

ISSN 0366-1296

Forschungsbericht 55

BUNDESANSTALT FÜR
MATERIALPRÜFUNG (BAM)
BERLIN

**Beobachtung und Orientierungsbestimmung
der Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999 % -- Al-Proben
bei Biegewechselbeanspruchung**

von Dr.-Ing. Dieter Klaffke

November 1978

70 Seiten, 109 Bilder, 3 Tabellen

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon (030) 8104-1
Telex 01-83 261 bamb d

Inhaltsverzeichnis	Seite
1.0 Einleitung	1
1.1 Aufgabenstellung	1
1.2 Lösungsweg	1
2. Orientierungseinflüsse auf plastische Verformungen	
2.1 Orientierungsfaktoren	1
2.2 Wechselverformung	
2.2.1 Allgemeines	4
2.2.2 Wechselverformung des Einkristalls	5
2.2.3 Wechselverformung des Polykristalls	5
3. Versuchsapparaturen und Proben	
3.1 Das Rasterelektronenmikroskop	6
3.1.1 Funktionsprinzip	6
3.1.2 Normal- und TV-Scan	6
3.1.3 Bilddrehung	7
3.1.4 Signalbeeinflussung	7
3.1.5 Zusatz für Orientierungsbestimmungen	8
3.2 Die Belastungsapparatur	8
3.3 Die Probe	
3.3.1 Probenwerkstoff	10
3.3.2 Probenform	10
3.3.3 Probenherstellung	10
3.4 Versuchsführung	10
4. Channelling Patterns im Rasterelektronenmikroskop	
4.1 Channelling Kontraste	11
4.2 SA-ECP-Methode	13
4.2.1 Strahlengang	13
4.3 Informationsgehalt der Channelling Patterns	14
4.3.1 Kristallografische Information	14
4.3.2 Indizierung	15
4.3.3 Deformation	15
4.3.4 Anwendungsbereiche	15

5.	Entwicklungen für Orientierungsberechnungen aus ECPs	
5.0	Übersicht	16
5.1	Auswertung von ECPs	16
5.2	Berechnung der Z-Orientierung	
5.2.1	Einpassen in Montagen	16
5.2.2	Berechnung von Z	16
5.2.3	Grafische Bestimmung von Z	18
5.3	Berechnung von Orientierungen in anderer als der Z-Richtung	18
5.3.1	Orientierung in Richtung R mit $\angle (R, Z) < \Theta$	18
5.3.2	Orientierungen in Richtung der Koordinaten-Achsen, X- und Y-Orientierung	
5.3.2.1	Grafische Methode	19
5.3.2.2	Rechnerische Methode	19
5.3.3	Orientierung in Raumrichtung R	20
5.3.3.1	Grafische Methode	20
5.3.3.2	Rechnerische Methode	20
6.	Berechnung der für die Kristallitverformungen wesentlichen kristallografischen Parameter	
6.0	Programm der berechneten Parameter	21
6.1	Berechnungsgrundlagen	
6.1.1	Ermittlung des Hauptgleitsystems	21
6.1.2	Orientierungsfaktor	21
6.1.3	Lage der Oktaeder (gleit)ebenen	21
6.1.4	Lage der Gleitrichtungen	21
6.1.5	Orientierungsfaktoren	22
6.2	Gleitlinien an der Oberfläche	22
6.2.1	Grafische Bestimmung der Gleitlinienwinkel	23
6.2.2	Nicht-Oktaeder-Gleitung	23
6.2.3	Gleitstufenprofil	24
7.	Ergebnisse	
7.1	Untersuchtes Probenmaterial	24
7.2	Phänomenologische Beschreibung der Verformungsvorgänge bei Wechselbeanspruchung	27
7.3	Einfluß des Schmidfaktors auf die plastische Verformung der Kristallite	
7.3.1	Bedeutung des Schmidfaktors	27
7.3.2	Verformung einzelner Kristallite	
7.3.2.1	Primär verformte Kristallite	28
7.3.2.2	Stark und schwach verformte Kristallite	28
7.4	Zerrüttungstypische Verformungsdetails	
7.4.0	Identifizierung von Gleitsystemen	29
7.4.1	Gleitband-Extrusions und -Intrusions	
7.4.1.1	Erscheinungsformen	29
7.4.1.2	Orientierungseinflüsse	29

7.4.2	Netzstrukturen	32
	7.4.2.1 Erscheinungsformen	32
	7.4.2.2 Orientierungseinflüsse	32
7.4.3	Zerrüttungsrisse	34
	7.4.3.1 Erscheinungsformen	34
	7.4.3.2 Orientierungseinflüsse	34
7.5	Diskussion der Ergebnisse	
7.5.1	Grenzen der Methodik	
	7.5.1.1 Genauigkeit der Orientierungsbestimmung	35
	7.5.1.2 Statistische Einflüsse auf die Kristallitverformungen	35
	7.5.1.3 Aussagegehalt von REM-Bildern	35
7.5.2	Einfluß des Schmidfaktors	36
7.5.3	Zerrüttungstypische Deformationen	
	7.5.3.1 Extrusions und Intrusions	36
	7.5.3.2 Netzstrukturen	36
	7.5.3.3 Zerrüttungsrisse	37
7.5.4	Einfluß von Umgebungsmedium und Beanspruchungspausen	37
8.	Zusammenfassung	45
9.	Literatur	46
10.	Anhang	
10.1	Grundlagen der plastischen Verformung mit Literaturübersicht	
10.1.1	Kristallografische Vorbemerkungen	49
10.1.2	Gleitsysteme	50
10.1.3	Zugverformung des Einkristalls	50
10.1.4	Zugverformung des Polykristalls	51
10.2	Berechnung einiger Korrekturwinkel und FORTRAN-Programme	
10.2.1	Berechnung von Korrekturwinkeln	52
10.2.2	Programm „Z-Orientierung aus drei Polabständen“	54
10.2.3	Programm „Z-Orientierung aus einem Abstand und einem Winkel“	57
10.2.4	Programm „Berechnung der drei Achsorientierungen“	60
10.2.5	Programm „Berechnung von Achsorientierungen, Orientierungsfaktoren und Gleitlinienwinkeln“	64

1.0 Einleitung

Trotz jahrzehntelanger Forschung auf dem Gebiet der Zerrüttung metallischer Werkstoffe ist der Kenntnisstand unbefriedigend. Das hat seine Gründe vorwiegend in der Vielzahl der Einflußgrößen auf den Ablauf der Verformungen bei zyklischer Beanspruchung, wobei sowohl Werkstoff- bzw. Gefügeparameter als auch Parameter der Versuchsführung (Frequenz, Temperatur, Atmosphäre, . . .) von großer Bedeutung sein können. Dadurch wird der Vergleich, die Übertragbarkeit und vor allem die Verallgemeinerungsfähigkeit der Ergebnisse stark eingeschränkt.

Andererseits existiert eine große Anzahl von „Theorien“ der Zerrüttung, auf verschiedenen Grundlagen aufgebaut, die alle mit den experimentellen Ergebnissen verträglich sind. Das ist aber gerade auf dem Gebiet der Zerrüttung nicht verwunderlich, da der typische experimentelle Befund, der Zusammenhang zwischen Beanspruchungshöhe und Bruchlastspielzahl (Wöhler-Kurve) i. a. mit einer sehr großen Streuung behaftet ist. Nach Freudenthal [1] ist jedoch weder eine Bestätigung noch eine Widerlegung vieler dieser Theorien möglich.

Angesichts dieser unbefriedigenden Situation und der enormen technischen und volkswirtschaftlichen Bedeutung des Phänomens der Werkstoffzerrüttung erscheint es nicht sinnvoll, nach neuen Theorien zu suchen, sondern vielmehr notwendig, die grundlegenden Vorgänge im Werkstoff bei Wechselverformung besser kennen und verstehen zu lernen.

Ein Hemmschuh des Fortschritts ist nach Freudenthal [1] insbesondere auf dem viele Disziplinen berührenden Gebiet der Zerrüttung die mangelhafte interdisziplinäre Zusammenarbeit. Aus diesem Grund werden, einer Anregung Maennigs folgend, die im technologischen Bereich weniger bekannten Grundlagen im Anhang etwas ausführlicher dargestellt.

1.1 Aufgabenstellung

In einer Literaturrecherche [2], die sich mit den Möglichkeiten der Kontinuumsmechanik zur Beschreibung der Verformungsvorgänge bei mechanischer Wechselbeanspruchung beschäftigt, wurde die Vorstellung entwickelt, daß die Anwendung der Kontinuumsmechanik auf polykristalline Werkstoffproben als Ganze nicht der Natur der Schädigungsvorgänge bei der Werkstoffzerrüttung gerecht werden kann. Es sollte vielmehr das Verhalten der einzelnen Kristallite betrachtet werden mit dem Ziel, Gesetzmäßigkeiten für die einzelnen Kristallite zu formulieren. Bei Kenntnis der Vorgänge in den Kristalliten sollte dann versucht werden, Aussagen über das Verhalten der ganzen Probe zu gewinnen. Voraussetzung dafür ist die experimentelle Untersuchung des Verformungsverhaltens der einzelnen Kristallite einer polykristallinen Probe insbesondere in Abhängigkeit von der jeweiligen kristallografischen Orientierung zur Beanspruchung. Der Einfluß der Orientierung auf das Verformungsverhalten von Einkristallen ist sowohl für statische (Zug-) als auch zyklische Verformungen weitgehend erforscht [3] – [7]. Auch das Verformungsverhalten einzelner Kristallite polykristalliner Proben im Zugversuch wurde intensiv untersucht [8] – [13]; über den Orientierungseinfluß auf das Kristallverhalten bei Wechselbeanspruchung ist jedoch nur sehr wenig bekannt (z. B. [14]). Es wurde daher die Aufgabe gestellt, die kristallografische Orientierung von Oberflächenkristalliten in Beanspruchungsrichtung zu bestimmen und die durch Wechselbeanspruchung hervorgerufenen Kristallitverformungen zu untersuchen.

Notwendige experimentelle Voraussetzungen sind dabei die Versuchsführung im Vakuum, die Untersuchung der Deformationen mit hoher örtlicher Auflösung sowie die Möglichkeit der Orientierungsbestimmung von kleinen Kristalliten.

1.2 Lösungsweg

Zur Lösung der gestellten Aufgabe wurde eine Beanspruchungsapparatur entwickelt, die es gestattet, kleine massive metallische Proben direkt im Objektraum eines Rasterelektronenmikroskopes (REM) zyklisch zu beanspruchen. Der Einsatz eines REM ist aus verschiedenen Gründen für die Lösung der Aufgabe sinnvoll bzw. notwendig:

Die Probe befindet sich während der gesamten Versuchsdauer im Vakuum ($\approx 10^{-5}$ Torr); Umgebungseinflüsse auf die Zerrüttungsvorgänge, die besonders bei Drücken oberhalb ca. 10^{-3} Torr beobachtet werden, sind somit weitgehend vermieden.

Die Abbildung der Probe und die Untersuchung der Verformungsvorgänge ist mit hoher örtlicher Auflösung und mit wesentlich größerer Schärfentiefe als beim Lichtmikroskop möglich.

Die Abbildung der Probe und die Untersuchung der Verformungsvorgänge ist mit hoher örtlicher Auflösung und mit wesentlich größerer Schärfentiefe als beim Lichtmikroskop möglich.

Mit Hilfe einer Schnellraster-Methode (TV-Raster) ist die Abbildung der Probenoberfläche *während* der zyklischen Beanspruchung möglich; die Bilder können auf Magnetband gespeichert werden.

Mit Hilfe der Methode der Electron Channelling Patterns (ECP) kann im Rastermikroskop die Orientierung kleiner Kristallite bestimmt werden.

2. Orientierungseinflüsse auf plastische Verformungen

2.1 Orientierungsfaktoren

Die Abgleitvorgänge in Metallkristallen werden durch die in den Gleitsystemen herrschenden Schubspannungsverhältnisse bestimmt. Die Schubspannung τ in einem Gleitsystem ist mit der äußeren Spannung σ verknüpft durch:

$$\tau = \mu \cdot \sigma$$

wobei der Orientierungsfaktor μ eine rein geometrische Größe ist. Es gilt:

$$\mu = \cos \lambda \cdot \cos \chi'$$

Dabei ist λ der Winkel zwischen Beanspruchung und Gleitrichtung, χ' der Winkel zwischen Beanspruchung und Gleitebenen-Normale (s. *Bild 2.1*). λ und χ' hängen von der Orientierung des Kristalls ab. Das Gleitsystem mit dem größten Orientierungsfaktor (= Schmidfaktor) wird als Hauptgleitsystem bezeichnet, die anderen als Nebengleitsysteme. Zur Darstellung der Orientierungsabhängigkeit des Schmidfaktors kann die Betrachtung auf das Grunddreieck beschränkt werden, da in diesem die gesamte Vielfalt der möglichen

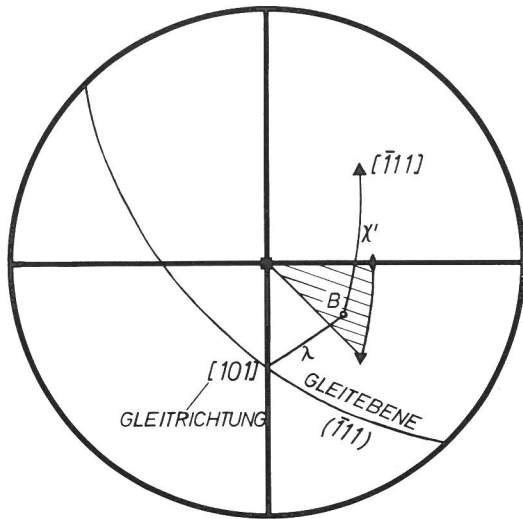


Bild 2.1
Stereografische Projektion; Lage der Gleitelemente für Beanspruchungsrichtung B im Grunddreieck

Werte von μ enthalten ist. Wird das Kristallgitter als fest betrachtet und die Beanspruchungsrichtung B als variabel (Bild 2.1), so ergeben sich beim Durchlaufen des Grunddreiecks die der jeweiligen Orientierung zugeordneten Orientierungsfaktoren. Werden im Grunddreieck alle Orientierungen mit jeweils gleichem μ verbunden, so ergibt sich eine Verteilung gemäß Bild 2.2 für kfz-Metalle und Oktaeder-Gleitung. Zur Konstruktion der in Bild 2.2 dargestellten Verteilung, ebenso für die in den Bildern 2.4 und 2.8 bis 2.11 dargestellten Verteilungen wurden die Orientierungsfaktoren für Haupt- und Nebengleitsysteme für im Grunddreieck äquidistant verteilte Richtungen (Schrittweite 1° *) berechnet.

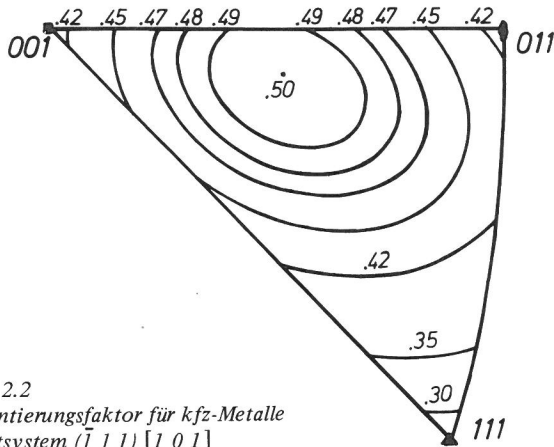


Bild 2.2
Orientierungsfaktor für kfz-Metalle
Gleitsystem $(\bar{1}11)[101]$

Bei krz-Metallen sind die Verhältnisse wegen der Vielfalt der möglichen Gleitsysteme (s. Bild 2.3) komplizierter, da für Orientierungen im Grunddreieck nicht ein Hauptgleitsystem wie beim kfz-Metall betrachtet werden muß, sondern das Grunddreieck (Bild 2.3) in sechs Bereiche aufgeteilt ist, in denen jeweils ein anderes Gleitsystem den maximalen Orientierungsfaktor hat.

Für kfz-Metalle ist der maximal mögliche Orientierungsfaktor $\mu_{\max} = 0,5$ für $\approx [149]$. Im größten Teil des Grunddreiecks

*) Schrittweite in Richtung $[100]$: $\Delta\alpha = 1^\circ$
Schrittweite in Richtung $[010]$: $\Delta\beta = \arccos(\cos 1^\circ / \cos^2 \alpha - \tan^2 \alpha)$

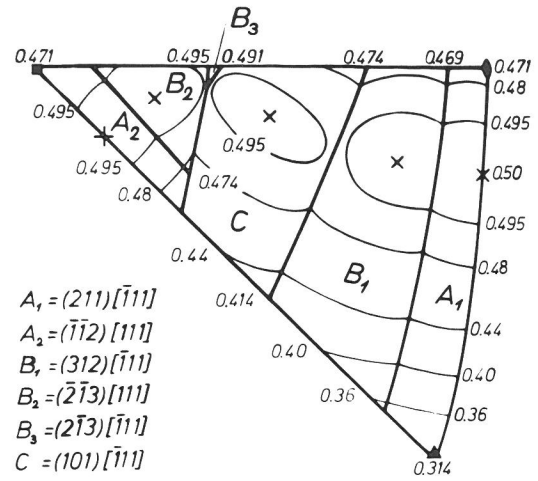


Bild 2.3
Orientierungsfaktor für krz-Metalle [3]

ecks liegt μ zwischen 0.45 und 0.5. Nur in Richtung der $[111]$ -Ecke tritt ein steiler Abfall auf $\mu_{111} = 0.272$ auf.

Für krz-Metalle ist der maximale Wert $\mu = 0.5$ für fünf ver-

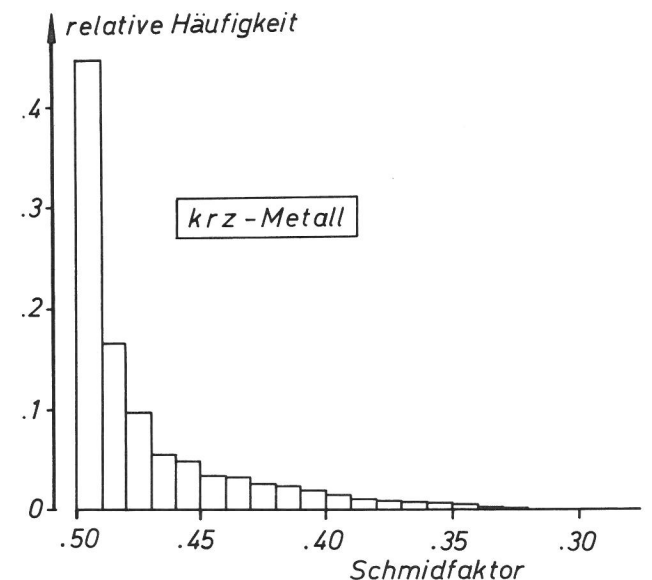
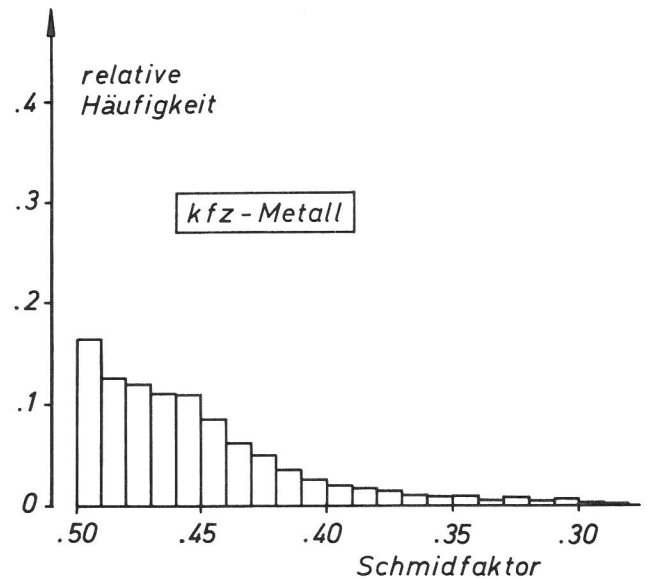


Bild 2.4
Häufigkeitsverteilung der Orientierungsfaktoren für kfz- und krz-Metalle bei gleichmäßiger Orientierungsverteilung

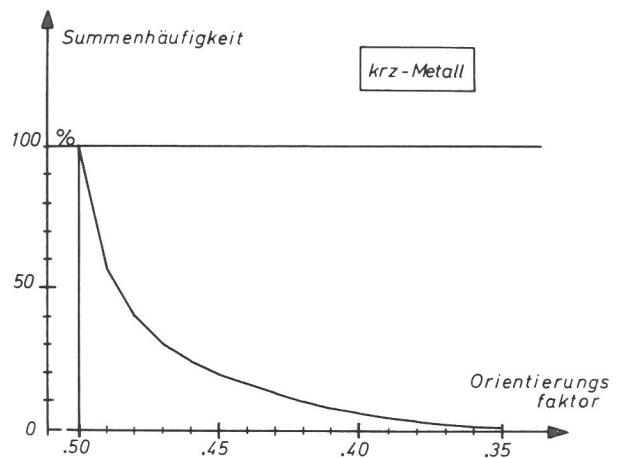
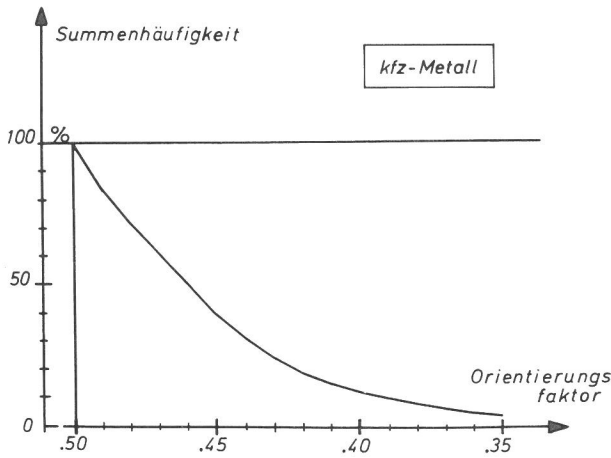


Bild 2.5
Summenhäufigkeit der Orientierungsfaktoren für kfz- und krz-Metalle

schiedene Orientierungen anzutreffen. Die Variation von μ im Grunddreieck ist deutlich geringer als für kfz-Metalle. Es tritt aber auch hier ein starker Abfall in Richtung der $[111]$ -Ecke bis auf $\mu_{111} = 0.314$ auf.

In Bild 2.4 ist die relative Häufigkeit der Orientierungsfaktoren für gleichmäßige Verteilung der Kristallorientierungen im Grunddreieck für kfz- und krz-Kristallsystem dargestellt. Bild 2.5 zeigt die aus Bild 2.4 gewonnenen Summenhäufigkeitskurven für kfz- und krz-Metalle. Auch hier wird die starke Bevorzugung hoher μ -Werte beim krz-Metall deutlich. So ist z. B. die Wahrscheinlichkeit des Antreffens eines Kristallits mit $\mu \leq 0.45$ für kfz-Metalle ca. 39 %, für krz-Metalle dagegen nur 20 %, Kristallite mit $\mu \leq 0.4$ haben die Wahrscheinlichkeiten von ca. 12 % (kfz) gegenüber nur 6 % (krz).

Sowohl wegen der Eindeutigkeit und der besseren Übersichtlichkeit der Abgleitverhältnisse als auch wegen der stärkeren Variation des Orientierungsfaktors eignen sich kfz-Metalle prinzipiell besser zur Untersuchung von Einflüssen der kristallografischen Orientierung auf irgendwelche Phänomene. Die folgenden Überlegungen werden daher (in Einklang mit der Wahl des kubisch-flächenzentrierten Aluminiums als Probenmaterial) auf kfz-Kristalle beschränkt.

Der Orientierungsfaktor ist im Innern des Grunddreiecks am größten und nimmt zur Berandung hin ab. Für Orientie-

rungen auf dem Rand des Grunddreiecks ist der Orientierungsfaktor jeweils für zwei verschiedene Gleitsysteme gleich. In jedem der in Bild 2.6 dargestellten sechs elementaren Dreiecke wiederholen sich die für das Grunddreieck geltenden Gesetzmäßigkeiten. In jedes Dreieck ist das zugehörige Haupt-Gleitsystem eingetragen. Für Orientierungen auf dem Rand sind jeweils die Orientierungsfaktoren für die beiden Hauptgleitsysteme der angrenzenden Dreiecke gleich. Für die Eckpunkte sind entsprechend die Orientierungsfaktoren für vier Gleitsysteme ($[011]$ -Ecke), sechs Gleitsysteme ($[111]$ -Ecke) bzw. acht Gleitsysteme ($[001]$ -Ecke) gleich groß. Für einen $[111]$ -orientierten Kristall haben alle in Bild 2.6 eingetragenen Gleitsysteme den gleichen Orientierungsfaktor $\mu_{111} = \frac{2}{3 \cdot \sqrt{6}} = 0.272$. Zur Beurteilung des Verformungsverhaltens ist nicht nur der Orientierungsfaktor des Hauptgleitsystems von Interesse, sondern auch der des nächstgünstig orientierten (Neben-)Gleitsystems. Während für alle Orientierungen im Grunddreieck ein Gleitsystem: $(\bar{1}11)$ $[101]$ das Hauptgleitsystem ist, kommen als nächstgünstiges Nebengleitsystem (dominantes NG-System) je nach Lage im Grunddreieck verschiedene Gleitsysteme in Frage. Das Grunddreieck kann in drei Bereiche (Bild 2.7)

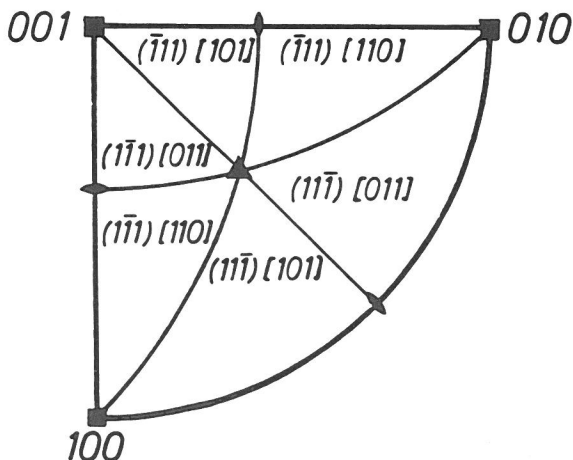


Bild 2.6
Positiver Quadrant der stereografischen Projektion, Einteilung in Bereiche des gleichen Hauptgleitsystems

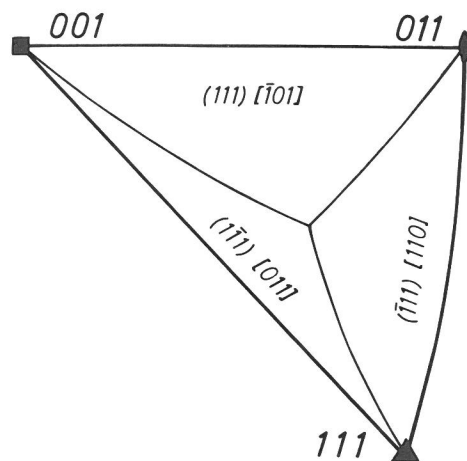


Bild 2.7
Aufteilung des Grunddreiecks in Bereiche verschiedener dominanter Nebengleitsysteme (kfz-Kristall)

eingeteilt werden, in denen jeweils ein anderes Gleitsystem den zweitgrößten Orientierungsfaktor liefert, wobei in den einzelnen Bereichen das dominante NG-System jeweils das HG-System des angrenzenden Dreiecks ist. Werden die Differenzen $\Delta\mu$ der Orientierungsfaktoren des Hauptgleitsystems μ_{HG} und des dominanten Nebengleitsystems μ_{dNG}

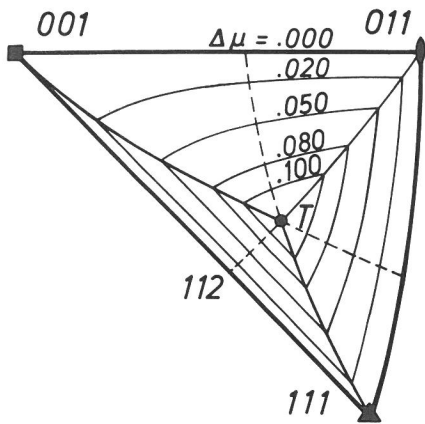


Bild 2.8
Verteilung von $\Delta\mu$ im Grunddreieck

im Grunddreieck eingetragen und Orientierungen mit gleichem $\Delta\mu$ verbunden, so ergibt sich Bild 2.8. Die Differenz der Orientierungsfaktoren $\Delta\mu$ ist auf den Berandungen Null und wächst in Richtung des Punktes T im Innern an, erreicht bei $T \approx [8 \ 13 \ 21]$ den maximalen Wert $\Delta\mu_{\max} \approx 0.126$. Bei Kristallen mit einer Orientierung in der Nähe von T ist daher vorwiegend Einfachgleitung zu erwarten, während die Wahrscheinlichkeit für die Betätigung eines Nebengleitsystems bei Annäherung der Orientierung an den Rand des Grunddreiecks wächst.

Die Häufigkeitsverteilung von $\Delta\mu$ für gleichmäßige Orientierungsverteilung im Grunddreieck zeigt Bild 2.9.

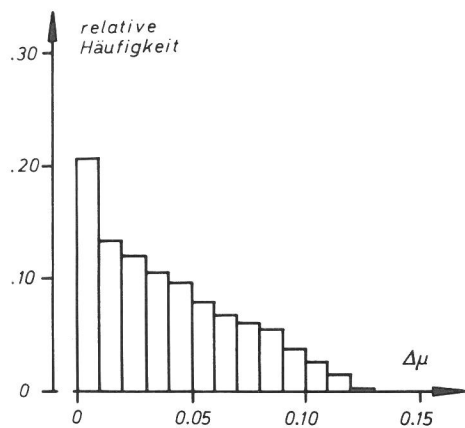


Bild 2.9
Häufigkeitsverteilung der $\Delta\mu$ für gleichmäßige Verteilung der Orientierungen im Grunddreieck

Im Orientierungsbereich $[011]\{T\}[111]$ geben die $\Delta\mu$ -Werte die Differenzen der Orientierungsfaktoren der Gleitsysteme $(\bar{1}11)[101]$ und $(\bar{1}11)[110]$ an. Diese beiden Gleitsysteme führen bei Betätigung zu identischen Gleitlinienwinkeln an der Oberfläche und können daher in Oberflächenbildern nicht unterschieden werden.

Ein Maß für die Betätigungswahrscheinlichkeit eines vom HG-System unterscheidbaren NG-Systems stellt $d\mu$ dar, die Differenz von μ_{HG} und dem größten Orientierungsfaktor einer anderen Gleitebene. Die Verteilung von $d\mu$ im Grunddreieck zeigt Bild 2.10, die Häufigkeitsverteilung ist in Bild 2.11 dargestellt.

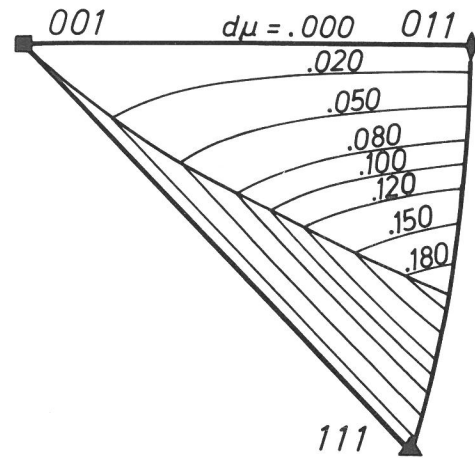


Bild 2.10
Verteilung von $d\mu$ im Grunddreieck

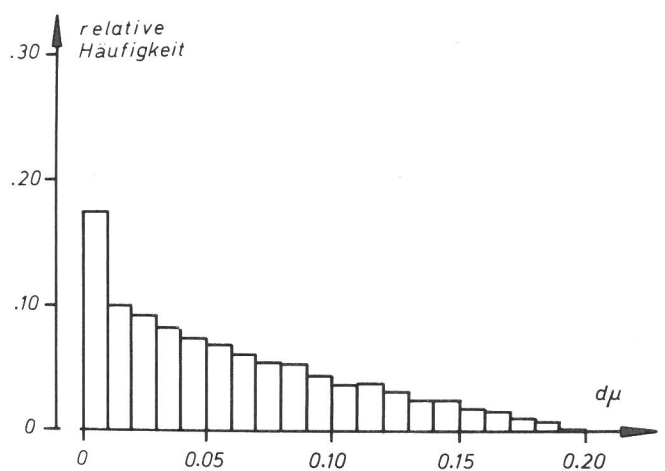


Bild 2.11
Häufigkeitsverteilung der $d\mu$ für gleichmäßige Verteilung der Orientierungen im Grunddreieck

2.2 Wechselverformung

2.2.1 Allgemeines

Bei der Wechselverformung metallischer Werkstoffe laufen im Gefüge mannigfaltige Versetzungsreaktionen ab. Die durch die zyklische Verformung gebildeten Versetzungsanordnungen hängen dabei sowohl von den versuchstechnischen Parametern wie Zyklenzahl, Amplitude, Frequenz (Dehngeschwindigkeit) und Temperatur als auch von den werkstoffcharakteristischen Parametern (vor allem Stapelfehlerenergie) und dem Gefügestand bei Versuchsbeginn ab.

In der Anfangsphase der Wechselverformung werden im Innern der einzelnen Körner charakteristische Versetzungsstrukturen gebildet, die im wesentlichen durch die Beanspruchungsamplitude und die Stapelfehlerenergie bestimmt werden (z. B. [54]). Für Metalle mit großer Stapelfehlerenergie (z. B. Al) wird bei hohen Amplituden (Bild 2.12) die zerrüttungstypische Zellstruktur beobachtet. Diese Versetzungsanordnung ist gekennzeichnet durch hohe Versetzungsdichten in den Zellwänden und sehr geringen Versetzungs-

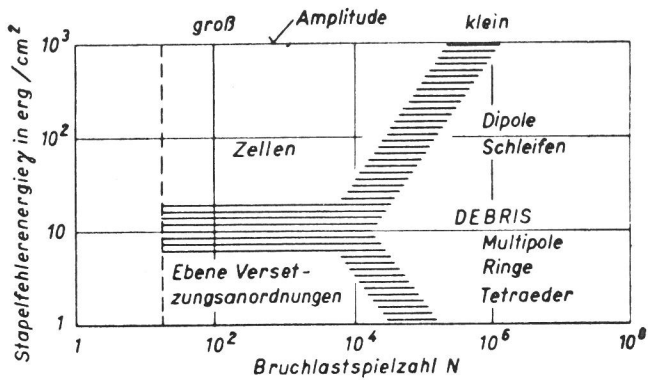


Bild 2.12
Einfluß von Beanspruchungsamplitude und der Stapelfehlerenergie auf die Versetzungsstruktur, nach [60]

dichten im Zellinneren. Die mittlere Zellgröße nimmt mit wachsender Amplitude ab. Bei kleinen Amplituden wird dagegen die sog. „Debrisstruktur“ als Ergebnis verschiedenartiger Versetzungsreaktionen beobachtet [57]. Verbunden mit der Ausbildung der Zellstruktur im Innern ist häufig die Entstehung von persistenten Gleitbändern (PSB) in den Oberflächenkörnern. Unter PSB werden Gebiete konzentrierter Abgleitungen verstanden, die sich in das Probeninnere hinein erstrecken. Nach Abpolieren der Oberfläche entstehen bei Fortsetzung der Wechselbeanspruchung Gleitbänder an den gleichen Probenstellen. In gleicher Weise wie die Ausbildung der Zellstruktur wird die Neigung zur Bildung von PSB mit wachsender Stapelfehlerenergie verstärkt.

2.2.2 Wechselverformung des Einkristalls

Ein wesentlicher Unterschied bei der Wechselverformung sowohl des Einkristalls als auch des Polykristalls gegenüber der einsinnigen Zugverformung besteht darin, daß die makroskopische Verformung bei Zerrüttungsversuchen stets sehr klein ist. Wegen des periodischen Wechsels der Lastrichtung ändert sich die Länge der Probe bis zum Bruch nicht (dehnungsgesteuerter Versuch) oder nur geringfügig (spannungsgesteuerter Versuch). Daher ist bei Wechselverformung nur eine sehr schwache – gegenüber der bei Zugverformung beobachteten – dehnungsbedingte Orientierungsänderung (Wanderung der Zugachse) zu erwarten. Die Änderung der relativen Schubspannungsverhältnisse in den verschiedenen Gleitsystemen ist daher bei Wechselverformung geringer als bei Zugverformung. Entsprechend wird die Betätigung von Nebengleitsystemen bei Wechselverformung *nicht* wie bei einsinniger Verformung durch geometrische Änderungen begünstigt.

Der Einfluß der Kristallorientierung auf das Wechselverformungsverhalten von Einkristallen wurde von Hempel und Mitarbeitern [6], [7], [26], [27] ausführlich Mitte der 50er Jahre untersucht, aus früherer Zeit liegen nur einige wenige Arbeiten vor (z. B. [4], [28]).

Bei den Untersuchungen von Hempel steht der Einfluß der Orientierung auf die Wöhlerkurve der Einkristallproben und der Vergleich zum Polykristall im Vordergrund. Es wird bei den α -Eisen-Einkristallen kein Einfluß der Orientierung auf das Zerrüttungsverhalten festgestellt, d. h. die Meßpunkte unterschiedlich orientierter Proben liegen mit geringer Streuung auf einer Wöhler-Kurve. Im Vergleich zum Polykristall

liegt die Wöhler-Kurve der Einkristalle deutlich unter der der polykristallinen Proben. Die Biegezugfestigkeit ($N = 5 \cdot 10^7$) der Einkristalle liegt [6] mit 95 MN/m^2 deutlich unter der der polykristallinen Proben (125 MN/m^2).

Erwähnt werden müssen hier auch die Arbeiten von Neumann [29] – [31], bei denen die Untersuchung der für die Zerrüttung grundlegenden Verformungsvorgänge an einkristallinen Proben im Vordergrund steht. Neumann entwickelt ein Modell der Reißbildung durch Wechselverformung. Dieses Großgleitungsmodell steht im Einklang mit den beobachteten Abgleitstrukturen der persistenten Gleitbänder. Die Bildung und der Fortschritt von Zerrüttungsrissen erfolgten nach diesem Modell durch wechselseitige Betätigung zweier Gleitsysteme.

Bei Wechselbeanspruchung von Kupfer-Einkristallen wird die Bildung der für Zerrüttung typischen Gleitband-Extrusions- und -Intrusions beobachtet (Greenfield [32]), denen von verschiedenen Autoren eine wesentliche Rolle bei der Reißkeimbildung zugeschrieben wird.

Die Untersuchungen an Einkristallen sind nützlich zur Klärung ausgewählter Sonderfragen. Sie können aber für praktische Fragestellungen meist nur Tendenzen aufzeigen, da das Gefügemerkmal „Korngrenze“ bei Wechselverformung einen mindest ebenso großen Einfluß auf das Verformungsverhalten hat wie beim Zugversuch, insbesondere da die Bildung von Zerrüttungsrissen im polykristallinen Werkstoff häufig von Korngrenzen ausgehen kann.

2.2.3 Wechselverformung des Polykristalls

Eine Untersuchung der durch die Existenz von Korngrenzen hervorgerufenen Änderungen gegenüber dem Einkristallverhalten ist für den Fall der zyklischen Beanspruchung schwieriger als für einsinnige, da bei zyklischer Verformung nicht nur die Höhe der Beanspruchung, sondern auch die Zyklenzahl einen entscheidenden Einfluß auf den Ablauf der Verformungsvorgänge hat. Es liegen daher sehr wenige Arbeiten vor, die die Einflüsse von Orientierung der Kristallite und der Korngrenzen auf das Wechselverformungsverhalten einzelner Kristallite untersuchen. Der Einfluß *einer* Korngrenze auf die Biegezugfestigkeit wurde von Hempel et al. [26] an Zwei- bzw. Dreikristallproben von Weicheisen untersucht. An zwei Proben mit unterschiedlicher Korngrenzrichtung wird die prinzipielle Aussage gewonnen, daß eine Korngrenze senkrecht zur Beanspruchung die Bruchlastspielzahl erhöht, eine Korngrenze parallel zur Beanspruchung die Bruchlastspielzahl dagegen geringfügig gegenüber der für Einkristalle herabsetzt. Systematische Untersuchungen zum Einfluß der Orientierungen bzw. des Orientierungsunterschiedes der beiden angrenzenden Körner wurden dagegen nicht durchgeführt.

