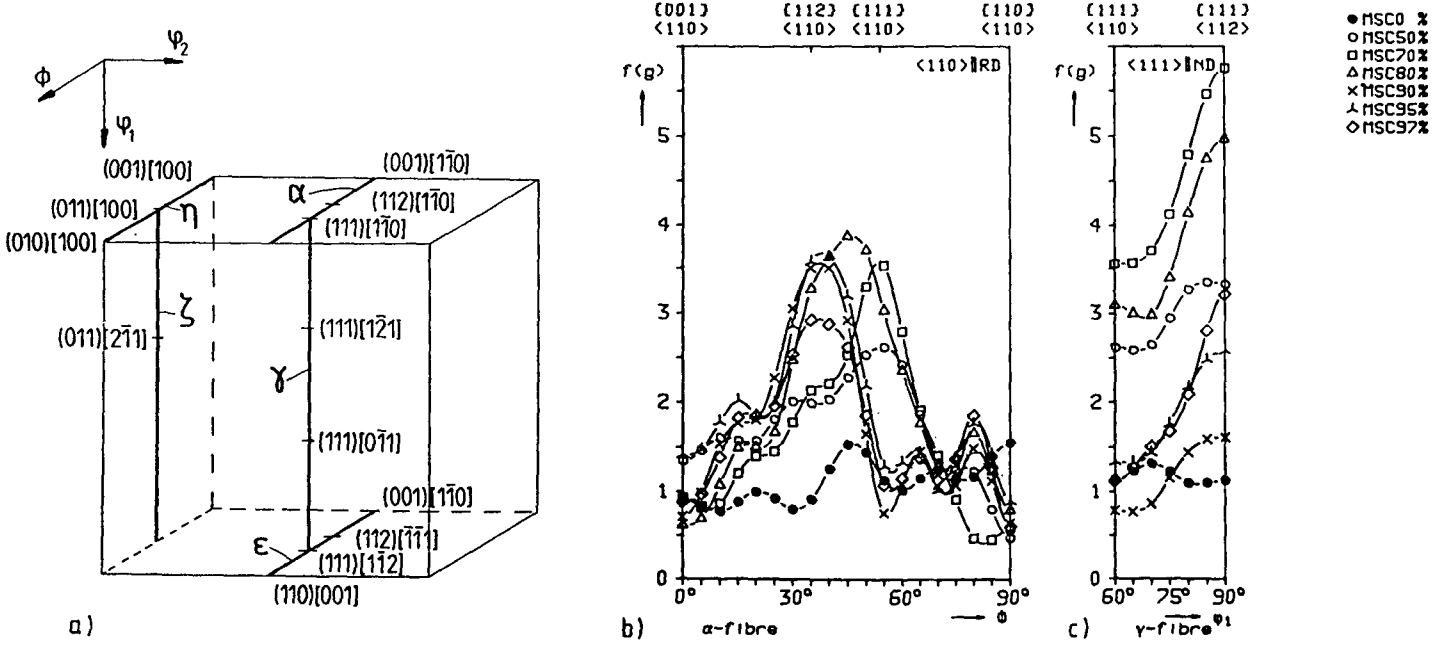


Abb.23: a) Position der typischen krz-Fasern im Eulerraum /176/ und
b), c) Skelettlinien der β-Phase der gewalzten CuZn40-Proben "C".

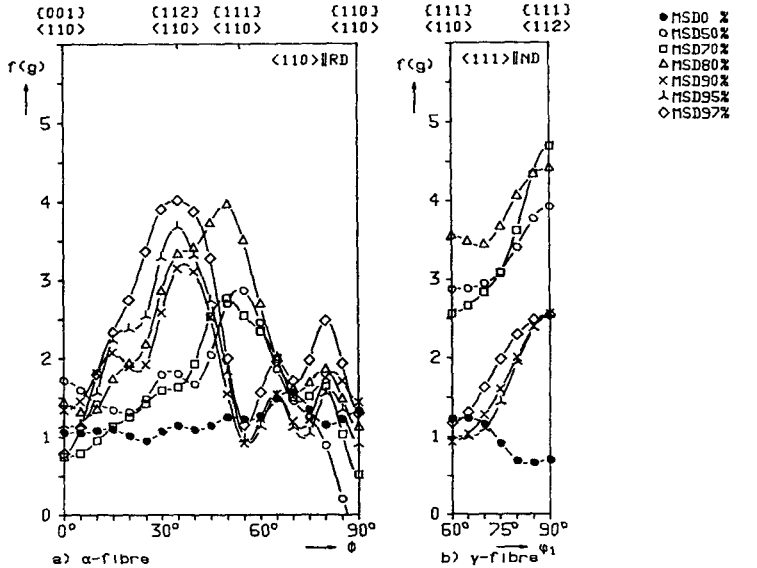


Abb.24: Skelettlinien der β-Phase der gewalzten CuZn40-Proben "D".

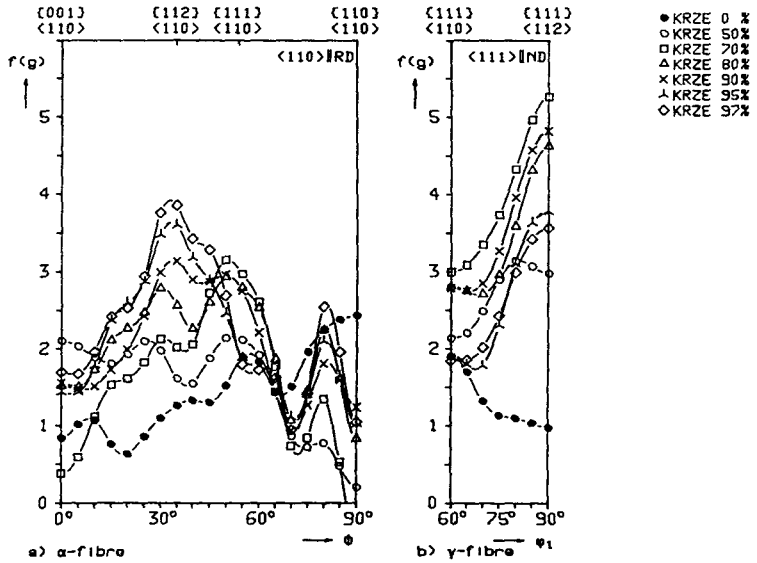


Abb.25: Skelettlinien der β-Phase der gewalzten CuZn40-Proben "E".

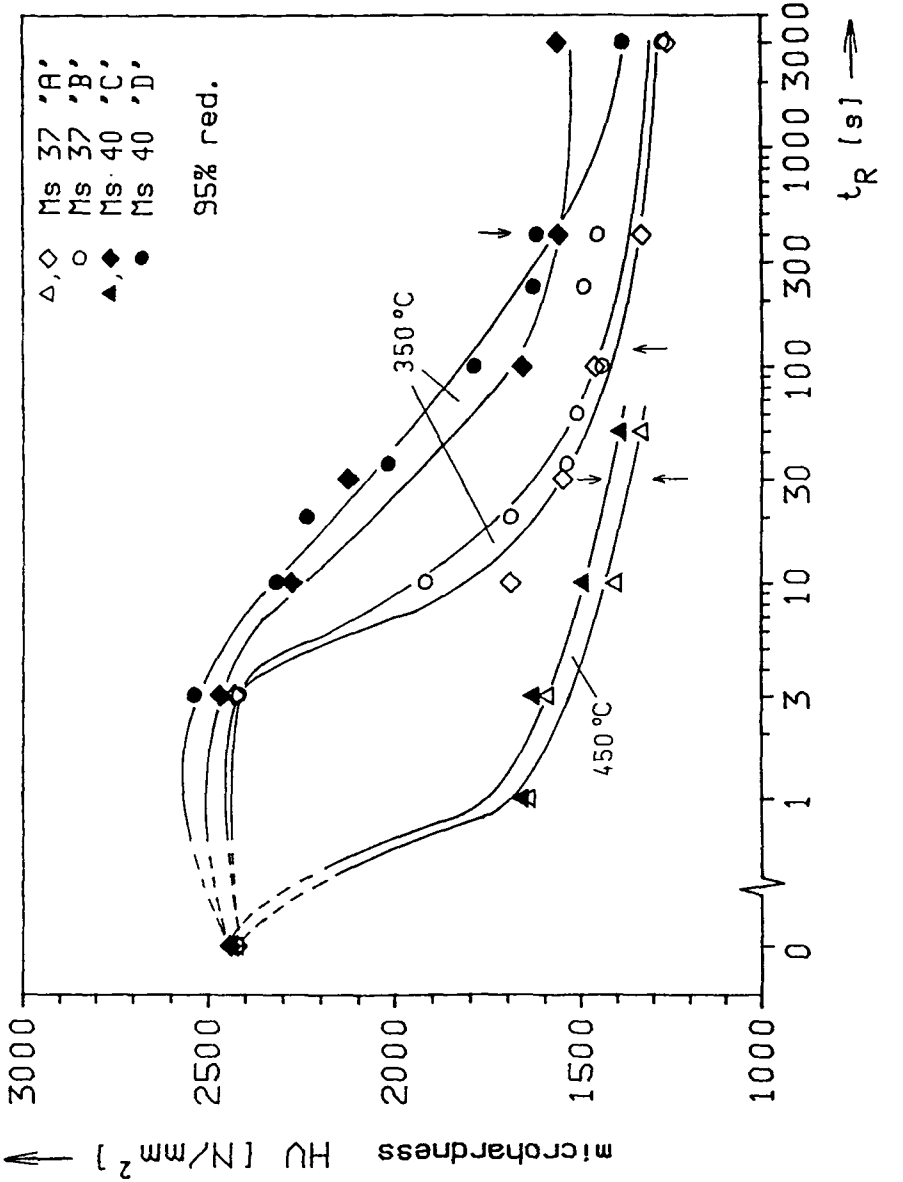


Abb.26: Härteverlauf bei der Rekristallisation bei 350°C und 450°C.

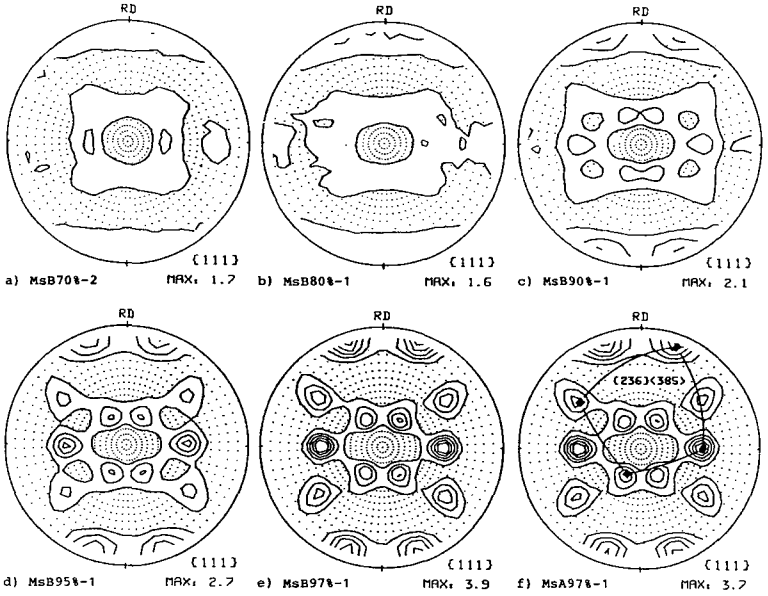


Abb.27: {111}-Polfiguren der bei 350°C rekristallisierten CuZn37-Proben (Levels: 1-1.5-2-2.5-3).

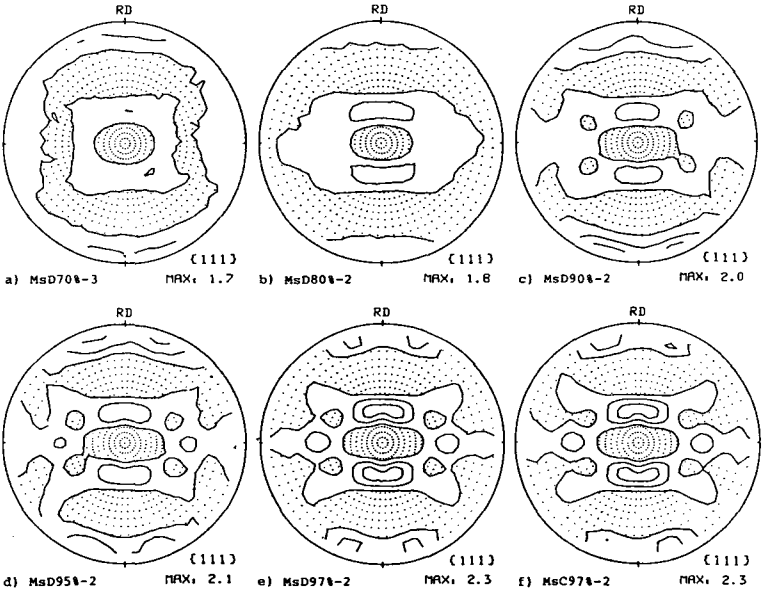


Abb.28: {111}-Polfiguren der bei 350°C rekristallisierten CuZn40-Proben (Levels: 1-1.5-2).

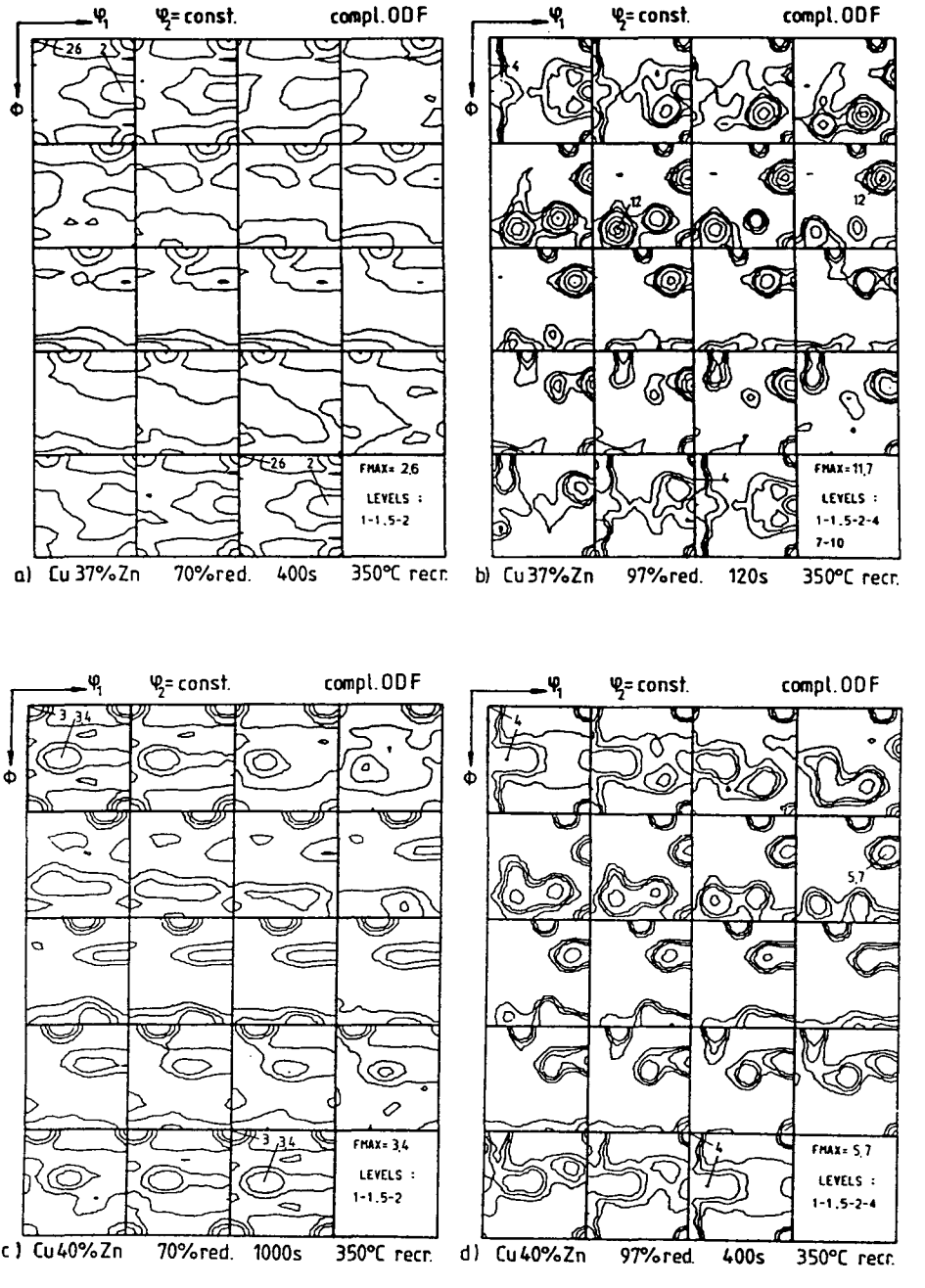


Abb.29: Rekristallisationstexturen der Proben a) CuZn37 "B", 70%; b) CuZn37 "B", 97%, c) CuZn40 "D", 70%, d) CuZn40 "D", 97%.

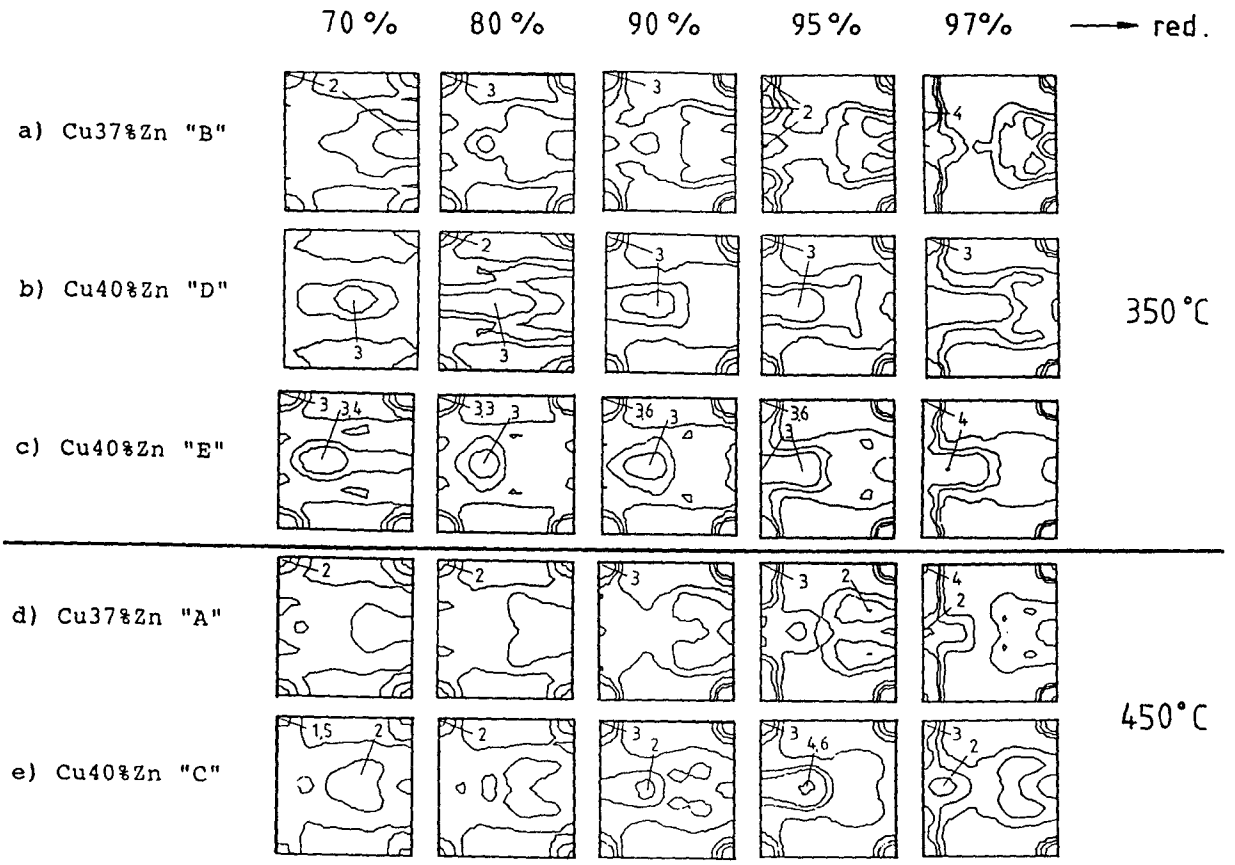


Abb.30: φ_2=0°-Schnitte der rekristallisierten Proben "A"-"E" (Levels: 1-1.5-2-4).