Bezüglich der Verformungsvorgänge in den einzelnen Kristalliten polykristalliner Proben in Abhängigkeit von der Orientierung wird beobachtet, daß plastische Verformung meist in „ungünstig“ orientierten (hoher Schmid-Faktor) Körnern beginnt [27]. Die Verformung in den einzelnen Körnern ist meist inhomogen und wird durch die Nachbarkörner mitbestimmt. Eine durch das Nachbarkorn induzierte Abgleitung wird begünstigt [26], wenn die entsprechenden Gleitebenen nur geringfügige Orientierungsunterschiede aufweisen.

3. Versuchsaapparaturen und Proben

3.1 Rasterelektronenmikroskop

Über das Rasterelektronenmikroskop gibt es heute ausführliche Gesamtdarstellungen (z. B. [34]), so daß hier nur kurz das Funktionsprinzip erläutert zu werden braucht und einige versuchsbedingte Besonderheiten des Gerätes beschrieben werden.

3.1.1 Funktionsprinzip

In der Säule des REM wird der Durchmesser des Elektronenstrahls durch drei (magnetische) Linien elektronenoptisch so verkleinert, daß er mit einem Durchmesser von ≈ 10 nm auf die Probenoberfläche trifft. Die Primärelektronen mit einer Energie von maximal 30 keV (Stereoscan Mk II A) lösen dabei verschiedenartige Wechselwirkungsprozesse aus, von denen die wichtigsten in *Bild 3.1* zusammengestellt sind.

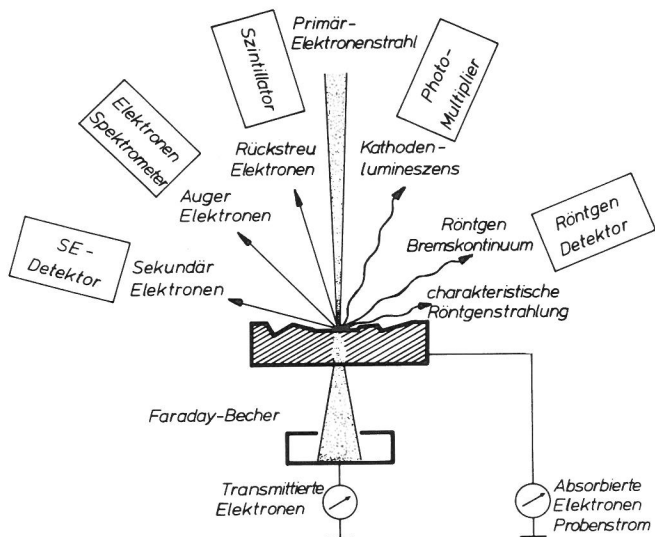


Bild 3.1
Wechselwirkungsprozesse der Primärelektronen mit der Oberfläche metallischer Proben, nach [56]

Die einzelnen Wechselwirkungsprozesse können zur Bilderzeugung benutzt werden, wodurch verschiedenartige Informationen über die Probenoberfläche gewonnen werden können. Im Routinebetrieb wird üblicherweise die Bilderzeugung mit den von der Probenoberfläche emittierten Sekundärelektronen (SE) und/oder den rückgestreuten Primärelektronen (RE) gewählt. Zu den SE werden dabei alle Elektronen bis zu einer Energie von ca. 50 eV gezählt (*Bild 3.2*), während die RE eine Energie in der Nähe der Primärenergie

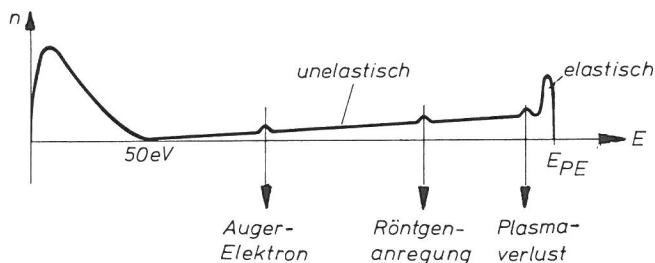


Bild 3.2
Allgemeine Form der Energieverteilung der Probe verlassenden Elektronen, nach [56]

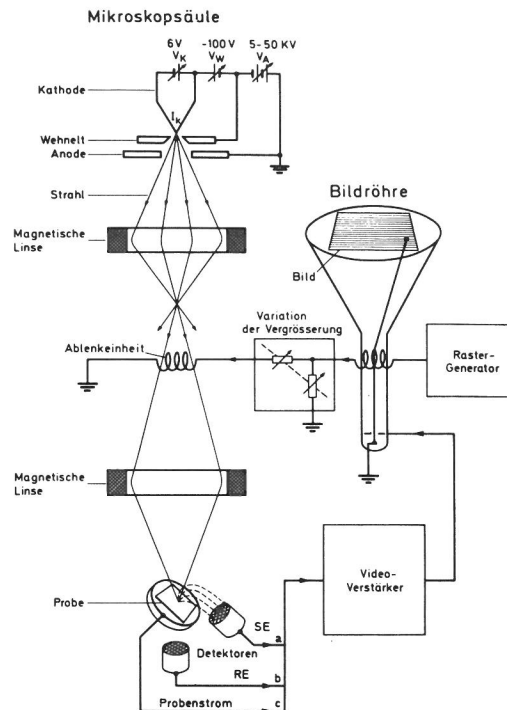


Bild 3.3
Funktionsprinzip des Rasterelektronenmikroskops, nach [34]

besitzen. Zur Aufzeichnung eines REM-Bildes wird der Elektronenstrahl durch eine vom Rastergenerator angeordnete Ablenkeinheit (*Bild 3.3*) zeilenförmig über die Probe geführt. Die dabei von der Probe emittierten SE oder RE gelangen auf einen Szintillator und erzeugen dort Lichtimpulse, die mit einem Fotomultiplier zu einem elektronischen Signal verarbeitet werden. Dieses Signal wird im Videoverstärker verstärkt und moduliert dann die Intensität des Schreibstrahls der Wiedergabe-Bildröhre. Ablenkung von Rasterstrahl und Schreibstrahl erfolgen synchron. Die Änderung der Vergrößerung erfolgt elektronisch durch Veränderung der Amplitude der Ablenkspannung des Rasterstrahls bei unveränderter Amplitude der Ablenkspannung des Schreibstrahls. Es ist damit eine sehr einfache Variation der Vergrößerung im Bereich von ca. 20 x bis ca. 10.000 x möglich.

3.1.2 Normal- und TV-Scan

Es sind zwei Arten der Bilderzeugung möglich, mit dem Normalscan und mit dem TV-scan.

Ein Oberflächenbild nach der Normalscan-Methode wird üblicherweise aus 1.000 Zeilen aufgebaut, wobei eine Zeile in 40 bis 100 ms geschrieben wird, ein vollständiges Bild damit in 40 bis 100 sec. Beim TV-scan wird der Elektronenstrahl in der Säule mit üblichen Fernsehfrequenzen abgelenkt. Ein TV-Bild wird dabei in 1/50 sec auf einem Monitor aufgezeichnet.

Zwischen beiden Rasterarten kann umgeschaltet werden. Der für die Aufgabe wesentliche Vorteil des TV-scans liegt in der Möglichkeit der Abbildung (langsam) bewegter Objekte und in der Möglichkeit der Aufzeichnung der Bilder auf Magnetband. Beim Normalscan muß die Bildaufzeichnung und Speicherung dagegen sehr zeitraubend über die Fotografie des Bildschirms erfolgen.

Der Vorteil der schnellen Bildspeicherung beim TV-scan wird erkauft durch einen Verlust an Auflösung und einen

höheren Rauschpegel, wodurch die Abbildung kontrastarmer Objekte sehr beeinträchtigt wird. Andererseits ist die Abbildung kontrastreicher Objekte mit dem TV-scan unproblematischer als mit dem Normalscan, da hierbei Einstellung der Bildröhre, der Fotokamera und des Filmmaterials optimal an den Kontrastumfang anzupassen sind.

3.1.3 Bilddrehung

Für die quantitative Auswertung der im REM-Bild registrierten Deformationsstrukturen, insbesondere für die Messung von Winkeln, muß die Lage der mikroskopfesten Achsen – bestimmt durch die Translationsrichtungen des Standardprobentisches – im REM-Bild bekannt sein. Die Richtungen dieser Koordinatenachsen, die mit den Koordinatenachsen der Probe in der Belastungsapparatur übereinstimmen, sind im REM-Bild i. a. nicht parallel zu den Bildkanten, da die Richtung der Rasterzeile auf der Probe gegenüber der x-Achse der Probe um einen Winkel γ_N gedreht ist. Diese Drehung wird durch die magnetische Objektivlinse (3. Kondensator) bewirkt. Der Drehwinkel γ_N hängt (bei konstanter Strahlspannung) vom Strom der Objektivlinse ab. Mit der Objektivlinse wird der Elektronenstrahl auf die Probe fokussiert. Der dazu notwendige Erregerstrom I_3 ist eine Funktion des Arbeitsabstandes d (= Abstand Probe–Aperatur). Daher kann die Bilddrehung γ_N auch als Funktion von d (s. Bild 3.5) dargestellt werden. Experimentell wird γ_N (d) folgendermaßen ermittelt:

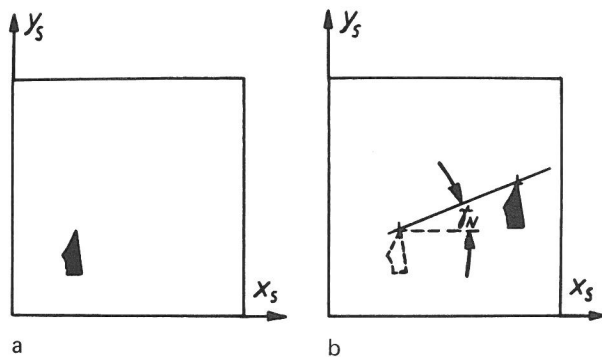


Bild 3.4 Experimentelle Ermittlung der Bilddrehung

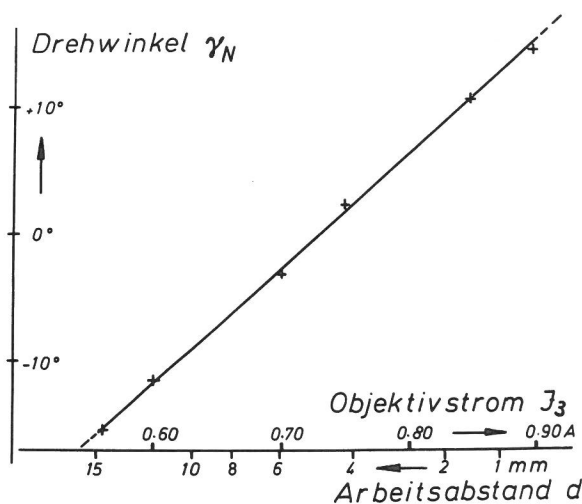


Bild 3.5 Experimentell ermittelte Drehung des Normalbildes in Abhängigkeit vom Objektivstrom I_3 bzw. Arbeitsabstand d

Bei verschiedenen Arbeitsabständen wird die Bewegungsrichtung ausgewählter Probendetails auf dem Bildschirm bei Verschiebung der Probe in Achsrichtung markiert (Bild 3.4).

Der Winkel zwischen der Bewegungsrichtung und der Bildschirmkante x_s wird gemessen und als Funktion von I_3 bzw. d aufgetragen (Bild 3.5).

3.1.4 Signalbeeinflussung

Die Erzeugung von REM-Bildern mit Hilfe elektrischer Signale ermöglicht eine relativ einfache elektronische Einwirkung auf die Intensitäts- und Kontrastverhältnisse im Leuchtschirmbild. Neben den in kommerziellen Geräten üblichen Methoden zur Kontraststeigerung (black level) bzw. -minderung (Gamma-Schalter), die z. B. in [34] ausführlich behandelt sind, werden durch einen speziellen Zusatz weitere Möglichkeiten der Bildbeeinflussung eröffnet. Die wichtigsten sind dabei die Differentiation des Signals und die Addition eines variablen DC-Signals, das mit dem ursprünglichen Signal in weiten Grenzen gemischt werden kann. Diese beiden Möglichkeiten bringen besonders bei der Aufnahme von Electron Channelling Patterns (ECP, s. Abschn. 4) einen Informationsgewinn. Auch beim Normalbild kann der Aussage-Gehalt des Bildes verbessert werden, es besteht jedoch wegen der subjektiven Einstellung der Aufnahmedaten die Gefahr der nur noch beschränkten Vergleichbarkeit der Bilder identischer Probenstellen in verschiedenen Verformungszuständen. Die Differentiation des Signals bewirkt eine Hervorhebung der Intensitätssprünge, während Bereiche konstanter Intensität, auch unterschiedlicher Höhe, einheitlich wiedergegeben werden. In Bild 3.6 ist ein Silizium-Einkristall dargestellt, wobei die obere Hälfte mit dem ursprünglichen, die untere Hälfte mit differenziertem Signal aufgenommen wurde.

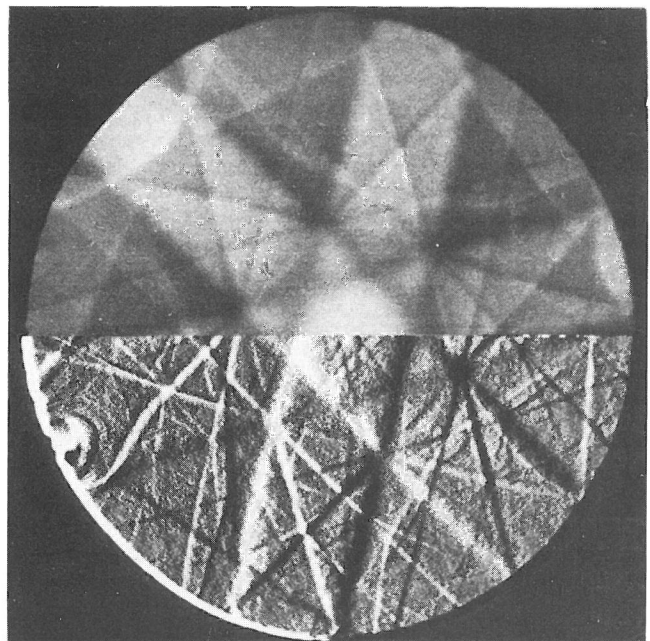


Bild 3.6 Zur Wirkungsweise der Signaldifferentiation Electron-Channelling Pattern, obere Hälfte mit ursprünglichem, untere Hälfte mit differenziertem Signal aufgenommen

An Bild 3.6 wird der Informationsgewinn durch die Signaldifferentiation deutlich. Durch die Differentiation wird statt des ursprünglichen Bandcharakters der ECPs ein Liniencharakter vorgetäuscht.

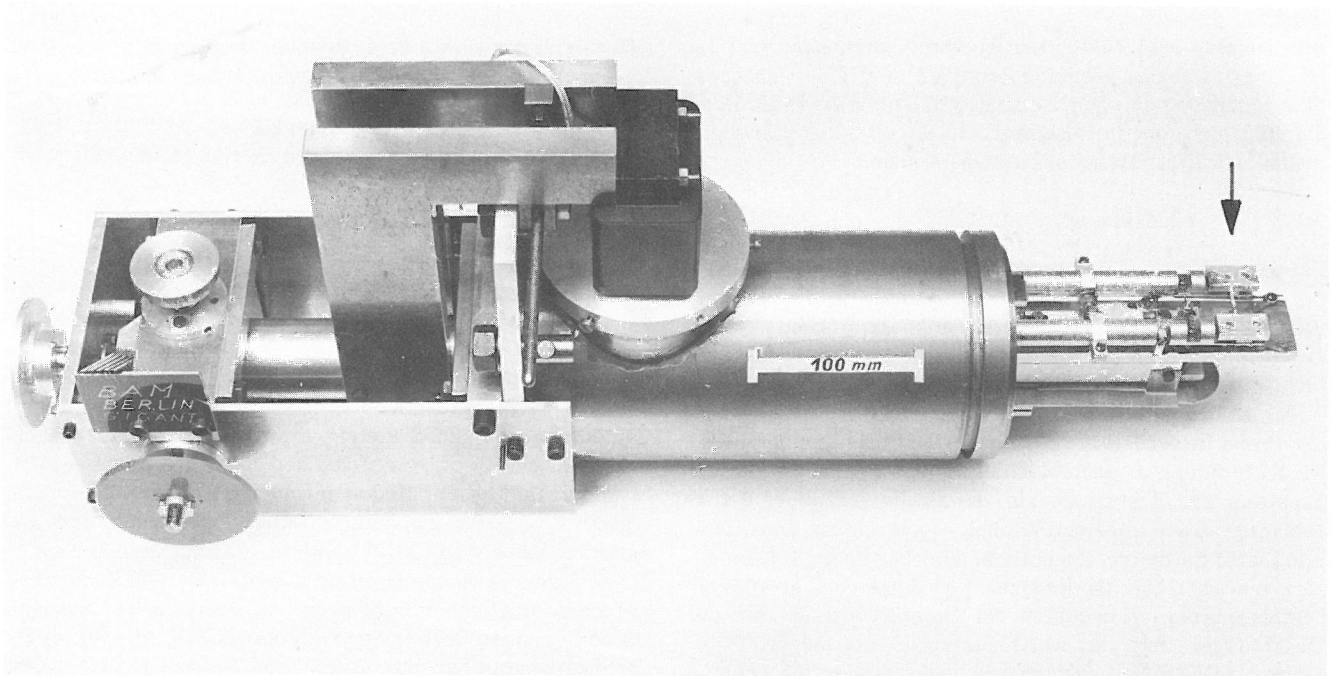


Bild 3.7
Apparatur zur Wechselbiegebeanspruchung von Flachproben im Objektraum eines Rasterelektronenmikroskops

3.1.5 Zusatz für Orientierungsbestimmung

Ein spezieller Zusatz zum REM ermöglicht die Aufnahme von Electron Channelling Patterns (ECP), aus denen die kristallografische Orientierung bis zu $10\ \mu\text{m}$ kleiner kristalliner Bereiche in bezug auf die optische Achse bestimmt werden kann. Die Anwendung der ECP-Methode setzt allerdings meist eine Präparation der Probe voraus, die dafür sorgt, daß an der Probenoberfläche das kristalline Gefüge freiliegt. Bei Metallen müssen zu diesem Zweck durch die Bearbeitung entstandene Deformationen abpoliert werden.

Auf der Methode der ECP beruht die für diese Arbeit notwendige Entwicklung der Berechnung von Orientierungen der Kristallite bezüglich der Beanspruchung und der weiteren Orientierungsdaten. Die ECP-Methode wird daher in Abschn. 4 ausführlich behandelt.

3.2 Belastungsapparatur

Die Konstruktion der Belastungsapparatur wurde durch die Forderung nach Einsatz im vorhandenen Rasterelektronenmikroskop bestimmt. Die Apparatur wird anstelle des üblichen Probenwagens in das Mikroskop eingeführt, so daß die optische Achse des REM durch die Probenmitte senkrecht zur Oberfläche der Probe verläuft. Zur Abbildung der gesamten Probenoberfläche ($3\ \text{mm} \times 5\ \text{mm}$) ist die Probe in zwei zueinander senkrechten Richtungen verschiebbar, um ca. $\pm 3\ \text{mm}$ in Längs- und ca. $\pm 2\ \text{mm}$ in Querrichtung. Die Verschiebungen sind während der zyklischen Beanspruchung der Probe möglich und lassen in der Probe keine zusätzlichen Kräfte entstehen. Eine Verschiebung der Probe in Richtung der optischen Achse ist ebenfalls um ca. $\pm 2\ \text{mm}$ möglich. Diese Verschiebung ermöglicht die Einstellung eines konstanten Arbeitsabstandes – und damit identischer Abbildungsverhältnisse – für alle Proben. Während der zyklischen Biegung wird der Mittelpunkt der Probe in konstanter Höhe gehalten; das ist Voraussetzung für scharfe Ab-

bildung während der Wechselbiegung. *Bild 3.7* zeigt die Belastungsapparatur.

Die Probe ist dabei quer an den Enden zweier Wellen eingespannt. Diese beiden Probenwellen (*Bild 3.8*) sind über jeweils zwei dünne Federstäbe an dem gemeinsamen Träger befestigt und über einen weiteren Federstab mit dem Anker eines Elektromagneten verbunden. Der Anker befindet sich im Innern der Apparatur, d. h. im Betrieb im Vakuum. Der Elektromagnet ist außerhalb des Vakuums an zwei gewinkelten Trägern befestigt. Die Magnetkraft wirkt durch ein $1.3\ \text{mm}$ dickes Aluminiumfenster auf den Anker. Eine Erhöhung des Magnetstromes bewirkt eine Aufwärtsbewegung des Ankers, wodurch die Probenwellen gegensinnig gedreht werden und die Probenoberseite konvex gebogen wird, so daß die Oberflächenschicht eine Zugbeanspruchung erfährt. Die Konkavbiegung ($\hat{=}$ Druckbeanspruchung) wird durch eine mechanische Vorspannfeder bei abnehmender Magnetkraft (Stromerniedrigung) bewirkt. Bei dieser Feder können (*Bild 3.8*) die Steifigkeit (A) und die Vorspannung (B) getrennt variiert werden zur Anpassung an die Probensteifigkeit und die Beanspruchungsamplitude.

Für eine scharfe rastermikroskopische Abbildung der Probenoberfläche während des vollständigen Biegezyklus muß der Arbeitsabstand (Einbauhöhe) konstant gehalten werden. Das wird dadurch erreicht, daß die Drehung der Probenwellen nicht um ihre Längsachsen erfolgt, sondern um die Verbindungslinien ihrer Lagerpunkte (*Bild 3.8* unten), die sich in der Mitte der Probentaille schneiden. Dadurch heben und senken sich die Probenenden bei Wechselbiegung zyklisch (*Bild 3.9*), während der untersuchte Mittelteil der Probe mit ausreichender Genauigkeit in konstanter Höhe verbleibt.

Die Wechselbeanspruchung erfolgt sinusförmig mit konstanter Amplitude des Biegewinkels. Die Biegeamplitude wird mit einem DMS auf einer speziellen Meßprobe gemessen, die parallel zur Probe im Abstand von ca. $20\ \text{mm}$ fest eingespannt ist. Das durch eine Trägerfrequenz-Meßbrücke (Hottinger) verstärkte Signal wird im Regler (*Bild 3.9a*) mit einem sinusförmigen Steuersignal verglichen. Der zur Erzeugung des sinusförmigen Dehnungsverlaufes erforderliche Magnetstrom ist wegen der nichtlinearen Kennlinie des Magneten

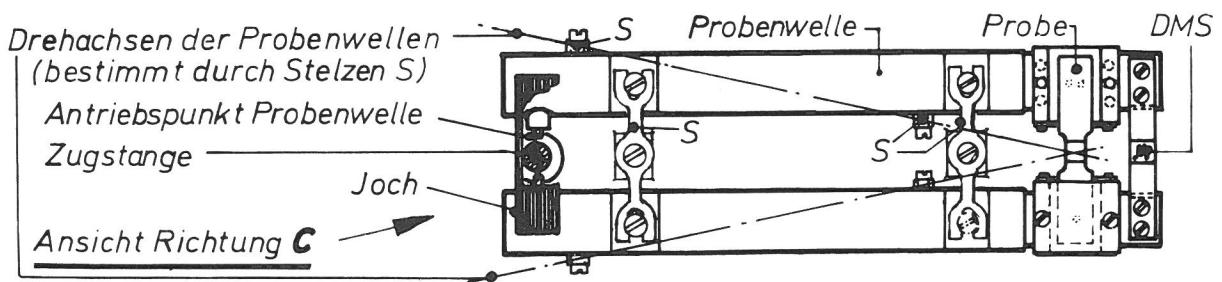
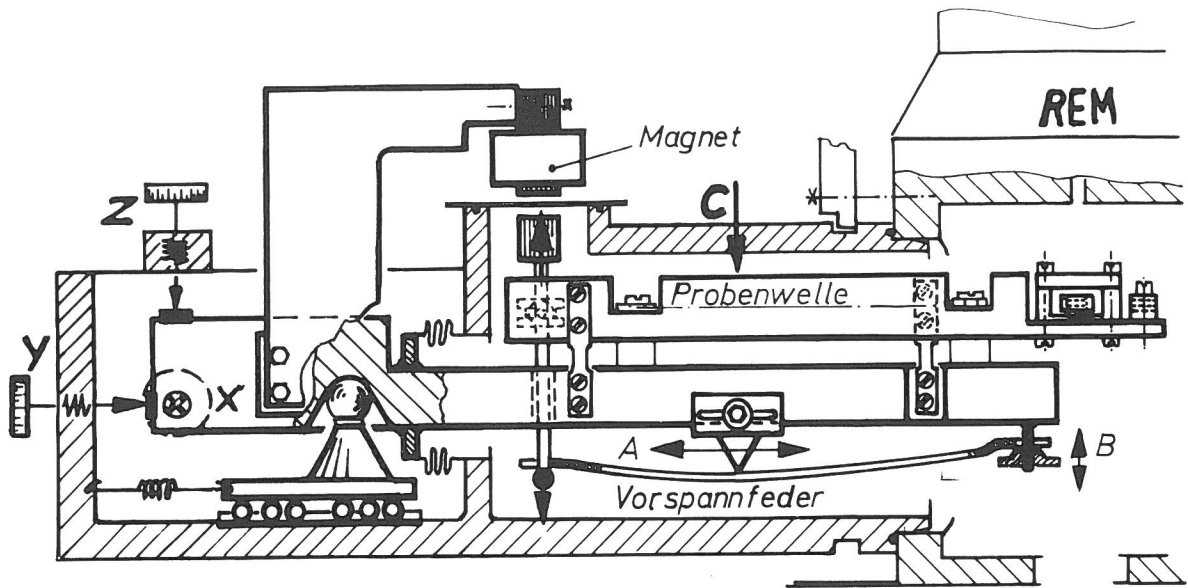


Bild 3.8
Aufbau der Wechselbiege-Apparatur

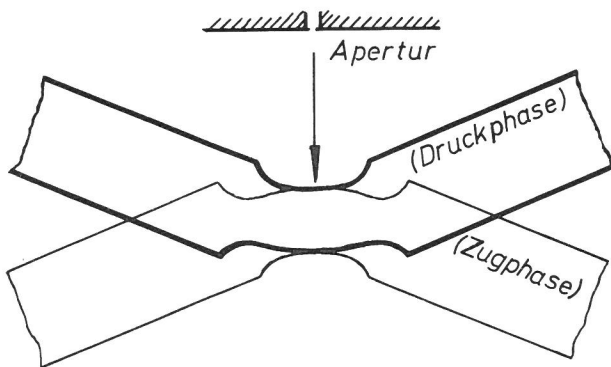


Bild 3.9
Positionen der Probe in verschiedenen Phasen eines Biegezyklus

und der Veränderung des Luftspaltes nichtsinusförmig. Magnetstrom und Biegeamplitude werden oszillographisch verfolgt und registriert (Bild 3.9a).

Grenzdaten

Die Wechselbiegeapparatur arbeitet für sinusförmige Beanspruchung im Frequenzbereich 0 bis 2 Hz. Das maximale Biegemoment beträgt ca. 0,2 Nm. Je nach Werkstoff und Widerstandsmoment (Probengeometrie) ergeben sich daraus die Grenzwerte für Randspannung bzw. -dehnung. Für die hier untersuchten Proben (s. Abschn. 3.3.2) aus Reinstaluminium ergibt sich ein Widerstandsmoment von $W \approx 0,002 \text{ cm}^3$ und eine Randdehnung von $\hat{\epsilon}_R > 2 \cdot 10^{-3}$. Die

apparative Begrenzung des Biegewinkels ermöglicht jedoch nur Randdehnungen $\hat{\epsilon}_R \leq 2 \cdot 10^{-3}$.

Für die Wechselbiege-Versuche wurde eine Beanspruchungsfrequenz von 1 Hz gewählt, da bei dieser Frequenz Bewegungen im TV-Bild noch günstig mit dem Auge verfolgt werden können. Zur (weitgehenden) Gewährleistung der Vergleichbarkeit von Kristallitverformungen bei verschiedenen Proben wurden alle Proben mit der gleichen Randdehnungsamplitude wechselbeansprucht. Es wurde für alle Proben $\hat{\epsilon}_R \approx 4 \cdot 10^{-4}$ eingestellt. Dieser Wert entspricht ca. dem fünffachen der Elastizitätsgrenze und führt zu günstigen Versuchsdauern von vier bis fünf Tagen.

Die Temperaturerhöhung der Probe durch plastische Verformungen beträgt nach einer Abschätzung weniger als 1 K.

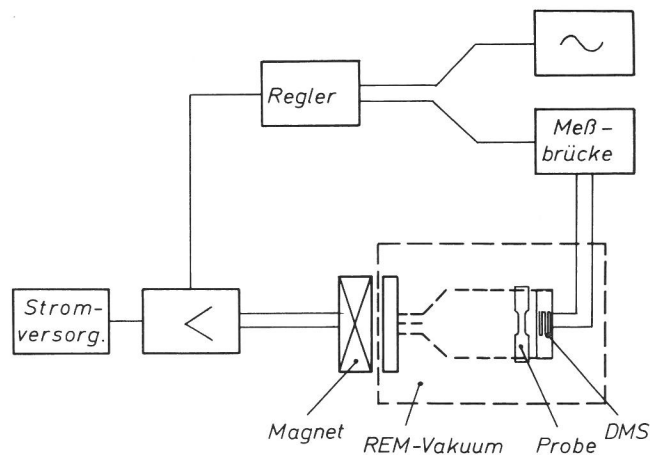


Bild 3.9a
Schaltung zur Erzeugung eines sinusförmigen Biegeverlaufes.

Probeneinspannung

Die Probe wird an den Enden der beiden Probenwellen in spezielle Gießschalen lose eingelegt. Sie ruht dabei auf insgesamt drei Stützpunkten (1 mm ϕ Stahlkugeln auf dem Boden der Gießschalen), von denen sich zwei in der einen Gießschale, der dritte in der anderen befinden. Die Schalen sind mit den Probenwellen verschraubt und werden nach Einlegen der Probe durch Deckel verschlossen. Durch Löcher in diesen Deckeln wird Gießharz gefüllt (Akemi Kaltbettmasse, Fa. Jean Wirtz), das in ca. zwei bis vier Stunden aushärtet und die Probe fest mit den Probenwellen verbindet. *Bild 3.11* zeigt die Gießschalen an den Enden der Probenwellen mit lose eingelegter Probe. Die Eingießmethode wurde gewählt, da das ursprünglich vorgesehene Festschrauben der Probenenden meist zu Verformungen im Tailenbereich der Probe führte.

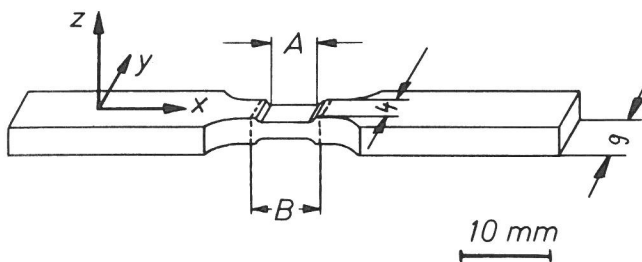


Bild 3.10
Form der Probe für Wechselbiegebeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop

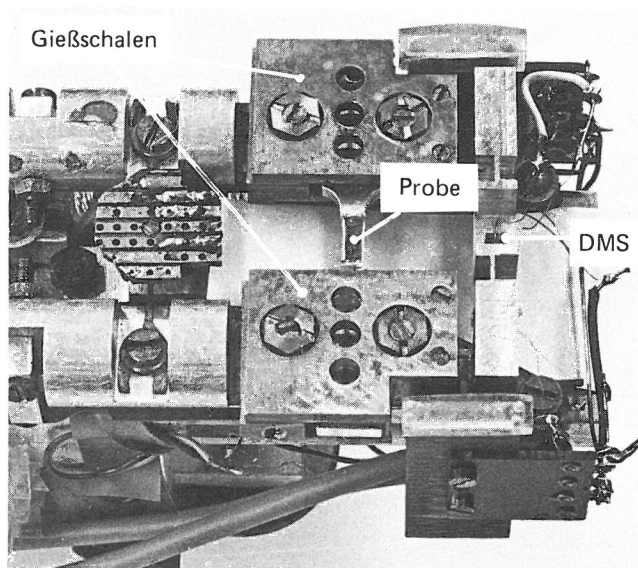


Bild 3.11
Gießschalen an den Wellenenden zum verformungsfreien Einspannen der Biegeprobe

3.3 Die Probe

3.3.1 Probenwerkstoff

Als Werkstoff wurde Reinstaluminium (5 N, VAW)* gewählt, da Aluminium ein technisch wichtiger Werkstoff ist und der Orientierungseinfluß am hochreinen Material am günstigsten studiert werden kann. Die kfz-Kristallstruktur

des Aluminiums ist wegen der relativen Einfachheit der Abgleitvoränge übersichtlicher als die kfz-Struktur. Die für die Erzeugung der Deformationen notwendigen Kräfte sind für den gewählten Probenwerkstoff geringer als z. B. für Eisen oder Stahl (wodurch die Konstruktion der Zerrüttungsapparatur etwas vereinfacht wird).

3.3.2 Probenform

Für die Untersuchung des Orientierungseinflusses auf die Deformation der Oberflächenkristallite sollten diese alle gleich stark beansprucht werden. Diese Forderung kann von einer sehr großen Flachprobe erfüllt werden. Die Untersuchung im Rasterelektronenmikroskop und das Leistungsvermögen der Beanspruchungsapparatur setzen jedoch der Größe der Probe Grenzen.

Als Kompromiß wurde die im *Bild 3.10* gezeigte Probenform gewählt. Untersucht wird dabei der Bereich (A) von ca. 5 mm Länge und 3,5 mm Breite. Die Dicke dieses Mittelteils beträgt 1,8 mm. Der Bereich (B) ist elektrolytisch poliert.

3.3.3 Probenherstellung

Die Proben werden aus einem 3 mm starken Blech herausgesägt und gefräst (x-Achse parallel zur Walzrichtung des Bleches). Die Oberfläche wird mit Schleifpapier bis zur Gradation 600 bearbeitet. Anschließend erfolgt eine Wärmebehandlung im Salzbad, eine Stunde bei 300°C bzw. 350°C.

Die zu untersuchende Oberfläche (Bereich B) wird dann elektrolytisch poliert.

Die nicht zu polierenden Einspann-Enden der Proben werden mit Lack abgedeckt. Das elektrolytische Polieren erfolgt in einem Becherglas, in dem durch einen Magnetrührer der Elektrolyt in Bewegung gehalten wird. Die Temperatur des Elektrolyten wird durch ein Wasserbad auf ca. 14°C konstant gehalten. Die Probe taucht in den Elektrolyten und ist als Anode geschaltet. Als Kathode dient ein Platinblech von ca. 100 cm² Fläche im Abstand von ca. 3 cm von der Probe.

Als Elektrolyt wird eine Mischung von

- 20 % Perchlorsäure (30 %ig)
- 70 % Äthylalkohol (96 %ig)
- 10 % 2-(Butoxy)-äthanol

benutzt. Die Polierdauer beträgt insgesamt ca. 100 sec, wobei zur Abkühlung von Probe und Elektrolyt nach Polierintervallen von jeweils 10 . . . 15 sec Pausen von jeweils 1 . . . 2 min eingeschaltet werden. Poliert wird bei einer Spannung von 40 . . . 50 V mit einem Strom von ca. 2 A (Stromdichte 2 A/cm²).

3.4 Versuchsführung

Die Probe wird in die mit den Probenwellen verschraubten Eingießschalen eingelegt und ausgerichtet, die Eingießschalen werden dann abgedichtet (UHU und Tesafilm). Anschließend wird das Gießharz eingefüllt. Nach Aushärten des Gießharzes wird die Belastungsapparatur in das REM eingefahren, und der Objektraum wird evakuiert.

Der unverformte Oberflächenzustand der Probe wird durch eine Übersichtsaufnahme (mit kleiner Vergrößerung) registriert. Dafür werden 8 (32) Einzelaufnahmen bei der Ver-

*) Vereinigte Aluminium-Werke AG, Bonn

größerung 50 : 1 (100 : 1) benötigt, wobei sich die einzelnen Bilder jeweils geringfügig (10 . . . 20 % des Bildformates) überlappen.

Anschließend werden die Electron Channelling Patterns (s. Abschn. 4) der einzelnen Oberflächen-Kristallite für die Orientierungsbestimmung hergestellt.

Die Zerrüttungsversuche werden jeweils mit mehreren Unterbrechungen der Wechselbeanspruchung durchgeführt, so daß sich Belastungsintervalle und Belastungspausen (Untersuchungsintervalle) abwechseln. Die Unterbrechungen sind notwendig zur Untersuchung (und fotografischen Registrierung) der Verformungen nach bestimmten Zyklenzahlen. Ohne Einschaltung von Belastungspausen wäre die Registrierung der Verformungen einzelner Kristallite in vergleichbarem Wechselverformungszustand ($N \approx \text{const}$), insbesondere im Anfangsstadium ($N \approx 100$), nicht möglich.

Die Unterbrechungen der Wechselbeanspruchung haben sicher einen Einfluß auf die Abläufe der Verformungsvorgänge („Erholung“), jedoch nicht notwendigerweise auf die Orientierungsabhängigkeiten der Verformungen. In einem Zerrüttungsversuch, der erstmals bei $N = 10.000$ unterbrochen wurde, konnte kein Einfluß der (hier fehlenden) Belastungspausen festgestellt werden (s. Abschn. 7.5.4).

Es wurde daher angenommen, daß die Anzahl und Lage (Zyklenzahl) der Belastungspausen keinen nennenswerten Einfluß auf die Orientierungsabhängigkeit der Kristallitverformungen haben. Anzahl und Lage der Belastungspausen sind für die einzelnen Proben unterschiedlich gewählt mit dem Ziel, einerseits mit möglichst wenigen Unterbrechungen auszukommen, andererseits aber keine zu großen Änderungen der Verformungen der einzelnen Kristallite durch das Belastungsintervall zu erzeugen.

Für den Werkstoff Reinstaluminium und die Randdehnung $\hat{\epsilon}_R = 4 \cdot 10^{-4}$ scheint eine dekadische Staffelung der Untersuchungsintervalle, d. h. eine Unterbrechung der Wechselbeanspruchung nach $N = 10^2, 10^3, 10^4 \dots$ am günstigsten.

In den Untersuchungsintervallen (konstante Dauer jeweils ca. zwei Stunden) wird jeweils eine Übersichtsaufnahme der Probenoberfläche angefertigt. Zusätzlich werden Aufnahmen einzelner Kristallite mit höherer Vergrößerung ($V = 100 \dots 500 : 1$) hergestellt zur Dokumentation der ersten Verformungsspuren und der Änderung der Verformungen mit wachsender Zyklenzahl.

Der Start eines Belastungsintervalles erfolgt stets durch langsame Erhöhung der Biegeamplitude, wozu die Steuerspannung (sinusförmig, 1 Hz) des Frequenzgenerators von Hand annähernd kontinuierlich erhöht wird, so daß der Sollwert nach ca. fünf Zyklen erreicht wird. Zur Beendigung eines Belastungsintervalls wird die Steuerspannung in umgekehrter Weise erniedrigt.

Die Versuche werden nach einer Endzyklenzahl $N \approx 2 \cdot 10^5$ beendet. Die Proben weisen dann i. a. mehrere Risse auf, die bereits tief in das Innere hineingewachsen sind. Dadurch werden die Oberflächenbereiche der Probe entlastet und zeigen keine nennenswerten Änderungen des Verformungsbildes mehr.

Nach Beendigung des Versuchs wird die Belastungsapparatur aus dem REM herausgefahren, die Probe wird (mitsamt den Eingießschalen) ausgebaut. Sie kann dann im Standard-Probenwagen untersucht werden, wobei insbesondere die Probenkipfung (Variation des Betrachtungswinkels) zusätz-

liche Informationen über die Ausdehnung der Verformungen senkrecht zur Oberfläche ermöglicht.

Alle REM-Bilder werden mit dem Slow-scan aufgenommen, da das TV-Bild einen zu hohen Rauschpegel hat und insbesondere für das Auffinden sowie das Abbilden der kontrastarmen ersten Ableitungen ungeeignet erscheint. Der TV-scan wird benutzt für die Aufzeichnung der Probenoberfläche und insbesondere der Zerrüttungsrisse im Endstadium des Versuchs ($N \gtrsim 5 \cdot 10^4$).