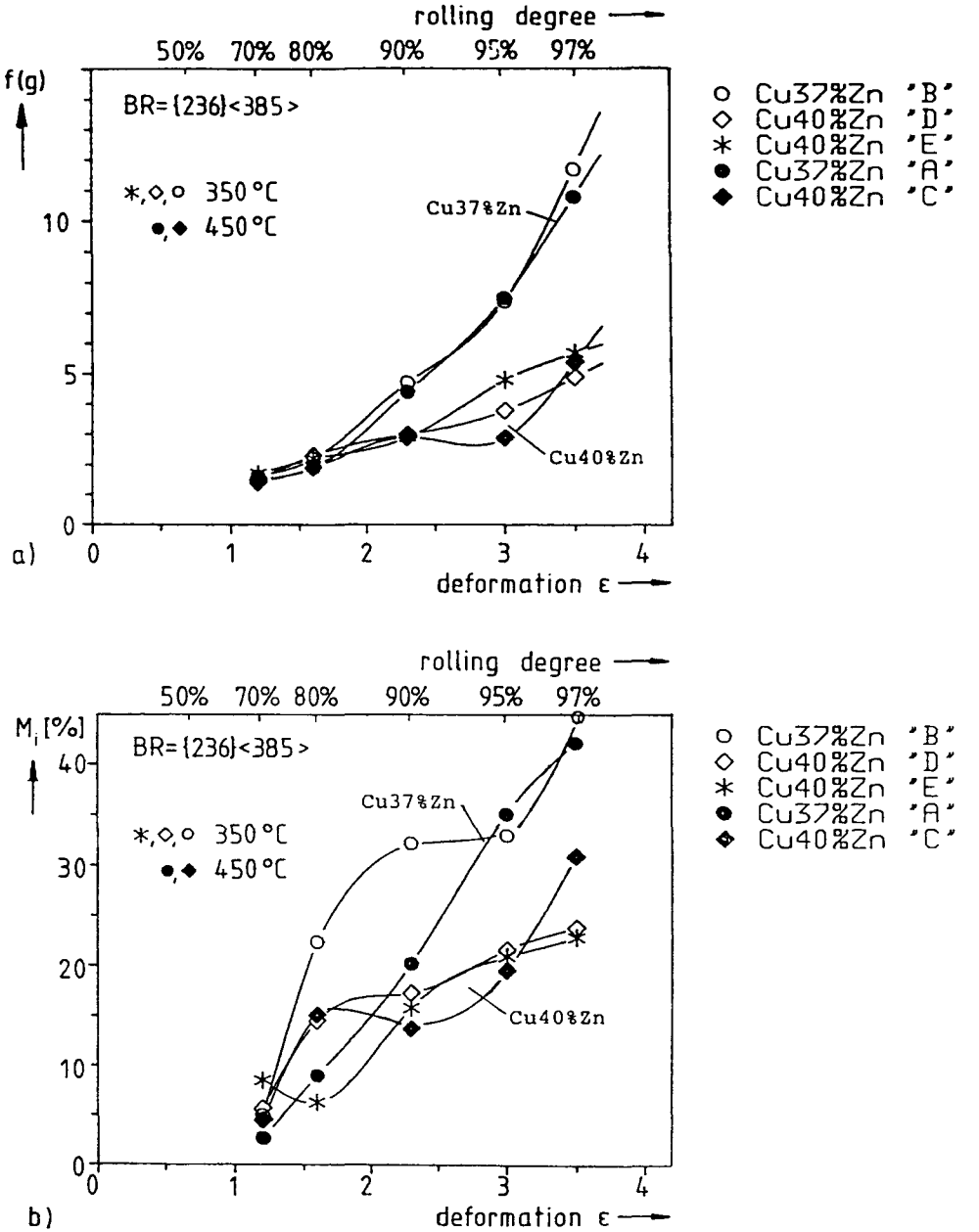
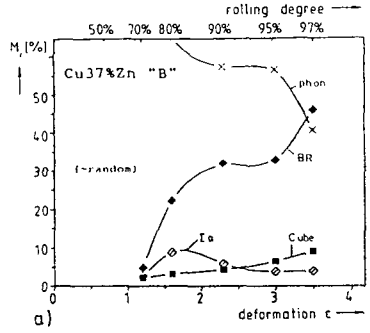
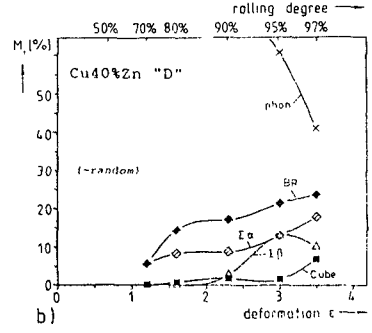
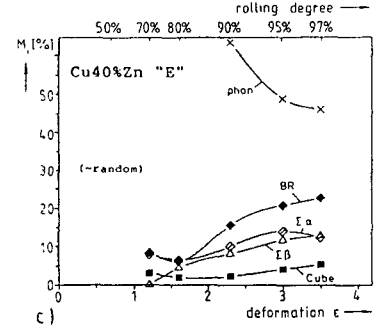


Abb.31: a) Intensität f(g) und b) Mengenanteil M_i der MsR-Lage der rekristallisierten Proben "A"-"E".

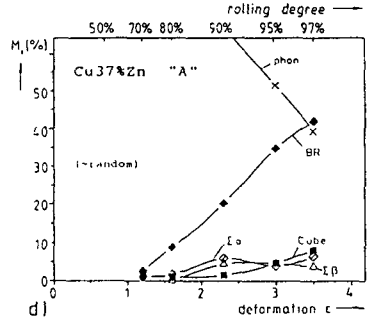
350 °C

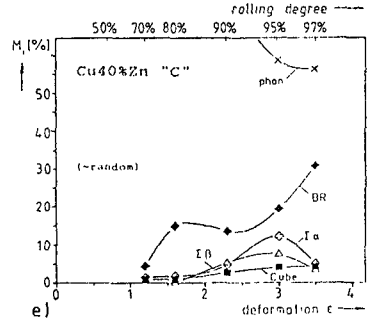






450 °C





- ■ Cube {001}<100> + $Cube_{RD}$ {025}<100>
- ◆ BR {236}<385>
- ◇ Σ α-fibre orientations (G+B)
- △ Σ β-fibre orientations (C+R)
- × phon

Abb.32: Mengenanteilkurven der rekristallisierten Proben "A"-"E".

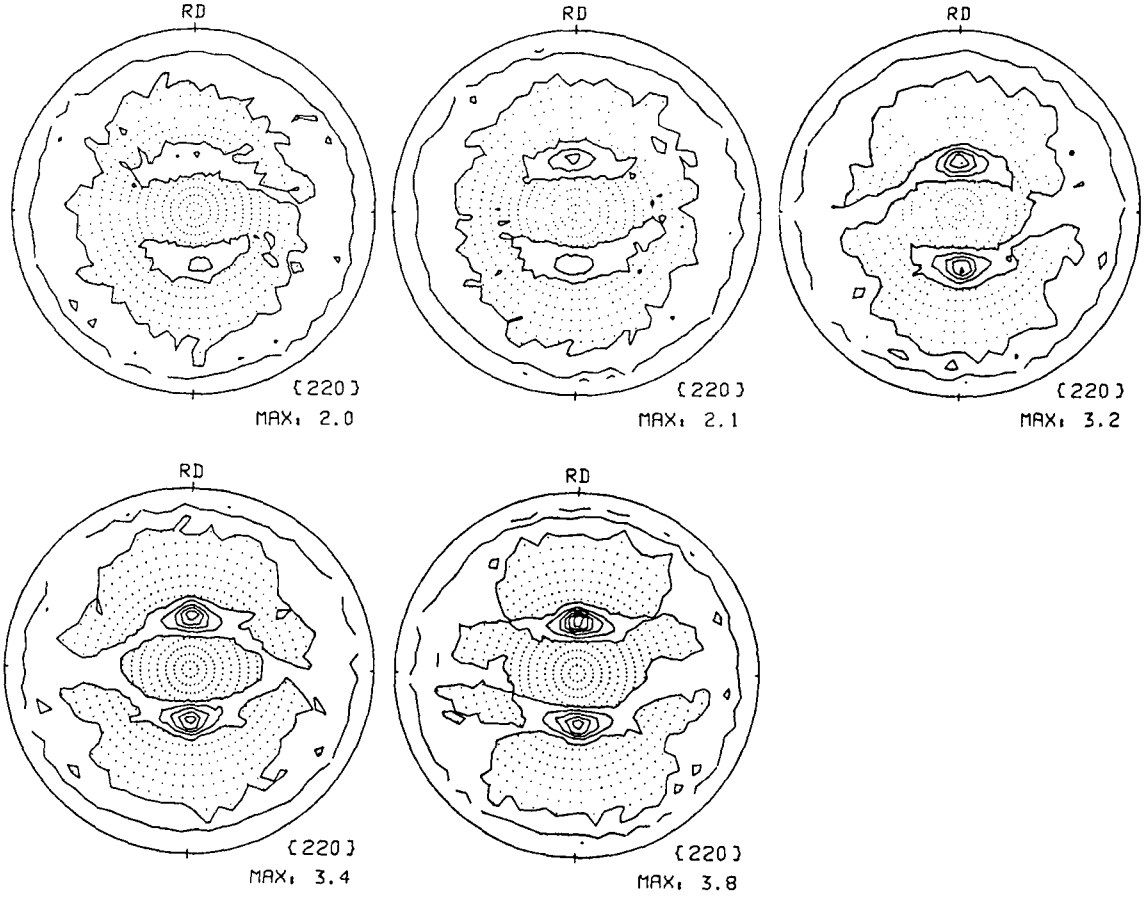


Abb.33: (022)-Polfiguren der β-Phase der bei 350°C rekristallisierten CuZn40-Proben "D" (Levels: 1-1.5-2-2.5-3-3.5).

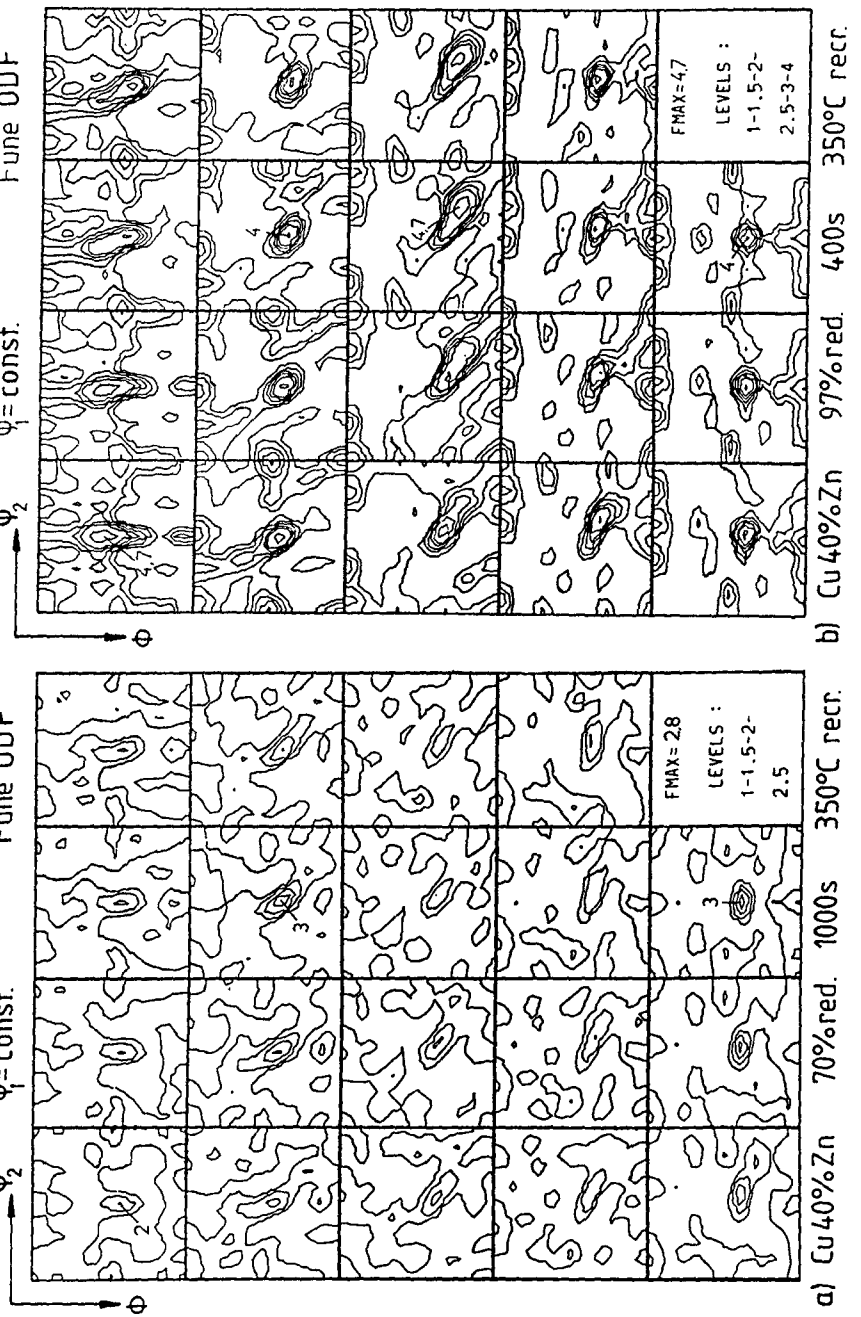


Abb.34: Rekristallisationstexturen der β-Phase der CuZn40-Proben "D" bei
a) 70% und b) 97% Walzgrad (T_R= 350°C).

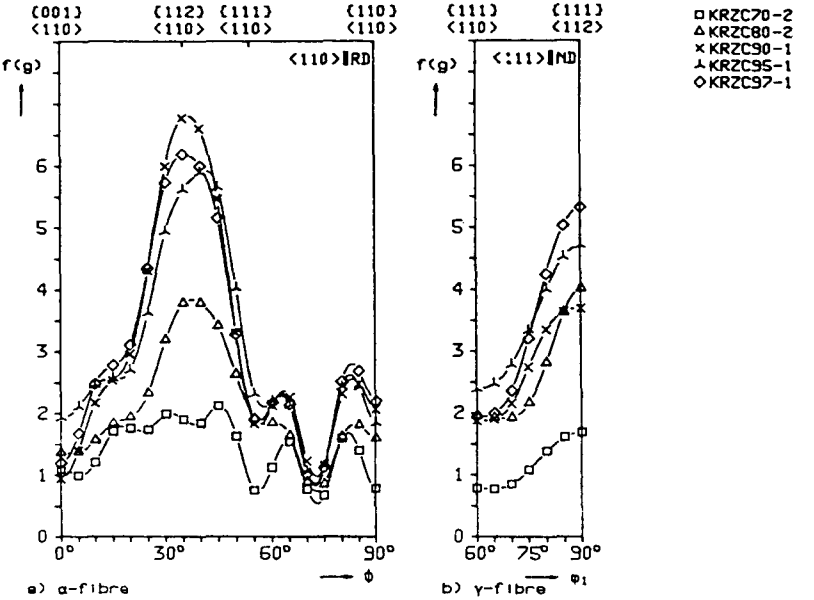


Abb.35: Skelettlinien der β-Phase der bei 450°C rekristallisierten CuZn40-Proben "C".

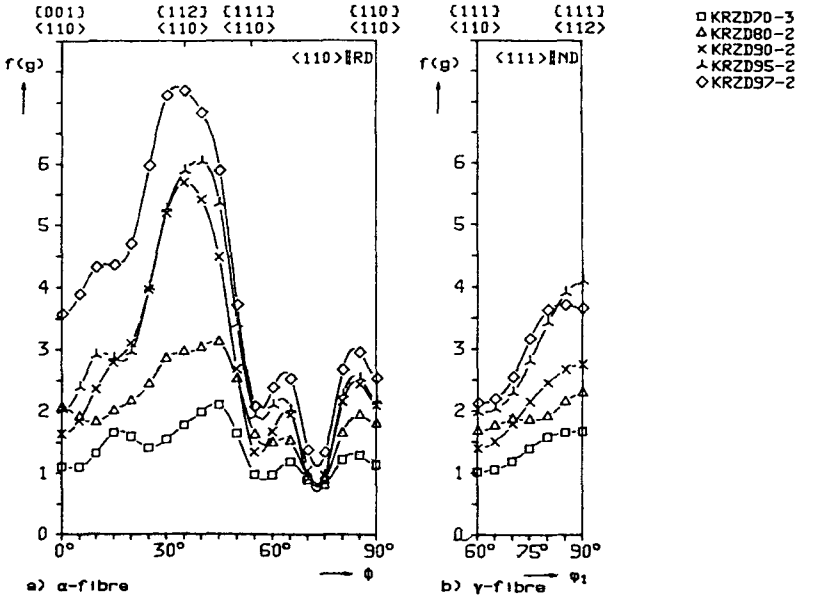


Abb.36: Skelettlinien der β-Phase der bei 350°C rekristallisierten CuZn40-Proben "D".