4. Channelling Patterns im Rasterelektronenmikroskop

4.1 Channelling Kontraste

Die physikalische Grundlage für das Auftreten von Channelling-Effekten in der Rasterelektronenmikroskopie ist die Anisotropie des Rückstreuoeffizienten für Elektronen bei Wechselwirkung des Primärstrahls mit dem Kristallgitter der Probe [34, 35].

Die Intensität der rückgestreuten Elektronen hängt unter anderem ab von der Richtung des einfallenden Primärstrahls bezüglich der Lage reflexionsfähiger Netzebenen in der Probe. Mit Hilfe der dynamischen Theorie der Elektronenbeugung bei Annahme des Zweistrahlfalls läßt sich zeigen [38], daß die Rückstreuintensität verstärkt wird, wenn der Primärstrahl unter einem Winkel $\alpha < \theta_B$ (Braggwinkel) auf die Netzebenen trifft. Ist dagegen $\alpha > \theta_B$, die Abweichung $s = \alpha - \theta_B > 0$, so ist die Rückstreu-Intensität vermindert. Wird der Einstrahl-Winkel des Primärstrahls variiert, so ergeben sich die in *Bild 4.1* dargestellten Intensitätsverhältnisse.

Der Intensitätsquotient I_{\max}/I_{\min} ist dabei meist sehr klein, typische Werte liegen zwischen 1,02 und 1,08 [37].

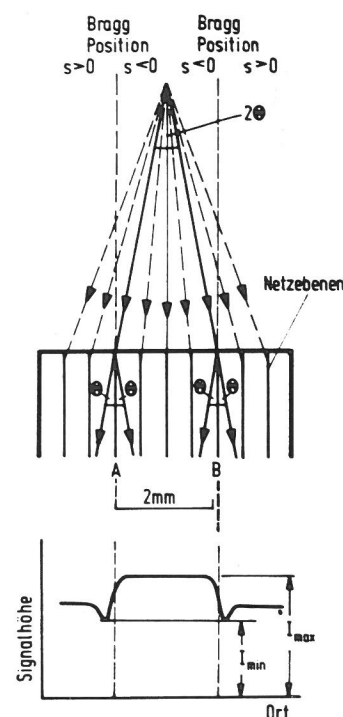


Bild 4.1
Schematische Darstellung der Rückstreu-Intensität bei Variation des Einfallswinkels des Primärstrahls, nach [36]

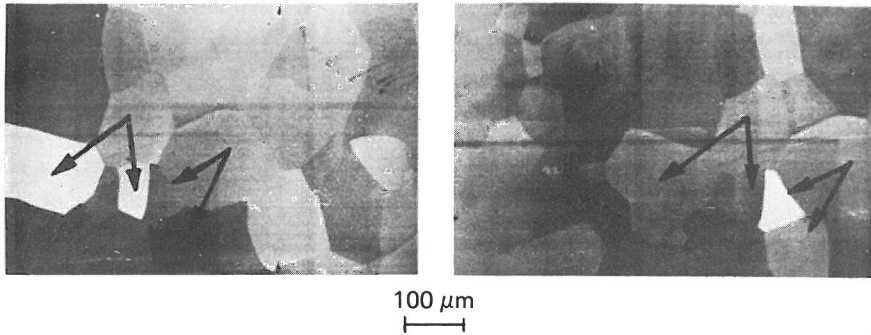


Bild 4.2
Änderung der Kornkontraste bei
Probenverschiebung

Nach [38] ist auch die Sekundärelektronen-Emission anisotrop, wobei diese Anisotropie sich aus einem Beitrag des Emissionsverhaltens und einem durch die anisotrope Rückstreuung bewirkten Beitrag zusammensetzt.

Channelling-Kontraste sind daher sowohl bei Bilderzeugung durch Rückstreuung (RE)- als auch durch Sekundärelektronen (SE) möglich. Auch mit absorbierten Elektronen (AE) – im Probenstrombild – sind wegen $RE + SE + AE = \text{const}$ Channelling-Kontraste möglich, allerdings mit inversem Kontrast.

Im Normalbild (SE) kann dieser Orientierungskontrast eine Änderung der Kornkontraste bei Verschiebung der Probe bewirken (Bild 4.2). Im linken Teilbild werden alle Kristallite vom Primärstrahl unter einem anderen Einfallswinkel getroffen als im rechten. Diese Änderung des Einfallswinkels bewirkt unterschiedliche Helligkeitsänderungen der Abbildung der einzelnen Kristallite, die in den markierten Kristalliten (\downarrow) besonders deutlich sind.

Für die Sichtbarmachung des Channelling-Effektes ist eine Variation des Einfallswinkels des Primärstrahls gegenüber den Netzebenen des Kristalls erforderlich. Diese Winkelvariation kann durch geeignete Bewegung entweder des Primärstrahls oder der Probe erfolgen (Bild 4.3). Die Bewegung des Strahls (Bild 4.3 a, b) ist i. a. einfacher als die der Probe (Bild 4.3 c). Die einfachste Möglichkeit, den Einfallswinkel des Primärstrahls zu variieren, ist in Teilbild a angedeutet; sie wird beim üblichen Abrastern der Probe realisiert.

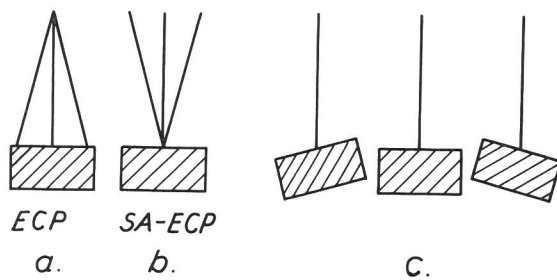


Bild 4.3
Möglichkeiten der Erzeugung von Channelling-Kontrasten durch Variation des Einfallswinkels

Da die Channelling-Kontraste um so deutlicher werden, je größer die Winkelvariation ist, sind Channelling-Kontraste im Normalbild nur bei kleinen Vergrößerungen (20...100fach) zu erwarten, da die Winkelvariation $2\theta_N$ im Normalbild ungefähr umgekehrt proportional der Vergrößerung ist. Die Anwendung dieser Methode setzt relativ große Einkristalle oder kristalline Bereiche voraus. Das Normalbild eines 2 mm x 2 mm großen Germanium-Einkristalls mit überlagertem Channelling-Kontrast zeigt Bild 4.4.

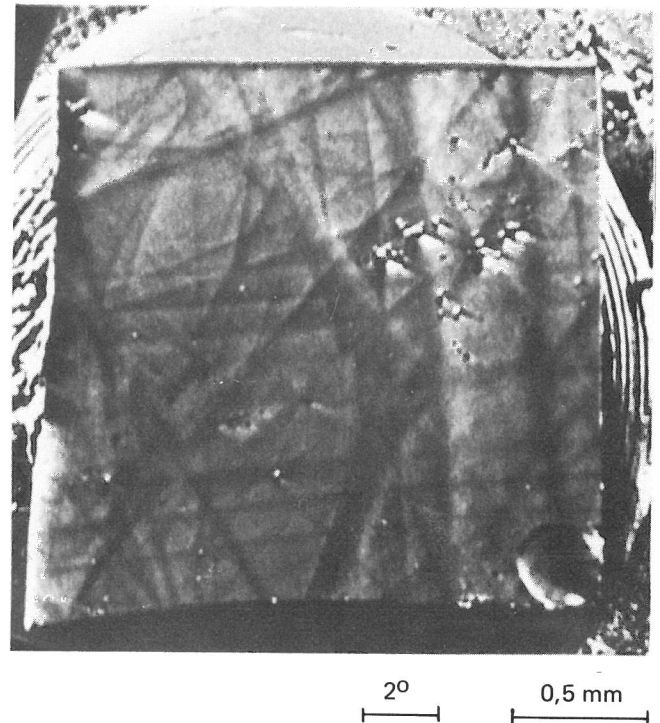


Bild 4.4
Normalbild eines Ge-Einkristalls mit überlagertem Channelling-Kontrast

Die in Bild 4.3 b angedeutete Möglichkeit wird durch den handelsüblichen Zusatz zum Rasterelektronenmikroskop realisiert. Durch eine geeignete Schaltung der Ablenkspulen und der Linsenströme wird dabei der Primärstrahl stets auf einen möglichst kleinen Bereich der Probe geführt, wobei der Einfallswinkel in zwei zueinander senkrechten Richtungen variiert wird. Mit dieser Methode sind Channelling-Patterns von

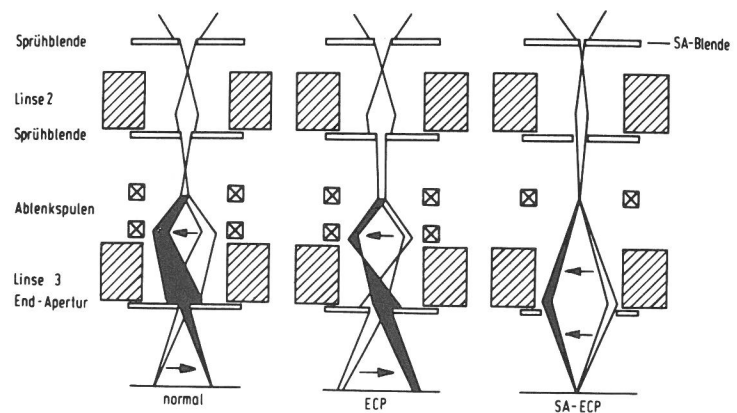


Bild 4.5
Strahlengang im Rasterelektronenmikroskop bei Normal-, ECP- und SA-ECP-Betrieb

wählbaren Probenbereichen mit einer Mindestgröße von ca. $10\ \mu\text{m}$ möglich; sie wird daher mit SA-ECP (Selected Area ECP) bezeichnet. Die Mindestgröße von ca. $10\ \mu\text{m}$ wird dabei vor allem durch die Linsenfehler bedingt. Spezielle Korrekturschaltungen [39] und weitere apparative Verbesserungen sollten noch ECPs von wesentlich kleineren ($< 2\ \mu\text{m}$) Probenbereichen ermöglichen.

In Bild 4.5 sind schematisch die Strahlengänge für die Erzeugung von Normalbild, ECP (große Kristalle) und SA-ECP-Betrieb (kleine Kristallite) dargestellt. Der Rastervorgang verläuft dabei stets vom weißen zum schwarzen Teilstrahl.

4.2 SA-ECP-Methode

Von den verschiedenen Möglichkeiten der Erzeugung von Channelling Patterns ist die SA-ECP-Methode die wichtigste und leistungsfähigste.

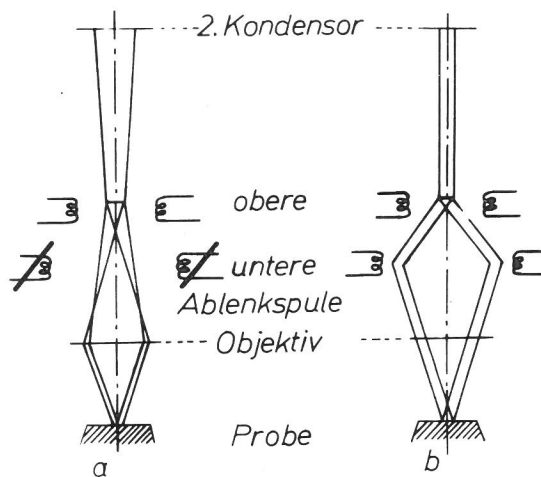


Bild 4.6 Strahlengang beim SA-ECP-Rastern nach der deflection focussing (a) und der double deflection-Methode (b)

Durch Veränderung der Ablenkbedingungen und der Linsenströme (Brennweiten der Linsen) können zwei verschiedene Strahlengänge realisiert werden: „double deflection“ und „deflection focussing“ (Bild 4.6), wobei die Ablenk-Fokussierungs-Methode (deflection focussing) eine höhere Ortskonstanz des Primärstrahls auf der Probe ermöglicht und in dieser Arbeit ausschließlich angewendet wird. Die elektronenoptischen Bedingungen werden im folgenden beschrieben.

4.2.1 Strahlengang

Der erste Kondensator bewirkt eine Verkleinerung des Strahlquerschnitts und sollte möglichst mit $I_1 \geq 0.6\ \text{A}$ erregt werden. Der zweite Kondensator bildet den cross-over in die Brennebene des Objektivs ab und muß dazu – gegenüber dem Normal-Betrieb – langbrennweitig gemacht werden. Das wird durch eine Absenkung des Linsenstromes auf $I_2 \approx 0.17\ \text{A}$ erreicht. Unterhalb des zweiten Kondensators erfolgt eine Begrenzung des Strahlenbündels durch eine zusätzliche ECP-Blende ($\phi = 100\ \mu\text{m}$). Der Rasterstrahl wird durch die obere Ablenkspule (wie auch im Normalbetrieb) abgelenkt, jedoch wird die Strahlrücklenkung durch Abschalten der unteren Ablenkspulen vermieden (Bild 4.6 a). Der Rasterstrahl überstreicht dadurch einen großen Bereich in der Objektivenebene. Die Erregung des dritten Kondensators

(Objektivlinse) wird gegenüber dem Normalbetrieb geringfügig erhöht (Tabelle 1), wodurch sämtliche Rasterstrahlen auf einen kleinen Fleck auf der Probe zurückgelenkt werden. Da der cross-over in der Brennebene des Objektivs liegt, trifft der Rasterstrahl als paralleles Strahlenbündel auf diesen Fleck, wobei während des Rastervorgangs der Einfallswinkel variiert wird. Für eine große Winkelvariation muß anstelle der üblichen Aperturblende eine große Öffnung ($\approx 5\ \text{mm}\ \phi$) in den Strahlengang gebracht werden.

Tabelle 1 Linsenströme im Normal- und im SA-ECP-Betrieb beim Stereoscan Mk II A

Linse	Linsenströme für	
	Normalbetrieb	SA-ECP-Betrieb
1. Kondensator	$I_1 \approx 0.5\ \text{A}$	$I_1 \geq 0.6\ \text{A}$
2. Kondensator	$I_2 \approx 0.5\ \text{A}$	$I_2 \approx 0.16\ \text{A}$
3. Kondensator (Objektivlinse)	$I_3 = I_{3,N} (d)$	$I_3 \approx I_{3,N} (d) + 0.05\ \text{A}$

Während beim Normal-Bild jedem Punkt auf dem Bildschirm ein Punkt auf der Probe zugeordnet ist, ist beim SA-ECP jedem Punkt auf dem Bildschirm ein Einfallswinkel des Primärstrahls zugeordnet. Auf dem Bildschirm wird somit die Richtungsabhängigkeit der Rückstreu- bzw. Sekundärelektronen-Intensität aufgezeichnet.

Einem linearen Abstand Δa auf dem Bildschirm entspricht eine Winkeldifferenz $\Delta\alpha$, es gilt $\Delta a = k \cdot \Delta\alpha$, wobei k ein Maßstabsfaktor ist, der von der Vergrößerung und vom Arbeitsabstand abhängt. Der Maßstabsfaktor k kann leicht aus dem Abstand zweier bekannter Pole im ECP berechnet werden.

Eine gerade Linie auf dem Bildschirm ist die Spur der Ebene, die durch die zugeordneten Primärstrahlrichtungen aufgespannt wird (siehe auch Bild 4.7).

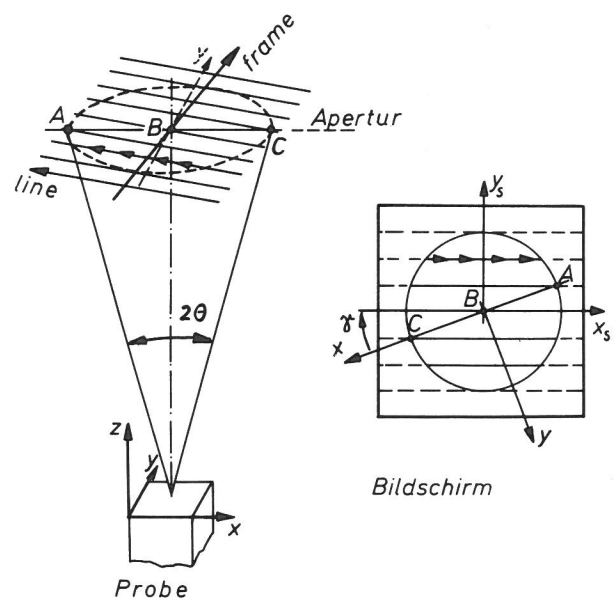


Bild 4.7 Zur Zuordnung zwischen Rastervorgang und Bildaufzeichnung beim SA-ECP-Rastern

Für die Bestimmung der Orientierung von Kristalliten in bezug auf die optische Achse des REM (z-Achse) ist lediglich die Kenntnis des ECP-Mittelpunktes erforderlich. Sollen

aber Orientierungen in anderen Raumrichtungen ermittelt werden, so muß die Lage der Spur der Koordinatenebenen (xz- und yz-Ebene) im ECP auf dem Bildschirm bekannt sein. Alle Richtungen in diesen Koordinaten-Ebenen werden auf dem Bildschirm auf zueinander senkrechten Geraden abgebildet, die aber i. a. nicht mit den Bildschirmachsen zusammenfallen. Die Korrelation zwischen den Bildschirmachsen und den Spuren der Koordinatenebenen kann aus der Geometrie des Rastervorganges ermittelt werden. Beim SA-ECP-Rastern durchläuft der Primärstrahl die Apertur-Ebene (Bild 4.7) von rechts nach links (line) bzw. von vorn nach hinten (frame), also in entgegengesetzter Richtung als beim Normalbild (Bild 4.5) und ebenfalls entgegengesetzt zum Schreibstrahl in der Wiedergaberöhre. Die Spuren der Koordinatenebenen auf dem Bildschirm sind aufgrund dieser Richtungsumkehr um 180° gegenüber den Bildschirmachsen gedreht. Dieser 180° -Drehung ist noch eine Drehung um den Winkel γ (I_3) überlagert, die durch die (magnetische) Objektivlinse verursacht wird. Alle Richtungen in der xz-Ebene zwischen positiver z- und positiver x-Achse werden auf einer Geraden auf dem Bildschirm abgebildet, die mit der positiven x-Achse des Bildschirms (x_s) den Winkel $180 + \gamma$ einschließt. Entsprechendes gilt für die yz-Ebene.

Der Winkel γ (I_3) wird für die Berechnung aller Orientierungen mit Ausnahme der in z-Richtung benötigt (s. Kap. 5) und muß experimentell bestimmt werden:

Dazu wird das ECP eines beliebig orientierten Kristalls aufgenommen, die Orientierung des Kristalls sei R_1 (Bild 4.8 a). Dann wird der Kristall um einen kleinen Winkel „gekipp“ (Kippung = Rotation um die x-Achse) und die Orientierung R_2 des gekippten Kristalls aus einem zweiten ECP (Bild 4.8 b) bestimmt. Durch den Kippvorgang wurde die Orientierung R_1 in der yz-Ebene in Richtung auf die positive y-Achse bewegt. Die Channelling-Strukturen auf dem Bildschirm bewegen sich beim Kippvorgang parallel zur Spur der yz-Ebene, und R_1 wandert auf dem Bildschirm nach unten (Bild 4.8 c). Der Winkel zwischen der Bildschirmvertikalen y_s und der Wanderungsrichtung W beträgt $180 + \gamma$.

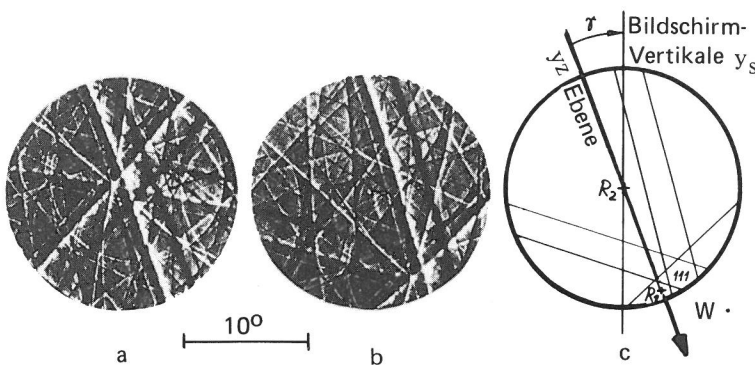


Bild 4.8
Zur Ermittlung des elektronenoptischen Drehwinkels γ (s. Text)

Die Abhängigkeit des Drehwinkels vom Objektivstrom γ (I_3) kann experimentell durch Wiederholung dieses Kipp-Experiments bei verschiedenen Objektivströmen (entsprechend verschiedenen Arbeitsabständen) punktwise aufgenommen werden. Bild 4.9 zeigt den so bestimmten Verlauf des Drehwinkels γ als Funktion des Objektivstroms für das hier benutzte Stereoscan Mk II A.

4.3 Informationsgehalt der Channelling Patterns

Electron Channelling Patterns der Rastermikroskopie enthal-

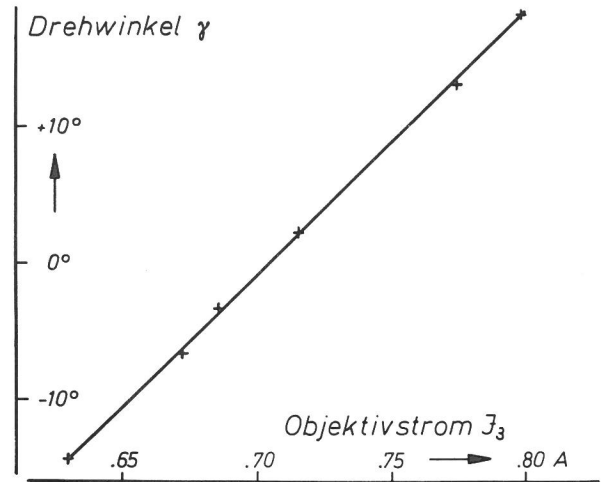


Bild 4.9
Experimentell ermittelter Verlauf des Drehwinkels γ als Funktion des Objektivstroms

ten im wesentlichen zwei verschiedene Informationen. Aus der Geometrie der Patterns kann auf die Art und Lage der Netzebenen bezüglich des Primärstrahls geschlossen werden. Die Schärfe der auftretenden Channelling Strukturen ergibt Information über die Perfektion bzw. über Störungen des kristallinen Gitteraufbaus.

4.3.1 Kristallografische Information

Im ECP treten Kontrastbänder auf, die der Lage der Netzebenen im getroffenen Kristall entsprechen. Die Bänder im ECP schneiden sich unter den gleichen Winkeln wie die entsprechenden Netzebenen im Kristall. An den Schnittpunkten der Bänder entstehen charakteristische Pole, die aufgrund der Symmetrien die Identifizierung erleichtern. Da jeder Punkt im ECP einer Raumrichtung entspricht (der Richtung des einfallenden Elektronenstrahls), ist der Mittelpunkt eines ECP-Poles die Abbildung der kristallografischen Richtung, die allen sich dort schneidenden Ebenen gemeinsam ist. Die Lage der Netzebenen im Kristall und das zugeordnete ECP zeigt Bild 4.10 als Beispiel für einen $[114]$ zur REM-Achse orientierten Kristall. Der im ECP auftretende Pol ist das Abbild des Pols (Flächennormale) auf der im REM senkrecht zur optischen Achse liegenden Fläche.

Die Breite B der Kontrastbänder entspricht dem doppelten

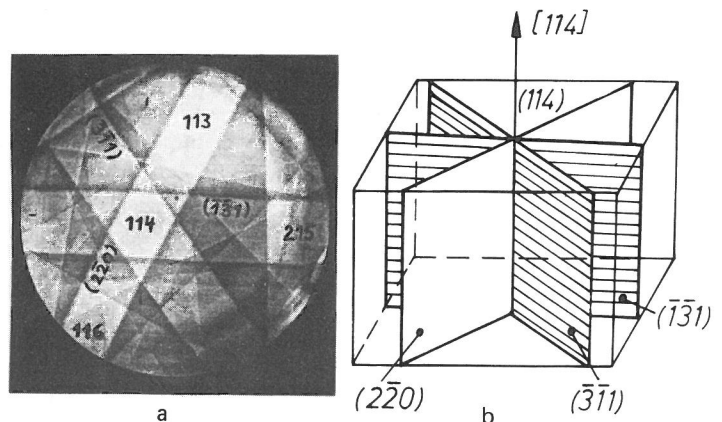


Bild 4.10
Zuordnung der Netzebenen eines Kristalls und der im ECP auftretenden Bänder (als Beispiel ein $[114]$ -orientierter Aluminium-Kristall)

Braggwinkel θ_B (z. B. [36], siehe auch Bild 4.1). Mit $B = k \cdot 2 \theta_B$, $k =$ Maßstabfaktor, ergibt sich mit der Bragg-Gleichung:

$$(4.1) \quad 2d \cdot \sin \theta_B = n \cdot \lambda \quad n = 1, 2, \dots$$

und der Näherung $\sin \theta_B \approx \theta_B$ für die erste Ordnung ($n = 1$)

$$(4.2) \quad B = k \cdot \frac{\lambda}{d} = k' \cdot \frac{U^{-1/2}}{d}, \quad U = \text{Beschleunigungsspannung,}$$

wenn für die Elektronen-Wellenlänge $\lambda = c \cdot U^{-1/2}$ eingesetzt wird. Für den Fall der kubischen Kristalle ist der Netzebenenabstand $d = a \cdot (h^2 + k^2 + l^2)^{-1/2}$, $a =$ Gitterkonstante, und die Breite der Bänder wird:

$$(4.3) \quad B = k' \cdot U^{-1/2} \cdot a^{-1} \cdot (h^2 + k^2 + l^2)^{1/2}$$

Aus ECPs kann daher – bei entsprechender Eichung – die Gitterkonstante ermittelt werden. Außerdem kann aus der Art der auftretenden und der unterdrückten Kontrastbänder (Auslöschungsregel, siehe [40]) die Kristallstruktur bestimmt werden. Ferner deutet (4.2) die Möglichkeit der Messung von Hochspannungen [35] an.

4.3.2 Indizierung

Die Berechnung von Orientierungen aus ECPs wird ausführlich in Kap. 5 behandelt; hier werden einige Regeln angegeben, die die Indizierung der Bänder und Pole im ECP ermöglichen. Diese sind notwendig für den Fall, daß keine vollständige indizierte Orientierungskarte (s. Abschn. 5.2) vorliegt, in die das ECP eingepaßt werden kann.

Die Breite der Bänder *) ist proportional der Wurzel aus der Summe der Indexquadrate:

$$B \sim (h^2 + k^2 + l^2)^{1/2}.$$

Durch Ausmessen der Breiten verschiedener Bänder kann damit schon ermittelt werden, um welchen Typ $\{hkl\}$ es sich handelt.

Dabei müssen die Auslöschungsregeln für die vorliegende Kristallstruktur beachtet werden. {So ist z. B. (in Bild 4.10) für das kfz Aluminium das niedrigst indizierte $\{hkl\}$ -Band durch $[114]$ das (220) - und nicht das $(1\bar{1}0)$ -Band}. Die Winkel zwischen den Bändern, die sich in einem Pol schneiden, können dann mit den zwischen den jeweiligen Bändern möglichen Winkeln in einer Tabelle (z. B. [41]) verglichen werden. **)

Sind die Indizes zweier Bänder bekannt, so ergeben sich die des Schnittpoles als Kreuzprodukt der beiden Ebenennormalen.

Sind andererseits die Indizes zweier Pole bekannt, so ergeben sich die der Ebene als Kreuzprodukt der beiden Pole.

Der Schnittwinkel zwischen zwei Bändern ergibt sich aus dem Skalarprodukt der beiden Normalenvektoren.

4.3.3 Deformation

Die Ausprägung und Schärfe der Channelling-Bänder ist eine Funktion der elektronenoptischen Einstellungen des Gerä-

tes, aber auch abhängig vom Perfektionsgrad des Kristallgitters im betrachteten Probenbereich.

Bei einem idealen, ungestörten Gitteraufbau wäre die Schärfe bestimmter, für die Auswertung besonders geeigneter Linien gleich der apparativen Winkelauflösung. ***)

Homogene Verformungen führen zu einer Verbreiterung der Linien. Nach Untersuchungen von Stickler et al [43] kann der Zusammenhang zwischen der Linienbreite W und der Versetzungsdichte D durch die empirische Gleichung

$$(4.4) \quad W = 3 \cdot \log D - 24; \quad D > 10^8$$

beschrieben werden, wobei W in mrad und D in cm^{-2} einzusetzen sind. Krümmungen oder Verbiegungen von Netzebenen führen zu gekrümmten Bändern im ECP. Auflockerungen im Netzebenenverband können zu einer lokalen Verbreiterung der Bänder führen.

Es sind mit dieser Technik qualitative Aussagen über Verformungszustände, Schädigungsgrad und -art, Versetzungsdichten sowie Eigenspannungen in kleinen Bereichen an der Oberfläche massiver Proben möglich.

4.3.4 Anwendungsbereiche

Seit Channelling Patterns nicht nur von großen Einkristallen (vorwiegend interessant für die Halbleiterforschung), sondern auch von kleinen, ausgewählten Bereichen möglich sind, hat sich der Anwendungsbereich dieser Methode stark erweitert.

Mit Hilfe der SA-ECP-Methode ist die Bestimmung der Orientierung von Kristalliten massiver Proben mit einer Genauigkeit von besser als 1° möglich. Unterschiede dicht benachbarter Orientierungen oder geringe Orientierungsänderungen lassen sich mit einer Genauigkeit von ca. 0.1° feststellen.

Die Bestimmung von Orientierungen ist wichtig für Verformungsuntersuchungen wie z. B. Zugverformung, Zerrüttung und Verschleißuntersuchungen, aber auch für das Studium der Kristallwachstumsvorgänge (Rekristallisation, Epitaxie).

Die Anwendung der SA-ECP-Technik zur Untersuchung von Verformungszuständen ermöglicht Aussagen über sehr verschiedenartige Schädigungsvorgänge, wie z. B. durch Ionenbeschuß [44], statische und dynamische mechanische Beanspruchung [45] oder durch tribologische Prozesse. Außerdem kann z. B. der Grad der Erholung und Rekristallisation direkt im REM verfolgt werden [46]. Als Voraussetzung für die Anwendung der ECP-Methode für Deformationsuntersuchungen ist jedoch meist eine gezielte Oberflächenpräparation notwendig, da andernfalls Topografie-Kontraste die sehr viel schwächeren Channelling-Kontraste beeinträchtigen und eine quantitative Auswertung unmöglich machen. Die notwendige Oberflächenbeschaffenheit kann meist durch elektrolytisches oder chemisches Abpolieren einer genügend dicken Oberflächenschicht hergestellt werden.

Die Anwendung der ECP-Methode zur Untersuchung der Deformationsentwicklung durch Wechselbeanspruchung setzt ein Entfernen der Verformungstopografie voraus und ist mit unserem Versuchsprogramm unvereinbar.

*) für kubische Kristalle, s. Glg (4.3)

**) Von [42] wurde ein Rechnerprogramm entwickelt, das nach diesem Trial and error-Verfahren die richtigen Indizes ermittelt.

***) diese liegt bei ca. 10^{-4} rad

5. Entwicklungen für die Orientierungsbe- rechnung aus ECPs

5.0 Übersicht

Im folgenden werden rechnerische und grafische Verfahren beschrieben, die die quantitative Ermittlung von Orientierungen ermöglichen. Als Koordinaten-Achsen werden stets die durch die Translationen der Probe im Standardprobenwagen vorgegebenen Richtungen (x- und y-Achse) sowie die optische Achse des REM (z-Achse) zugrundegelegt.

Zunächst wird Grundlegendes für die Auswertung eines ECPs behandelt, dann der gebräuchlichste Fall der Berechnung der Orientierung in bezug auf die z-Achse. Anschließend wird das Vorgehen zur Berechnung der Orientierungen in anderen Richtungen als der z-Achse beschrieben. Dabei wird als erstes der Fall behandelt, daß die interessierende Richtung einen kleinen Winkel mit der z-Achse einschließt (5.3.1), dann wird die Orientierung in Richtung der Koordinatenachsen (5.3.2) berechnet, die für die Lösung der gestellten Aufgabe notwendig sind, darauf aufbauend wird dann die Orientierung bezüglich beliebiger Raumrichtungen berechnet. Ein Teil der in den Kapiteln 5.2 und 5.3 wiedergegebenen Berechnungsgrundlagen wurde bereits in [47] beschrieben.

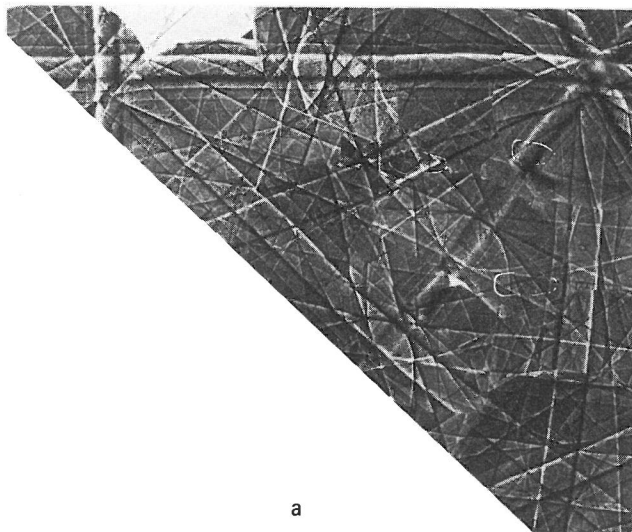
5.1 Auswertung von ECPs

In SA-ECPs, die bei kleinster Vergrößerung (20 x) aufgenommen werden, durchläuft der Primärstrahl alle Richtungen (Bild 4.7) in einem Kegel symmetrisch zur optischen Achse mit einem Öffnungswinkel 2θ . In einem solchen ECP sind daher Informationen über Orientierungen in allen Raumrichtungen enthalten, die mit der z-Achse einen Winkel $< \theta$ einschließen, wobei θ je nach Arbeitsabstand zwischen 10° und 15° liegt.

Die Orientierung des ausgewählten Kristallits genau in Richtung der z-Achse ist im SA-ECP durch den Punkt bestimmt, den der Schreibstrahl der Wiedergabe-Röhre trifft, wenn der Rasterstrahl genau parallel zur z-Achse auf die Probe trifft.

Bild 5.1

- a) Orientierungskarte für Aluminium (30 kV)
b) Indizierung der wichtigsten Bänder und Pole



Dieser Punkt im SA-ECP, im folgenden stets mit Z bezeichnet, wird i. a. nicht exakt mit dem geometrischen Mittelpunkt des Bildschirms übereinstimmen. Für eine exakte Orientierungsbestimmung müssen die Bildschirmkoordinaten dieses Punktes bestimmt werden, wozu folgendermaßen verfahren werden kann: ein beliebig orientierter Kristall wird auf dem Drehtisch des Standard-Probenwagens befestigt. Die Rotationsachse muß dabei sehr genau mit der optischen Achse übereinstimmen. Bei Drehung des Kristalls wandern dann die Channelling-Strukturen auf konzentrischen Kreisen mit der Orientierung Z als Mittelpunkt, der aus einer Aufnahmereihe nach jeweils verschiedenen Drehwinkeln bestimmt werden kann.

5.2 Berechnung der Z-Orientierung

5.2.1 Einpassung in Montagen

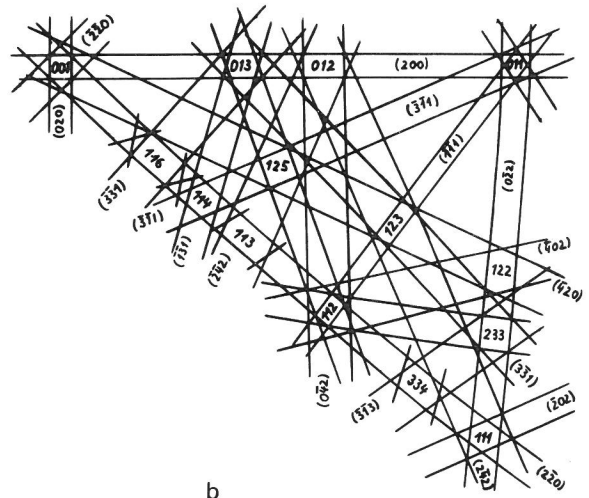
Zur Bestimmung der Z-Orientierung (d. i. die kristallografische Richtung des Kristalls, die mit der REM-Achse zusammenfällt) müssen die Indizes des Punktes Z im SA-ECP ermittelt werden. Da Z i. a. nicht mit irgendeiner niedrig indizierten Richtung übereinstimmt, ist von der Lage von Z relativ zu benachbarten (niedrig indizierten) Polen im SA-ECP auszugehen. Die Identifizierung der im SA-ECP auftretenden Pole und Bänder wird durch Vergleich mit einer Orientierungskarte (Bild 5.1) sehr erleichtert. Eine solche Montage für Aluminium (30 kV) mit Indizierung der wichtigsten Pole und Bänder zeigt Bild 5.1.

Aus der Lage von Z relativ zu den im SA-ECP auftretenden (niedrig indizierten) Polen können die Indizes von Z als grobe Näherung als die Summe der jeweiligen Indizes von Z-benachbarten Polen angegeben werden.

So ist in Bild 5.2 $Z \approx [1\ 2\ 6]$.

5.2.2 Berechnung von Z

Für die genauere Bestimmung von Z müssen die Abstände von Z zu drei Polen im SA-ECP gemessen werden (Bild 5.3). Sind a_i ($i = 1 \dots 3$) die linearen Abstände der Pole P_i von Z, so sind $\epsilon_i = k \cdot a_i$ die entsprechenden Winkelabstände, wobei k der Maßstabsfaktor ist. Die normierten Indizes von Z ergeben sich als Lösung des inhomogenen, linearen Gleichungssystems



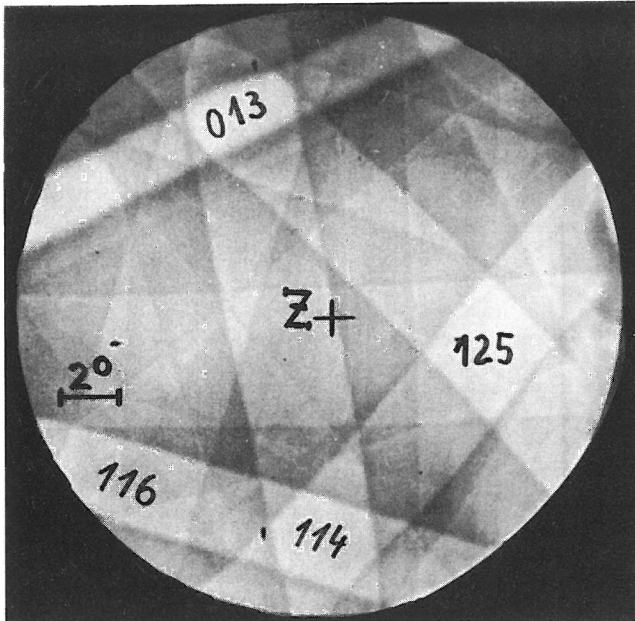


Bild 5.2
Ermittlung der Indizes von Z durch Einpassen in die Orientierungskarte
 $Z \approx [114] + [125] + [013] \approx [2\ 4\ 12] = [1\ 2\ 6]$

$$(5.1) \quad [P_i] \cdot [Z] = |P_i| \cdot \cos \epsilon_i \quad i = 1, \dots, 3$$

Die Lösung erfolgt zweckmäßig mit Hilfe der Kramerschen Regel [53]; ein entsprechendes FORTRAN-Programm ist in Anhang 10.2.2 angegeben.

Die Winkelkoordinaten von Z im Wulffschen Netz (α_z, β_z) können mit Glg (10.5) berechnet werden.

Die Berechnung von Z aus drei Polabständen ist nur bei SA-ECPs mit sehr großer Winkelvariation möglich, da die Wahrscheinlichkeit für das Antreffen von drei oder mehr niedrig indizierten Polen im Bild mit kleiner werdender Winkelvariation sehr stark abnimmt. I. a. werden daher nicht drei Pole im SA-ECP vorhanden sein.