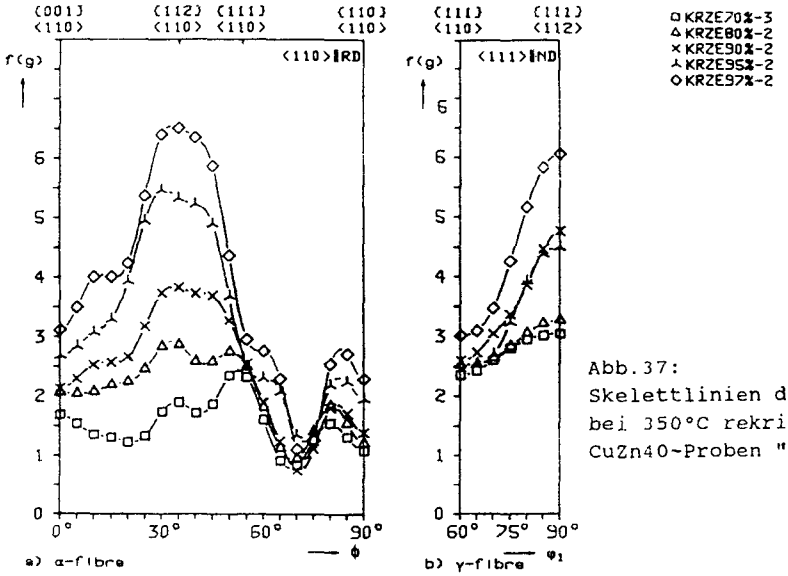
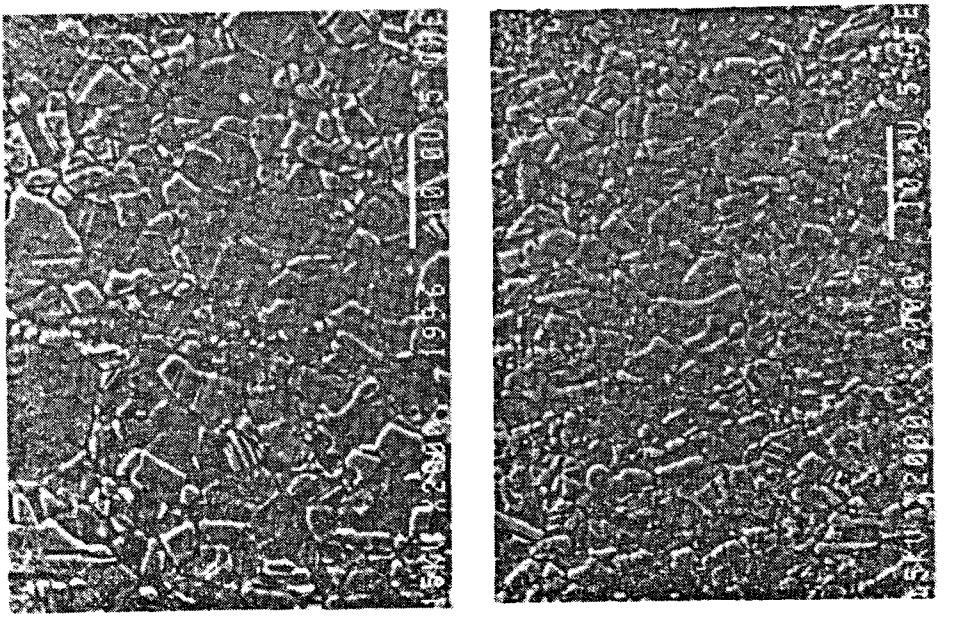
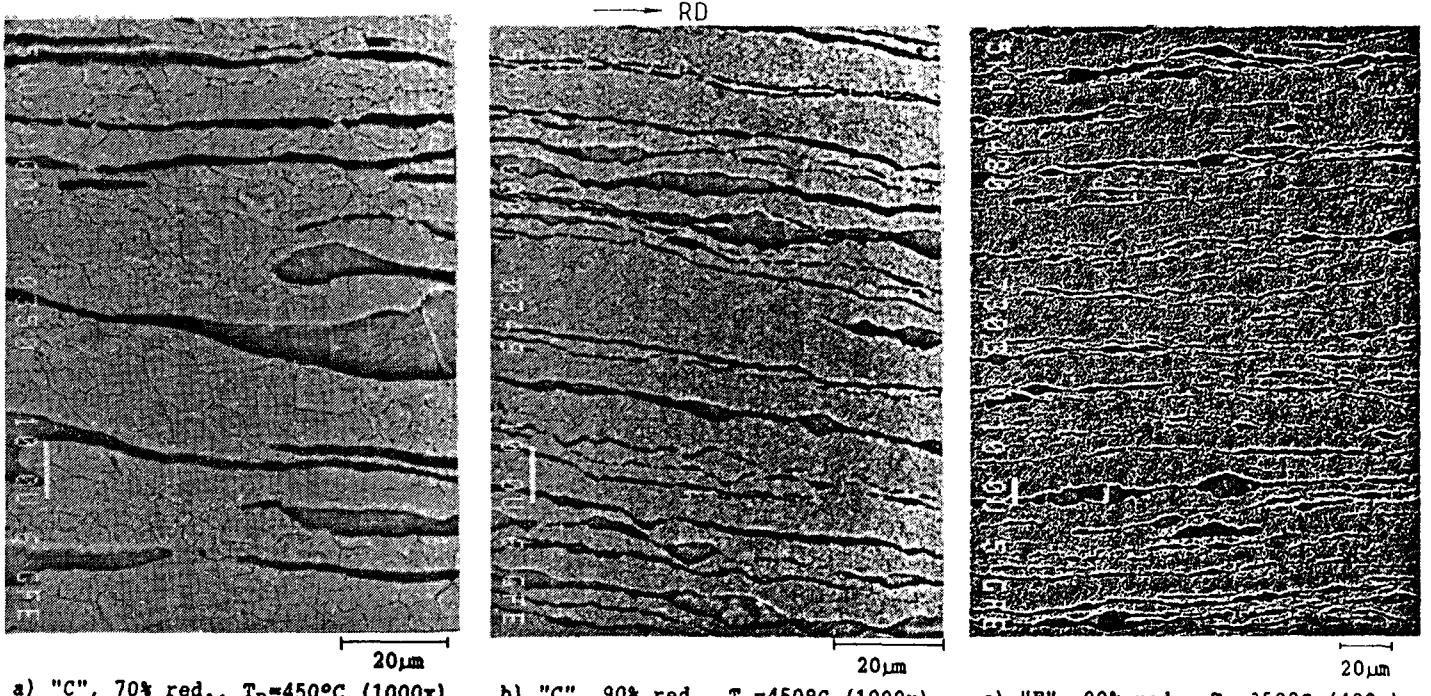


Abb.37:
Skelettlinien der β-Phase de
bei 350°C rekristallisierter
CuZn40-Proben "E".



a) "B", 70% red. ⟶ RD b) "B", 90% red. 10µm

Abb.38: Mikrogefüge der bei 350°C rekristallisierten Proben CuZn37 "
(geätzt, REM, 2000x).



a) "C", 70% red., T_R=450°C (1000x) b) "C", 90% red., T_R=450°C (1000x) c) "E", 90% red., T_R=350°C (480x).

Abb.39: Mikrogefüge der rekristallisierten Proben CuZn40 (geätzt, REM).
a) 70% und b) 97% Walzgrad (T_R= 350°C).

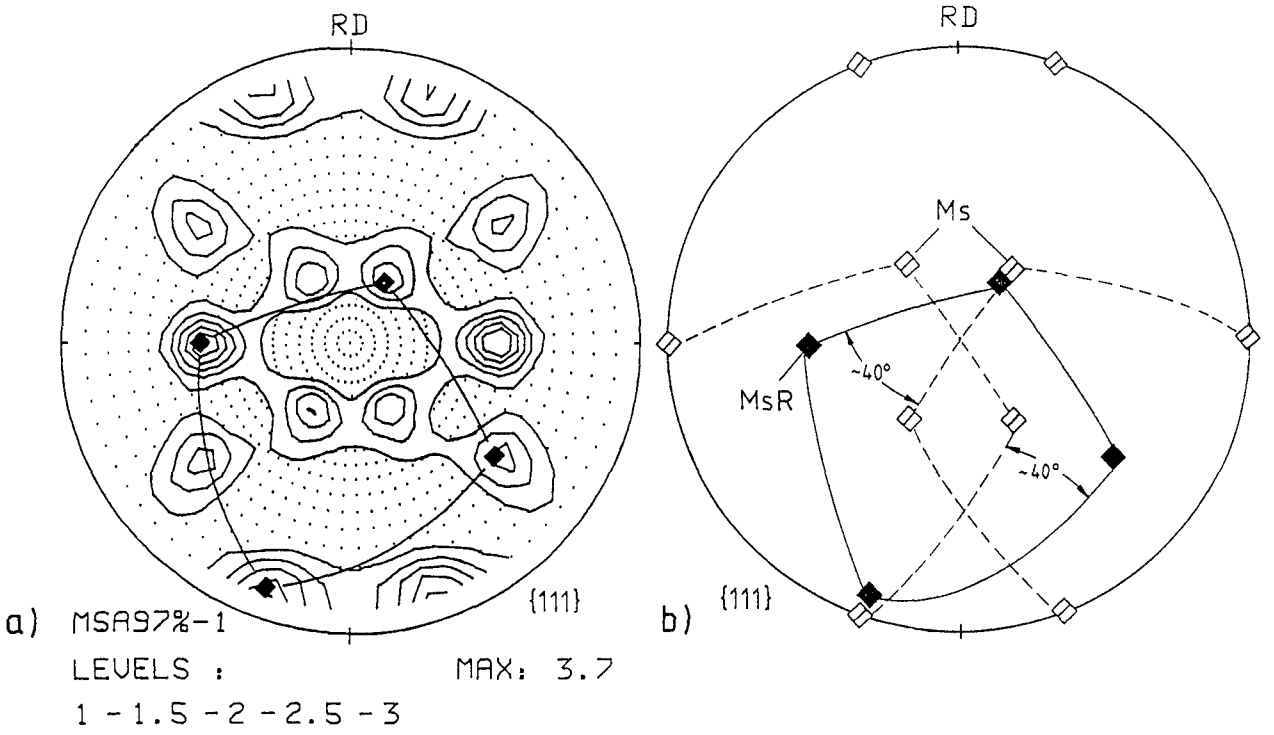


Abb.40: a) {111}-Polfigur von rekristallisiertem CuZn37 "A" mit der MsR-Lage und b) 40°<111>-Rotationsbeziehungen der Ms- und der MsR-Lage.

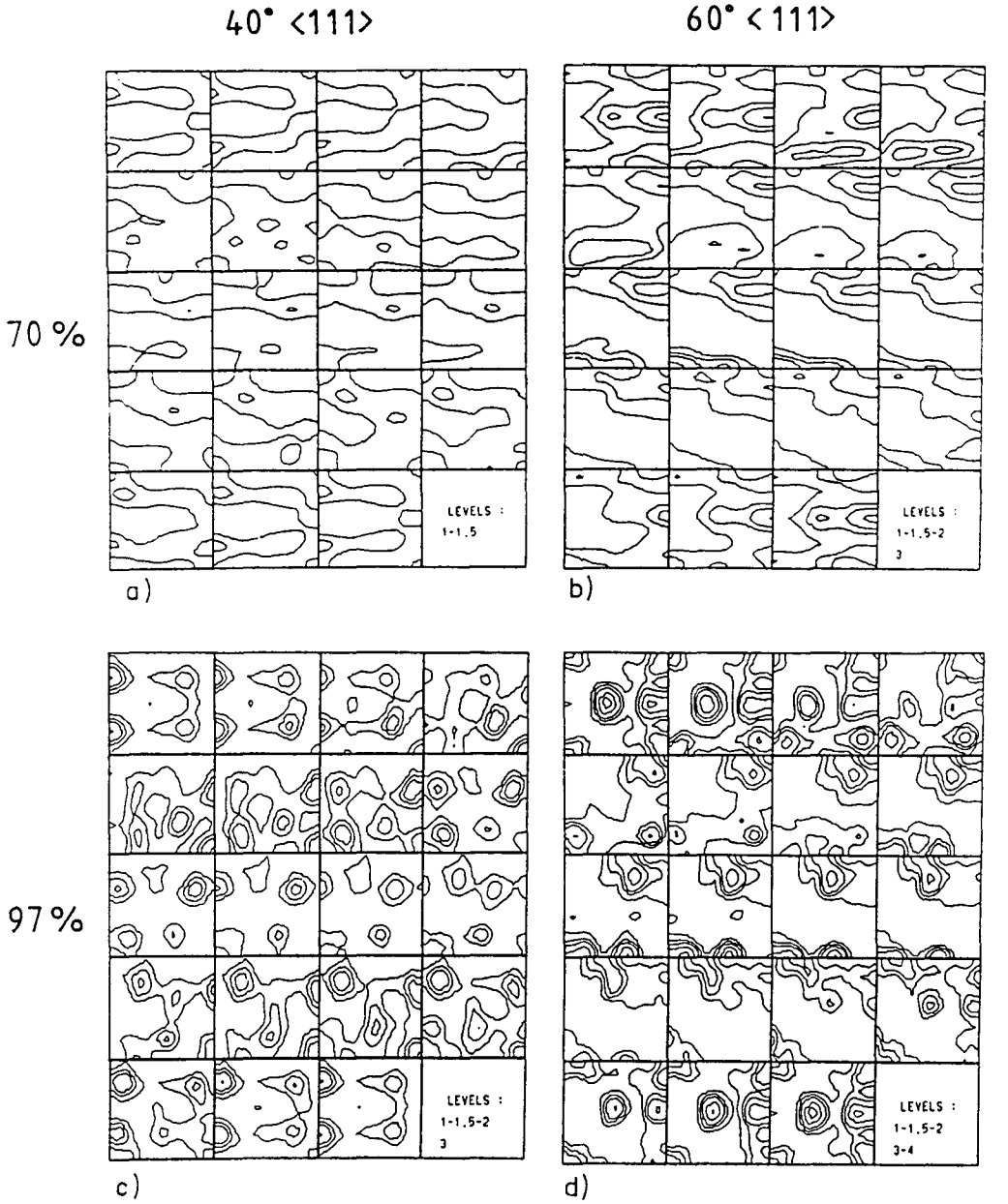


Abb.41: Transformierte OVFs der CuZn37-Probe "B".
a. 40°<111> 70% red., b. 60°<111> 70% red.,
c. 40°<111> 97% red., d. 60°<111> 97% red.
(Transformations-OVF) (Zwillings-OVF)

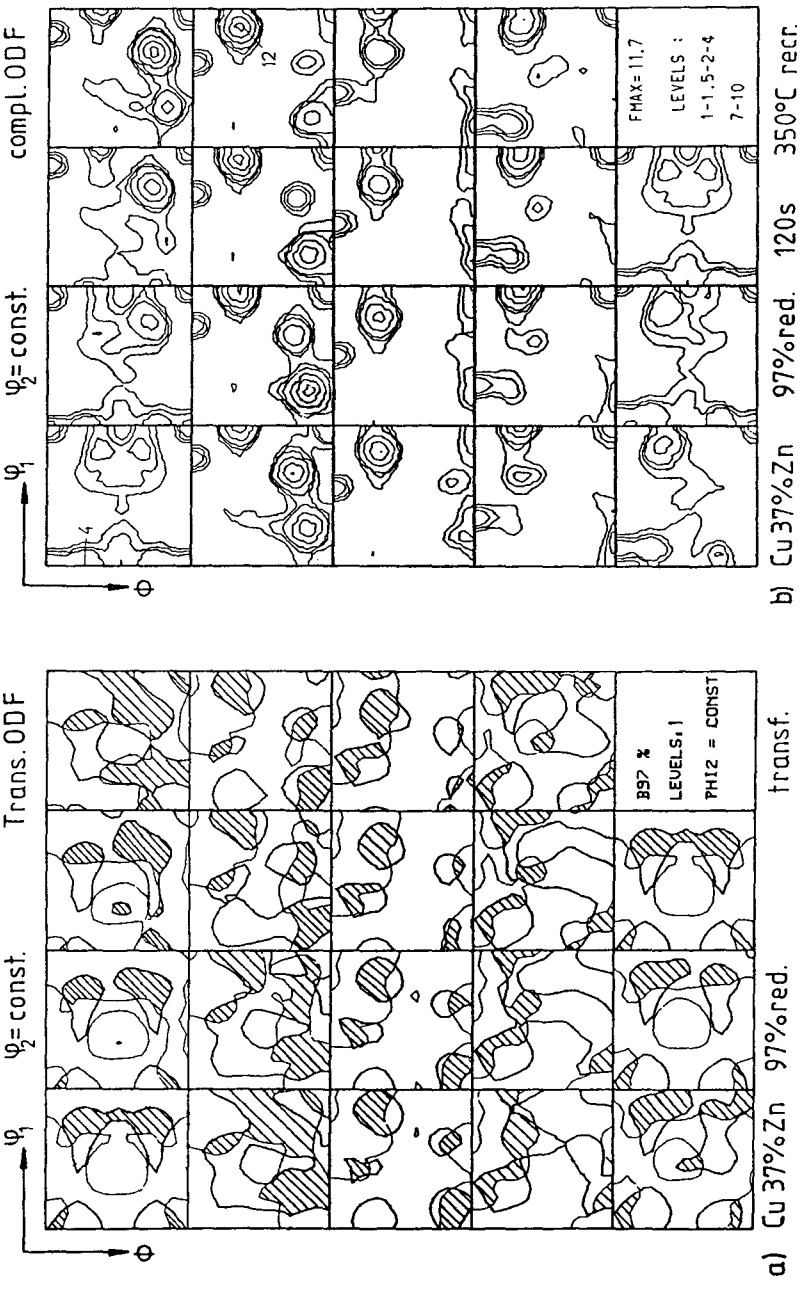


Abb.42: a) Überlagerung der 40°<111> Transformations-OVF (dicke Linien) und der 60°<111> Zwillings-OVF (dünne Linien), und
b) Rekristallisationstextur der CuZn37-Probe "B" (vergl. Abb.29b).

Literaturverzeichnis

1. G. Wassermann, J. Grewen, "Texturen metallischer Werkstoffe", Springer (Berlin 1962)

2. J. Grewen, G. Wassermann, (Hrsg) "Texturen in Forschung und Praxis", Springer (Berlin 1969)

3. K. Lücke, Proc. ICOTOM 6, Tokyo "Textures of Materials" ed. S. Nagashima, The Iron and Steel Inst. of Japan (1981) p.14

4. K. Lücke, Proc. ICOTOM 7, Noordwijkerhout "Textures of Materials" eds. C.M. Brakman et al., Netherlands Society for Materials Research (Zwijndrecht 1984) p.195

5. K. Lücke, J. Hirsch, "Aluminium Technology '86",3 , The Institute of Metals (London 1986) B66

6. J. Hirsch, K. Lücke, Acta metall. 36 (1988) p.2863, 2883, 2905

7. J. Hirsch, Habilitation RWTH Aachen (1988)

8. J. Hirsch, W. Mao, K. Lücke, "Aluminium Technology '86",3 , The Institute of Metals (London 1986) B70

9. R.D. Doherty et al., Panel report in Proc. ICOTOM 8, Santa Fe, "Textures of Materials" eds. J.S. Kallend, G. Gottstein, The Metallurgical Society (1987) p.563

10. J. Hjelen, R. Ørsund, E. Nes, to be published

11. A. Kelly, R.B. Nicholson, Prog. Mat. Sci. 10 (1963) p.149

12. E. Hornbogen, U. Köster, in "Recrystallization of metallic Materials", ed. F. Haeßner, Riederer (Stuttgart 1978) p.159

13. G. Wassermann, H.W. Bergmann, G. Frommeyer, Proc. ICOTOM 5, Aachen, "Textures of Materials", eds. G. Gottstein, K. Lücke, Springer (Berlin 1978) Vol.II, p.37

14. N. Hansen, D. Juul Jensen, in "Annealing Processes - Recovery, Recrystallization and Grain Growth", Proc. 7th Risø Int. Symposium, eds. N. Hansen et al. (1986) p.337

15. D. Juul Jensen, N. Hansen, F.J. Humphreys, Proc. ICOTOM 8, wie Ref. /9/, p.431

16. T. Rickert, Diss. RWTH Aachen (1990)

17. H.W. Erbslöh, P. Bronder, J. Matuschek, K. Lücke, Proc. ICOTOM 7, wie Ref. /4/, p.221, 227, und H.W. Erbslöh, Diss. RWTH Aachen (1985)

18. K. Lücke, J. Hirsch, O. Engler, T. Rickert, Proc. Int. Conf. "Aluminium Alloys - Physical and Mechanical Properties", ed. E. Starke, Charlotteville, Virginia (1986) p.1741

19. R. Musick, K. Lücke, Proc. ICOTOM 5, wie Ref. /13/, Vol.II, p.433 und R. Musick, Diss. RWTH Aachen (1981)

20. O. Engler, J. Hirsch, K. Lücke, Acta metall. 37 (1989) p.2743

21. D. Juul Jensen, N. Hansen, F.J. Humphreys, Acta metall. 33 (1985) p.215

22. N. Hansen, D. Juul Jensen, Met. Trans. A17 (1986) p.253

23. F.J. Humphreys, D. Juul Jensen, Proc. 7th Risø Symp., wie Ref. /14/, p.93

24. K. Ito, R. Musick, K. Lücke, Acta metall. 31 (1983) p.2137

25. J. Hirsch, K. Lücke, Acta metall. 33 (1985) p.1927

26. R. Ørsund, E. Nes, Scripta metall. 22 (1988) p.665, 671

27. J. Hirsch, M. Loeck, L. Loof, K. Lücke, Proc. ICOTOM 7, wie Ref. /4/, p.765

28. J. Hirsch, G. Burmeister, L. Hoenen, K. Lücke, in "Experimental Techniques of Texture Analysis", ed. H.J. Bunge, DGM (Oberursel 1986) p.63