Die Berechnung von Z kann dann (Bild 5.4) aus dem Winkelabstand ρ eines Poles P von Z und dem Winkel χ_1 , den die Verbindungslinie PZ mit einem beliebigen Band B durch P einschließt, erfolgen. Die Indizes von Z sind bestimmt durch das Gleichungssystem:

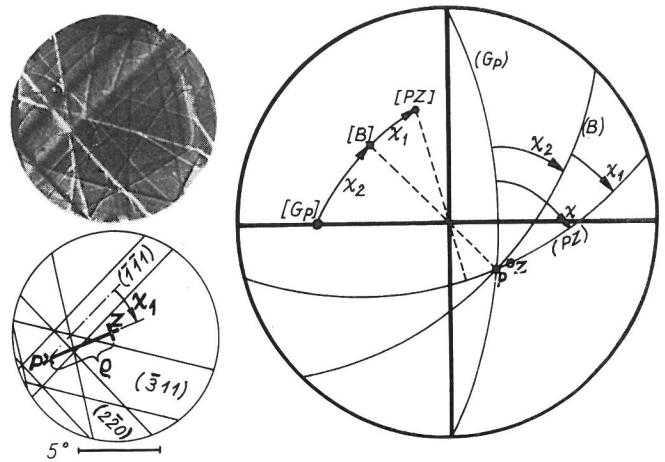


Bild 5.4
Zur Bestimmung von Z aus einem Winkelabstand (ρ) und dem Winkel zwischen zwei Linien (χ_1), s. Text

$$(5.2) \quad \begin{aligned} [P] \cdot [Z] &= \cos \rho \\ [PZ] \cdot [B] &= \sin \rho \cdot \cos \chi_1 \\ [Z] \cdot [Z] &= 1 \end{aligned}$$

Für die Rechnung ist es jedoch einfacher, vom Winkel χ auszugehen (Bild 5.4), den der Großkreisbogen (PZ) mit dem polaren Großkreis (G_p) durch P einschließt. Der Winkel χ_1 ist zu messen, χ ergibt sich dann aus:

$$(5.3) \quad \begin{aligned} \chi &= \chi_1 + \chi_2 \\ \chi_2 &= \arccos \frac{B \cdot G_p}{|B| \cdot |G_p|} \end{aligned}$$

Die Auflösung des Gleichungssystems (5.2) unter Berücksichtigung von (5.3) ergibt dann die normierten Indizes von Z zu:

$$(5.4) \quad \begin{aligned} U_Z &= \sin \alpha_p (\cos \rho - \cos \alpha_p \sin \rho \cos \chi) \\ V_Z &= \sin \beta_p (\cos \alpha_p \cos \rho + \sin \alpha_p \sin \rho \cos \chi) + \cos \beta_p \sin \rho \sin \chi \\ W_Z &= \cos \beta_p (\cos \alpha_p \cos \rho + \sin \alpha_p \sin \rho \cos \chi) - \sin \beta_p \sin \rho \sin \chi \end{aligned}$$

Die numerisch aufwendige Rechnung wurde in FORTRAN programmiert und in Anhang 10.2.3 angegeben.

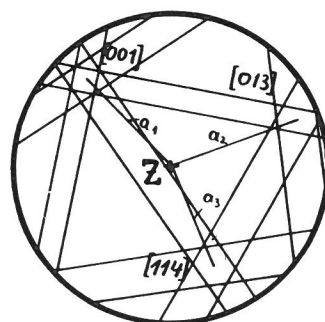
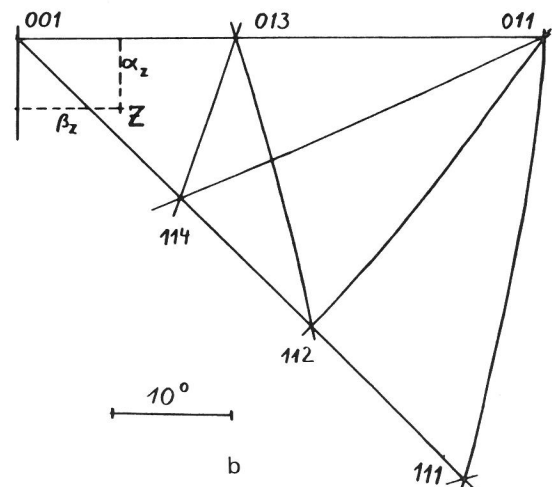


Bild 5.3
Zur Berechnung von Z aus drei Polabständen
a) Z im SA-ECP
b) Z im Grunddreieck



5.2.3 Grafische Bestimmung von Z

Der Rechen- und Zeitaufwand für die beiden vorangehend beschriebenen Methoden ist relativ groß. Müssen routinemäßig sehr viele ECPs ausgewertet werden, so empfiehlt sich die Anwendung einer grafischen Auswertmethode, mit der die Winkelkoordinaten (α_Z, β_Z) von \vec{Z} im ECP bestimmt werden können.

Hierbei wird ausgenutzt, daß die Kontrastbänder im ECP in guter Näherung durch Geraden begrenzt sind (insbesondere für kleine totale Scan-Winkel, $2\theta \lesssim 15^\circ$). Die Kontrastbänder sind kristallografischen Ebenen zugeordnet, die in der stereografischen Projektion Großkreisen entsprechen. Großkreise können daher in guter Näherung als Geraden im ECP eingezeichnet werden. Zur Ermittlung von (α_Z, β_Z) wird ein polarer Großkreis G_P durch einen Pol P in der Nähe von Z in das ECP eingezeichnet (Bild 5.5). Entlang der polaren

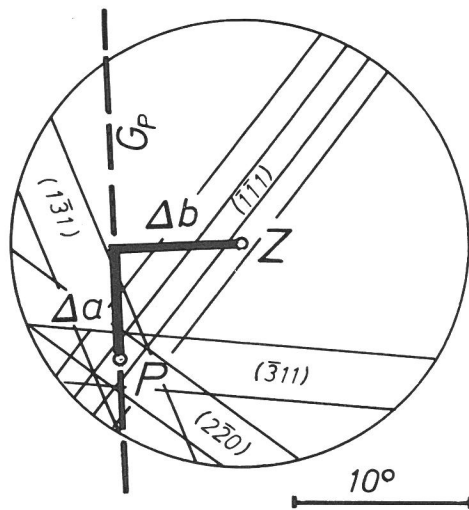


Bild 5.5
Zur Bestimmung der Winkelkoordinaten von Z

Großkreise (durch $[1\ 0\ 0]$ und $[\bar{1}\ 0\ 0]$) gilt $\beta = \text{const}$ (s. Bild 10.2). Zur Konstruktion von G_P im ECP wird der Winkel zwischen G_P und einem beliebigen Band durch P (berechnet nach Glg (10.1)) benötigt. Es werden dann die linearen Abstände von Z von diesem Pol parallel zu G_P (Δa) und senkrecht dazu (Δb) gemessen. Die Differenzen der Winkelkoordinaten von Z und P ergeben sich dann zu:

$$\Delta\alpha = \alpha_Z - \alpha_P = \frac{1}{k} \cdot \Delta a$$

$$\Delta\beta = \beta_Z - \beta_P = \frac{1}{k \cdot \cos \alpha_Z} \cdot \Delta b$$

wobei k der Maßstabfaktor ist (Abschn. 4.2.1) und der Faktor $1/\cos \alpha_Z$ die mit wachsendem α enger werdende β -Teilung (Breitenkreiskoordinate!) berücksichtigt.

Es ist dann:

$$(5.5) \quad \begin{aligned} \alpha_Z &= \alpha_P + \Delta\alpha \\ \beta_Z &= \beta_P + \Delta\beta \end{aligned}$$

wobei $\Delta\alpha$ in Richtung auf $[1\ 0\ 0]$ zu positiv und $\Delta\beta$ in Richtung auf $[0\ 1\ 0]$ zu positiv zu zählen sind.

Für Serienauswertungen kann das Verfahren durch ein Winkelnetz auf durchsichtigem Untergrund (Fotoplatte), wie es in Bild 5.6 wiedergegeben ist, vereinfacht werden. Bei die-

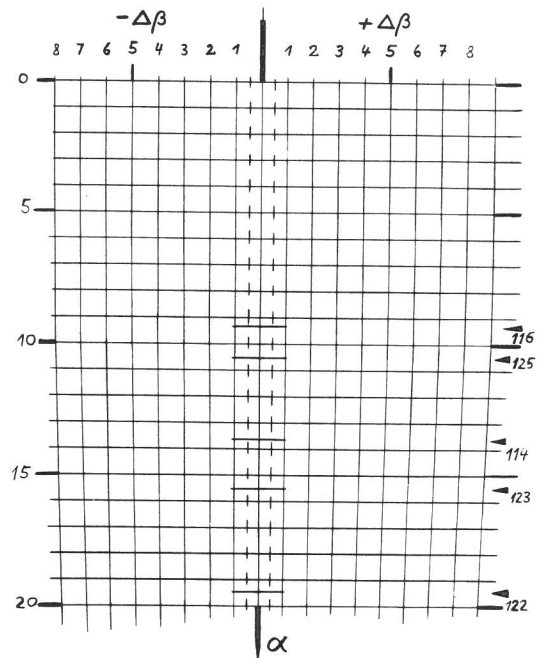


Bild 5.6
Winkelnetz zur schnellen Bestimmung der Winkelkoordinaten aus SA-ECPs

sem Winkelnetz ist der Faktor $1/\cos \alpha$ für die β -Teilung eingearbeitet*), der Maßstabfaktor k ist bei der Herstellung der Fotoplatte den Arbeitsbedingungen (Objektivstrom) anzupassen.

Das Winkelnetz wird mit der α -Achse durch einen Pol in Richtung des polaren Großkreises auf das ECP aufgelegt, dergestalt, daß die α -Koordinate des Netzes mit der (seitlich angegebenen) α -Koordinate des Pols übereinstimmt. Dann kann α_Z direkt abgelesen werden, ebenso die Differenz $\Delta\beta = \beta_Z - \beta_P$.

5.3 Berechnung der Orientierungen in anderen als der Z-Richtung

Die Orientierung in einer Raumrichtung R kann mit geringem Aufwand aus dem SA-ECP bestimmt werden, wenn R mit Z einen Winkel kleiner als der halbe totale Scanwinkel 2θ einschließt. Dann nämlich wird diese Richtung innerhalb des SA-ECP abgebildet. Ist dagegen $\angle R, Z > \theta$, so ist eine aufwendigere Rechnung nötig, die zweckmäßig von den Orientierungen in Richtung der Koordinatenachsen ausgeht.

5.3.1 Orientierung in Richtung R mit $\angle R, Z < \theta$

Für den Fall $\angle R, Z < \theta$ ist R eine Richtung innerhalb des Kegels, den der Primärstrahl beim Rastervorgang durchläuft. R wird daher im SA-ECP abgebildet.

R sei bestimmt durch die Winkel mit den Koordinatenachsen $\theta_x = \angle R, X$ und $\theta_y = \angle R, Y$. Zur Konstruktion von R sind die Spuren der Koordinatenebenen (xz- und yz-Ebene) in das SA-ECP einzuzeichnen, die bei kleinem totalen Scan-

*) Das Netz gemäß Bild 5.6 stellt eine (zeichnerische) Näherung dar, die Kleinkreisbögen $\alpha = \text{const}$ sind durch Geraden angenähert

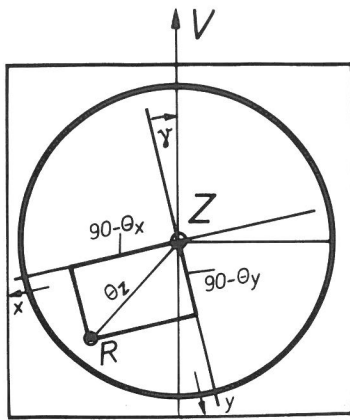


Bild 5.7
Zur Konstruktion von R für den Fall $\angle R, Z < \theta$

Winkel wieder sehr gut durch Geraden angenähert werden können. Sie schneiden sich (Bild 5.7) in \vec{Z} und schließen mit den Bildschirmkanten (s. Bild 4.7) jeweils den Winkel $180 + \gamma$ ein. Auf diesen Linien werden dann die den Winkeln $(90 - \theta_x)$ bzw. $(90 - \theta_y)$ entsprechenden Strecken in Richtung x bzw. y abgetragen. Die Winkelkoordinaten (oder Indizes) des so konstruierten R können dann nach den für Z angegebenen Verfahren bestimmt werden.

5.3.2 Orientierungen in Richtung der Koordinatenachsen, X- und Y-Orientierung

5.3.2.1 Grafische Methode

Benötigt wird zur Ermittlung der Achsorientierungen ein Wulffsches Netz der stereografischen Projektion mit möglichst großem Durchmesser (hier verwendet: 500 mm ϕ), sowie ein Transparent, das über dem Netz im Mittelpunkt [001] drehbar befestigt ist.

Auf dem Transparent werden in Nullstellung die Orientierungen Z und P (mit Hilfe ihrer Winkelkoordinaten) markiert (Bild 5.8 b). P ist dabei eine Orientierung in der yz-Ebene und wird im SA-ECP konstruiert auf einer Linie durch Z, die mit der Bildschirmvertikalen V den Winkel γ einschließt (Bild 5.8 a). Der Abstand PZ wird dabei zweckmäßig ca. $2/3 \theta$ gewählt.

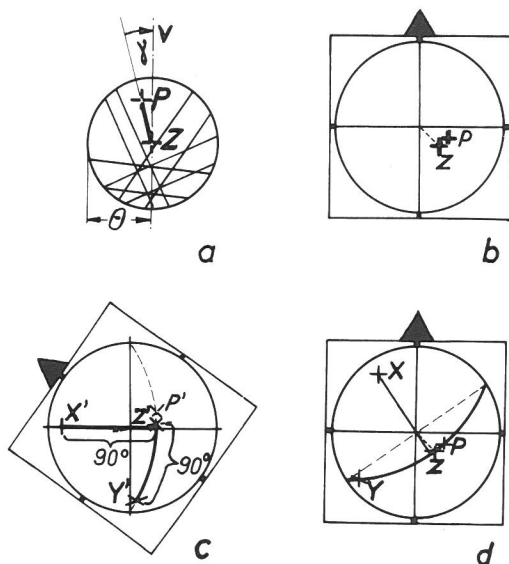


Bild 5.8
Zur grafischen Bestimmung der Achsorientierungen X und Y (s. Text)

Das Transparent wird mit den Punkten P und Z dann so gedreht, daß P und Z auf einen gemeinsamen polaren Großkreis (Längenkreis) zu liegen kommen (P' und Z' in Bild 5.8 c). Auf diesem Großkreis wird (in Stellung Bild 5.8 c!) von Z' aus ein Abstand von 90° abgetragen (Y'). Auf der Horizontalen wird vom Schnittpunkt des Großkreises mit der Horizontalen über den Mittelpunkt hinaus ebenfalls ein Winkelabstand von 90° abgetragen (X'). Nach Rückdrehung in den Ausgangszustand (Bild 5.8 d) können dann an den Markierungen X und Y im Wulffschen Netz die Winkelkoordinaten der beiden Achsorientierungen abgelesen werden. Je nach Lage von Z können die so ermittelten Achsorientierungen die in positiver oder in negativer Achsrichtung sein, was für viele Probleme unwesentlich ist. Es ergeben sich stets die positiven Achsorientierungen, wenn gemäß Bild 5.8 a P oberhalb von Z gewählt wird, von Z' aus 90° in Richtung Y' abgetragen werden, ohne über P' zu laufen (Bild 5.8 c), und von Y' Z' nach links 90° in Richtung X' abgetragen werden. (Gerät man dabei über die Berandung des Wulffschen Netzes hinaus, so sind die überschüssigen Grade von außen nach innen zu zählen, und der Endpunkt ist als zur unteren Halbkugel gehörig zu kennzeichnen.)

5.3.2.2 Rechnerische Methode

Mit den Orientierungen Z und P (eine Orientierung in der yz-Ebene, s. Bild 5.8) läßt sich die Achsorientierung X berechnen aus dem Kreuzprodukt von P und Z, da P und Z in der yz-Ebene liegen und X senkrecht auf dieser steht:

$$(5.6) \quad X = \frac{1}{\sin(P, Z)} [P] \times [Z],$$

wobei der Faktor $1/\sin(P, Z)$ die Normierung des Vektors bewirkt; P und Z müssen als normierte Vektoren eingesetzt werden. Der Winkel (P, Z) kann im SA-ECP gemessen werden, oder genauer, aus dem Skalarprodukt von P und Z berechnet werden.

Die Orientierungen X und Y lassen sich – genauer als mit der vorstehenden Methode – mit Hilfe der Indizes von Z und einem Winkel ν berechnen, wobei ν der Winkel zwischen der Spur der yz-Ebene in der stereografischen Projektion (Bild 5.9) und dem polaren Großkreis G_Z durch Z ist. Der Winkel ν kann aus verschiedenen Daten aus dem SA-ECP berechnet werden. Für die Auswertung müssen die Winkelkoordinaten von Z und eines Poles P im SA-ECP bekannt sein, ferner die Indizes eines Bandes B durch P und der Winkel θ , den die

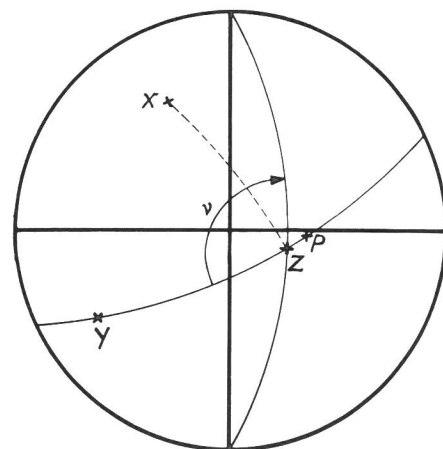


Bild 5.9
Stereografische Projektion; Erläuterung des Winkels ν

Bildschirmvertikale mit dem Band B einschließt, sowie der Drehwinkel γ . Die genaue Berechnung von ν , wie sie auch im FORTRAN-Programm durchgeführt wird, ist im Anhang 10.2.1 beschrieben. Bei Kenntnis von ν kann dann Y berechnet werden als Lösung des Gleichungssystems (5.7), s. Bild 5.10:

$$(5.7) \quad \begin{aligned} Y \cdot Z &= 0 \\ G_Z \cdot Y &= \cos(\nu - 90) = \sin \nu \\ Y \cdot Y &= 1 \end{aligned}$$

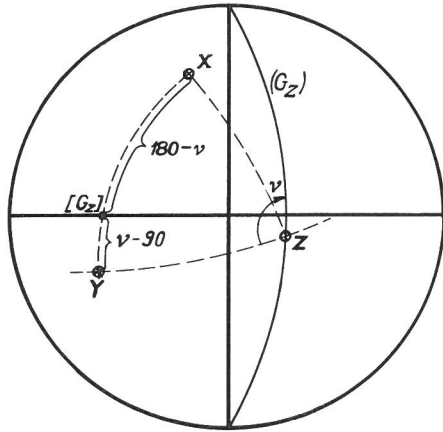


Bild 5.10
Zur Berechnung der Achsorientierungen X und Y

Auflösung des Gleichungssystems liefert die normierten Indizes von Y:

$$(5.8) \quad \begin{aligned} U_y &= -\cos \nu \cdot \cos \alpha_Z \\ V_y &= -\sin \nu \cdot \cos \beta_Z + \cos \nu \cdot \sin \alpha_Z \cdot \sin \beta_Z \\ W_y &= \sin \nu \cdot \sin \beta_Z + \cos \nu \cdot \sin \alpha_Z \cdot \cos \beta_Z \end{aligned}$$

Die Orientierung X ist (Bild 5.10) bestimmt durch das Gleichungssystem (5.9):

$$(5.9) \quad \begin{aligned} X \cdot Z &= 0 \\ G_Z \cdot X &= \cos(180 - \nu) = -\cos \nu \\ X \cdot X &= 1 \end{aligned}$$

Lösung des Gleichungssystems ergibt die normierten Indizes von X:

$$(5.10) \quad \begin{aligned} U_x &= -\sin \nu \cdot \cos \alpha_Z \\ V_x &= \sin \nu \cdot \sin \alpha_Z \cdot \sin \beta_Z + \cos \nu \cdot \cos \beta_Z \\ W_x &= \sin \nu \cdot \sin \alpha_Z \cdot \cos \beta_Z - \cos \nu \cdot \sin \beta_Z \end{aligned}$$

Für diese numerisch aufwendige Rechnung wurde ein FORTRAN-Programm aufgestellt, das bei Eingabe der Winkelkoordinaten α_Z, β_Z und des Winkels θ zwischen der Vertikalen und einem gewählten Band als Meßgrößen sowie der Indizes dieses Bandes und eines daraufliegenden Poles sowie des Winkels γ (Tabellenwert) alle drei Achsorientierungen in beiden Darstellungsarten (normierte Indizes, Winkelkoordinaten) ausgibt. Dieses Programm ist in Anhang 10.2.4 angegeben.

5.3.3 Orientierung in Raumrichtung R

Für die hier durchgeführten Untersuchungen wird die Orientierung in bezug auf beliebige Raumrichtungen R nicht benötigt, die Verfahren werden hier der Vollständigkeit halber angegeben.

5.3.3.1 Grafische Methode

Die Orientierung eines Kristalls in Richtung R, die mit den Koordinatenachsen die Winkel θ_x, θ_y und θ_z einschließt, kann grafisch bei Kenntnis der Achsorientierungen X, Y und Z ermittelt werden. Es wird wieder ein Transparent über einem Wulffschen Netz, drehbar um [001] benötigt. Die Orientierungen X, Y und Z werden in Nullstellung des Transparentes markiert (Bild 5.11 a). Zunächst wird dann X durch Drehung des Transparentes auf den horizontalen Durchmesser gebracht (Bild 5.11 b). Dann wird auf dem polaren

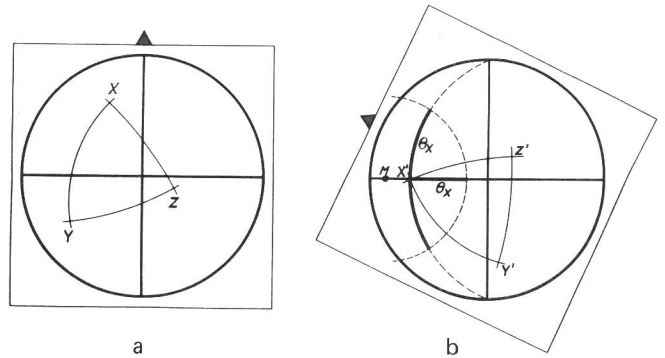


Bild 5.11
Zur grafischen Bestimmung der Orientierung R

Großkreis des Netzes durch X' nach beiden Seiten der Winkel θ_x abgetragen, ebenso auf der Horizontalen. Durch die so gewonnenen drei Punkte wird ein Kreis konstruiert, wobei der Mittelpunkt M auf der Horizontalen liegt, aber nicht mit X' zusammenfällt. Anschließend wird analog mit Y verfahren. Es ergeben sich i. a. zwei Schnittpunkte (Bild 5.12) R_1 und R_2 . Die Winkelkoordinaten von R_1 und R_2 sind nach Rückdrehung des Transparentes abzulesen. Welche der beiden Orientierungen die gesuchte ist, ergibt sich aus der Lage relativ zu Z.

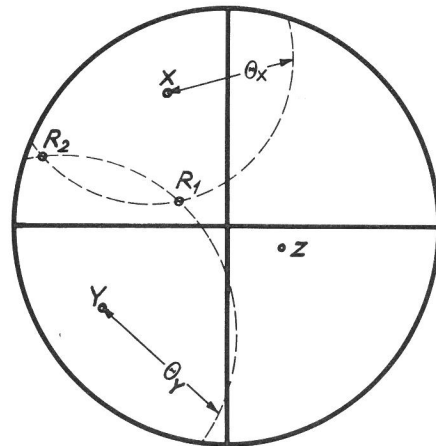


Bild 5.12
Zur grafischen Bestimmung der Orientierung R

5.3.3.2 Rechnerische Methode

Die Orientierung in Richtung R, die mit dem raumfesten Koordinatensystem die Winkel θ_x, θ_y und θ_z einschließt, ergibt sich als Lösung des linearen, inhomogenen Gleichungssystems (5.11), in dem X, Y und Z die Achsorientierungen sind:

$$(5.11) \quad \begin{aligned} R \cdot X &= \cos \theta_x \\ R \cdot Y &= \cos \theta_y \\ R \cdot Z &= \cos \theta_z = \sqrt{\sin^2 \theta_x - \cos^2 \theta_y} \end{aligned}$$

Die Lösung erfolgt wieder mit Hilfe der Kramerschen Regel; ein FORTRAN-Programm kann leicht in Anlehnung an Programm 10.2.3 aufgestellt werden.

6. Berechnung der für die Kristallitverformung wesentlichen kristallografischen Parameter

6.0 Programm der berechneten Parameter

Die plastische Verformung in kfz-Metallen erfolgt vorwiegend durch Abgleitprozesse in den Oktaeder-Ebenen $\{111\}$, wobei in jeder Gleitebene drei verschiedene Gleitrichtungen $\langle 110 \rangle$ möglich sind. Welche der verschiedenen Gleitsysteme tatsächlich betätigt werden, hängt von ihrer jeweiligen Lage in bezug auf die Beanspruchungsrichtungen ab. Ein Maß für die Wahrscheinlichkeit der Betätigung eines Gleitsystems ist der Orientierungsfaktor μ , der eine Aussage über die im jeweiligen Gleitsystem herrschende Schubspannung macht, bezogen auf die von außen aufgebrachte Spannung. Der Orientierungsfaktor ist eine geometrische Größe und kann aus den Winkeln zwischen Gleitebene und Beanspruchung sowie zwischen Gleitrichtung und Beanspruchung berechnet werden.

Für die Untersuchung der Kristallitverformungen wird daher die Lage aller Oktaeder-Ebenen in bezug auf die Beanspruchung bestimmt, ebenso die Lage der Gleitrichtungen. Das Hauptgleitsystem, das ist dasjenige mit dem größten Orientierungsfaktor (= Schmidfaktor), wird bestimmt, und der Schmidfaktor wird berechnet.

Da der Schmidfaktor kein alleiniges Maß für die Verformbarkeit ist, werden zusätzlich die Orientierungsfaktoren für die restlichen 11 Abgleitmöglichkeiten berechnet.

Eine Aussage über die bei Abgleitung betätigten Gleitsysteme kann aus der Lage der an der Probenoberfläche gebildeten Gleitlinien erfolgen. Es werden daher aus der Orientierung des Kristallits in bezug auf die Beanspruchung die Winkel berechnet, die die Gleitspuren der in Frage kommenden Gleitsysteme an der Probenoberfläche mit der Beanspruchungsrichtung bilden.

Schließlich ist noch von Interesse, welche Winkel die beim Abgleitprozeß an der Probenoberfläche entstehenden Gleitstufen mit derselben bilden.

6.1 Berechnungsgrundlagen

6.1.1 Ermittlung des Hauptgleitsystems

Bedingt durch die Wahl der Z-Orientierung im Grunddreieck ergibt die Rechnung für die X-Orientierung einen Punkt in der stereografischen Projektion, der nicht im Grunddreieck liegt. Vorzeichen und betragsmäßige Reihenfolge der einzelnen Indizes sind unbestimmt. Für eine solche allgemeine Orientierung kann das Hauptgleitsystem folgendermaßen ermittelt werden:

Ist $X = [U_X \ V_X \ W_X]$ die Orientierung in Richtung der x-Ach-

se, so sind die Indizes der Hauptgleitebene Einsen mit den Vorzeichen der entsprechenden Richtungsindizes, nur an der Stelle des betragskleinsten Index wird das Vorzeichen umgekehrt. Die Indizes der Gleitrichtung sind Einsen mit den Vorzeichen der entsprechenden Richtungsindizes, an der Stelle des betragsmäßig mittleren Index wird eine Null gesetzt.

Beispiel: Hauptgleitsystem für $X = [\bar{4} \ \bar{1} \ 2]$

$$(\bar{1} \ 1 \ 1) [\bar{1} \ \bar{1} \ 0]$$

6.1.2 Orientierungsfaktor

Der Orientierungsfaktor gibt die in der Gleitebene in Gleitrichtung wirksame Schubspannung, bezogen auf die von außen einwirkende (Last-)Spannung.

Es gilt

$$\mu = \cos \lambda \cdot \cos \chi'$$

wobei χ' der Winkel zwischen Gleitebenen-Normale und Beanspruchung und λ der Winkel zwischen Gleitrichtung und Beanspruchung ist.

Mit den Indizes von X, denen der Gleitebenen-Normale N und der Gleitrichtung R (6.1.1) ergibt sich wegen

$$\begin{aligned} N \cdot X &= \cos \chi' \\ R \cdot X &= \cos \lambda \end{aligned}$$

der Orientierungsfaktor μ expliziert zu:

$$\mu = (U_E \cdot U_X + V_E \cdot V_X + W_E \cdot W_X) \cdot (U_R \cdot U_X + V_R \cdot V_X + W_R \cdot W_X),$$

wenn die drei Richtungsvektoren X, N und R in normierter Form eingesetzt werden.

6.1.3 Lage der Oktaeder-Ebenen

Die Lage der Oktaeder-Ebenen im Kristall der Orientierung $X = [U_X \ V_X \ W_X]$ und $Y = [U_Y \ V_Y \ W_Y]$ ist bestimmt durch die Lage der jeweiligen Normalen im raumfesten (probenfesten) Koordinatensystem und kann angegeben werden durch drei Winkel, die die jeweilige Normale mit den Koordinatenachsen einschließt. Die Winkel ergeben sich aus dem Skalarprodukt von Ebenen-Normalen $\langle 111 \rangle$ mit der jeweiligen Achsorientierung R_k .

$$(6.1) \quad \chi_{ik}^j = \arccos(N_i \cdot R_k) \quad \begin{aligned} |N_i| &= 1 \quad i = 1, \dots, 4 \\ k &= 1, \dots, 3 \end{aligned}$$

In Bild 6.1 sind sechs der 12 Winkel in einer stereografischen Projektion eingetragen. Mit Hilfe des üblichen Transpatentpapiers über einem Wulffschen Netz können die Winkel χ_{ik}^j grafisch bestimmt werden, indem die beiden Richtungen, zwischen denen der Winkel bestimmt werden soll, auf einen polaren Großkreis gedreht werden und der Winkelabstand auf dem Längenskreis abgezählt wird.

6.1.4 Lage der Gleitrichtungen

Die Lage der Gleitrichtungen, die in den Gleitebenen liegen, wird angegeben durch die Winkel λ_{ijk} zwischen den Gleitrichtungen und den Koordinatenachsen R_k . Der Index i bezieht sich dabei auf die Gleitebene und läuft daher von $i = 1, \dots, 4$; j ist ein Laufindex für die in jeder Ebene möglichen drei Gleitrichtungen ($j = 1, \dots, 3$). Der Laufindex $k = 1, \dots, 3$ beschreibt die drei Koordinatenachsen. Allge-

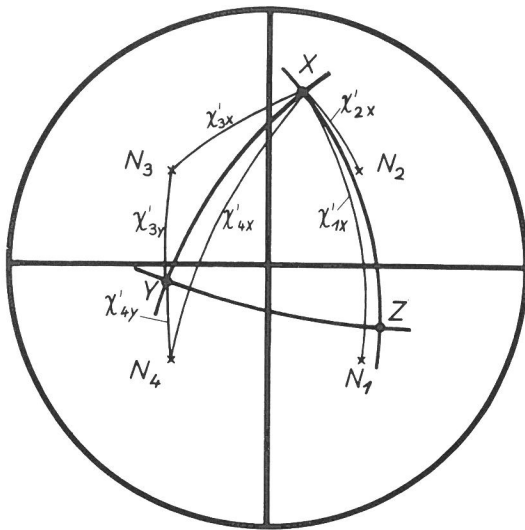


Bild 6.1
Zur Bestimmung der Winkel zwischen Oktaeder-Ebenen und Koordinatenachsen

mein sind damit die Gleitrichtungen im Koordinatensystem bestimmt durch:

$$(6.2) \quad \lambda_{ijk} = \arccos(R_{ij} \cdot R_k) \quad |R_{ij}| = 1$$

$$i = 1, \dots, 4$$

$$j = 1, \dots, 3$$

$$k = 1, \dots, 3$$

Da jede Gleitrichtung zwei Oktaeder-Ebenen angehört (Bild 6.2), ergeben sich 18 (statt $36 = 3 \cdot 3 \cdot 4$) Winkel zur vollständigen Beschreibung der Lage der Gleitrichtungen. In Bild 6.2 sind die Gleitrichtungen R_{ij} und einige der λ_{ijk} eingezeichnet.

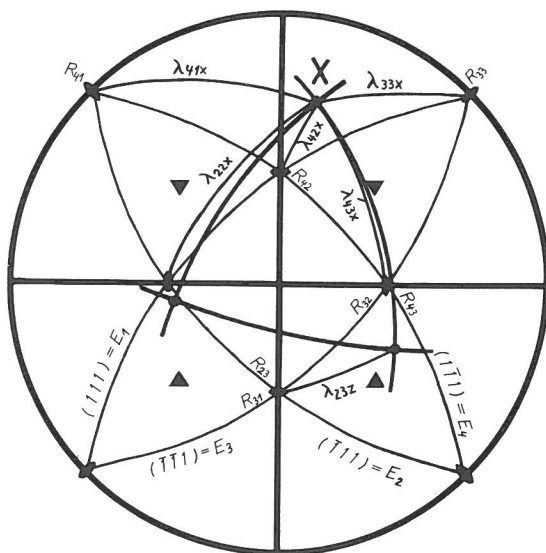


Bild 6.2
Winkel zwischen Gleitrichtungen und Koordinatenachsen

6.1.5 Orientierungsfaktoren

Mit den Winkeln χ'_{i1} zwischen Gleitebenen und Beanspruchung und den Winkeln λ'_{ij1} zwischen den Gleitrichtungen und Beanspruchung (X) können die Orientierungsfaktoren für jeweils drei Gleitrichtungen in jeder der vier Gleitebenen

berechnet werden. Es ergeben sich die 12 Orientierungsfaktoren:

$$(6.3) \quad \mu_{ij} = \cos \chi'_{i1} \cdot \cos \lambda'_{ij1}$$

Im Programm werden für die Berechnung der 12 Orientierungsfaktoren die Gleitelemente in der positiven Halbkugel ($w \geq 0$) zugrunde gelegt. Dadurch können, je nach Lage von X, die Orientierungsfaktoren negativ werden. Das negative Vorzeichen von μ ist aber unerheblich, da nur der Absolutwert von Interesse ist; andernfalls wäre die antiparallele Gleitebenen-Normale oder Gleitrichtung zu wählen.

6.2 Gleitlinien an der Oberfläche

Bei der mikroskopischen Untersuchung der Oberfläche verformter Proben liefern die Gleitlinien den wichtigsten Hinweis auf die Betätigung von Gleitsystemen. Gleitlinien sind dabei die Begrenzungslinien der durch den Abgleitvorgang erzeugten Gleitstufen, die i. a. mikroskopisch nicht als Stufen auflösbar sind *).

Die Gleitlinien sind die Linien, in denen die betätigten Gleitebenen durch die Probenoberfläche treten (Bild 6.3). Die betätigte Gleitrichtung hat keinen Einfluß auf die Lage der Gleitlinien in der Probenoberfläche, da verschiedene Gleitrichtungen (Bild 6.3 b, c) in einer Gleitebene zur gleichen Gleitlinienrichtung führen. Bei Betätigung von Oktaeder-Gleitsystemen $\{111\} \langle 110 \rangle$ sind daher nur maximal vier verschiedene Gleitlinien an der Probenoberfläche möglich.

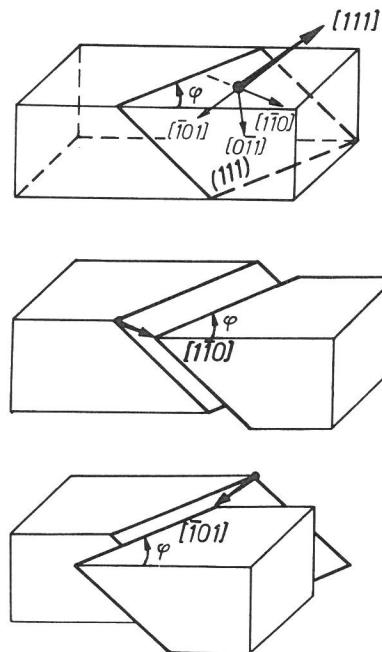


Bild 6.3
Abgleitung in einer Gleitebene in verschiedenen Gleitrichtungen führt zu identischen Gleitlinien

Die Richtung der Gleitlinien kann durch einen Richtungsvektor G beschrieben werden, der gemäß Bild 6.4 berechnet werden kann.

$$(6.4) \quad \begin{aligned} G \cdot Z &= 0 \\ G \cdot N &= 0 \\ G \cdot G &= 1 \end{aligned}$$

*) Nicht mit den hier verwendeten Methoden der Licht- und Rasterelektronenmikroskopie, höchstens über Oberflächen-Abdruck und Transmissions-Elektronenmikroskopie

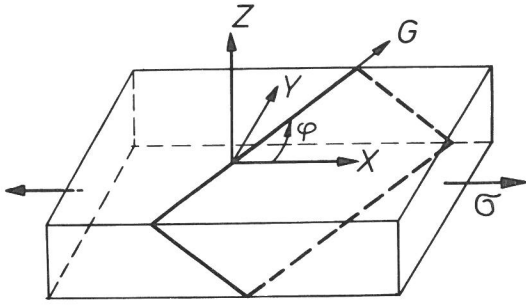


Bild 6.4
Zur Berechnung des Gleitlinienvektors G

Die erste Gleichung gilt wegen $G \perp Z$, da der Gleitlinienvektor in der Probenoberfläche liegt. Die zweite Gleichung sagt aus, daß G in der Gleitebene liegt und damit $G \perp N$, $N =$ Normale, ist. Die dritte Gleichung normiert G zum Einheitsvektor.

Die explizite Berechnung von G wird nicht benötigt, es soll der Winkel φ (s. Bild 6.4) berechnet werden, den die Gleitlinien mit der Beanspruchungsrichtung einschließen.

Der Winkel φ zwischen Gleitlinienrichtung an der Oberfläche und der x -Achse ergibt sich gemäß Bild 6.5 zu:

$$\varphi = \arctan \frac{G \cdot Y}{G \cdot X}$$

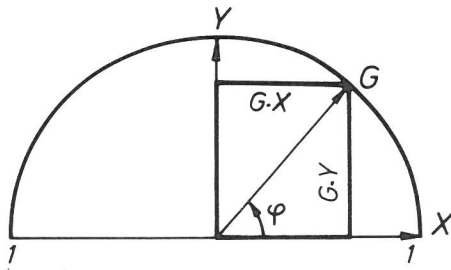


Bild 6.5
Zur Berechnung der Gleitlinienwinkel

Umformung dieser Gleichung mit:

$$G = Z \times N$$

liefert:

$$(6.5) \quad \begin{aligned} G \cdot Y &= (Z \times N) \cdot Y = (Y \times Z) \cdot N = X \cdot N \\ G \cdot X &= (Z \times N) \cdot X = (X \times Z) \cdot N = -Y \cdot N, \end{aligned}$$

schließlich:

$$(6.6) \quad \varphi = \arctan \left(-\frac{X \cdot N}{Y \cdot N} \right),$$

wobei N die Gleitebenennormale ist. Mit (6.6) kann der Gleitlinienwinkel aus den bekannten Achsorientierungen berechnet werden. Die vier möglichen Gleitwinkel ergeben sich, wenn in (6.6) die vier Oktaederebenen-Normalen eingesetzt werden.

6.2.1 Grafische Bestimmung der Gleitlinienwinkel

Die Gleitlinienwinkel können mit Hilfe der stereografischen Projektion grafisch bestimmt werden. Dazu werden die Achsorientierungen auf dem Transparent markiert und X und Y durch einen Großkreis verbunden (Bild 6.6). Auf diesem Großkreis liegen alle Richtungen, die senkrecht zu Z

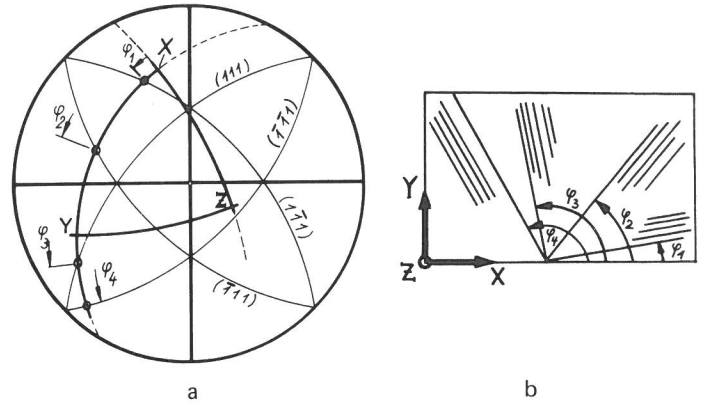


Bild 6.6
Lage der möglichen Gleitlinienvektoren in der XY -Ebene bei Oktaeder-Gleitung
a) in der stereografischen Projektion
b) in der Probenoberfläche

sind, der Großkreis durch X und Y ist damit die Spur der xy -Ebene. Da die Gleitlinienvektoren G_i ($i = 1 \dots 4$) in der xy -Ebene liegen, müssen sie in der stereografischen Projektion auf diesen XY -Großkreis abgebildet werden. Da die Gleitlinienvektoren G_i aber auch in den Gleitebenen liegen, erscheinen sie in der stereografischen Projektion an den Schnittpunkten des XY -Großkreises mit den Großkreisen der Gleitebenen. In Bild 6.6 a sind die Verhältnisse für den Fall der Oktaedergleitung dargestellt. In Bild 6.6 b sind die aus Teilbild a bestimmten Gleitwinkel $\varphi_1 \dots \varphi_4$ auf der Probenoberfläche eingezeichnet und die entsprechenden – prinzipiell möglichen – Gleitlinienscharen angedeutet.

6.2.2 Nicht-Oktaeder-Gleitung

In der Literatur wurde häufig über die Beobachtung der Nichtoktaeder-Gleitung berichtet, z. B. [24]. Insbesondere bei Aluminium, für das die energetische Bevorzugung der $\{111\}$ -Ebenen relativ gering ist, sollten die wichtigsten Nichtoktaeder-Gleitebenen in die Betrachtungen einbezogen werden, es sind Ebenen vom Typ $\{h h l\}$, in der Reihenfolge der Betätigungshäufigkeit (nach [24]): $\{001\}$, $\{110\}$ und $\{113\}$ zu berücksichtigen. Dies braucht aber nur dann zu erfolgen, wenn die beobachteten Gleitwinkel mit keinem der vier für Oktaedergleitung berechneten Winkel übereinstimmen. Dann kann mit Hilfe der stereografischen Projektion, in der die Gleitebenen eingezeichnet sind (Bild 6.7), die betätigte (Nicht-Oktaeder-)Gleitebene anhand

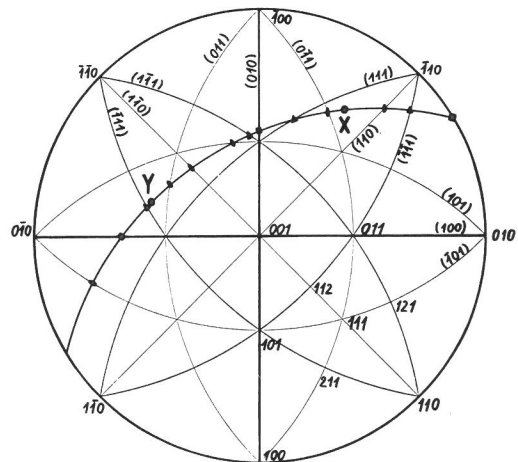


Bild 6.7
Lage der Gleitebenen und resultierende Gleitwinkel für $\{111\}$ -, $\{001\}$ - und $\{110\}$ -Gleitung (s. Text)

des gemessenen Gleitwinkels bestimmt werden. In Bild 6.7 sind zusätzlich zu den vier Oktaeder-Ebenen die drei $\{001\}$ - und die sechs $\{110\}$ -Ebenen eingezeichnet. Es resultieren daraus insgesamt 13 mögliche Gleitwinkel, wobei sich die Zahl auf 25 erhöhen würde, wenn noch die 12 $\{113\}$ -Ebenen berücksichtigt würden. Aus Bild 6.7 ist zu erkennen, daß sich die Gleitwinkel, die zu verschiedenen Gleitebenen gehören, teilweise nur geringfügig unterscheiden. Eine eindeutige Zuordnung der beobachteten Gleitlinien zu einer der Ebenen ist dann nicht möglich.

6.2.3 Gleitstufenprofil

Die Form der Gleitstufen an der Probenoberfläche kann zwar rastermikroskopisch (und auch lichtmikroskopisch) nicht bestimmt werden. Anhand des Gleitstufenprofils könnten aber Rückschlüsse über die Art der beteiligten Gleitebene gezogen werden, wenn das aus den Gleitwinkeln allein nicht möglich ist *).

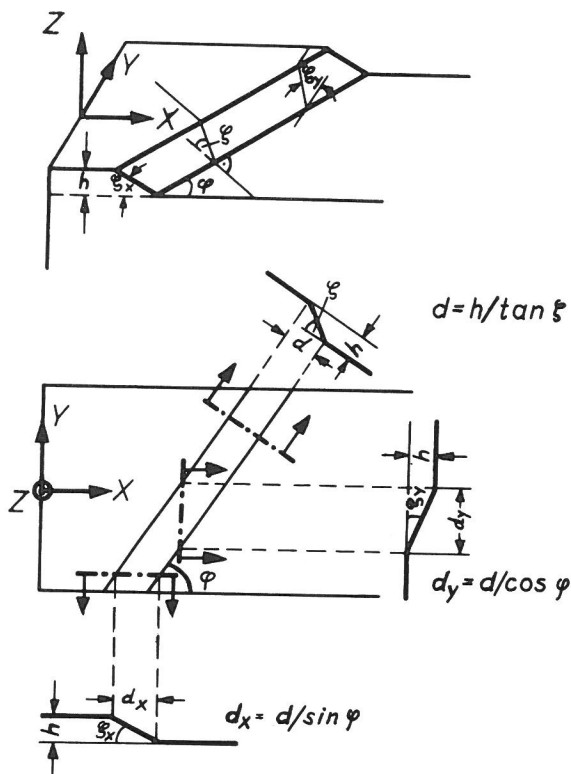


Bild 6.8
Bestimmungsgrößen eines Gleitstufenprofils

Das Profil einer Gleitstufe kann beschrieben werden durch den Winkel ζ (Bild 6.8), den die Abgleitfläche mit der xy -Fläche einschließt und die Winkel ζ_x bzw. ζ_y zwischen der Probenoberfläche und dem Schnitt durch die Gleitstufe senkrecht zur y - bzw. x -Achse.

Für den Winkel ζ , der gleich ist dem Winkel zwischen Gleitebenen-Normale und Oberflächennormale (Z), ergibt sich:

$$(6.7) \quad \zeta = \arccos(N \cdot Z)$$

Für die Winkel ζ_x und ζ_y ergibt sich gemäß Bild 6.8:

*) Außerdem kann überprüft werden, ob im polykristallinen Gefüge bestimmte Gleitstufenprofile durch die Nachbarkörner begünstigt oder unterdrückt werden

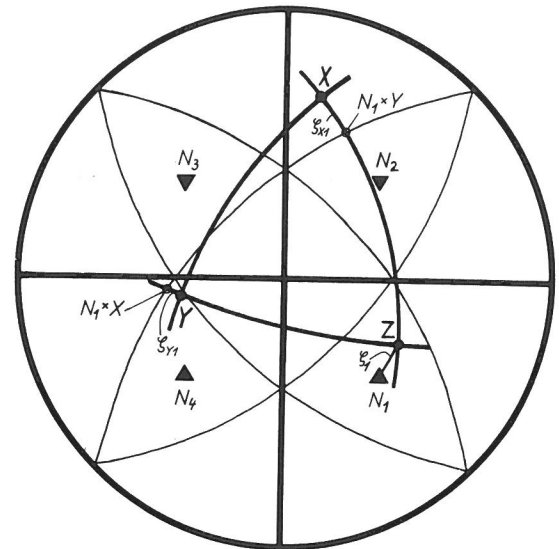


Bild 6.9
Zur grafischen Ermittlung der das Gleitlinienprofil beschreibenden Winkel

$$\tan \zeta_x = \frac{h}{d_x} = \frac{h}{d} \cdot \sin \varphi = \tan \zeta \cdot \sin \varphi$$

$$\tan \zeta_y = \frac{h}{d_y} = \frac{h}{d} \cdot \cos \varphi = \tan \zeta \cdot \cos \varphi$$

$$(6.8) \quad \zeta_x = \arctan(\tan \zeta \cdot \sin \varphi)$$

$$\zeta_y = \arctan(\tan \zeta \cdot \cos \varphi)$$

Die Gleitstufenwinkel ζ , ζ_x und ζ_y können ebenfalls aus der stereografischen Projektion bestimmt werden. Der Anschaulichkeit halber sind die Winkel in Bild 6.9 nur für eine Gleitebene eingetragen.

Der Winkel ζ ist auf dem Großkreisbogen abzulesen, der Z mit N verbindet, der Winkel ζ_x ist zwischen X und dem Schnittpunkt der xz -Ebene mit der Gleitebene und der Winkel ζ_y entsprechend zwischen Y und dem Schnittpunkt der yz -Ebene mit dem Gleitebenen-Großkreis abzulesen.

7. Ergebnisse

7.1 Untersuchtes Probenmaterial

Die Entwicklung der plastischen Verformung in den Oberflächen-Kristalliten wurde an drei 99,999 %-Al-Proben (Nr. 67, 70, 71 – im folgenden als Gruppe I bezeichnet) untersucht. Diese Proben wurden im Vakuum des REM zerrüttet (Frequenz 1 Hz, Oberflächendehnungsamplitude $\approx 4 \cdot 10^{-4}$), wobei die Wechselbeanspruchung jeweils mehrmals unterbrochen wurde, zur Registrierung der Oberflächenverformungen. Es war für diese Proben die Ermittlung der vollständigen Orientierungsverteilung angestrebt durch die Aufnahme und Auswertung von SA-ECPs sämtlicher Oberflächen-Kristallite. Es konnten jedoch nur ca. 90...95% aller Kristallite erfaßt werden, da einige SA-ECPs sich als nicht auswertbar (aus aufnahmetechnischen Gründen) erwiesen und einige Kristallite im unverformten Probenzustand nicht erkannt wurden.

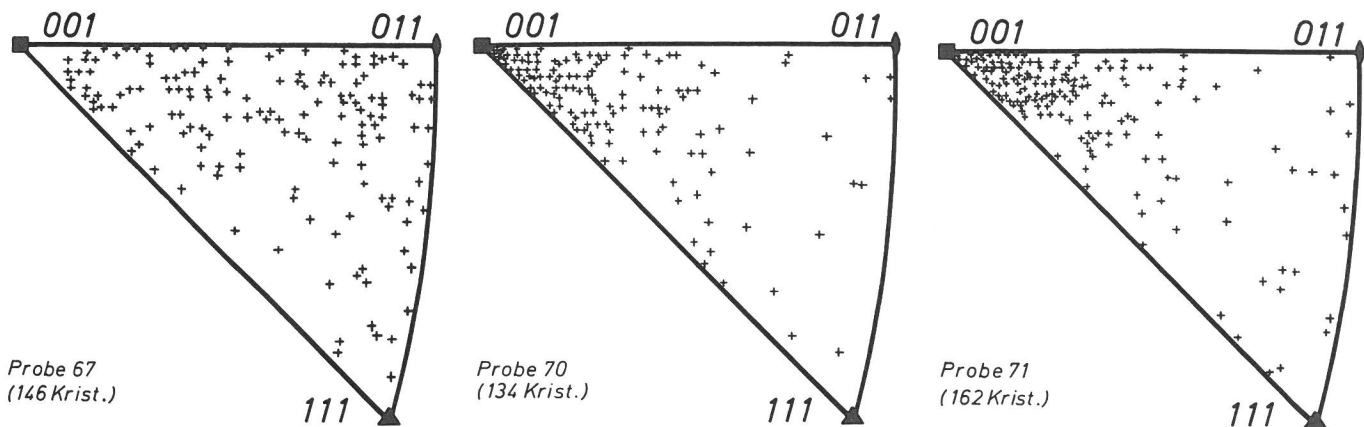
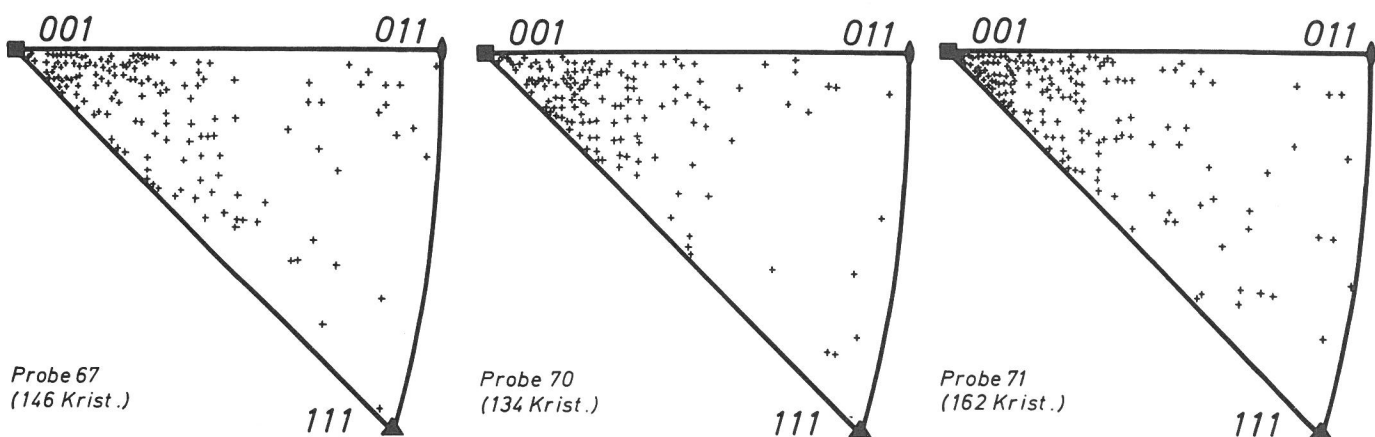


Bild 7.1 ▲
Verteilung der X-Orientierungen der Oberflächen-Kristallite für Probe Nr. 67, 70 und 71 (Gruppe I)

Bild 7.2 ▼
Verteilung der Z-Orientierungen der Oberflächen-Kristallite für Probe Nr. 67, 70 und 71

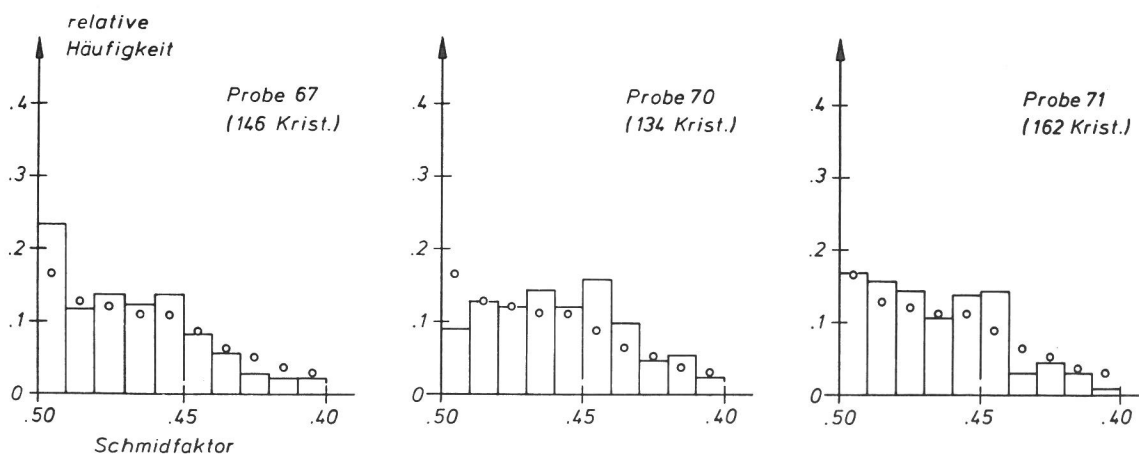


Die Verteilung der X-Orientierungen der drei Proben im Grunddreieck ist in Bild 7.1, die der Z-Orientierungen in Bild 7.2 dargestellt. Mit Ausnahme der X-Orientierungen der Kristallite der Probe 67, die ungefähr gleichmäßig im Grunddreieck verteilt sind, zeigen alle anderen Orientierungsverteilungen eine Häufung in der [001]-Umgebung. Die bei den Proben 70 und 71 vorliegende – allerdings nicht sehr scharfe – (001) [100]-Textur dürfte eine Folge der Rekristallisation sein, auf die für Al typische Walztextur (123) $[41\bar{2}]$ (z. B. [59]) sind keine Hinweise mehr vorhanden.

In Bild 7.3 ist die Häufigkeitsverteilung der Schmidfaktoren für die drei Proben dargestellt, wobei der Schmidfaktor des einzelnen Kristallits jeweils für die Beanspruchung in x-Richtung berechnet wurde. In den Häufigkeitsverteilungen sind zum Vergleich jeweils die Werte eingetragen: o, die sich für eine gleichmäßige Orientierungsverteilung (entsprechend Bild 2.4) ergeben. Für die drei Proben ähneln die Häufigkeitsverteilungen der Schmidfaktoren – trotz der Texturen – der für gleichmäßige Orientierungsverteilung.

Bild 7.3
Häufigkeitsverteilungen der Schmidfaktoren für Probe Nr. 67, 70 und 71 (Beanspruchung in x-Richtung)

Zur Untersuchung des Einflusses der Unterbrechungen der Wechselbeanspruchung wurde eine weitere Probe (Nr. 63), ebenfalls nach vorheriger (nahezu) vollständiger Orientierungsbestimmung, ohne Unterbrechung bis N=10.000 wechselbeansprucht (s. auch Abschnitt 7.5.4).



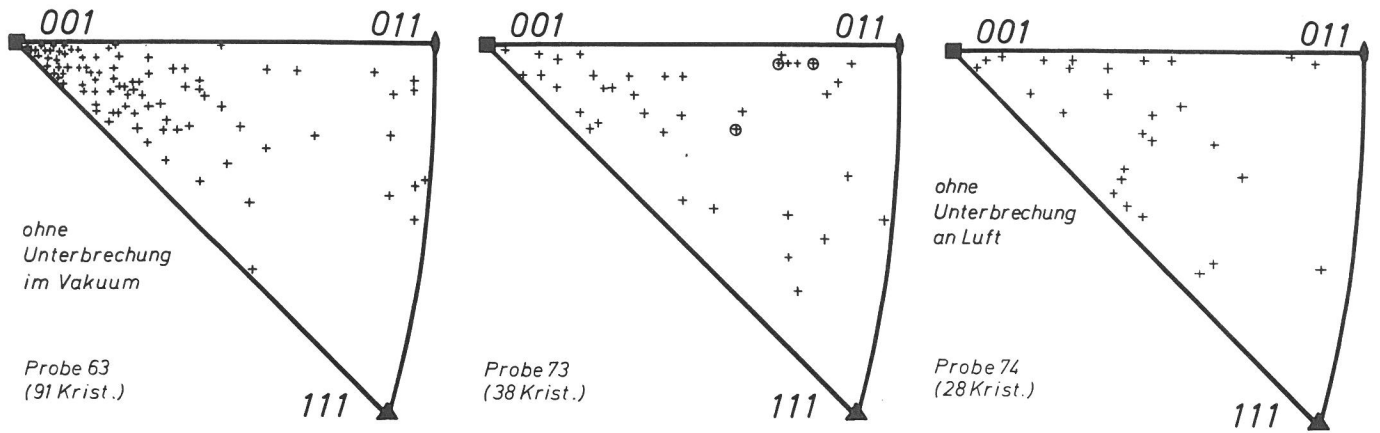
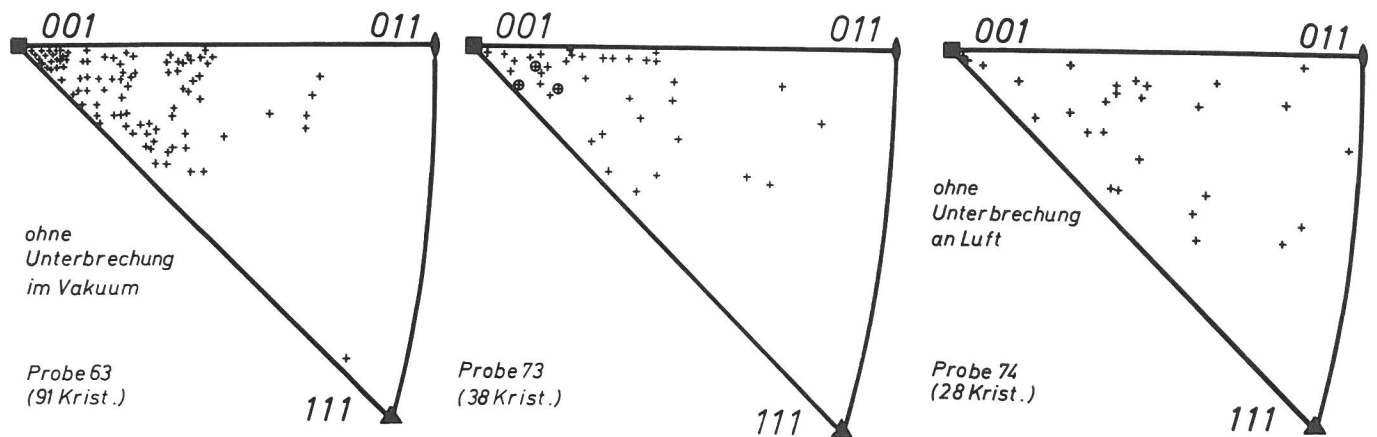


Bild 7.4 ▲
Verteilung der X-Orientierungen der Oberflächen-Kristallite für Probe Nr. 63, 73 und 74 (Gruppe II)

Bild 7.5 ▼
Verteilung der Z-Orientierungen der Oberflächen-Kristallite für Probe Nr. 63, 73 und 74



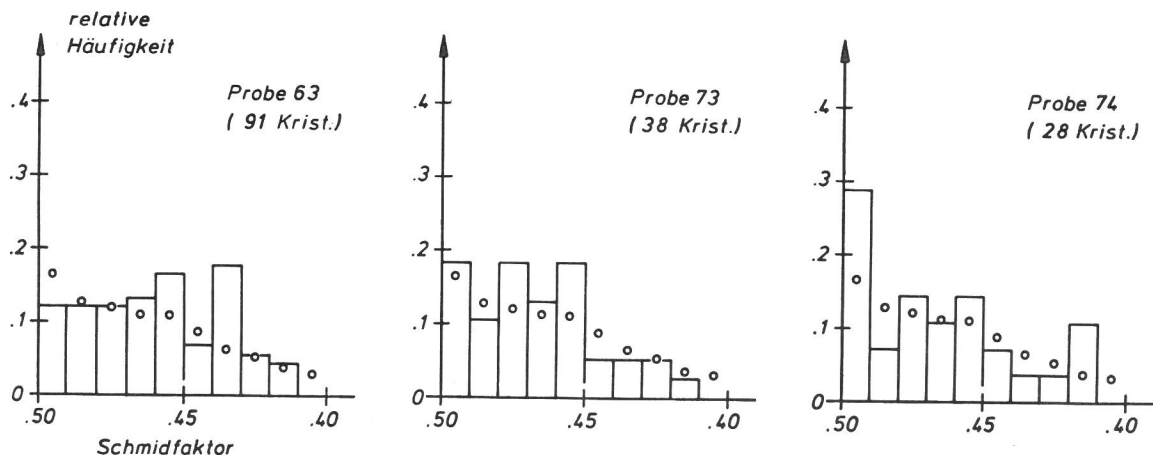
Eine weitere Probe (Nr. 74) wurde außerhalb des REM in Umgebungsatmosphäre wechselbiegebeansprucht, wobei eine erste Unterbrechung der Wechselbeanspruchung mit anschließender REM-Untersuchung erst nach $N = 15.000$ erfolgte. In diesem Verformungszustand wurden von 28 ausgewählten Kristalliten SA-ECPs angefertigt. Insbesondere für stark verformte Kristallite (große topografische Kontraste) sind SA-ECPs oft nur mit starken Störungen herstellbar (unscharfe und/oder gekrümmte Kontrastbänder), so daß die berechneten Orientierungsparameter mit größerer Unsicherheit behaftet sind als bei unverformten Kristalliten (s. a. Abschnitt 7.5.1.1).

Ergänzend wird eine zusätzliche Probe (Nr. 73) berücksichtigt, die ein atypisches Gefüge aufwies, dergestalt, daß ca. 70 % der Probenoberfläche von drei sehr großen Kristalliten ($\phi \geq 2 \text{ mm}$) eingenommen wurde. In Bild 7.4 und 7.5 sind diese Kristallite durch \oplus gekennzeichnet.

Die drei Proben 63, 73 und 74 werden im folgenden als Gruppe II bezeichnet. Die Verteilung der X-Orientierungen der Proben der Gruppe II zeigt Bild 7.4, die der Z-Orientierungen Bild 7.5. Bei Probe 63 liegt ebenfalls eine (001) [100]-Textur vor, für Probe 73 und 74 sind wegen der nichtrepräsentativen Kristallitauswahl keine Aussagen über Textur möglich.

Bild 7.6
Häufigkeitsverteilungen der Schmidfaktoren für Probe Nr. 63, 73, und 74 (Beanspruchung in x-Richtung)

Die Häufigkeitsverteilungen der Schmidfaktoren, wiederum berechnet für Beanspruchung in x-Richtung, sind für die Proben der Gruppe II in Bild 7.6 zusammengestellt.



Die bei Probe 73 und 74 auftretenden stärkeren Schwankungen in den Verteilungskurven haben ihre Ursache in den kleinen Kristallanzahlen.

7.2 Phänomenologische Beschreibung der Verformungsvorgänge bei Wechselbeanspruchung

Bei einer Randdehnungsamplitude von $\hat{\epsilon}_R \approx 4 \cdot 10^{-4}$ werden erste Verformungsspuren bereits nach weniger als 100 Zyklen sichtbar. Es treten in einigen Kristalliten (rastermikroskopisch) schwach erkennbare Gleitlinien auf.

Mit wachsender Zyklenzahl nimmt sowohl die Dichte der Gleitlinien zu als auch die Zahl der Kristallite, die plastische Verformung erkennen lassen. Im Zyklenzahl-Intervall $N = 100 \dots 1.000$ wird zusätzlich zu den Verformungen in den Kristalliten eine Beteiligung der Korngrenzen erkennbar (*Bild R 1* *). An den Korngrenzen tritt ein rastermikroskopischer Kanteneffekt auf (helle oder auch dunkle Zeichnung der Korngrenze), der auf einen Niveau-Unterschied der angrenzenden Kristallite schließen läßt.

Nach $N = 1.000$ weisen ca. 50 % der Oberflächenkristallite rastermikroskopisch erkennbare Verformungsspuren auf.

Die Oberfläche ist nach $N = 1.000$ noch relativ eben, Verformungsspuren sind vorwiegend lange gestreckte Gleitbänder des Hauptgleitsystems.

Im Zyklenzahlintervall $N = 1.000 \dots 10.000$ entwickeln sich in nahezu sämtlichen Kristalliten Verformungsspuren. In einigen Kristalliten führt die verstärkte Abgleitung zur Entwicklung von Extrusions und Intrusions (7.4.1) in den Gleitbändern. Ebenso ist gelegentlich Mehrfachgleitung zu erkennen, teils in ganzen Kristalliten (*Bild R 2*), teils nur in Korngrenznähe. Die Oberfläche wird zunehmend welliger, die Kristallitverschiebungen in Richtung Probennormale werden deutlicher. An einigen Korngrenzen werden erste Risse sichtbar.

Im Intervall $N = 10.000 - 100.000$ verstärken sich die Deformationserscheinungen in den Oberflächenkristalliten weiter. Mit Ausnahme sehr weniger zeigen alle Kristallite kräftige Verformungen, die größtenteils auch beträchtliche Ausdehnungen senkrecht zur Oberfläche erreichen. Die Welligkeit der Oberfläche wird weiter verstärkt, kann aber bei senkrechter Betrachtung nur qualitativ an der unterschiedlichen Helligkeit der unterschiedlich geneigten Probenbereiche festgestellt werden.

Es werden Risse an sehr vielen Korngrenzen gebildet, die sich teilweise vereinigen, vorwiegend in Probenquerrichtung (y). Bei dynamischer Betrachtung (TV-scan) ist schon bei ca. $N = 30.000$ das „Atmen“ einzelner Risse erkennbar, d. h. die Rißufer ändern ihren Abstand synchron mit der Wechselbeanspruchung. Das Atmen der Risse ist ein Hinweis auf einen Rißfortschritt in das Innere der Probe hinein. Die Risse auf der Probenoberfläche folgen bevorzugt Korngrenzen (interkristallin), in einigen Kristalliten verläuft der Riß aber auch transkristallin.

Das Verformungsbild der einzelnen Kristallite ändert sich gegenüber der vorangegangenen Dekade. Ex-/Intrusionsbildung (s. 7.4.1) sowie Mehrfachgleitung in Form von Netz-

strukturen (s. 7.4.2) werden deutlicher ausgeprägt. Das Verformungsbild wird zunehmend inhomogener. Das äußert sich in der Betätigung neuer Gleitsysteme, meist nur in begrenzten Kornbereichen. In vielen Kristalliten ist eine Zerstörung der ursprünglich geradlinigen Gleitbänder zu beobachten, es bilden sich komplexe Verformungsstrukturen, die oft keine kristallografische Zuordnung mehr zulassen.

Bei $N \approx 100.000$ ist bei allen Proben mindestens ein zusammenhängender Riß zu erkennen, der sich über die gesamte Probenbreite erstreckt und der in das Probeninnere so weit hineingewachsen ist, daß ein „Atmen“ des Risses schon bei niedriger Vergrößerung (200 x) bei dynamischer Betrachtung erkennbar wird. Meist sind zwei oder drei solcher Risse vorhanden, während eine Vielzahl von Rissen kein weiteres Wachstum erkennen läßt.

Das Deformationsbild der Oberfläche ist jetzt sehr komplex, der größte Teil aller Kristallite ist stark und inhomogen plastisch verformt. Die Oberfläche ist sehr wellig, wobei die Unebenheiten sowohl von der inhomogenen Verformung der einzelnen Kristallite als auch durch eine relative Verschiebung der Kristallite gegeneinander senkrecht zur Probenoberfläche bewirkt werden. Die starke Welligkeit der Probenoberfläche wird bei üblicher Abbildung (Einstrahlrichtung = Oberflächennormale) wegen der großen Schärfentiefe des REM nur angedeutet. Wesentlich deutlicher wird sie bei schräger Betrachtung sichtbar (*Bild R 3, R 4* **).

Bei Weiterführung der zyklischen Beanspruchung ändert sich an der Deformations-Topografie der Probe praktisch nichts mehr, da das Wachsen der Zerrüttungsrisse in die Tiefe zu einer Entlastung der Probenoberfläche führt. Mit zunehmender Rißtiefe wird ein immer größer werdender Anteil der Biegeamplitude von dem im Rißbereich verminderten Probenquerschnitt aufgenommen, so daß die plastischen Verformungsvorgänge zum Stillstand kommen und das Experiment beendet wird ($N \approx 3 \dots 5 \cdot 10^5$).

Die Deformations-Topografie der Probe wird, insbesondere bezüglich der Ausdehnungen senkrecht zur Oberfläche, bei Abbildungen der Oberfläche unter verschiedenen Betrachtungswinkeln deutlicher (nach Ausbau der Probe aus der Belastungsapparatur im Normalprobenwagen).

Im Endstadium der Zerrüttung ist dabei eine starke Welligkeit der Oberfläche zu erkennen (*Bild R 4*), die sowohl durch inhomogene Verformung einzelner Kristallite als auch durch beträchtliche Relativverschiebungen benachbarter Kristallite senkrecht zur Probenoberfläche hervorgerufen wird. Dabei treten häufig lokal aufgeweitete Risse (bis zu $30 \mu\text{m}$) an den Korngrenzen auf (*Bild R 3*); einige Kristallite sind dabei fast vollständig aus dem Verband der Oberflächen-Nachbarn herausgelöst (*Bild R 5, R 6*).

7.3 Einfluß des Schmidfaktors auf die plastische Verformung der Kristallite

7.3.1 Bedeutung des Schmidfaktors

Der Schmidfaktor gibt die Schubspannung im Hauptgleitsystem an für Beanspruchung in vorgegebener Richtung. Eine

*) Die Bilder R 1 . . . R 24 sind REM-Aufnahmen, zusammengestellt auf den Seiten 38 - 44

**) Untersuchungen der Oberfläche unter variablem Betrachtungswinkel sind nur an der ausgespannten Probe möglich. Jedoch entspricht der Oberflächenzustand nach 10^5 Zyklen ungefähr dem des Endzustandes

Änderung der Beanspruchungsrichtung führt zu einer Änderung des Schmidfaktors. Für die Berechnung der Schmidfaktoren der einzelnen Oberflächenkristallite wird hier stets die Probenlängsachse (x-Achse) als Beanspruchungsrichtung angenommen. Für den einzelnen Kristallit eines Polykristalls werden sowohl Beanspruchungshöhe als auch -richtung von den makroskopischen Werten (geringfügig) abweichen, so daß die wahren Schubspannungen in den Gleitsystemen von den für Beanspruchung in x-Richtung berechneten Werten abweichen. Diese – für elastische Beanspruchung bzw. für den Anfangszustand – kleinen Abweichungen werden verursacht durch die elastische Anisotropie (die aber für Al relativ gering ist, z. B. $E_{111}/E_{100} = 1.21$ [59]). Die tatsächliche Beanspruchung des individuellen Kristallits wird dabei mitbestimmt durch die Form, Größe und Orientierung der jeweiligen Nachbarn und die Korngrenzen-Lagen. Dabei haben auch die Nachbarn im Innern, für die diese Größen nicht bekannt sind, einen Einfluß auf die Oberflächenkörner.

Im Falle einer plastischen Verformung und einer plastischen Wechselverformung werden diese bereits im Ausgangszustand vorhandenen Abweichungen von Nennbeanspruchungshöhe und -richtung verändert. Ursachen dafür sind die unterschiedlichen Verfestigungsabläufe und verformungsbedingten Orientierungsänderungen innerhalb der einzelnen Körner. Hinzu kommen im Falle der Zerrüttung im späten Stadium die Mikrorisse, die mit zunehmender Größe zu einer anwachsenden Änderung der Beanspruchungsverhältnisse des einzelnen Kornes führen können.

Die tatsächliche Beanspruchung eines Kornes kann nicht berechnet werden, da über die Nachbarkörner im Proben-Innen (Korngröße, -form, -orientierung, Korngrenzverlauf) keine Kenntnisse vorliegen.

Der für Beanspruchung in Nennrichtung (x-Achse) berechnete Schmidfaktor stellt daher als Maß für das Verformungsverhalten der einzelnen Körner eine Näherung dar, deren Güte ggf. anhand bestimmter Verformungsindizien überprüft werden können sollte.

7.3.2 Verformung einzelner Kristallite

7.3.2.1 Primär verformte Kristallite

Für Probe 67 wurde versucht, die Kristallite zu ermitteln, die als erste plastische Verformungen erkennen lassen sowie deren Schmidfaktoren. Außerdem wurde der Anteil der Kristallite mit plastischen Verformungen als Funktion der Zyklenzahl ermittelt. *Bild 7.7* zeigt die Zahl dieser Kristallite, bezogen auf die Zahl aller Oberflächenkristallite, als Funktion der Zyklenzahl.

Die primär verformten Kristallite haben meist einen hohen Schmidfaktor. Der Mittelwert $\bar{\mu}$ des Schmidfaktors der im ersten Belastungsintervall plastisch verformten Kristallite ist größer als der der Kristallite, die nach dem zweiten Belastungsintervall erstmals plastische Verformungen erkennen lassen. *Bild 7.8* zeigt den Mittelwert $\bar{\mu}$ der Schmidfaktoren der Kristallite als Funktion der Zyklenzahl N , die bei dem jeweiligen N erstmals plastische Verformungen erkennen lassen, die also im vorangegangenen Zyklenzahlintervall erstmals plastisch verformt wurden. Zusätzlich ist in *Bild 7.8* der Mittelwert $\bar{\mu}_{pr}$ der Schmidfaktoren aller Oberflächenkristallite eingetragen, der sich aus der Verteilung gemäß *Bild 7.3* ergibt. Kristallite mit hohem Schmidfaktor werden im Mittel früher verformt als solche mit niedrigem

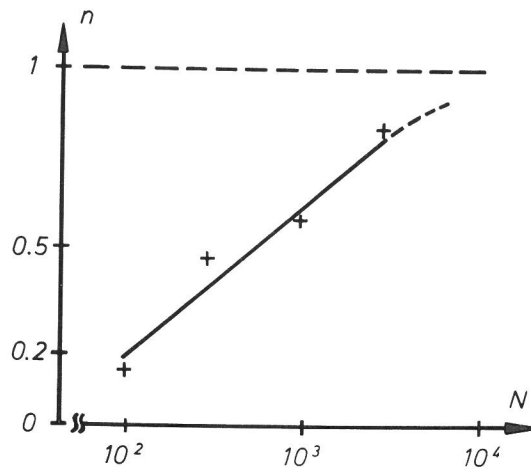


Bild 7.7
Anteil n der plastisch verformten Kristallite als Funktion der Zyklenzahl N

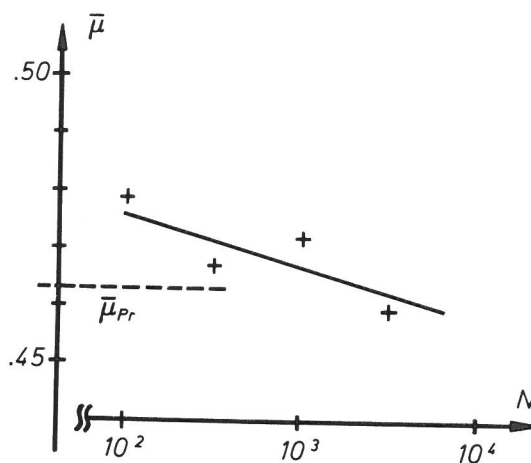


Bild 7.8
Mittelwert der Schmidfaktoren der Kristallite, die bei der Zyklenzahl N erstmals plastische Verformungen zeigen

(s. auch *Bild R 7*). Die Geringfügigkeit der Abnahme von $\bar{\mu}$ mit wachsendem N läßt jedoch erkennen, daß für den einzelnen Kristalliten keine Aussage gemacht werden kann. Es sind stets Kristallite zu beobachten, die sich trotz eines niedrigerem μ früher oder stärker verformen als andere mit einem höheren (*Bild R 8*).

7.3.2.2 Stark und schwach verformte Kristallite

Aus rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen sind qualitative Aussagen über den Verformungsgrad möglich. Es kann deutlich zwischen sehr stark und sehr schwach verformten Kristalliten unterschieden werden, wenn der Verformungsgrad nach dem Kontrastumfang der Oberflächentopografie des einzelnen Kristallits beurteilt wird. In einem „mittleren“ Zerrüttungszustand der Proben ($N \approx 10.000 \dots 30.000$) ergeben sich Mittelwerte der Schmidfaktoren für jeweils fünf sehr stark verformte ($\bar{\mu}_{st}$) und sehr schwach verformte Kristallite ($\bar{\mu}_{sch}$) gemäß *Tabelle 2*:

Zusätzlich ist der Mittelwert $\bar{\mu}_{pr}$ für alle Kristallite der Probe aufgeführt. Der Mittelwert $\bar{\mu}_{st}$ für stark verformte Kristallite ist größer, der Mittelwert $\bar{\mu}_{sch}$ für schwach verformte deutlich kleiner als der Mittelwert $\bar{\mu}_{pr}$. Diese Relationen bleiben auch bei höheren Zyklenzahlen ($N \geq 10^5$) erhalten; es sind auch im Endstadium der Zerrüttung (Biegebeanspru-

Tabelle 2

Mittelwerte der Orientierungsfaktoren von fünf sehr stark und fünf sehr schwach verformten Kristalliten ($N \approx 10^4$)

Probe	Zahl der SA-ECPs	$\bar{\mu}_{pr}$	$\bar{\mu}_{st}$	$\bar{\mu}_{sch}$	$\bar{\mu}_{st}/\bar{\mu}_{pr}$	$\bar{\mu}_{sch}/\bar{\mu}_{pr}$
67	146	.462	.484	.409	1.05	0.89
70	134	.456	.485	.418	1.06	0.92
71	162	.463	.485	.412	1.05	0.89

chung) Kristallite mit niedrigem Orientierungsfaktor an der Oberfläche vorhanden, die kaum Verformungsspuren erkennen lassen (Bild R 9).

7.4 Zerrüttungstypische Verformungsdetails

7.4.0 Identifizierung von Gleitsystemen

Die Aussagen in den folgenden Abschnitten über die Betätigung einzelner Gleitsysteme und die Angabe der dazugehörigen Orientierungsfaktoren stützen sich auf das folgende Identifizierungsverfahren:

Für jeden Kristalliten werden die vier Gleitlinienwinkel berechnet, die bei Abgleitung in den verschiedenen Oktaederebenen an der Probenoberfläche auftreten. Es wird die Gleitebene als betätigt angesehen, für die der berechnete Gleitlinienwinkel mit dem im REM-Bild gemessenen Wert übereinstimmt, wobei die Abweichungen i. a. kleiner als 5° sind. Eine Identifizierung der Gleitrichtung in der betätigten Gleitebene ist über die Gleitlinienwinkel nicht möglich, es wird die Richtung als betätigt angesehen, die den größten der für die jeweils drei möglichen Gleitrichtungen berechneten Orientierungsfaktor ergibt.