29. H.J. Bunge, "Mathematische Methoden der Texturanalyse", Akademie (Berlin 1969)

30. W. Truszkowski, J. Pospiech, J. Jura, B. Major, "3ème colloque européen sur les textures...", Point-à-Mousson (1973) p.235

31. S. Matthies, phys. stat. sol. (b) 92 (1979) p.35

32. K. Lücke, J. Pospiech, K.H. Virnich, J. Jura, Acta metall. 29 (1981) p.167

33. K. Lücke, J. Pospiech, J. Jura, J. Hirsch, Z. Metallk. 77 (1986) p.312

34. H.J. Bunge, J. Tobisch, Z. Metallk. 59 (1968), p.471

35. K. Lücke, C. Därmann, J. Hirsch, Trans. Ind. Inst. Met. 38 (1985) p.496

36. E. Sachs, Z. Verein deutscher Ing. 72 (1928) p.734

37. G.E. Tucker, J. Inst. Met. 82 (1953) p.655 und Acta metall. 12 (1964) p.1093

38. W. Boas, E. Schmid, Z. techn. Physik 12 (1931) p.71

39. G.I. Taylor, J. Inst. Met. 62 (1938) p.307

40. J.F.W. Bishop. R. Hill, Phil. Mag. 42, (1951) p.414, 1298

41. U.F. Kocks, Met. Trans. 1 (1970) p.1121

42. I. Dillamore, E. Butler, D. Green, J. Met. Sci. 2 (1968) p.161

43. H.J. Bunge, Kristall und Technik 5 (1970) p.145

44. H.J. Bunge, T. Leffers, Scripta metall. 5 (1971), p.143

45. H. Honneff, H. Mecking, Proc. ICOTOM 5, wie Ref. /13/, Vol.I, p.265

46. H. Mecking, Proc. ICOTOM 6, wie Ref. /3/, p.53

47. P. van Houtte, Proc. ICOTOM 6, wie Ref. /3/, p.428, und Proc. ICOTOM 7, wie Ref. /4/, p.7

48. H. Honneff, H. Mecking, Proc. ICOTOM 6, wie Ref. /3/, p.347

49. R. Fortunier, J. Hirsch, in "Theoretical Techniques of Texture Analysis", ed. by H.J. Bunge, DGM (Oberursel 1987) p.231

50. J. Hirsch, O. Engler, K. Lücke, M. Peters, K. Welpmann, Proc. 4th Int. Conf. on Al-Li-Alloys, Paris (1987) p.C3-605

51. J.W. Hutchinson et al., Viewpoint No. 6, Scripta metall. 18 (1984), p.421

52. I.L. Dillamore, J.G. Roberts, A.C. Bush, Metal Sci. 13 (1979) p.73

53. J. Grewen, T. Noda, D. Sauer, Z. Metallk. 68 (1977) p.260

54. P.S. Mathur, W.A. Backofen, Met. Trans. 4 (1973) p.643

55. B.J. Duggan, M. Hatherly, W.B. Hutchinson, P.T. Wakefield, Metal Sci. 12 (1978) p.343 und Scripta metall. 12 (1978) p.293

56. B. Fargette, D. Whitwham, Mem. Sci. Rev. Metall. 73 (1976) p.197

57. F. Adcock, J. Inst. Met. 27 (1922) p.73

58. P. van Houtte, J. Gil Sevillano, E. Aernoudt, Z. Metallk. 70 (1979), p.426, 503

59. S.V. Harren, H.E. Dève, R.J. Asaro, Acta metall. 36 (1988) p. 2435

60. K. Morii, H. Mecking, Y. Nakayama, Acta metall. 33 (1985) p.379 und Proc. ICOTOM 7, wie Ref. /2/, p.117

61. A. Korbel et al., Acta metall. 34 (1986) p.1999

62. D.J. Lloyd, E.F. Butryn, M. Ryvola, Microstructural Sci. 10 (1982) p.373

63. D.J. Lloyd, M. Ryvola, Microstructural Sci. 12 (1984) p.577

64. A.S. Malin, M. Hatherly, Metal Sci. 13 (1979) p.463

65. Y. Nakayama, K. Morii, Acta metall. 35 (1987) p.1747 und K. Morii, Y. Nakayama, Proc. ICOTOM 8, wie Ref. /9/, p.525

66. P. Karduck, J.M. Goux, G. Gottstein, Proc. 5th Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, Aachen, eds. P. Haasen et al., Pergamon (1979) Vol.1, p.107

67. M.Y. Huh, J. Hirsch, K. Lücke, Proc. ICOTOM 7, wie Ref. /2/, p.601 und M.Y. Huh, Diss. RWTH Aachen (1984)

68. A. Korbel, P. Martin, Acta metall. 34 (1986) p.1905

69. E. Nes, W.B. Hutchinson, A.A. Ridha, Proc. 7th Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, Montreal, eds. H. McQueen et al., Pergamon, (Oxford 1985) p.57

70. H. Gleiter, E. Hornbogen, Phys. stat. sol. 12 (1965) p.235, 251

71. V. Gerold, H.P. Karnthaler, Acta metall. 37 (1989) p.2177

72. E.A. Starke Jr., T.H. Sanders Jr., I.G. Palmer, J. Metals 33 (1981), 8, p.24

73. N. Ryum, B. Haegland, T. Lindtveit, Z. Metallk. 58 (1967) p.28, 31

74. A. Gysler, G. Lütjering, V. Gerold, Acta metall. 22 (1974) p.901

75. K. Welpmann, G. Lütjering, W. Bunk, Aluminium 50 (1974) p.263

76. E. Nembach, K. Suzuki, M. Ichihara, S. Takeuchi, Phil. Mag. A51 (1985) p.607

77. P.J. Gregson, H.M. Flower, Acta metall. 33 (1985) p.527

78. D.B. Williams, J.W. Edington, Metal Sci. 9 (1975) p.529

79. L.M. Brown, Proc. ICSMA 5 3 (1979) p.1551

80. F.J. Humphreys, in "Deformation of Multi-Phase and Particle Containing Materials", eds. J.B. Bilde-Sørensen et al., Proc. 4th Risø Int. Symposium, (1983) p.41

81. M.F. Ashby, Phil. Mag. 21 (1970) p.399 und in "Strengthening Methods in Crystals" eds A. Kelly, R.B. Nicholson, Applied Science (London 1971) p.137

82. J.C. Fisher, E.W. Hart, R.H. Pry, Acta metall. 1 (1953) p.336

83. E. Orowan, Discussion on "Symposium on Internal Stresses..." Inst. of Metals (London 1947) p.451

84. F.J. Humphreys, P.B. Hirsch, Proc. R. Soc. London A318 (1970) p.73 und Phil Mag. 34 (1976) p.373

85. R.J. Price, A. Kelly, Acta metall. 11 (1963) p.915

86. G.C. Weatherly, J. Met. Sci. 2 (1968) p.237

87. M.F. Ashby, L.E. Tanner, S.A. Gelles, Phil. Mag. 19 (1969) p.757 und M.F. Ashby, L.A. Johnson, Phil. Mag. 20 (1969) p.1009

88. M.F. Ashby, Phil. Mag. 14 (1966) p.1157

89. F.J. Humphreys, A.T. Stewart, Surface Sci. 31 (1972) p.389

90. P.B. Hirsch, J. Inst. Met. 86 (1957) p.13

91. H. Gleiter, E. Hornbogen, Z. Metallkunde 58 (1967) p.101

92. H. Gleiter, Acta metall. 15 (1967) p.1213, 1223

93. F.J. Humphreys, J.W. Martin, Phil. Mag. 16 (1967) p.927

94. H. Gleiter, Z. Metallkunde 58 (1967) p.236

95. L.M. Brown, W.M. Stobbs, Phil. Mag. 23 (1971) p.1185, 1201

96. P.F. Chapman, W.M. Stobbs, Phil. Mag. 19 (1969) p.1015

97. K.C. Russell, M.F. Ashby, Acta metall. 18 (1970) p.891

98. A.T. Stewart, J.W. Martin, Acta metall. 23 (1975) p.1

99. F.J. Humphreys, Acta metall. 25 (1977) p.1323

100. J. Grewen, J. Huber, Z. Metallkunde 68 (1977) p.647

101. P. Herbst, J. Huber, Proc. ICOTOM 5, wie Ref. /13/, Vol.I, p.453

102. F.J. Humphreys, Acta metall. 27 (1979) p.1801

103. X.W. Kong, O. Engler, K. Lücke, Proc. ICOTOM 9, Avignon (1990) und O. Engler, X.W. Kong, K. Lücke, to be published

104. J.R. Porter, F.J. Humphreys, Met. Sci. 13 (1979) p.83

105. O. Engler, J. Hirsch, K. Lücke, Proc. ICOTOM 8, wie Ref. /9/, p.637

106. H.M. Chan, F.J. Humphreys, Met. Sci. 18 (1984) p.527

107. O. Engler, J. Hirsch, K. Lücke, submitted to Acta metall.

108. P.N. Kalu, F.J. Humphreys, Proc. ICOTOM 8, wie Ref. /9/, p.511 und Acta metall. mater. 38 (1990) p.917

109. N. Hansen, B. Bay, D. Juul Jensen, T. Leffers, Proc. 7th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys (Montreal 1985), p.317