7.4.1 Gleitband-Extrusions und -Intrusions

7.4.1.1 Erscheinungsformen

In der Literatur ist bereits häufig über das Auftreten von Extrusions und Intrusions an der Oberfläche wechselverformter Proben berichtet worden [48]. Extrusions sind meist zungenartig aus den Gleitbändern herausgeschobene Materiallamellen, unter Intrusions werden schmale Bereiche in den Gleitbändern verstanden, in denen ein Materialtransport in den Werkstoff hinein stattgefunden hat, die also Vertiefungen in den Gleitbändern bedeuten. Während vielfach die Bildung von Ex- und Intrusions nur als Begleiterscheinung der Zerrüttungsverformung angesehen wird (z. B. [49]), wird andererseits auch vermutet, daß insbesondere die Intrusions aufgrund der durch ihre Form bedingten Kerbwirkung eine Rolle bei der Bildung von Mikrorissen spielen sollten.

Bei der Biegewechselbeanspruchung von Reinstaluminium wird in zahlreichen Kristalliten die Bildung von Extrusions und Intrusions beobachtet, wobei die Erscheinungsformen insbesondere der Extrusions sehr vielfältig sind (Bild R 10 bis R 18).

In einigen Kristalliten treten Extrusions in typischer Ausprägung mit sehr hoher örtlicher Dichte über die gesamte Kristallit-Oberfläche auf (Bild R 10, R 11).

In anderen Kristalliten sind die Extrusions ebenfalls relativ dicht benachbart, aber durch nahezu verformungsfreie Streifen deutlich separiert (Bild R 14). Diese Extrusions ha-

ben meist die typisch zungenartige, gekrümmte Form und sind in Richtung der Gleitbänder kurz gegenüber dem Kristallitdurchmesser. Häufig wechseln Extrusions mit Intrusions in den gleichen Gleitbändern ab (Bild R 15). Zuweilen ist in verformungsarmen Streifen zwischen den Gleitbändern eine fein verteilte Abgleitung (Gleitlinien parallel zu den Gleitbändern) rastermikroskopisch auflösbar (Bild R 10). Die Form der Extrusions wird deutlich sichtbar, wenn die Probe unter einem hohen Kippwinkel abgebildet wird, was aber aus apparativen Gründen nur an ausgebauten Proben nach Beendigung der Zerrüttungsbeanspruchung durchgeführt werden kann. Bild R 15 zeigt Gleitbandextrusions und -intrusions bei einem Einstrahlwinkel von ca. 60° gegenüber der Probennormalen.

In einigen Kristalliten sind lokalisierte Extrusions-Felder zu beobachten, die entweder nur in einem kleinen Kristallitbereich oder in mehreren, durch verformungsarme, extrusionsfreie Bereiche getrennt, auftreten können (Bild R 16).

Insbesondere bei großen Kristalliten ist häufig eine streifige Verteilung der plastischen Verformung zu beobachten. Es treten Extrusionsfelder auf, die durch verformungsarme Gebiete getrennt sind (Bild R 14) oder durch Gebiete, in denen Extrusions eines zweiten Gleitsystems entstanden sind („Fischgrätmuster“, Bild R 17).

Ferner ist noch das Auftreten vereinzelter Extrusions in begrenzten Kristallitbereichen möglich, wobei diese Extrusions aber meist nicht typisch für das Verformungsverhalten des betroffenen Kristallits sind.

Selten ist das Auftreten von sich schneidenden Extrusions/Intrusions in verschiedenen Gleitebenen zu beobachten (Bild R 18).

Rastermikroskopisch sind Extrusions besser zu erkennen und abzubilden als Intrusions, da einmal die Sekundärelektronen-Emission aufgrund des Kanteneffektes bei Extrusions wesentlich stärker ist als bei Intrusions und da zum anderen wegen der Neigung der Gleitbänder Intrusions zuweilen von Extrusions überdeckt werden, aber auch sonst ein „Hineinsehen“ in die Intrusions unter üblichen Betrachtungsbedingungen nur sehr beschränkt möglich ist. Aus den rastermikroskopischen Oberflächen-Aufnahmen ist daher keine Aussage über die Form der Intrusions möglich.

7.4.1.2 Orientierungseinflüsse

Bei jeder der sechs untersuchten Proben sind zahlreiche Kristallite vorhanden, die Gleitband-Extrusions und -Intrusions an der Oberfläche zeigen. In Bild 7.9 a ist die Verteilung der X-Orientierungen (Nennbeanspruchungs-Richtung) im Grunddreieck für die Kristallite der Probengruppe I dargestellt, für die Extrusion- und Intrusionbildung als vorherrschender Verformungstypus auftritt, in Bild 7.9 b für die entsprechenden Kristallite der Probengruppe II.

Für beide Probengruppen ergeben sich ungefähr gleiche Verteilungen. Die X-Orientierungen liegen im mittleren Bereich des Grunddreiecks ungefähr gleichmäßig verteilt, während in der [001]-Ecke und insbesondere in der [111]-Ecke keine Kristallite angetroffen werden. In einer 15° -Umgebung von [001] befinden sich 2 (1) Kristallite aus Gruppe I (Gruppe II), in einer 20° -Umgebung von [111] befinden sich 0 (0) Kristallite.

Ferner ist bemerkenswert, daß in beiden Gruppen einige Kristallite in der Nähe der Berandung des Grunddreiecks

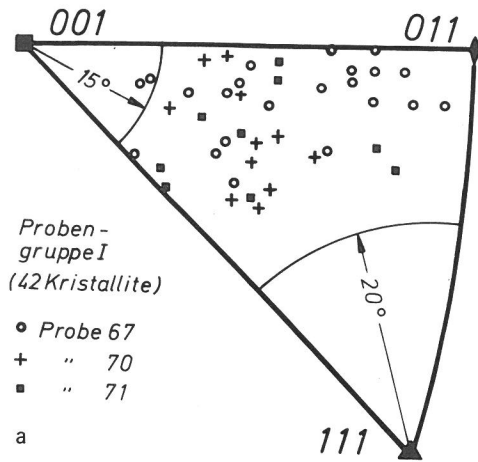


Bild 7.9 ▲
Verteilung der X-Orientierungen der Kristallite mit Extrusions und Intrusions
a) Probengruppe I
b) Probengruppe II

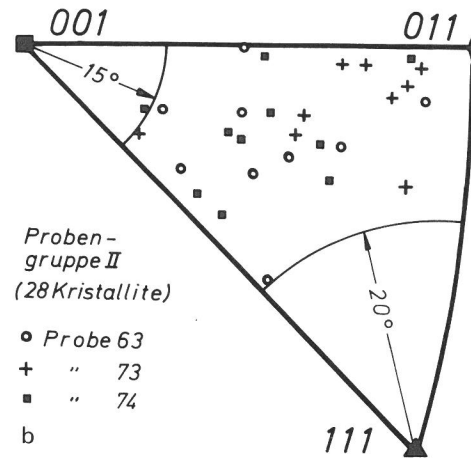
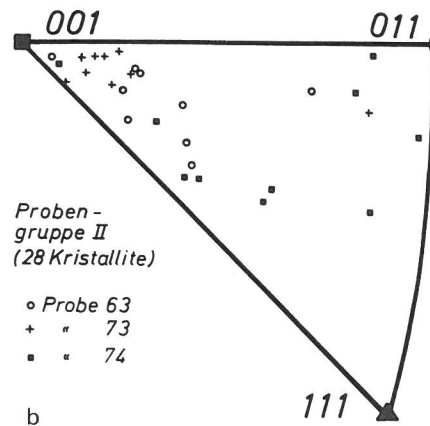
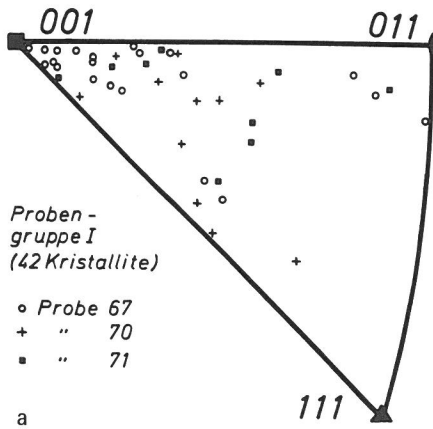


Bild 7.10 ▼
Verteilung der Z-Orientierungen der Kristallite mit Extrusions und Intrusions
a) Probengruppe I
b) Probengruppe II

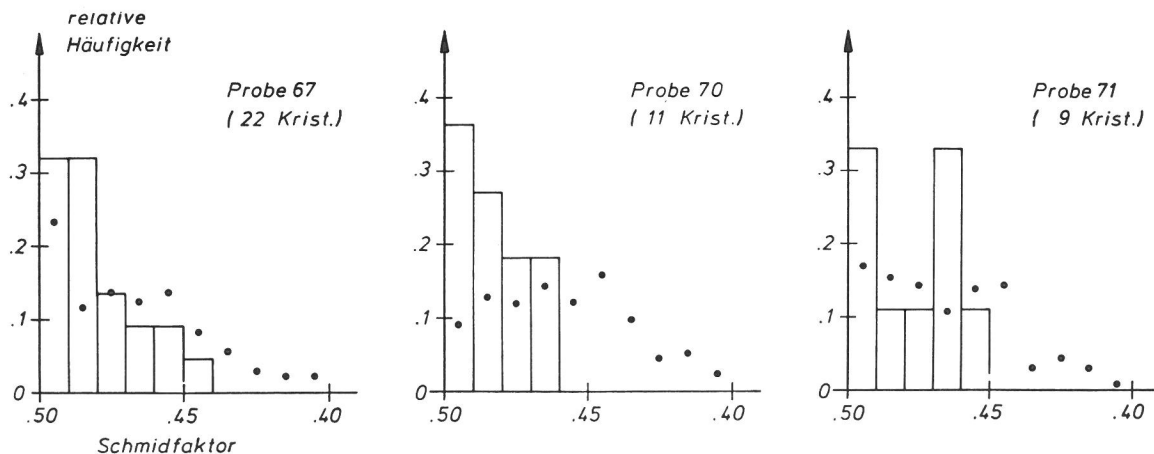


vorkommen, die wegen des kleinen $\Delta\mu$ -wertes (s. Bild 2.8) für Mehrfachleitung orientiert sind.

Ergänzend ist in Bild 7.10 die Verteilung Z-Orientierungen (Oberflächennormale) dargestellt.

Die Verteilung der Z-Orientierungen der Kristallite mit Extrusions/Intrusions läßt keine Besonderheiten erkennen. Die

Bild 7.11
Häufigkeitsverteilungen der Schmidfaktoren der Kristallite mit Extrusions/Intrusions (Probengruppe I)
● Verteilung aller Oberflächenkristallite



Häufung in der [001]-Ecke und die Aussparung einer weiten Umgebung von [111] entspricht der Textur der Proben (Bild 7.2 und Bild 7.5).

Die Verteilungen der Schmidfaktoren der Kristallite mit Extrusions/Intrusions sind in Bild 7.11 für die Proben der Gruppe I, in Bild 7.12 für die Proben der Gruppe II dargestellt. In allen Verteilungen ist mit ● die jeweilige Verteilung der Schmidfaktoren aller Oberflächenkristallite gemäß Bild 7.3 und Bild 7.6 eingetragen.

Die Verteilungen zeigen für alle Proben eine Bevorzugung hoher Werte. Wegen der kleinen (Kristallit-)Zahlen sind die

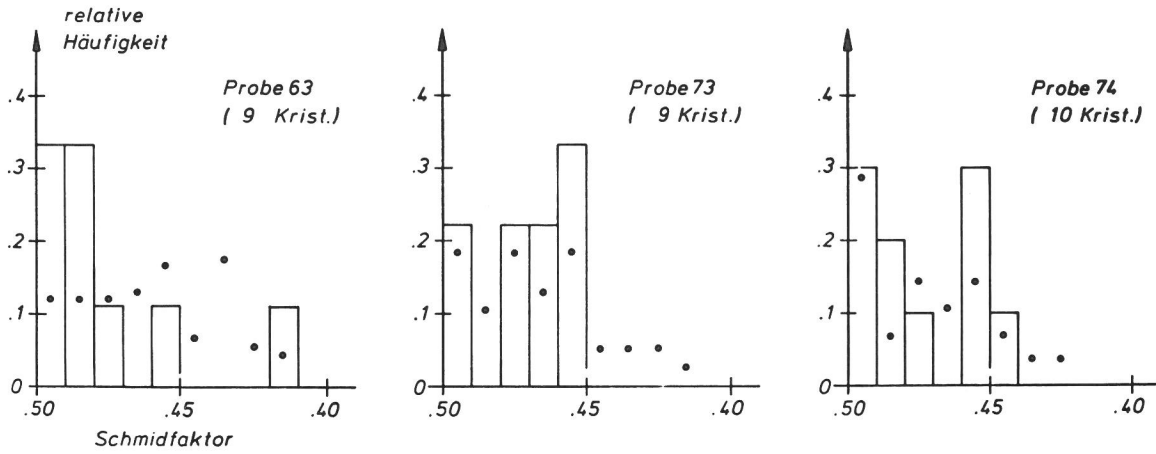


Bild 7.12
 Häufigkeitsverteilungen der Schmidfaktoren der Kristallite mit Extrusions/Intrusions (Probengruppe II)
 ● Verteilung aller Oberflächenkristallite

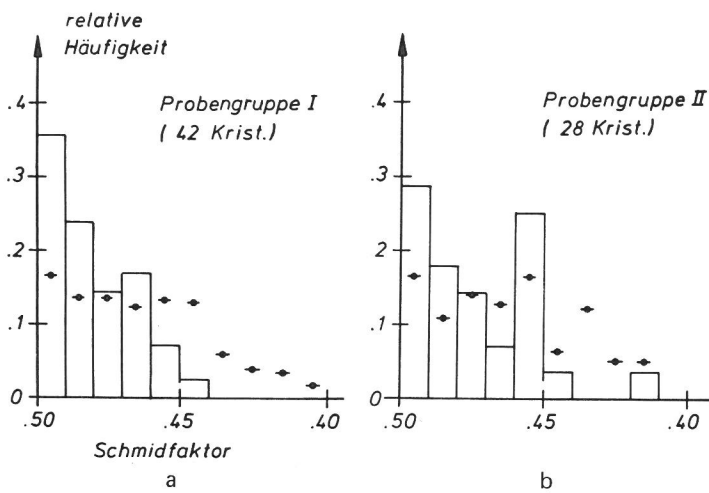
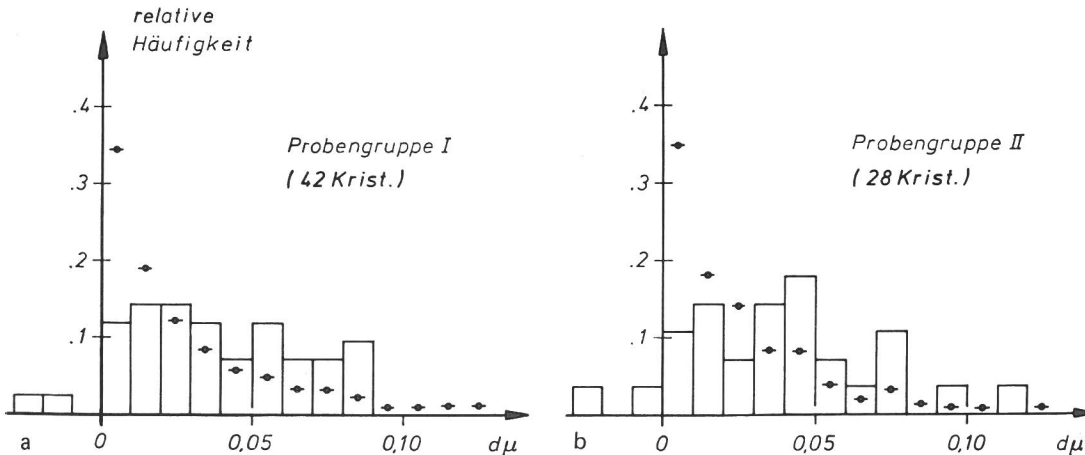


Bild 7.13
 Häufigkeitsverteilungen der Schmidfaktoren der Kristallite mit Extrusions/Intrusions
 a) Probengruppe I
 b) Probengruppe II

Bild 7.14
 Verteilungen der $d\mu$ -Werte der Kristallite mit Extrusions/Intrusions
 a) Probengruppe I
 b) Probengruppe II



Verteilungskurven mit relativ großen Schwankungen behaftet.

Werden die Kristallite der jeweils drei Proben jeder Gruppe zusammengefaßt, so mitteln sich die Schwankungen stärker heraus. Die Häufigkeitsverteilungen, in *Bild 7.13* dargestellt, zeigen einen etwas glatteren Verlauf und lassen deutlich die Bevorzugung hoher Werte des Schmidfaktors erkennen.

In den Häufigkeitsverteilungen sind zum Vergleich (●) die Werte angegeben, die sich für die Zusammenfassung aller Oberflächenkristallite der jeweils drei Proben in beiden Gruppen ergeben. Die Mittelwerte der Schmidfaktoren liegen bei $\bar{\mu}_{EX} = 0.480$ (0.473) für die 42 (28) Kristallite der Proben der Gruppe I (II).

Ergänzend sind in *Bild 7.14* die Verteilungen der $d\mu$ -Werte für beide Probengruppen dargestellt. $d\mu$ ist dabei stets der Wert des Orientierungsfaktors des betätigten Gleitsystems, vermindert um den größten Wert der Orientierungsfaktoren der drei Gleitebenen, in denen *nicht* abgeglitten wurde. In beiden Gruppen treten je zwei Kristallite mit negativem $d\mu$ auf. Das bedeutet, daß in diesen Kristalliten *nicht* das Gleitsystem mit dem größten Orientierungsfaktor (Hauptgleitsystem) betätigt wurde. Zum Vergleich sind wieder (●) die Werte eingetragen, die sich für die Zusammenfassung aller Kristallite der jeweils drei Proben ergeben. Für beide Gruppen ist eine verminderte Häufigkeit für sehr kleine $d\mu$ -Werte ($d\mu \lesssim 0.02$) festzustellen.

7.4.2 Netzstrukturen

7.4.2.1 Erscheinungsformen

Bei allen sechs untersuchten Zerrüttungsproben wurden mehrere Kristallite gefunden, die ein spezielles Verformungsmuster aufweisen, das bereits früher von Hempel et al [50] beobachtet wurde und hier mit „Netzstrukturen“ bezeichnet wird.

An der Oberfläche dieser Kristallite bildet sich ein meist sehr regelmäßiges Verformungsmuster aus, das einem Netz aus Perlenschnüren ähnelt, bei dem sich zwei Systeme paralleler Schnüre nahezu senkrecht schneiden (Bild R 19).

In einigen Kristalliten erfolgt die Verformung ausschließlich in dieser Art, in vielen Kristalliten bedecken Netzstrukturen große Kristallitbereiche, sie können aber auch lokalisiert in kleinen Kristallitbereichen auftreten (Bild R 20).

Gut ausgeprägte Netzstrukturen weisen eine fast strenge Periodizität in beiden Richtungen der Netzstege auf. In beiden Richtungen beträgt die „Gitterkonstante“ ca. $3 \mu\text{m}$ mit einer sehr geringen Schwankung. Die beiden Hauptrichtungen schneiden sich unter einem Winkel, der nur geringfügig von 90° abweicht. Der Winkel beider Stegrichtungen mit der Beanspruchungsrichtung beträgt jeweils ca. 45° . Meist ist die eine Stegrichtung vorherrschend, „Perlen“ sind in dieser Richtung stärker zusammenhängend und nur durch geringfügige Einschnürungen getrennt, während in der dazu senk-

rechten Richtung eine deutliche Trennung der „Perlen“ auftritt (Bild R 21). Das Vorherrschen der einen Richtung ist meist nur auf kleine Kristallitbereiche beschränkt, kann sich aber auch auf den ganzen Kristalliten erstrecken.

In Kristalliten, die nur lokal begrenzt Netzstrukturen aufweisen, ist der Verformungszustand meist inhomogen. Es sind dann auch andersartige Verformungsstrukturen neben den Netzstrukturen zu beobachten, beispielsweise Extrusions (Bild R 22). Die Richtung der Gleitbänder, aus denen die Extrusions gewachsen sind, stimmt dann meist mit einer der beiden Stegrichtungen überein. Gelegentlich ist auch eine lokale Aufspaltung der Stege zu beobachten, dergestalt, daß sich die Gleitspuren über kurze Strecken in einer dritten Richtung anordnen, die ungefähr senkrecht zur Beanspruchungsrichtung verläuft (Bild R 23).

7.4.2.2 Orientierungseinflüsse

In Bild 7.15 sind die X-Orientierungen der Kristallite im Grunddreieck eingetragen, für die Netzstrukturen der vorherrschende Verformungstyp sind. In Bild 7.15 a sind die 54 Kristallite der Proben der Gruppe I zusammengefaßt, in Bild 7.15 b die 36 Kristallite der Proben der Gruppe II. Bemerkenswert ist dabei, daß Probe 71 (31 Kristallite) bzw. Probe 63 (29 Kristallite) jeweils eine sehr große Anzahl von Kristalliten mit Netzstrukturen aufweisen.

In beiden Gruppen ist eine starke Häufung der X-Orientierungen in der $[001]$ -Ecke und ein völliges Fehlen von Kri-

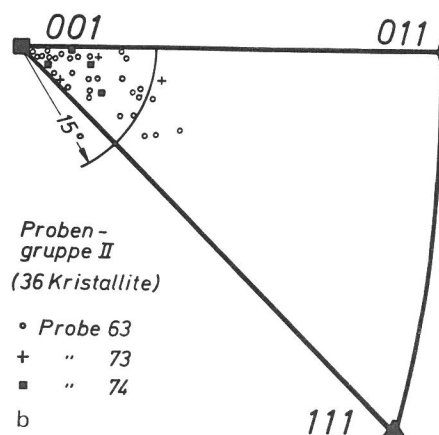
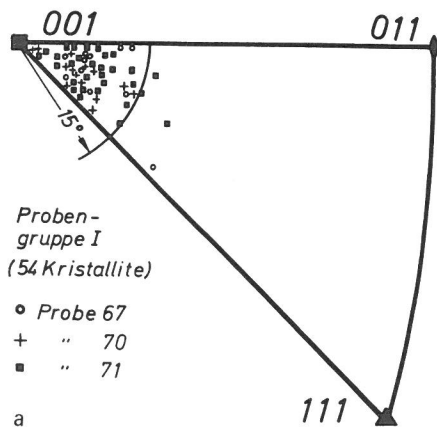
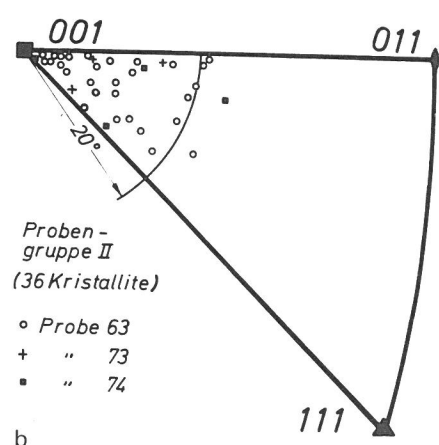
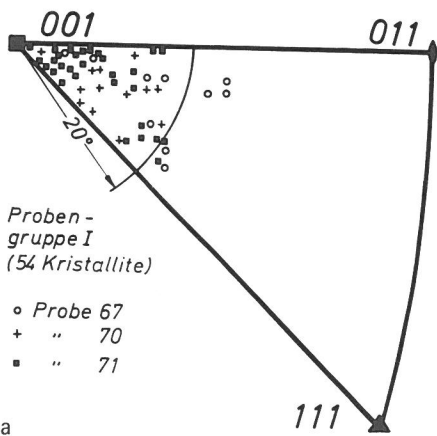


Bild 7.15 ▲
Verteilungen der X-Orientierungen im Grunddreieck für Kristallite mit Netzstrukturen
a) Probengruppe I
b) Probengruppe II

Bild 7.16 ▼
Verteilungen der Z-Orientierungen im Grunddreieck der Kristallite mit Netzstrukturen
a) Probengruppe I
b) Probengruppe II



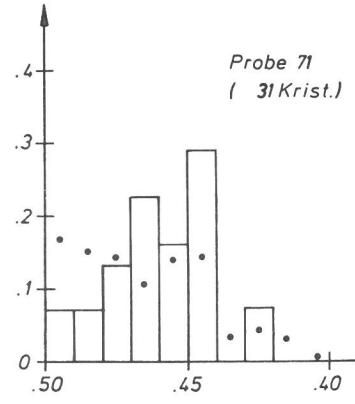
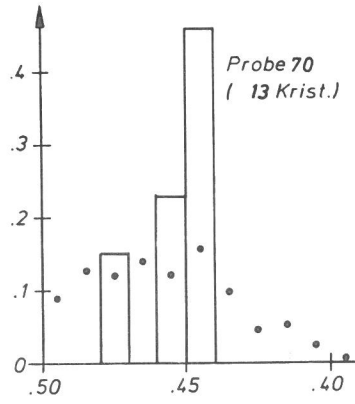
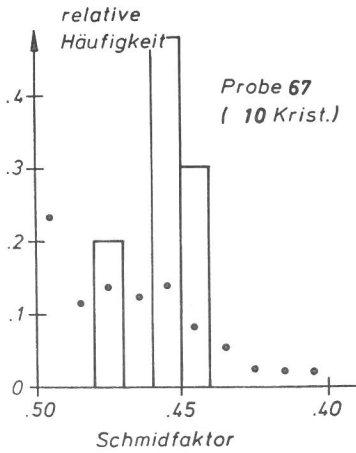
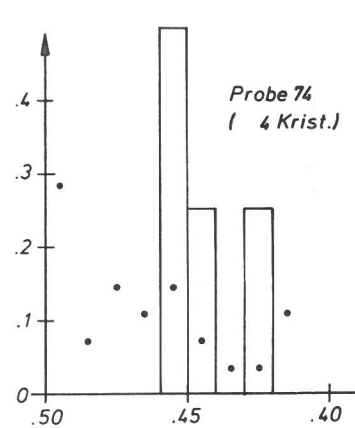
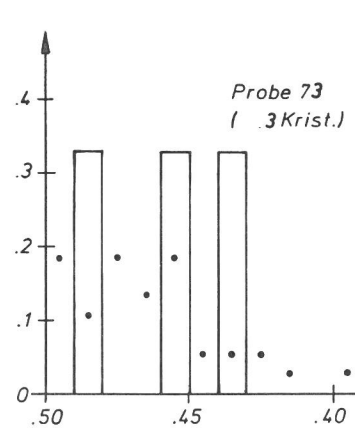
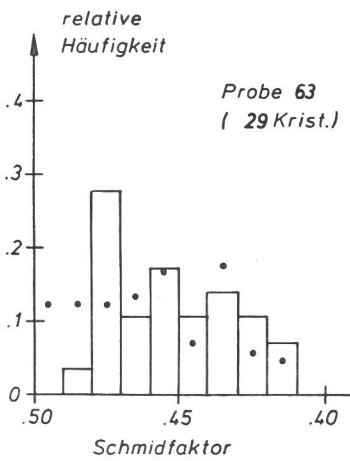


Bild 7.17 ▲
Häufigkeitsverteilungen der Schmidfaktoren der Kristallite mit Netzstrukturen für Probe 67, 70 und 71
● Verteilung für alle Oberflächenkristallite

Bild 7.18 ▼
Häufigkeitsverteilungen der Schmidfaktoren der Kristallite mit Netzstrukturen für Probe 63, 73 und 74
● Verteilung für alle Oberflächenkristallite



stalliten mit $\beta > 20^\circ$ zu beobachten. Im Winkelabstand $\leq 15^\circ$ von [001] befinden sich 93 % (86 %) der Kristallite mit Netzstrukturen für Probengruppe I (Probengruppe II).

weils 88 % der Kristallite Z-Orientierungen mit einem Abstand $\leq 20^\circ$ von [001] auf. Kristallite mit $\beta > 25^\circ$ fehlen völlig.

In **Bild 7.16** sind die Verteilungen der Z-Orientierungen der Kristallite mit Netzstrukturen für beide Probengruppen dargestellt. Auch diese Verteilungen zeigen eine Häufung in der [001]-Umgebung. Für beide Probengruppen weisen je-

Die Verteilungen der Schmidfaktoren der Kristallite mit Netzstrukturen ist für die Proben der Gruppe I in **Bild 7.17**, für die Proben der Gruppe II in **Bild 7.18** dargestellt.

In allen Häufigkeitsverteilungen sind mit ● die für alle Oberflächenkristallite der einzelnen Proben ermittelten Häufigkeitsverteilungen (gemäß **Bild 7.3** bzw. **Bild 7.6**) eingetragen.

Für alle Proben ist eine erhöhte Häufigkeit in der Nähe von $\mu = 0.45$ und eine verminderte Häufigkeit bei hohen Werten (0.5) festzustellen. Insbesondere für Probe 73 und 74, aber auch für Probe 67 und 70 sind die Häufigkeitsverteilungen wegen der kleinen Kristallitzahlen sehr sprunghaft. Werden die Kristallite der jeweils drei Proben der beiden Gruppen zusammengefasst, so ergeben sich die in **Bild 7.19** dargestellten Häufigkeitsverteilungen. Zum Vergleich sind zusätzlich die Werte eingetragen ●, die sich ergeben, wenn alle Oberflächenkristallite für die jeweils drei Proben in beiden Gruppen zusammengefasst werden.

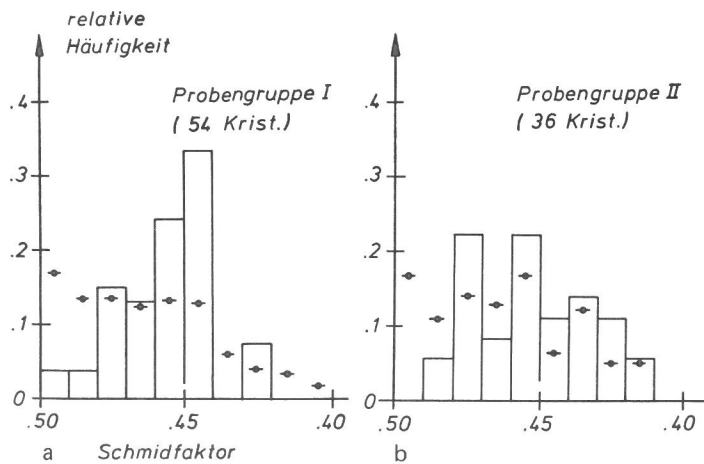


Bild 7.19
Häufigkeitsverteilungen der Schmidfaktoren der Kristallite mit Netzstrukturen
a) Probengruppe I
b) Probengruppe II

Die Häufung der Schmidfaktoren in der Nähe von $\mu = 0.46$ wird hier deutlicher. Es ergeben sich Mittelwerte von $\bar{\mu}_{\text{Netz}} = 0.456$ (0.454) für die 54 (36) Kristallite mit Netzstrukturen für die Probengruppe I (II).

Die Verteilungen der $d\mu$ -Werte der Kristallite mit Netzstrukturen für beide Probengruppen zeigt **Bild 7.20**.

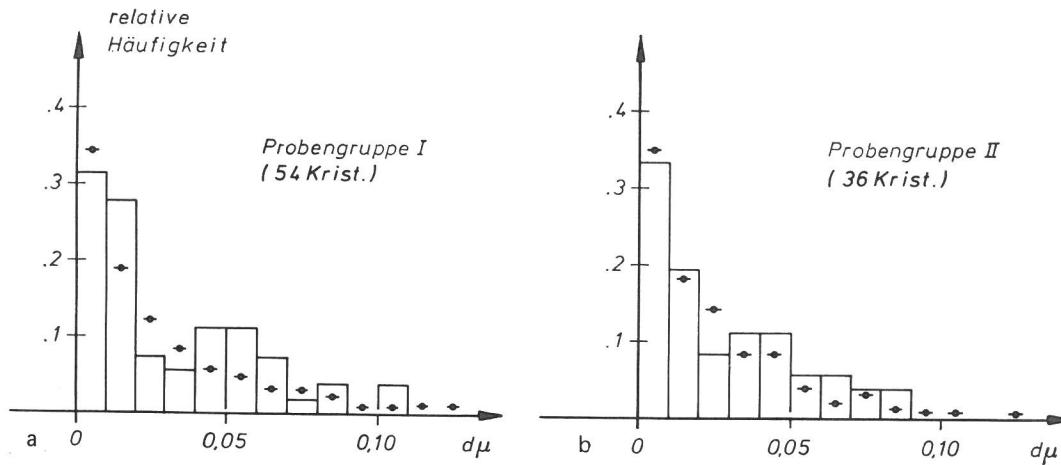


Bild 7.20
Häufigkeitsverteilungen der $d\mu$ für Kristallite mit Netzstrukturen
a) Probengruppe I
b) Probengruppe II

Zum Vergleich sind die $d\mu$ -Werte für alle Oberflächenkristalle der jeweils drei Proben mit \bullet eingezeichnet. In beiden Gruppen weisen jeweils mehr als 50 % aller Kristallite mit Netzstrukturen ein $d\mu \leq 0.02$ auf. Es besteht für beide Probengruppen gute Übereinstimmung zwischen den Verteilungskurven für Kristallite mit Netzstrukturen und denen für alle Oberflächenkristallite.

7.4.3 Zerrüttungsrisse

7.4.3.1 Erscheinungsformen

Bei Biege-Wechselbeanspruchung von Reinstaluminium werden an der Probenoberfläche sehr viele Risse gebildet.

Bevorzugter Ort der Rißbildung sind dabei die Korngrenzen. Erste Korngrenzrisse sind rastermikroskopisch bereits nach ca. 5.000 bis 10.000 Biegezyklen zu beobachten. Relativverschiebungen benachbarter Kristallite sind jedoch schon nach weniger als 1.000 Zyklen qualitativ erkennbar. Durch den Kanteneffekt (Intensitätserhöhung beim Abrastern einer Kante) werden Korngrenzen zwischen senkrecht zur Oberfläche verschobenen Kristalliten mit größerer Helligkeit abgebildet. Betrag und Richtung der Relativverschiebung können rastermikroskopisch nicht bestimmt werden, eventuell vorhandene Risse sind kleiner als das Auflösungsvermögen des REM.

Mit wachsender Zyklenzahl wächst die Zahl der erkennbaren Risse, ihre Breite nimmt meist zu. Es werden dabei sowohl isolierte Risse gebildet, die sich nur über ein oder zwei Kornpaare erstrecken, als auch Verbindungsrisse, die bereits vorhandene Risse verbinden.

Die Richtung der Rißsegmente (zwischen zwei Kristalliten) ist dabei meist regellos mit nur geringfügiger Bevorzugung der Probenquerrichtung (y). Die Richtung der Makrorisse, die durch Zusammenschluß vieler Einzelrisse entstehen, schließt jedoch mit der Probenquerrichtung meist nur kleine Winkel ein, ist also nahezu senkrecht zur Beanspruchungsrichtung (x) der Probe.

Beim Zusammenschluß der Einzelrisse ($N \approx 10.000 \dots$) zu Makrorissen ist gelegentlich auch transkristalliner Rißverlauf zu beobachten, jedoch ist der Anteil der interkristallinen Risse wesentlich größer.

Neben der Ausbreitung der Risse über die Probenoberfläche (in $\approx y$ -Richtung) läuft auch ein Tiefenwachstum ab. Risse, die in das Probeninnere fortgeschritten sind, zeigen eine zyklische Änderung des Abstands der Rißufer an der Probenoberfläche. Dieses „Atmen“ der Risse nimmt mit wachsender Tiefe des Risses zu und ist ein qualitatives Maß für die Rißtiefe. Eine Unterscheidung zwischen wachsenden und arretierten Rissen ist nur mit Hilfe der dynamischen Betrachtung möglich, d. h. durch Abbildung der Oberfläche mit TV-Scan während der zyklischen Beanspruchung.

Die Abbildung während der Beanspruchung gewährleistet auch eine genaue Ermittlung des Rißverlaufs über die Probenoberfläche, da die Rißöffnung in der Zugphase größer ist als bei ruhender Probe und außerdem einige Rißsegmente nur in der Zugphase sichtbar werden.

Bei der untersuchten Probenform sind meist zwei bis vier Risse vorhanden, die sich über die gesamte Probenbreite erstrecken (Hauptrisse) und weiter in die Tiefe hineinwachsen, während eine Vielzahl von isolierten Einzelrisse sowie über wenige Korngrenzen zusammenhängenden Rissen im weiteren Verlauf der Wechselverformung nicht mehr weiterwächst.

Die Hauptrisse sind meist nach 10^5 Zyklen schon bei kleiner Vergrößerung (ca. 200 x) gut erkennbar. Mit wachsender Rißtiefe nimmt die Beanspruchung der Kristallite unter der Oberfläche in der Umgebung der Rißfront zu, während die Beanspruchung rißnaher Oberflächenkristallite meist abnimmt. Diese Veränderungen der Beanspruchungsverhältnisse können zu erheblichen plastischen Verformungen der Kristallite im Innern der Probe führen, die selbst nicht direkt sichtbar werden, sondern nur indirekt erkennbar werden an starken Verwölbungen und Verschiebungen einzelner Kristallite, oft begleitet mit beträchtlichen lokalen Rißaufweitungen (Bild R 24).

Bei fortschreitendem Tiefenwachstum der Hauptrisse nimmt auch die Beanspruchungshöhe der kleineren Risse ab, so daß die meisten zum Stillstand kommen ($N \approx 2 \cdot 10^5$). Das Wachstumsverhalten der einzelnen (Haupt-)Risse wird mitbestimmt von den durch das Gefüge an den Rißspitzen (im Probeninneren) vorgegebenen Bedingungen, außerdem durch die tatsächlichen Beanspruchungen an den Rißspitzen, die durch die Verteilung der Risse in der Probe, deren Anzahl, Lage und Tiefe modifiziert werden.

7.4.3.2 Orientierungseinflüsse

Das starke Vorherrschen der Zerrüttungsrisse an den Korngrenzen deutet auf eine verminderte Zerrüttungsfestigkeit

der Korngrenzen hin. Ein Orientierungseinfluß auf die verminderte Widerstandsfähigkeit der einzelnen Korngrenzen gegen Reißbildung könnte dadurch hervorgerufen sein, daß durch die Mikroverformungen in den benachbarten Kristalliten an der Korngrenze Spannungen aufgebaut werden. Diese verformungsbedingten Spannungen überlagern sich den von außen aufgeprägten Lastspannungen und könnten, je nach Größe und Vorzeichen, zu einer frühzeitigen Reißbildung oder zu einer Verhinderung der Reißbildung an der Korngrenze führen.

Die verformungsbedingten Spannungen an der Korngrenze sollten abhängen von den Orientierungen der angrenzenden Kristallite zur Beanspruchung, vor allem aber von der Orientierung der Kristalle relativ zueinander.

Die Ermittlung von Orientierungsbeziehungen für die Reißbildungsneigung an den Korngrenzen polykristalliner Proben wird durch die folgenden Umstände erschwert oder verhindert:

1. Die Beanspruchungsverhältnisse an der Korngrenze werden durch die Lage der Korngrenze (Verlauf im Probeninneren) mitbestimmt. Die Korngrenzlage kann experimentell nicht ermittelt werden, so daß zwei (die beiden die Korngrenzenormalen-Richtung beschreibenden Winkel) der fünf zur Beschreibung der Korngrenze notwendigen Parameter unbekannt sind.
2. Für die einzelne Korngrenze sind bezüglich der Reißbildung nur unsichere Aussagen möglich, da ein Reiß (auch im REM) erst nach einer gewissen Wachstumsperiode sicher erkannt werden kann, wobei diese Verzögerung der Reißerkennbarkeit für die einzelnen Korngrenzen unterschiedlich sein kann.
3. Im Stadium der sicheren Reißerkennbarkeit (Spätstadium der Zerrüttung) werden aufgrund der durch die Zerrüttungsrisse modifizierten Spannungsverteilung in der Oberfläche einerseits orientierungsmäßig „starke“ Korngrenzen reißen können (Perforationseffekt), andererseits „schwache“ Korngrenzen (wegen Entlastung) nicht reißen.

Es erscheint aus diesen Gründen fraglich, ob statistisch abgesicherte Aussagen über Orientierungseinflüsse auf die Korngrenzen-Reißbildung aus reinen Oberflächenuntersuchungen polykristalliner Proben möglich sind.

Wesentlich aussagekräftiger für diese Fragestellung sollten Untersuchungen an Bikristallen sein.

7.5 Diskussion der Ergebnisse

7.5.1 Grenzen der Methodik

7.5.1.1 Genauigkeit der Orientierungsbestimmung

Die SA-ECP-Methode erlaubt eine Orientierungsbestimmung in Richtung der optischen Achse mit einer Genauigkeit von ca. $\pm 0,5^\circ$. Für die Berechnung der Achsorientierungen (X- und Y-Orientierung) geht zusätzlich die Meßgenauigkeit von Winkeln ein. Bei einer Meßgenauigkeit von je $\pm 0,5^\circ$ für Winkel im SA-ECP und für den Drehwinkel γ resultiert damit für die X- und Y-Orientierung ein maximaler Fehler von $\pm 2^\circ$. Werden systematische Fehler (Justage-Fehler der Bildröhre, Einbaufehler der Probe) mit ebenfalls ca. $\pm 2^\circ$ angesetzt, so ergibt sich eine Gesamtunsicherheit für X- und Y-Orientierung von ca. $\pm 4^\circ$.

7.5.1.2 Statistische Einflüsse auf die Kristallitverformungen

Die bei Wechselbeanspruchung beobachteten Kristallitverformungen werden in starkem Maß durch die Orientierung der Kristallite zur Beanspruchung geprägt, Modifizierungen des Verformungsverhaltens des individuellen Kristallits sind durch verschiedene Einflüsse möglich. Kristallite vergleichbarer Orientierung können an verschiedenen Stellen der einzelnen Probe oder in verschiedenen Proben ein unterschiedliches Verhalten zeigen, da die Beanspruchungshistorie durch die folgenden Einflußgrößen mitbestimmt werden kann:

1. Unterschiede in der Korngrößen- und Orientierungsverteilung (Textur) für verschiedene Proben oder Probenbereiche;
2. Verformungsverhalten der „inneren“ Kristallite, wobei die Tiefenausdehnung der Oberflächenkristallite und der Verlauf der Korngrenzen unter der Oberfläche von Bedeutung sein können;
3. plastische Verformungen einzelner Kristallite während der Wechselbeanspruchung, wodurch sich die tatsächliche Beanspruchung des individuellen Kristallits nach Betrag und Richtung ändert;
4. Zerrüttungsreißbildung und -wachstum, wodurch die Oberflächenbeanspruchung, insbesondere für Kristallite in unmittelbarer Reißnähe, vermindert wird.

Beim Vergleich von Kristalliten verschiedener Proben sind weitere Quellen statistischer Einflüsse:

5. Lokale Abweichung von der Nenndeckung, bewirkt durch Formfehler der einzelnen Probe;
6. unterschiedliche Dehnungsamplitude für verschiedene Proben.

7.5.1.3 Aussagegehalt von REM-Bildern

Das REM hat gegenüber dem Lichtmikroskop Vorteile bezüglich Ortsauflösung und Schärfentiefe der Abbildung. Diese werden insbesondere bei der Abbildung von rauen oder zerklüfteten Oberflächen deutlich; wegen der vielfältigen Möglichkeiten der elektronischen Signalbeeinflussung ist die Abbildung auch von Flächen stark unterschiedlicher Neigung möglich.

Der Kontrast der Abbildung von geneigten Flächen hängt jedoch empfindlich von der Lage der Fläche relativ zum Detektorsystem ab – eine im Bild hell erscheinende Gleitstufe kann nach Drehung um 180° dunkel erscheinen. Die Erkennbarkeit von ersten Abgleitungen, die im REM-Bild i. a. nur schwache Kontraste liefern, wird dadurch eingeschränkt. Die Erkennbarkeit erster Gleitstufen (Gleitstufen) ist im REM-Bild schlechter als im lichtmikroskopischen Bild.

Ein Vorteil des REM-Bildes, insbesondere für die Erkennung von Rissen oder rißverdächtigen Stellen, ist der „Kanteneffekt“, bewirkt durch die erhöhte Sekundärelektronenemission an erhabenen Kanten. Dadurch können Risse im Gefüge erkennbar werden schon bevor bei senkrechter Betrachtung eine Reißöffnung sichtbar wird.

7.5.2 Einfluß des Schmidfaktors

In (7.3.2) wurden Aussagen über die durch Wechselbeanspruchung primär plastisch verformten Kristallite gewonnen. Dazu wurde die Anzahl der Kristallite mit plastischen Verformungsspuren in jeder Belastungspause bestimmt, außerdem der Mittelwert der Schmidfaktoren der jeweils im vorgegangenen Belastungsintervall erstmals plastisch verformten Kristallite.

Beide Bestimmungsgrößen sind mit einer relativ großen Unsicherheit behaftet, so daß die Aussagen in Abschn. 7.3.2 (Bild 7.7 und Bild 7.8) nur tendenziellen Charakter haben. Die Unsicherheit resultiert aus zwei Tatsachen:

1. Das REM ist für das Auffinden erster Verformungsspuren nicht optimal, da geringfügige Abgleitungen nur sehr schwache Kontraste liefern, so daß Abgleitungen erst nach Überschreiten einer „Kontrastschwelle“ sicher erkannt werden können, die für unterschiedliche Ausrichtung der Gleitstufen zum Detektorsystem unterschiedlich ist.
2. Wegen der mechanischen „Empfindlichkeit“ der Proben kann nicht ausgeschlossen werden, daß die Proben schon vor dem Start der Wechselbeanspruchung (statische) Verformungen aufweisen, die im REM-Bild noch nicht sichtbar waren. Erste im REM erkennbare Kristallitverformungen können daher teilweise die Folge einer kombinierten (statischen und zyklischen) Beanspruchung sein.

Wichtig ist die Aussage (7.3.2), die aus dem Vergleich der Schmidfaktoren sehr stark und sehr schwach verformter Kristallite folgt. $\bar{\mu}_{st}$ ist für alle Proben deutlich größer als der Mittelwert der Schmidfaktoren aller Kristallite $\bar{\mu}_{pr}$ der jeweiligen Probe, $\bar{\mu}_{sch}$ ist deutlich kleiner als $\bar{\mu}_{pr}$. Die Werte $\bar{\mu}_{sch}$ differieren für die einzelnen Proben etwas stärker, da insbesondere kleine Schmidfaktoren ($\mu \lesssim 0.4$) sehr selten sind (s. Bild 2.4) und bei den verschiedenen Proben mit unterschiedlicher Häufigkeit auftreten (Bild 7.3 und 7.6).

Die Unterschiede sind zwar deutlich, gemessen an dem Variationsbereich der Schmidfaktoren ($\approx 90\%$ aller Werte $0.4 < \mu < 0.5$), bedeuten aber für die Schubspannungen nur relativ geringe Unterschiede. Diese kleinen Unterschiede des Schmidfaktors (ca. 10% niedriger als $\bar{\mu}_{pr}$) bewirken, daß sehr deutliche Unterschiede in der Entwicklung der Verformungstopografie durch Wechselbeanspruchung auftreten. Insbesondere für Kristallite mit sehr kleinem Schmidfaktor (z. B. Bild R 9) ist in den meisten Fällen zu beobachten, daß während des gesamten Zerrüttungsversuchs praktisch keine rastermikroskopisch erkennbaren Abgleitungen auftreten. Die Mittelwerte der Schmidfaktoren sind wegen der Verformungsbedingten Änderungen der individuellen Beanspruchungsrichtung (BR) für den einzelnen Kristalliten (s. auch 7.3.1) mit einer Unsicherheit behaftet. Die tatsächlichen Schmidfaktoren, die für die – nicht bekannte – Ist-BR zu berechnen wären, können von den stets für Nenn-BR (= x-Achse) berechneten Werten in unterschiedlicher Weise abweichen. Eine Abschätzung der Schwankungen der Ist-BR ist aber aus dem Vergleich der Schmidfaktoren für stark und schwach verformte Kristallite nicht möglich, da der Zusammenhang zwischen Orientierungsänderung und Änderung des Schmidfaktors (s. Bild 2.2) nicht eindeutig ist.

7.5.3 Zerrüttungstypische Deformationen

7.5.3.1 Extrusions und Intrusions

Für die Bildung von Gleitbandextrusions und -intrusions, die nur bei Wechselverformung beobachtet werden, wurden mehrere verschiedene Modelle vorgeschlagen, die z. B. bei Forsyth [51] diskutiert werden. In Übereinstimmung mit Forsyth sprechen die hier an 99,999%-Al beobachteten Erscheinungsformen der Extrusions für einen Bildungsmechanismus, der auf Abgleitungen in nur einer Gleitebene beruht. Für Abgleitungen in verschiedenen Gleitebenen, wie z. B. im Modell von Cottrell und Hull [52] vorausgesetzt, konnten keine Hinweise gefunden werden. Ex- und Intrusions werden hier stets in einer Gleitebenenschar beobachtet, oft in mehr oder weniger regelmäßigem Wechsel.

Die X-Orientierungen der Kristallite mit Extrusions liegen im mittleren Bereich des Grunddreiecks gleichmäßig verteilt, als Grenze kann ein Abstand von ca. 15° von [001] und ca. $20 \dots 25^\circ$ von [111] angegeben werden. Ein Kriterium für das Auftreten von Extrusions scheint ein hoher Schmidfaktor zu sein, ca. 40% der 70 Kristallite (Gruppe I und II zusammengefaßt) weisen ein $\mu \geq 0.49$ auf, nur ca. 10% ein $\mu < 0.46$. Die Orientierung für Einfachgleitung, d. h. $\Delta\mu > 0$, scheint dagegen *nicht* notwendig zu sein; in der näheren Umgebung des Tripelpunktes T (Bild 2.8) ist keine Häufung der Orientierungen festzustellen. Außerdem sind relativ viel Kristallite an der Berandung des Grunddreiecks vorhanden mit kleinem $\Delta\mu$. Für vier Kristallite erfolgte Extrusionsbildung sogar im Gleitsystem mit dem zweithöchsten Orientierungsfaktor ($\Delta\mu < 0$).

Betrachtet man die Extrusionsbildung als ein Ergebnis von Wechselabgleitung in *einer* Gleitebene, so scheint der dadurch veränderte Gefügestand, bzw. die in den Gleitebenen erzeugte Versetzungskonfiguration die Abgleitung in anderen Ebenen mit ähnlich hohem Orientierungsfaktor zu verhindern. Das sehr selten beobachtete „Schneiden“ von Extrusions in zwei Gleitebenen könnte dann erklärt werden als Folge einer starken verformungsbedingten Änderung der Beanspruchungsrichtung, für die dann die entsprechenden Gleitsysteme ihre Rangfolge deutlich vertauschen. Diese Vertauschung der Rangfolge wäre bei einer Änderung der individuellen Beanspruchungsrichtung (BR) um $\lesssim 15^\circ$ gegeben. Bei Annahme einer Schwankung der individuellen BR um bis zu 15° um die Nenn-BR wären die in Bild 7.9 jeweils auf Nenn-BR bezogenen Kristallitorientierungen um jeweils bis zu 15° zu korrigieren, wodurch die Kristallitorientierung dann auf die Ist-BR bezogen werden würde. Die Orientierungsverteilung der Kristallite, bezogen auf die individuelle BR, könnte dann durchaus eine starke Häufung in der Mitte des Grunddreiecks aufweisen. Die in Bild 7.9 dargestellte Verteilung stünde dann mit der Existenz eines scharfen Orientierungs-Kriteriums für Extrusion/Intrusion-Bildung (Orientierung zur Beanspruchung in der Mitte des Grunddreiecks \sim großes μ , großes $d\mu$) nicht im Widerspruch.

7.5.3.2 Netzstrukturen

Der Wechselverformungstyp „Netzstrukturen“ wird nur an Kristallen beobachtet, deren X-Orientierung in der Nähe von $\langle 001 \rangle$ liegt. Bei Gruppe I (Gruppe II) haben nur 3 (5) von 54 (36) Kristalliten einen Abstand von mehr als 15° von [001]. Für eine Orientierungsverteilung dieser Art ergibt sich zwangsläufig eine Verteilung der Schmidfaktoren mit

einem Maximum im Bereich 0.46 . . . 0.47 und eine $\Delta\mu$ -Verteilung mit starker Bevorzugung sehr kleiner Werte. (Ähnliche Verteilungen würden auch für Orientierungsverteilungen in der Umgebung [011] auftreten.)

Ein Kriterium für die Ausbildung von Netzstrukturen ist eine X-Orientierung in der Nähe von [001]. Die Lage der Gleitelemente für einen Kristall, der sowohl bezüglich x als auch bezüglich z $\langle 001 \rangle$ orientiert ist, zeigt Bild 7.21.

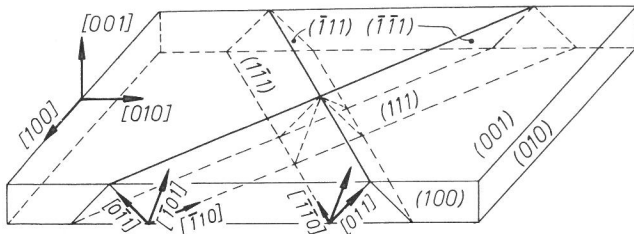


Bild 7.21
Lage der Gleitelemente für einen kfz-Kristall der Orientierung (010) [001]

Je zwei der vier Oktaeder-Ebenen schneiden sich in der Oberfläche (xy-Ebene = (001)), die Schnittlinien der beiden Ebenenpaare bilden in der Oberfläche einen rechten Winkel, der symmetrisch zur x-Richtung liegt. Es treten als mögliche Gleitlinienwinkel nur zwei Werte auf, $+45^\circ$ und -45° .

In jeder der vier Oktaeder-Ebenen beträgt der Orientierungsfaktor für jeweils zwei der drei Gleitrichtungen $\mu_{001} = 0.408$, so daß acht der 12 Gleitebenen gleichberechtigt sind.

Die Betätigung mehrerer Gleitsysteme ist daher für Kristallite dieser Orientierung verständlich, die Netzstrukturen sind als Ergebnis von Wechselableitungen in verschiedenen Gleitsystemen aufzufassen. Da das Erscheinungsbild der Netzstrukturen deutlich anders ist als das bei (gelegentlich beobachteter) Extrusionsbildung in verschiedenen Gleitebenen ist zu vermuten, daß bei der Entstehung der Netzstrukturen Ableitungen in allen vier Ebenen beteiligt sein dürften.

Für Orientierungen in der Nähe von [001] ändern sich die Schubspannungsverhältnisse in den Gleitebenen dergestalt, daß der Orientierungsfaktor in zwei Gleitebenen anwächst, in den anderen beiden abnimmt. Häufig führen die beiden Gleitsysteme mit den größten Orientierungsfaktoren zu Gleitwinkeln mit gleichem Vorzeichen, so daß die beobachteten Gleitspuren dann nur durch Abgleitung auch in der Ebene mit dem drittgrößten Orientierungsfaktor erklärt werden können.

Gut ausgeprägte Netzstrukturen mit sich senkrecht schneidenden Gleitspuren unter $+45^\circ$ und -45° zur Beanspruchungsrichtung sind für Kristallite zu erwarten, die sowohl in x- als auch in z-Richtung $\langle 001 \rangle$ orientiert sind.

Die beobachtete Streuung der Kristallite mit Netzstrukturen um bis zu 15° (für [X]) um [001] könnte wiederum eine Folge der Schwankungen der individuellen Beanspruchungsrichtung (BR) um die Nenn-BR dergestalt sein, daß bezüglich der Nenn-BR fehlorientierte Kristallite bezüglich der tatsächlichen BR [001] orientiert sind. Bei Existenz eines scharfen Orientierungskriteriums für das Auftreten für Netzstrukturen könnte aus den Verteilungen in Bild 7.15 eine Schwankung der individuellen BR von bis zu ca. 20° um die Nenn-BR (= x-Achse) angegeben werden. Mit dieser

Annahme stünde auch im Einklang, daß viele Kristallite vorhanden sind – insbesondere bei Probe 71 und 63 (vgl. Bild 7.1 und 7.4) –, die das Orientierungskriterium (bezüglich der Nenn-BR!) erfüllen, aber keine Netzstrukturen aufweisen.

Die hier beobachtete strenge Periodizität gut ausgeprägter Netzstrukturen kann hier nicht erklärt werden. Es wäre denkbar, daß Netzstrukturen eine an der Oberfläche sichtbare Auswirkung der Versetzungszellstruktur darstellen. Diese zerrüttungstypische Zellstruktur wird in Metallen großer Stapelfehlerenergie nach Wechselverformung mit hohen Amplituden beobachtet. In der Literatur konnte jedoch kein Hinweis auf eine Periodizität in zwei Richtungen, wie sie hier bei Netzstrukturen auftritt, gefunden werden.

7.5.3.3 Zerrüttungsrisse

Das Problem der Früherkennung von Zerrüttungsrisen – insbesondere an glatten Proben – ist eng mit der Ortsauflösung der Erkennungsmethode verknüpft. Im REM können Zerrüttungsrisse wegen der besseren Ortsauflösung (auch wegen des Kanteneffektes) früher erkannt werden als im Lichtmikroskop. Je besser aber die Ortsauflösung, um so größer wird die Bedeutung der Rißdefinition. Ob ein Gefügedetail, das nach topografischem Erscheinungsbild als Riß zu werten ist (z. B. Gleitband – Intrusions), auch für den Ablauf der Schädigungsvorgänge den Charakter eines Risses hat, kann erst aus seiner Weiterentwicklung mit wachsender Zyklenzahl beurteilt werden.

Für das Probenmaterial 99,999 % Al treten Risse bevorzugt an Korngrenzen auf; die Hauptrisse verlaufen überwiegend entlang Korngrenzen. Es sind jedoch auch gelegentlich Rißsegmente vorhanden entlang Gleitbandintrusions, wodurch der rißgefährdete Gefügestand der Gleitbänder angedeutet wird. Die Bedeutung der Intrusions für die Bildung von Zerrüttungsrisen und deren Wachstum ist für 99,999 % Al jedoch gering. Offenbar weisen die Korngrenzen eine wesentlich geringere „Zerrüttungsfestigkeit“ auf als die Gleitbänder. Die Vielzahl der an der Probenoberfläche gebildeten Korngrenzen-Risse läßt den Schluß zu, daß die ersten Risse noch keine nennenswerte Verminderung der Oberflächenbeanspruchung bewirken, so daß mit wachsender Zyklenzahl weiterhin neue Risse gebildet werden können. Das Tiefenwachstum der Hauptrisse führt jedoch zu einer Entlastung der Probenoberfläche, so daß die plastischen Verformungen in den Oberflächenkristalliten zum Stillstand kommen und eine Gleitbandrißbildung i. a. unterdrückt wird.

Orientierungseinflüsse auf die Korngrenzen-Rißbildung werden durch Unkenntnis der Korngrenzenlage, durch z. T. späte oder unsichere Rißerkennbarkeit und durch verformungsbedingte Spannungsumlagerungen (s. 7.4.3.2) verschleiert.

Ein scharfes Orientierungskriterium für die Rißbildungsneigung an Korngrenzen sollte jedoch nur an wenigen – dieses Kriterium erfüllenden – Korngrenzen zur Rißbildung führen. Die Vielzahl der beobachteten Risse an der Oberfläche erscheint mit der Existenz eines solchen Kriteriums nicht vereinbar.

7.5.4 Einfluß von Umgebungsatmosphäre und Beanspruchungspausen

Die Umgebungsatmosphäre hat für wechselbeanspruchte Proben oft einen gravierenden Einfluß; die Bruchlastspielzahl kann in Laborluft um eine Größenordnung kleiner sein

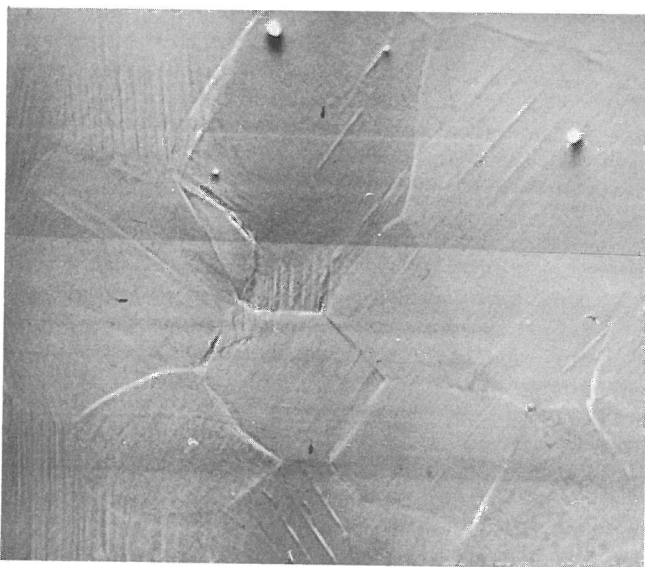
als im Hochvakuum (z. B. [54]). Diese Verminderung ist jedoch vorwiegend einer Verkürzung der Riwachstumsphase zuzuschreiben.

Für Probe 74, die ohne Belastungspausen an Luft bis $N = 15.000$ wechselverformt wurde, treten die zerrtungstypischen Verformungsdetails (Ex- und Intrusions, Netzstrukturen, Korngrenzenrisse) in vergleichbarer Weise auf wie für die Proben der Gruppe I. Für die beiden erstgenannten Details sind bezüglich der Orientierungsverteilung (Bild 7.7 und Bild 7.10) keine Unterschiede im Vergleich mit denen der Probengruppe I festzustellen.

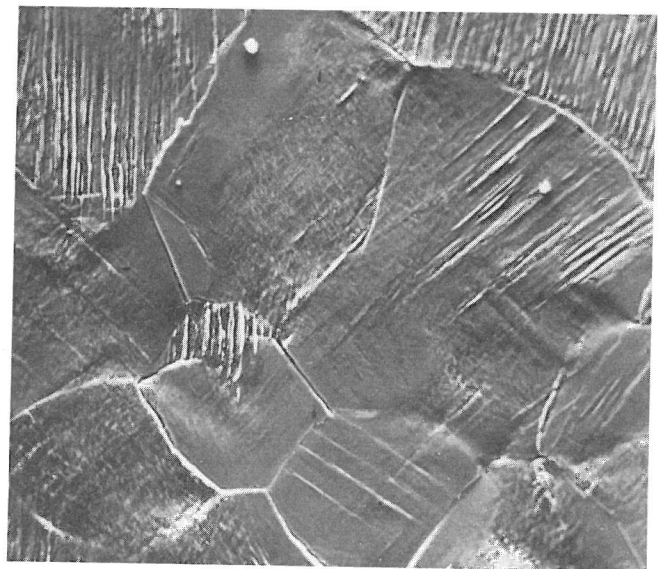
Die Unterbrechungen der Wechselbeanspruchung bei den Proben der Gruppe I (und bei Probe 73) im Anfangsstadium der Zerrtung sollten prinzipiell, aufgrund der in den Pausen erfolgenden Erholung, eine Verzögerung des Ablaufs der

Zerrtungsvorgnge zur Folge haben. Diese Verzögerung ist vermutlich sehr gering und dürfte in Anbetracht des statistischen Charakters der Zerrtungsvorgnge und der differierenden Korngrößen- und Orientierungsverteilungen der Proben nur mit sehr großen Probenzahlen nachweisbar sein.

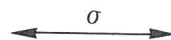
Auf das Auftreten der zerrtungstypischen Verformungen haben die Belastungspausen keinen nachweisbaren Einfluß. Für Extrusions und Netzstrukturen ergeben sich im Rahmen der Streuung für die Proben 63 und 74 die gleichen Orientierungsverteilungen (Bild 7.7 und Bild 7.10) wie für die Proben der Gruppe I, Zerrtungsrisse treten in beiden Fällen vorwiegend an Korngrenzen auf. Dadurch wird die Annahme gerechtfertigt, daß weder die Belastungspausen noch die Änderung der Umgebungsatmosphäre (Luft-Vakuum) einen nennenswerten Einfluß auf das Verformungsverhalten der einzelnen Kristallite haben.



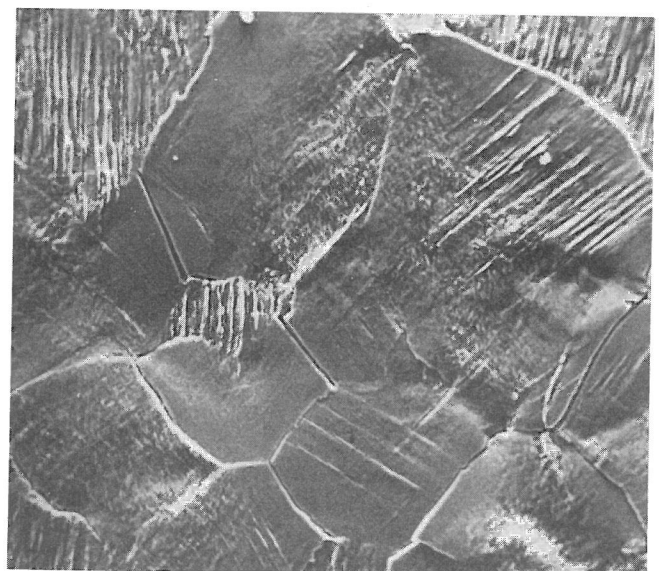
$N = 500$



$N = 14.000$



$N = 1.500$



$N = 178.000$

0,5 mm

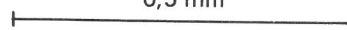
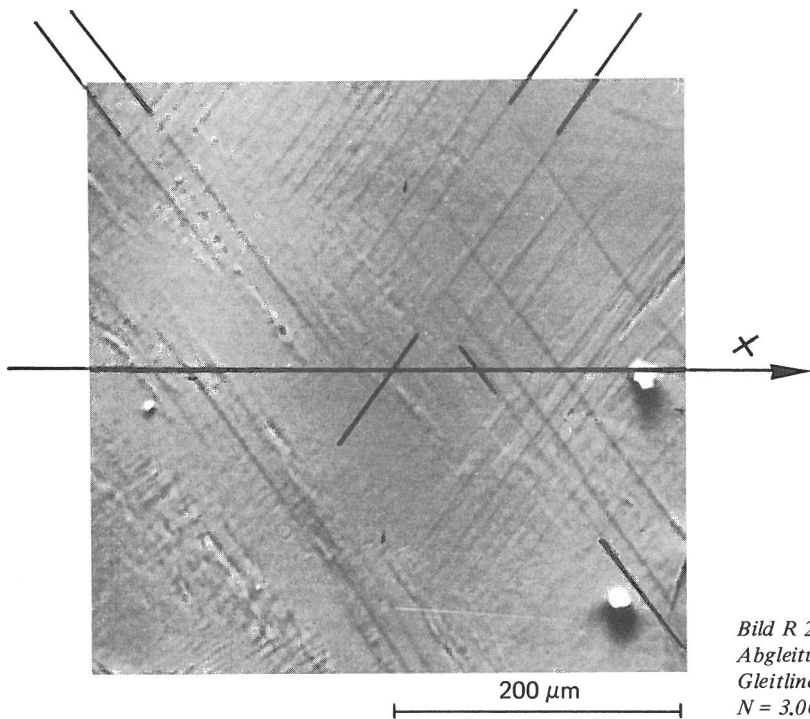


Bild R 1

Entwicklung der Oberflächen-Deformationen bei Wechselbiegung mit wachsender Zyklenzahl



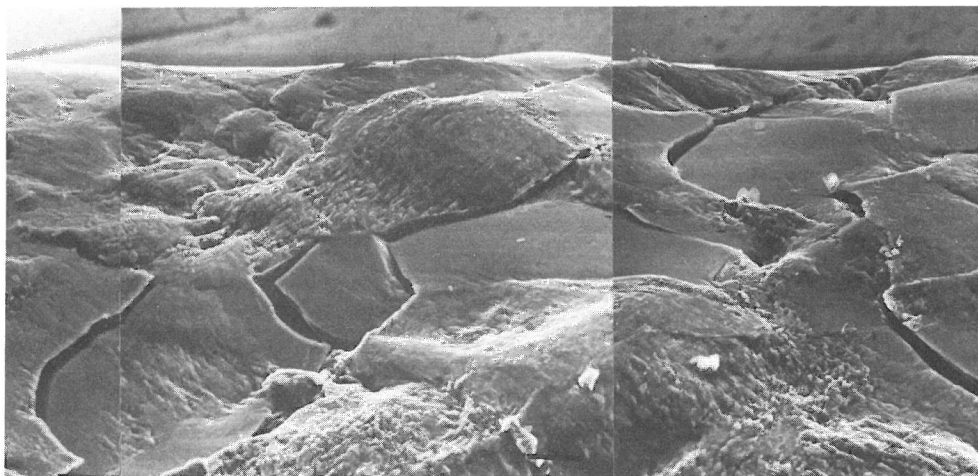
	111	$\bar{1}\bar{1}1$	$1\bar{1}\bar{1}$	$\bar{1}\bar{1}\bar{1}$
μ	.419	.473	.322	.456
φ	-59°	$+52^\circ$	$+26^\circ$	-50°

μ : Orientierungsfaktor

φ : Gleitlinienwinkel gegen x

Bild R 2

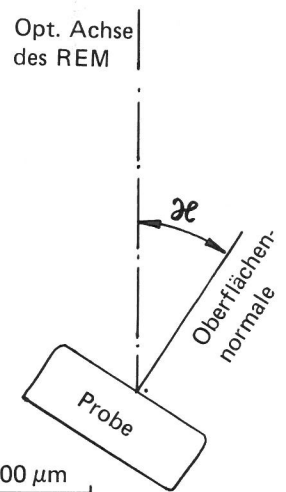
Abgleitungen in zwei Gleitsystemen, mit Angabe der möglichen Gleitlinienwinkel und der dazugehörigen Orientierungsfaktoren
 $N = 3.000$



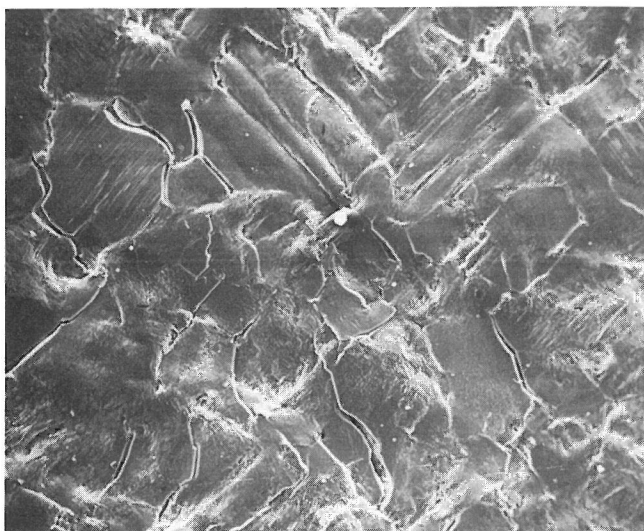
$\kappa = 45^\circ$

Bild R 3

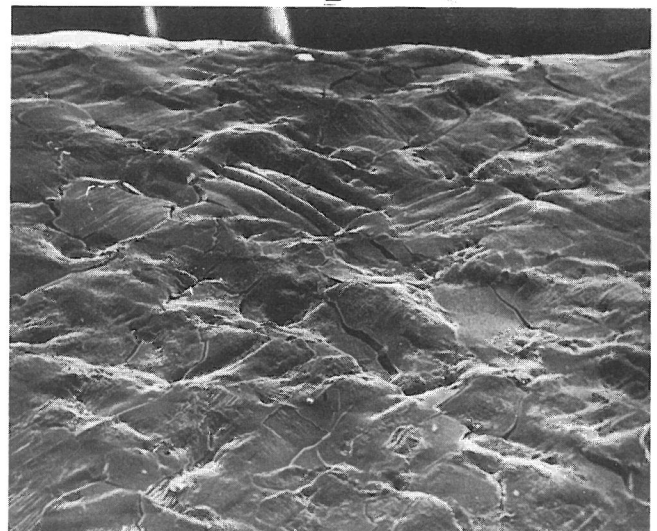
Oberfläche einer zerrütteten Probe bei Betrachtung unter $\kappa = 45^\circ$



Definition des Kippwinkels κ



$\kappa = 0^\circ$



$\kappa = 60^\circ$

Bild R 4

Oberflächen-Ausschnitt einer zerrütteten Probe bei verschiedenen Betrachtungswinkeln κ

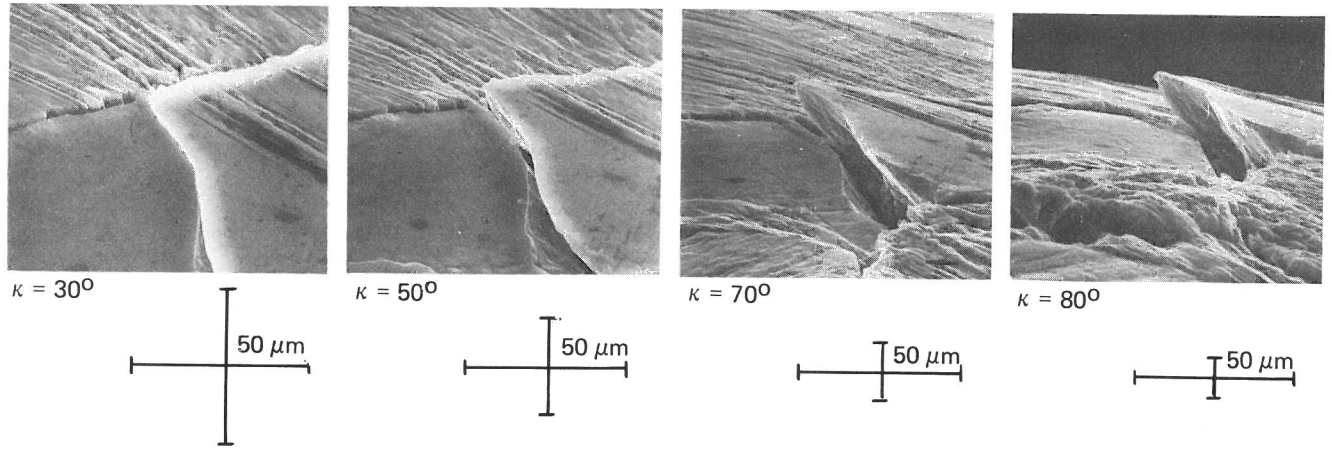


Bild R 5
 Relativverschiebung eines Kristallits senkrecht zur Probenoberfläche bei verschiedenen Betrachtungswinkeln κ

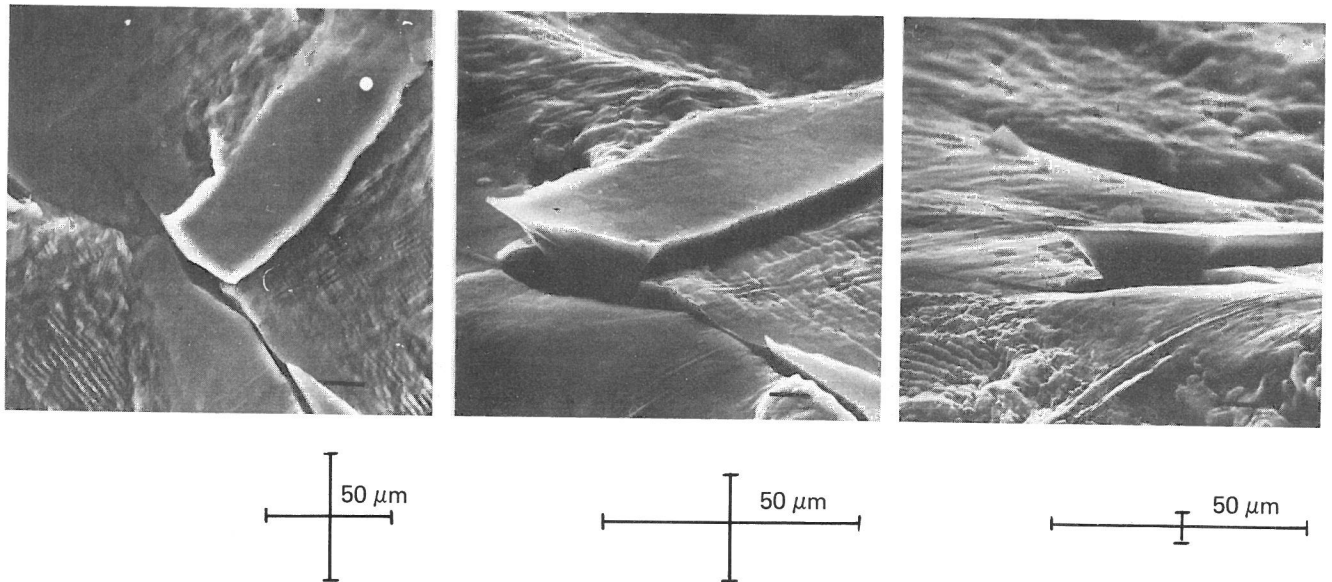


Bild R 6
 Aus der Oberfläche nahezu herausgelöster Kristallit, abgebildet bei verschiedenen Betrachtungswinkeln

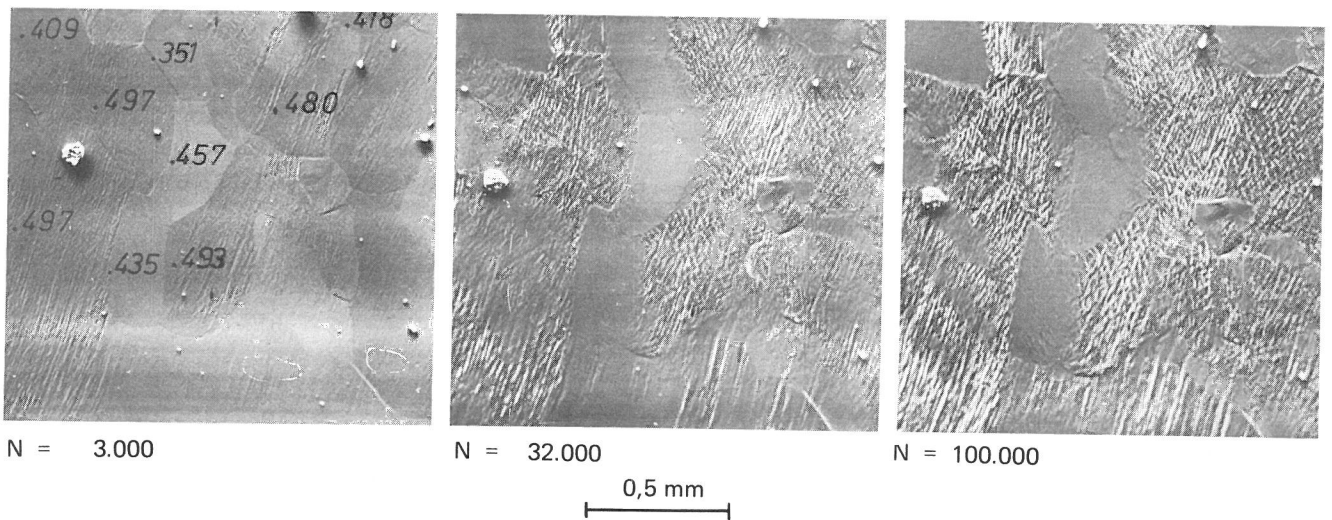


Bild R 7
 Verformungsbild mehrerer Kristallite nach verschiedenen Zyklenzahlen, mit Angabe der Schmidfaktoren (links)

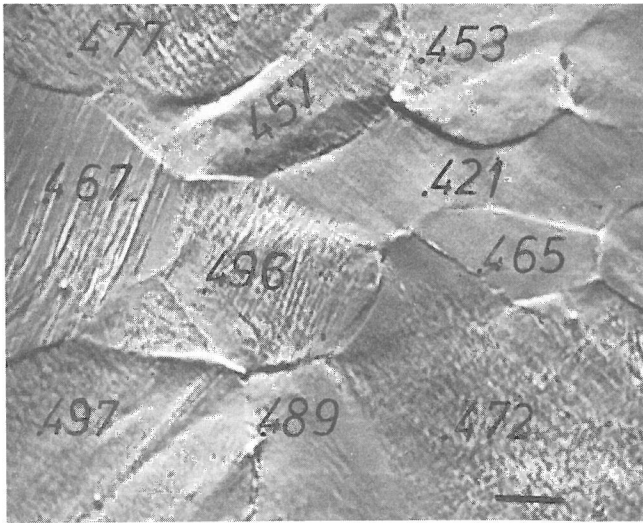


Bild R 8
 Verformungsbild nach ca. 12.000 Zyklen mit eingetragenen Orientierungsfaktoren; schwach verformte Kristallite mit hohem Orientierungsfaktor