110. S. Nourbakhsh, J. Nutting, Acta metall. 28 (1980) p.357

111. H. Tamler, O. Kanert, W.H.M. Alsem, J.Th.M. De Hosson, Acta metall. 30 (1982) p.1523

112. R.W. Cahn, in "Physical Metallurgy", ed. R.W. Cahn, North Holland Publ. Co. (Amsterdam 1965) p.925

113. "Recrystallization and Grain Growth in Metals", eds. P. Cotterill, P.R. Mould, Surrey University (London 1976)

114. P. Haasen, Proc. 7th Risø Symp., wie Ref. /14/, p.69

115. W.G. Burgers, C.A. Verbraak, Acta metall. 5 (1957) p.765

116. C.A. Verbraak, Acta metall. 8 (1960) p.56 und Z. Metallk. 51 (1960) p.646

117. R. Sandström, Acta metall. 25 (1977) p.897, 905

118. J.C.M. Li, J. Appl. Phys. 33 (1962) p.2958

119. H. Hu, in "Recovery and Recrystallization of Metals", ed. L. Himmel, Wiley (New York 1963)

120. R.D. Doherty, Metal Sci. 8 (1974) p.132

121. W.B. Hutchinson, Metal Sci. 8 (1974) p.185

122. W.B. Hutchinson, E. Nes, Proc. 7th Risø Symp., wie Ref. /14/, p.107

123. I.L. Dillamore, H. Katoh, Metal Sci. 8 (1974) p.73

124. A.L. Dons, E. Nes, Mat. Sci. Tech. 2 (1986) p.8

125. E. Nes, J. Hirsch, K. Lücke, Proc. ICOTOM 7, wie Ref. /4/, p.663

126. J. Hjelen, E. Nes, Proc. 7th Risø Symp., wie Ref. /14/, p.367

127. K. Lücke, Canadian Met. Quart. 13 (1974) p.261

128. U. Schmidt, K. Lücke, Textures of Cryst. Sol. 3 (1979) p.85

129. J. Pospiech, K. Lücke, Z. Metallk. 70 (1979) p.567

130. W. Mao, J. Hirsch, K. Lücke, to be published und Diss. W. Mao, RWTH Aachen (1988)

131. W. Bunk, Z. Metallk. 56 (1965) p.645 und 57 (1966) p.345

132. K. Lücke, H.-P. Stüwe, Acta metall. 19 (1971), p.1078

133. X.W. Kong, K. Lücke, to be published

134. G. Abbruzzese, K. Lücke, H. Eichelkraut, Proc. ICOTOM 8, wie Ref. /9/, p.693

135. J. Huber, M. Hatherly, Metal Sci. 13 (1979) p.665

136. R.D. Doherty, wie Ref. /12/, p.23

137. F.J. Humphreys, in "Recrystallization and Grain Growth of Multi-Phase and Particle Containing Materials", eds. N. Hansen et al., Proc. 1st Risø Int. Symposium, (1980) p.35

138. B. Bay, N. Hansen, Met. Trans. A10 (1979) p.279

139. R. Sandström, Proc. 1st Risø Symp., wie Ref. /137/, p.121

140. E. Nes, Metalurgia I Odlewnictwo 5 (1979) p.209 und Proc. 1st Risø Symp., wie Ref. /137/, p.85

141. E. Hornbogen, Aluminium 43 (1967) p.41, 115, 166

142. H. Ahlborn, E. Hornbogen, U. Köster, J. Mat. Sci. 4 (1969) p.944

143. B.M. Watts, M.J. Stowell, B.L. Baikie, D.G.E. Owen, Metal Sci. 10 (1976) p.189, 198

144. D. Altenpohl, "Aluminium und Aluminiumlegierungen", Springer (Berlin 1965)

145. J.M. Silcock, T.J. Heal, H.K. Hardy, J. Inst. Met. 82 (1953/54) p.239

146. H. Eichelkraut, J. Hirsch, K. Lücke, Z. Metallk. 75 (1984) p.113

147. G.D. Köhlhoff, B. Krentscher, K. Lücke, Proc. ICOTOM 7, wie Ref. /4/, p.95

148. G.D. Köhlhoff, Diss. RWTH Aachen (1989)

149. K. Lücke, R. Rixen, Z. Metallk. 59 (1968) p.321

150. G. Zener, unpublished work, quoted in C.S. Smith, Trans. AIME 175 (1948) p.15

151. M.A. Zaidi, T. Sheppard, Metal Sci. 17 (1983) p.219

152. K. Holm, E. Hornbogen, J. Mat. Sci. 5 (1970) p.655

153. E.C.W. Perryman, J. Metals 7 (1955) p.369

154. K.H. Virnich, K. Lücke, Proc. ICOTOM 5, wie Ref. /13/, Vol.I, p.397 und K.H. Virnich, Diss RWTH Aachen (1979)

155. H.O. Asbeck, H. Mecking, Mat. Sci. Eng. 34 (1978) p.111 und H.O. Asbeck, Diss. RWTH Aachen (1973)

156. R. Bauer, H. Mecking, K. Lücke, Mat. Sci. Eng. 27 (1977) p.163 und R. Bauer, Diss. RWTH Aachen (1970)

157. G.D. Köhlhoff, X. Sun, K. Lücke, Proc. ICOTOM 8, wie Ref. /9/, p.183

158. S.R. MacEwan, B. Ramaswami, Phil. Mag. 22 (1970) p.1025

159. R.A. Ayres, Metall. Trans. A10 (1979) p.849

160. R. Kalischer, Ber. Deut. Chem. Ges. 14 (1881) p.2747

161. E. Aernoudt, H.P. Stüwe, Z. Metallk. 61 (1970) p.128

162. U. Schmidt, K. Lücke, J. Pospiech, Proc. ICOTOM 4, Cambridge, "Textures of Materials" ed. G.J. Davies et al., The Metals Society (1975) p.147 und U. Schmidt, Diss. RWTH Aachen (1975)

163. X.M. Zhang, Diss. (1987), D.Q. Chinh, Diss. (1988), und J. Savoie, Diss. (1990); RWTH Aachen

164. H. Unckel, J. Inst. Met. 61 (1937) p.171

165. R.W.K. Honeycombe, W. Boas, Aust. J. Sci. Res. 1 (1948) p.70

166. L.M. Clarebrough, Aust. J. Sci. Res. 3A (1950) p.72

167. K. Mäder, E. Hornbogen, Scripta metall. 8 (1974) p.979 und K. Mäder, Diss. Ruhr Universität Bochum (1973)

168. B.A. Cooke, B. Ralph, Proc. 1st Risø Symp., wie Ref. /137/, p.211

169. W.B. Pearson, "Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys", Pergamon (London 1958)

192. T.H. Sanders Jr., E.A. Starke Jr., Acta metall. 30 (1982) p.927

193. F.H. Samuel, G. Champier, J. Mater. Sci 22 (1987) p.3851

194. M. Peters, J. Eschweiler, K. Welpmann, Scripta metall. 20 (1986) p.259.

195. S. Fox, D.S. McDarmaid, H.M. Flower, "Aluminium Technology '86",3 , The Institute of Metals (London 1986) B.72

196. A.W. Bowen, Proc. ICOTOM 8, wie Ref. /9/, p.971

197. M.J. Bull, D.J. Lloyd, Proc. 3rd Int. Conf. on Al-Li-Alloys, Oxford (1985) p.402

198. O. Engler, K. Lücke, in preparation

199. B. Noble, G.E. Thompson, J. Met. Sci. 5 (1971) p.114

200. P.L. Makin, W.M. Stobbs, Proc. 3rd Int. Conf. on Al-Li-Alloys, Oxford (1985) p.392

201. W.S. Jung, J.K. Park, Proc. 5th Int. Conf. on Al-Li-Alloys, Virginia (1989) p.595

202. P. Saintfort, P. Guyot, Proc. 3rd Int. Conf. on Al-Li-Alloys, Oxford (1985) p.420

203. T.S. Srivatsan, T.A. Place, J. Mat. Sci. 24 (1989) p.1543

204. F.S. Lin, S.B. Chakraborrty, E.A. Starke Jr., Metall. Trans A13 (1982) p.401

205. B. Noble, G.E. Thompson, J. Met. Sci. 6 (1972) p.167

206. B. Velten, A.K. Vasudevan, E. Hornbogen, Z. Metallk. 80 (1989) p.21

207. N. Ryum, Acta metall. 17 (1969) p.69

208. S. Rystad, N. Ryum, Z. Aluminium 53 (1977) p.193

209. D. Ponge, O. Engler, W. Schelb, K. Lücke, to be published

210. H. Mecking, G. Gottstein, wie Ref. /12/, p.195

211. J.S. Kallend, Y.C. Huang, Proc. ICOTOM 7, wie Ref. /4/, p.783

212. J. Baumgarten, W. Bunk, K. Lücke, Z. Metallk. 72 (1981) p.75, 162

213. F. Blasum, O. Engler, K. Lücke, to be published

214. P. Wagner, O. Engler, K. Lücke, Proc. ICOTOM 9, Avignon (1990)

215. O. Engler, J. Mizera, J. Driver, K. Lücke, Proc. ICOTOM 9, Avignon (1990)

Lebenslauf

Name	: Olaf Engler
geboren	: 27. Mai 1960 in Aachen
Staatsangehörigkeit	: deutsch
Familienstand	: ledig
Schulausbildung	: 1966 - 1970 Grundschule Höfchensweg, Aachen 1970 - 1979 Couven-Gymnasium, Aachen
Abitur	: 29. Mai 1979
Wehrdienst	: Juli 1979 - Sept. 1980
Studium	: WS 1980 - SS 1985 an der RWTH Aachen Studienrichtung Hüttenkunde Studiengang Werkstoffwissenschaften Vordiplom 23. Nov. 1982
Studienabschluß	: Hauptdiplom 12. Sept. 1985
Berufliche Tätigkeit	: 1. Okt. 1985 - 30. Sept. 1990 wissenschaftlicher Angestellter und seit 1. Okt. 1990 wissenschaftlicher Assistent am Institut für Metallkunde und Metallphysik der RWTH Aachen