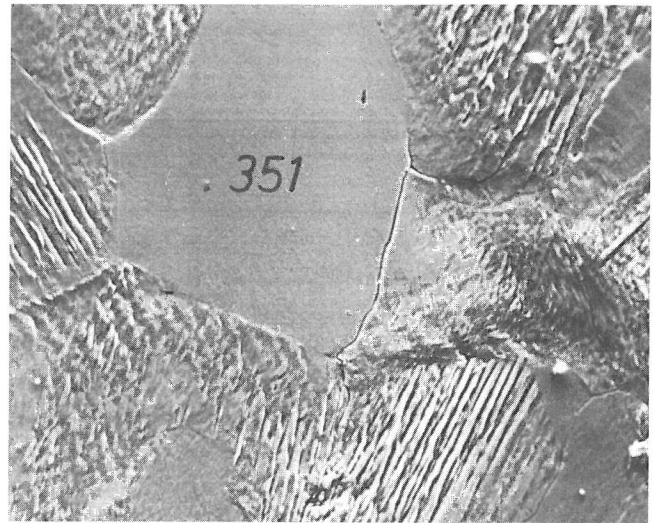
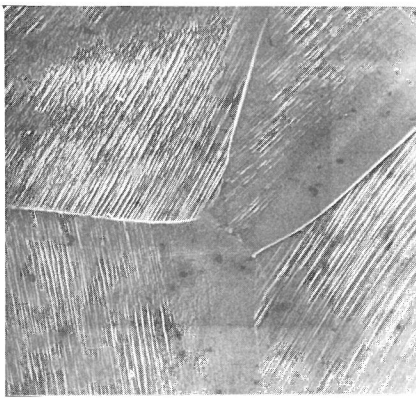
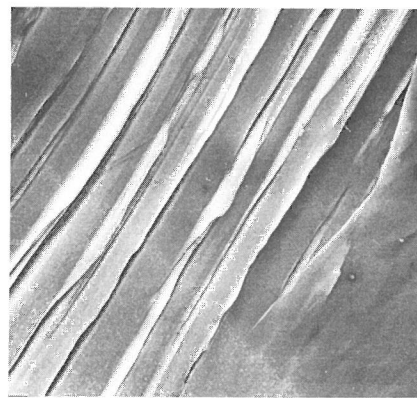


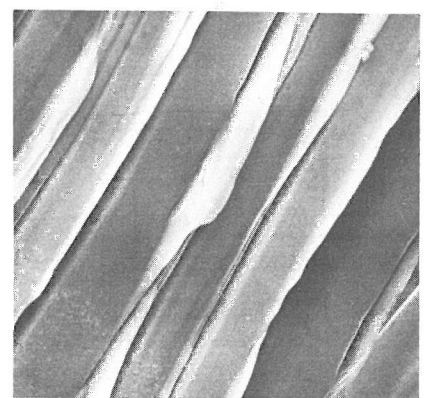
Bild R 9
 Verformungsbild im Endstadium der Zerrüttung ($N \approx 3 \cdot 10^5$), nahezu unverformter Kristallit mit kleinem Schmidfaktor



100 μm

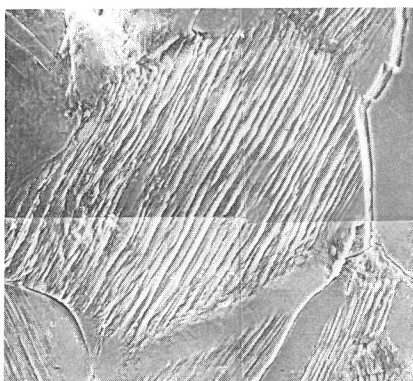


20 μm



10 μm

Bild R 10
 Erscheinungsform der Gleitbandextrusion und -intrusion bei verschiedenen Vergrößerungen ($N \approx 5 \cdot 10^5$)



200 μm

Bild R 11 bis R 14
 Verschiedenartige Ausbildung von Gleitbandextrusions und -intrusions, $N > 3 \cdot 10^5$

Bild R 11

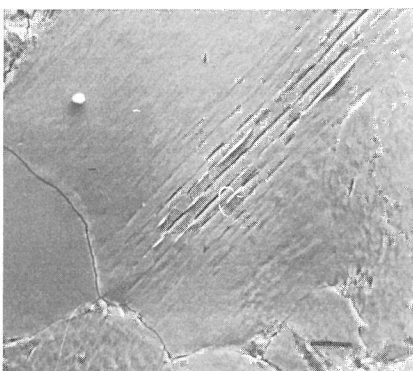


Bild R 12

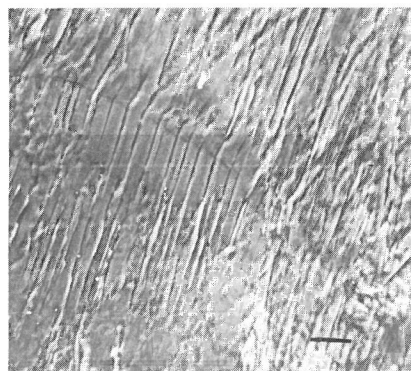


Bild R 13 200 μm

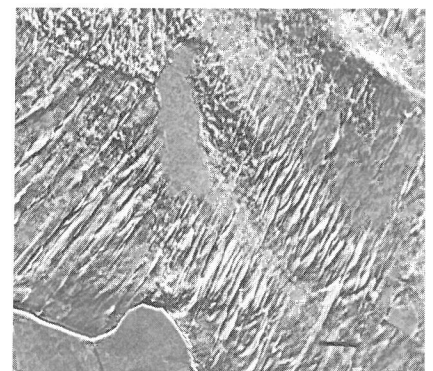
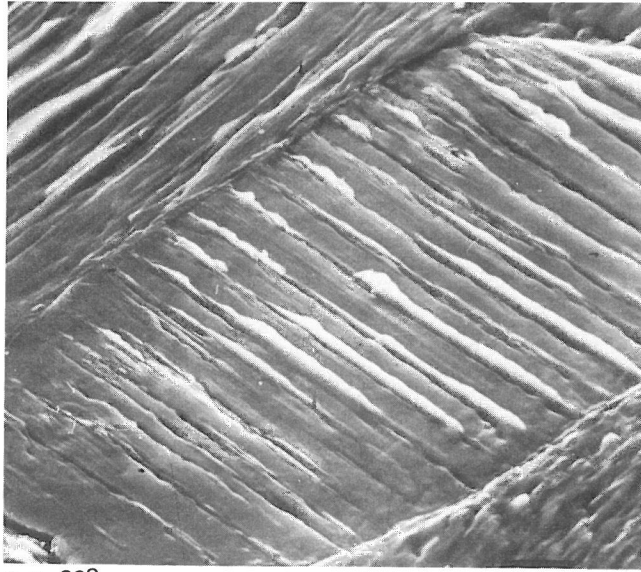
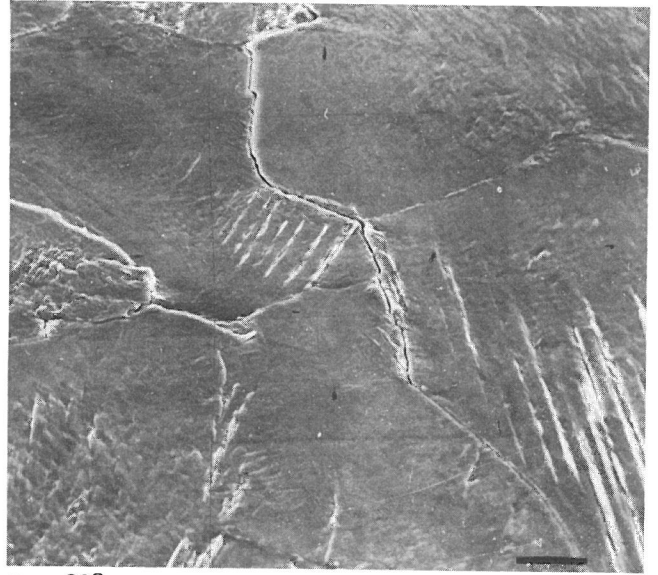
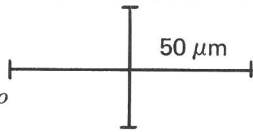


Bild R 14



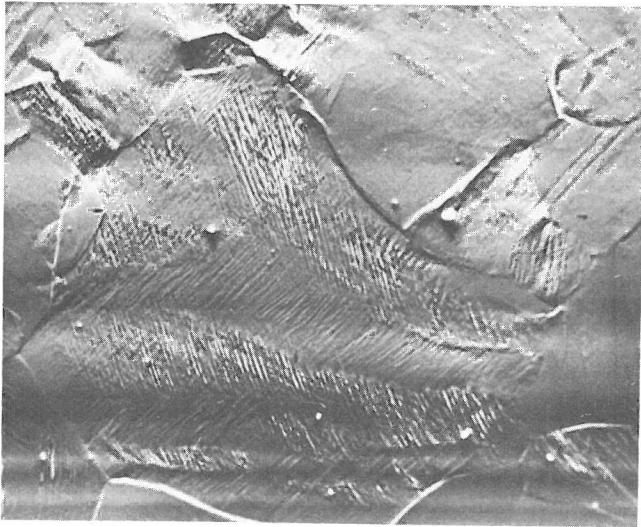
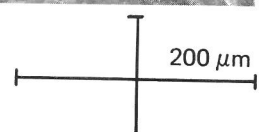
$\kappa = 60^\circ$

Bild R 15
Abbildung von Gleitbandextrusions
und -intrusions bei Einstrahlwinkel 60°



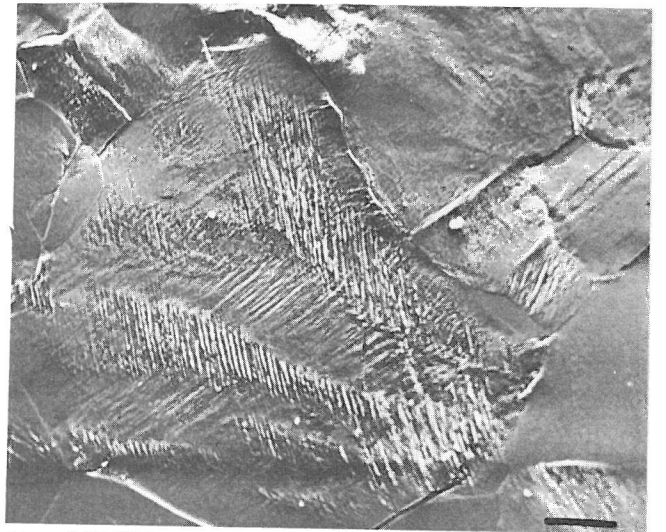
$\kappa = 60^\circ$

Bild R 16
Gleitbandextrusions und -intrusions
in begrenzten Kristallitbereichen

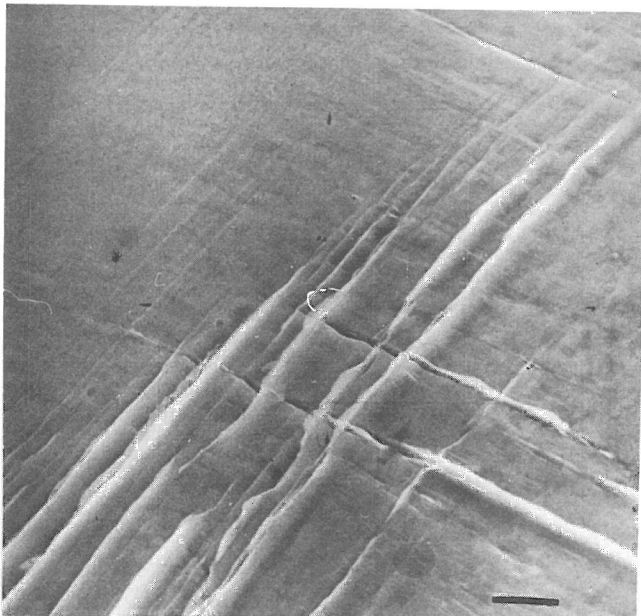
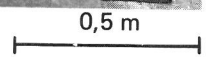


$N = 11.500$

Bild R 17
Großer Kristallit mit streifiger Verteilung von Extrusions, „Fischgrätmuster“



$N = 125.000$



$\kappa = 30^\circ$

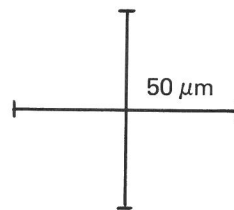
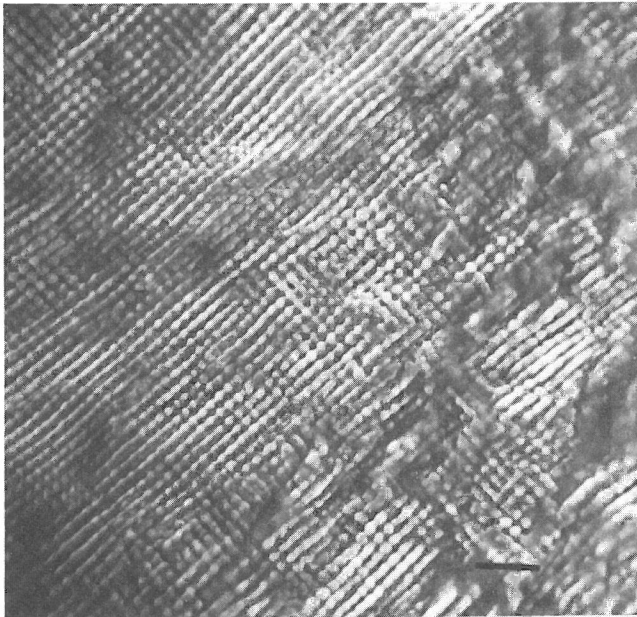
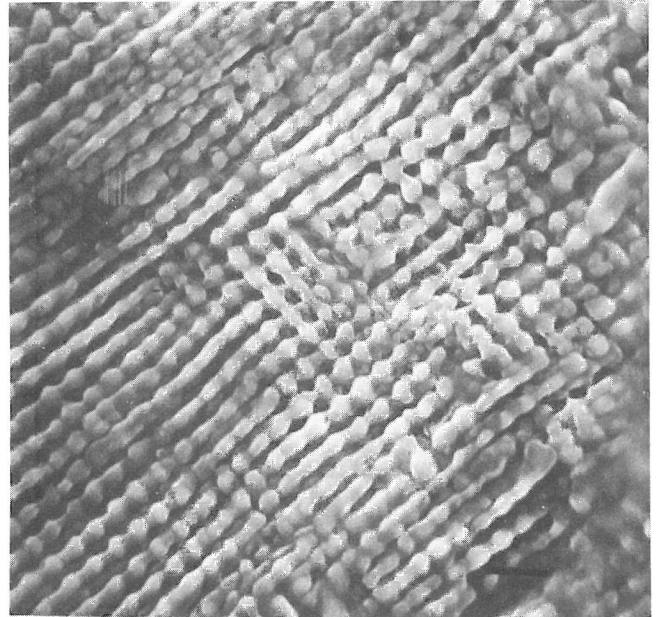


Bild R 18
Extrusionsbildung in zwei sich schneidenden Gleitebenen



100 μm
50 μm



25 μm
10 μm

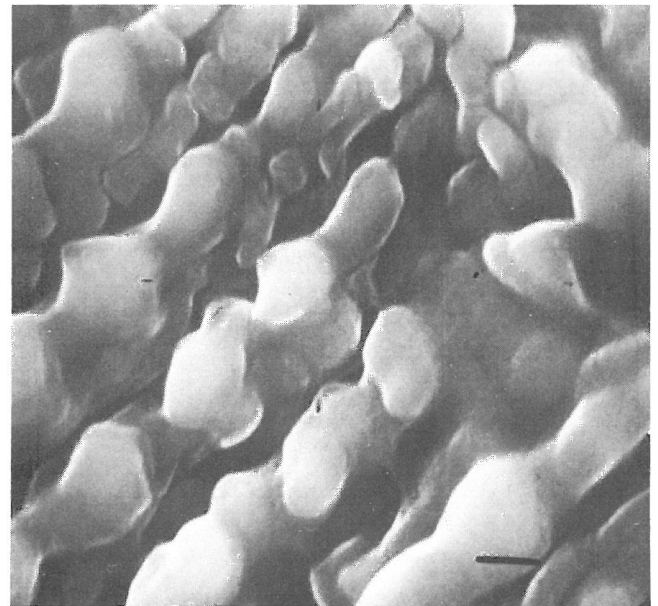
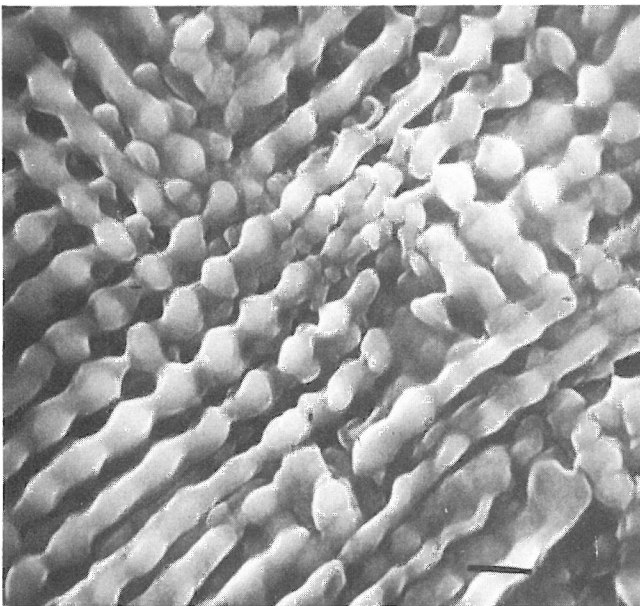


Bild R 19
Erscheinungsform der Netzstrukturen bei verschiedenen Vergrößerungen

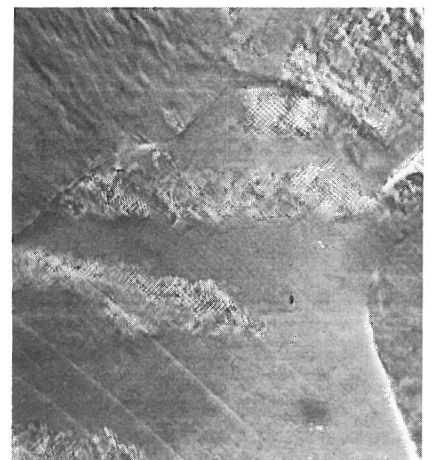
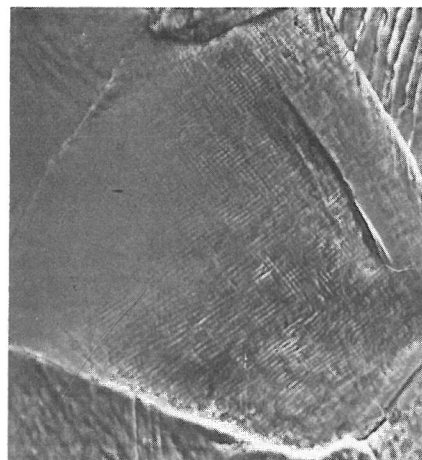


Bild R 20
Unterschiedliche Dichte und Ausprägung der Netzstrukturen in verschiedenen Kristalliten

200 μm

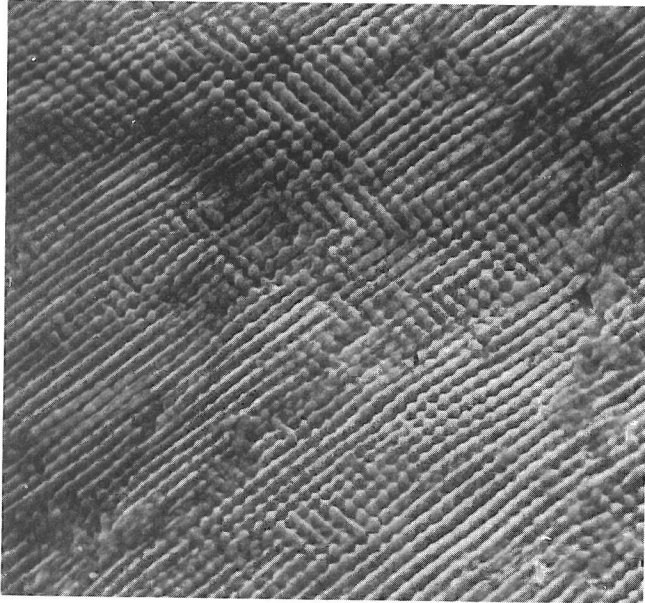


Bild R 21
Lokales Vorherrschen einer Stegichtung

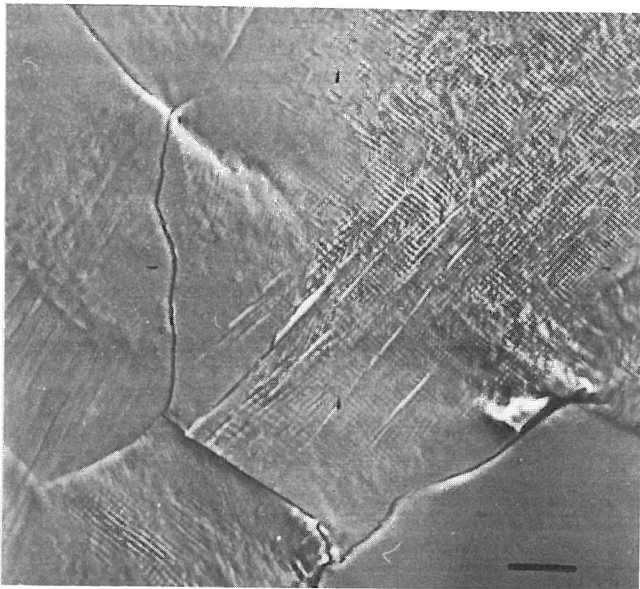
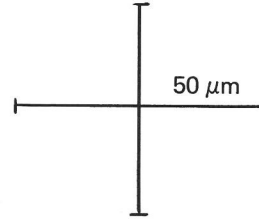
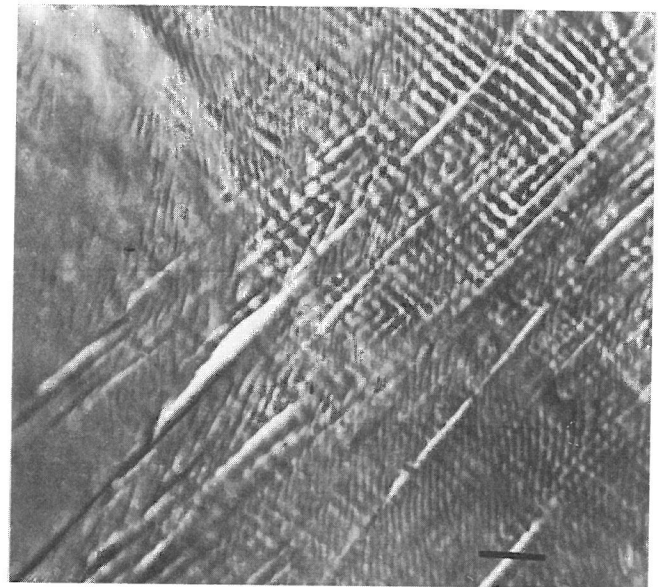


Bild R 22
Verschiedenartige Deformationsstrukturen in einem Kristallit

100 μm



50 μm

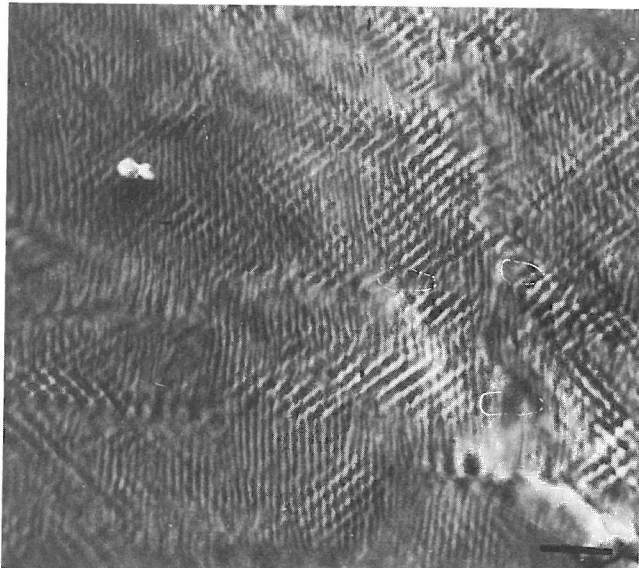


Bild R 23
Lokale Aufspaltung der Netzstrukturen

50 μm

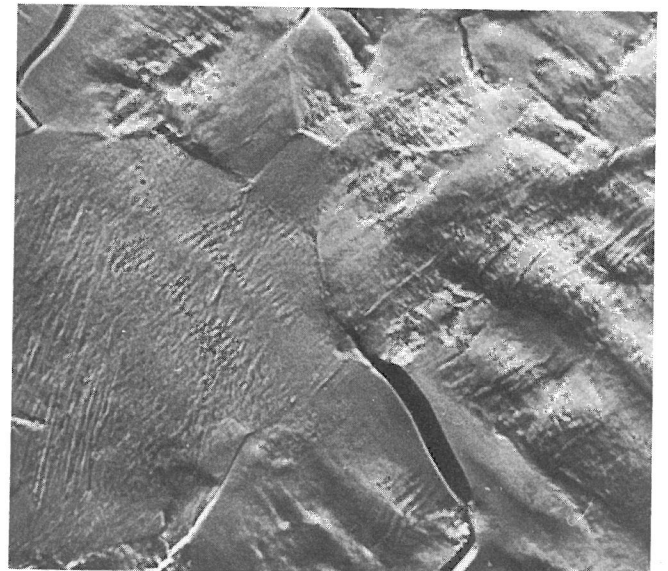


Bild R 24
Oberflächenbild einer Probe im Spätstadium der Zerrüttung ($N \approx 5 \cdot 10^5$), starke lokale Rißaufweitung

200 μm

8. Zusammenfassung

Bei der Wechselverformung (Zerrüttung) metallischer Werkstoffe gehen der Rißbildung plastische Verformungen innerhalb der einzelnen Kristallite voraus, die durch deren kristallografische Orientierung mitbestimmt werden.

Es wurde eine experimentelle Anlage aufgebaut, mit der die plastischen Verformungen der einzelnen Oberflächenkristallite während der Wechselbeanspruchung in einem Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht werden können. Der dafür entwickelte spezielle Probenwagen ermöglicht eine Biege-Wechselbeanspruchung kleiner Werkstoffproben im Objektraum des REM, wobei die Oberfläche der Probe während des vollständigen Biegezyklus scharf abgebildet werden kann.

Der Einsatz eines REM in Verbindung mit der speziellen Beanspruchungsapparatur ermöglicht:

- Zerrüttung im Vakuum,
- Untersuchung der Kristallitverformungen mit hoher örtlicher Auflösung und ausreichender Schärfentiefe,
- dynamische Untersuchung der Deformationen, d. h. Abbildung und Bildaufzeichnung während der zyklischen Beanspruchung,
- Bestimmung der kristallografischen Orientierung kleiner Kristallite.

Im Rasterelektronenmikroskop kann die kristallografische Orientierung kleiner Kristallite in Richtung der optischen Achse mit Hilfe der Electron Channelling Patterns bestimmt werden, zusätzlich kann die Oberflächen-Topografie der Zerrttungsproben im Verlauf der Wechselverformung rasterelektronenmikroskopisch verfolgt werden.

Für die Berechnung der Orientierung der einzelnen Kristallite in Richtung der Probenachsen sowie der deformationsbestimmenden Orientierungsparameter wurden die notwendigen Kalküle entwickelt und als FORTRAN-Programm formuliert.

Die Untersuchung von sechs Reinstaluminiumproben (99,999 % Al) mit insgesamt ca. 600 ausgewerteten Oberflächenkristalliten zeigte, daß das Verformungsverhalten der einzelnen Oberflächenkristallite in einem Anfangsstadium der Zerrüttung in starkem Maße durch ihre Orientierungsdaten bestimmt wird: der Schmidfaktor bestimmt den Verformungsgrad der einzelnen Kristallite, für begrenzte Orientierungsbereiche werden spezielle Verformungstypen (Gleitbandextrusions und -intrusions sowie Netzstrukturen) beobachtet. Aus den Orientierungsverteilungen der Kristallite mit diesen Verformungsmerkmalen kann eine Abweichung der individuellen Beanspruchungsrichtung des einzelnen Kristallits von der Nennbeanspruchungsrichtung um bis zu 20⁰ abgeschätzt werden.

Im Verlauf der Zerrüttung wird eine Vielzahl von Rissen gebildet, wobei durch dynamische Betrachtung (während der zyklischen Beanspruchung) zwischen Rissen, die in das Probeninnere hineinwachsen, und solchen, die nicht weiterwachsen, unterschieden werden kann. Der Verlauf der Zerrüttungsrisse an der Probenoberfläche ist überwiegend interkristallin (entlang Korngrenzen), nur kurze Rißsegmente verlaufen transkristallin.

Summary

During the alternating deformation (fatigue) of metallic materials, plastic deformations within the individual crystallites, codetermined by their crystallographic orientation, precede crack nucleation.

An experimental apparatus was set up to investigate plastic deformations of the individual surface crystallites during alternating deformation in a scanning electron microscope (SEM). The special test equipment developed for this makes possible a cyclic-bending loading of small specimens of materials in the specimen chamber of the SEM, enabling sharp images of the surfaces of the specimens during the complete bending cycle to be projected.

The use of a scanning electron microscope in combination with the special straining apparatus makes possible:

- Fatigue in a vacuum
- An investigation of the crystal deformations with high local resolution and reasonable depth of focus
- A dynamic examination of the deformations, i. e. projection and registration of the pictures during cyclic straining
- Analysis of the crystallographic orientation of small crystallites.

In the scanning electron microscope the crystallographic orientation of small crystallites in the direction of the optical axis can be determined with the aid of the Electron Channelling Patterns. In addition, the surface topography of the fatigue specimens can be followed whilst alternating deformation is going on within the scanning electron microscope.

In order to determine the orientation of the individual crystallites in the directions of the axes of the specimens and the deformation-determining orientation parameters, the necessary calculations were made and formulated into a FORTRAN program.

The investigation of 6 pure aluminium specimens (99,999 % Al) with about 600 analysed surface crystallites in all showed that the deformation behaviour of the individual surface crystallites in an initial stadium of fatigue is determined by its orientation data; the Schmid factor determines the degree of deformation of the individual crystallite; within limited areas of orientation, special types of deformation (slip band intrusion and extrusion as well as „cellular structures“) are observed. From the orientation distributions of the crystallites with these deformation characteristics a deviation of the actual stress direction of the individual crystallite from the nominal stress direction can be assessed up to 20⁰.

During fatigue a large number of cracks are formed, and by means of dynamic observation (*during* the cyclic straining) cracks which spread into the interior of the specimens and those which do not grow larger can be distinguished from each other. The fatigue cracks on the surface of the specimens are mainly intercrystalline (along the grain boundaries); only short crack segments are transcrystalline.

9. Literatur

- [1] Freudenthal, A. M.:
New Aspects of Fatigue and Fracture Mechanics.
Eng. Fract. Mech. **6** (74), 775/93
- [2] Klaffke, D., u. W. Maennig:
Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitlichen
Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen bei der
Zerrüttung.
BAM-Berichte Nr. 21, Berlin, Juli 1973
- [3] Kochendörfer, A.:
Physikalische Grundlagen der Formänderungsgestig-
keit der Metalle.
Stahleisen-Sonderberichte Heft 5, 1963/67
- [4] Gough, H. J.:
The Behaviour of a Single Crystal of α -Iron Subjected
to Alternating Torsional Stresses.
Proc. Roy. Soc. **A 118** (28), 498/534
- [5] Gough, H. J., D. Hanson u. S. J. Wright:
The Behaviour of Single Crystals of Aluminium under
Static and Repeated Stresses.
Trans. Roy. Soc. **A 226** (26), 1/30
- [6] Hempel, M., A. Kochendörfer u. E. Hillnhagen:
Einfluß der Kristallorientierung auf die Wechselfestig-
keit von α -Eisen-Einkristallen.
Arch. Eisenhüttenwes. **28**, 7 (57), 417/22
- [7] Hempel, M., A. Kochendörfer u. E. Hillnhagen:
Einfluß der Kristallorientierung auf die Ausbildung
von Gleitspuren an der Oberfläche biegewechselbean-
spruchter Alpha-Eisen-Einkristallproben.
Arch. Eisenhüttenwes. **28**, 7 (57), 433/44
- [8] Hibbard Jr., W. R.:
Plastic Deformation of Large Grained Copper Speci-
mens.
Trans AIME **180** (49), 52/72
- [9] Macherauch, E.:
Die plastische Verformung von Vielkristallen.
Z. Metallkde **55**, 2 (64), 60/82
- [10] Hartmann, R. J., u. E. Macherauch:
Untersuchung von Gleitvorgängen in Einzelkristalliten
vielkristalliner Kupferproben.
Z. Metallkde **51**, 12 (60), 694/99
- [11] Hartmann, R. J., u. E. Macherauch:
Die Orientierungsänderung einzelner Kristallite viel-
kristalliner Proben aus Aluminium und Kupfer bei
einachsiger Zugverformung.
Z. Metallkde **51**, 10 (60), 560/66
- [12] Kochendörfer, A., u. M. Swanson:
Die plastische Verformung von Vielkristallen.
Arch. Eisenhüttenwes. **31**, 9 (60), 549/53
- [13] Finke, S.:
Röntgenographische Untersuchung einzelner Kristalli-
te in grobkörnigen Kupfer-Proben im Anfangsbereich
des plastischen Fließens.
Z. Metallkde **63**, 5 (72), 281/89
- [14] Hempel, M.:
Gefügeänderungen und Vorgänge beim Dauerbruch
metallischer Werkstoffe.
Materialprüf. **3**, 10 (61), 365/75
- [15] Orowan, E.:
Zur Kristallplastizität.
Z. Phys. **89** (34), 609/59
Polanyi, M.:
Über eine Art Gitterstörung, die einen Kristall pla-
stisch machen könnte.
Z. Phys. **89** (34), 660/64
Taylor, G. I.:
The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals.
Proc. Roy. Soc. **A 145** (34), 362/415
- [16] Kröner, E.:
Kontinuumstheorie der Versetzungen und Eigenspan-
nungen.
Ergebnisse der angewandten Mathematik, Heft 5, 1958
- [17] Seeger, A.:
Theorie der Kristallplastizität.
Z. Naturforschg **9 a** (54), 768/75, 856/69, 871/81
- [18] Aust, K. T., u. N. K. Chen:
Effect of Orientation Difference on the Plastic De-
formation of Aluminium Bicrystals.
Acta Metallurgica **2** (54), 632/38
- [19] Chalmers, B.:
The Influence of the Difference of Orientation of
Two Crystals on the Mechanical Effect of their
Boundary.
Proc. Roy. Soc. **A 162** (37), 120/27
- [20] Carpenter, H. C. H., u. C. F. Elam:
The Production of Single Crystals of Aluminium and
their Tensile Properties.
Proc. Roy. Soc. **A 100** (21), 329/53
- [21] Taylor, G. I., u. C. F. Elam:
The Distortion of an Aluminium Crystal during a
Tensile Test.
Proc. Roy. Soc. **A 102** (23), 643/67
- [22] Taylor, G. I., u. C. F. Elam:
The Distortion of Iron Crystals.
Proc. Roy. Soc. **A 112** (26), 337/61
- [23] Miller, R. F.:
Influence of a Grain Boundary on the Deformation of
a Single Crystal of Zinc.
Trans AIME **111** (34), 135/45
- [24] Macherauch, E.:
Zur plastischen Verformung von vielkristallinem
Reinstaluminium.
Aluminium **37**, 9 (61), 576/79
- [25] Seeger, A.:
Handbuch der Physik VII/1, 2 (1955)
- [26] Hempel, M.:
Slipband Formation and Fatigue Crack under Alter-
nating Stress.
ASTM — Special Technical Publication **237** (58),
52/82

- [27] Möller, H., u. M. Hempel:
Wechselbeanspruchung und Kristallzustand. III. Zur Frage nach den Beziehungen zwischen Kristallitverformungen und Verfestigung oder Schädigung.
Arch. Eisenhüttenwes. **25** (54), 39/60
- [28] Schmid, E.:
Ermüdung vom Standpunkt der Vorgänge im Einkristall.
Z. Metallkde **20**, 2 (28), 69/77
- [29] Neumann, P.:
Bildung und Ausbreitung von Rissen bei Wechselverformung.
Z. Metallkde **58**, 11 (67), 780/89
- [30] Neumann, P.:
Strain Bursts and Coarse Slip during Cyclic Deformation.
Z. Metallkde **59** (68), 927/34
- [31] Neumann, P.:
Coarse Slip Model of Fatigue.
Acta Metallurgica **17** (69), 1219/25
- [32] Greenfield, I. G.:
The Effect of Diffused Surface Layers and Oxygen Atmosphere on the Development of Fatigue Striations and Cracks in Copper Single Crystals.
Acta Metallurgica **19** (71), 857/69
- [33] Kleber, W.:
● Einführung in die Kristallographie.
VEB Verlag Technik Berlin
- [34] Reimer, L., u. G. Pfefferkorn:
● Rasterelektronenmikroskopie.
Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1973
- [35] Reimer, L.:
Channelling-Diagramme.
Beitr. elektronenmikr. Direktabb. Oberfl., Bd. 4/2 (71), 275/88
- [36] Kubalek, E.:
Electron Channelling Patterns im Rasterelektronenmikroskop, ihre Entstehung, Deutung und Anwendung.
Härtereitechn. Mitt. **28** (73), 300/06
- [37] Booker, G. R.:
Scanning Electron Microscopy – Electron Channelling Effects.
in: ● Modern Diffraction and Imaging Techniques in Material Science.
North Holl. Publ. Comp., Amsterdam/London, 1970, pp. 613/53
- [38] Reimer, L., H. G. Badde, H. Seidel u. W. Bühring:
Orientierungsanisotropie des Rückstreuoeffizienten und der Sekundärelektronenausbeute von 10 bis 100 keV – Elektronen.
Z. angew. Physik **31**, 3 (71), 145/51
- [39] van Essen, C. G.:
SEM Channelling Patterns from 2 μm Selected Areas.
Microscopie Electronique Grenoble **1** (70), 237
- [40] Reimer, L., H. Seidel u. R. Blaschke:
Energieabhängigkeit der Feinstruktur eines Channelling-Diagrammes am Beispiel des 111-Poles von Silizium.
wie [35], 289/98
- [41] Andrews, K. W., D. J. Dyson u. S. R. Keown:
● Interpretation of Electron Diffraction Patterns.
Adam Hilger Ltd., London 1971
- [42] Newbury, D. E., u. D. C. Joy:
A Computer Technique for the Analysis of Electron Channelling Patterns.
Proc. 25th Anniversary Meeting of EMAG, Inst. Physics, 1971, 306/09
- [43] Stickler, R., C. W. Hughes u. G. R. Booker:
Application of the SA-ECP Method to Deformation Studies.
Proc. 4th Ann. S.E.M. Symp., IITRI, Chicago 1971, 473/80
- [44] Wolf, E. D., u. R. G. Hunsperger:
Measurement of Ion Implantation Lattice Damage in (111) GaAs Using the Scanning Electron Microscope.
Appl. Phys. Lett. **16**, 12 (70), 526/29
Davidson, S. M.:
Study of Radiation Damage in Silicon with the Scanning Electron Microscope.
Nature **227** (70), 487/88
- [45] Joy, D. C., u. D. E. Newbury:
Dynamic Studies of Deformation Mechanisms in the SEM.
wie [43], 113/20
- [46] Booker, G. R.:
Application of the SEM Channelling Pattern Technique to Material Problems.
wie [43], 465/72
- [47] Klaffke, D.:
Zur Bestimmung der Orientierung kubischer Kristalle bezüglich beliebiger Raumrichtungen mit Hilfe der Selected Area Diffraction (SAD)-Methode im Rasterelektronenmikroskop.
Prakt. Metallographie **10** (73), 615/27
- [48] Forsyth, P. J. E.:
Some Metallographic Observations on the Fatigue of Metals.
J. Inst. Metals **80** (51-52), 181/86
Forsyth, P. J. E.:
Slip-Band Damage and Extrusion.
Proc. Roy. Soc. A **242** (57), 198/202
- [49] Hartmann, R. J., u. E. Macherauch:
Die Veränderungen von Röntgeninterferenzen, Hysterese und Oberflächenbild bei ein- und wechselsinniger Beanspruchung von Messing, Nickel und Stahl, II.
Z. Metallkde **54** (63), 197/206
- [50] Hempel, M., u. A. Schrader:
Gleitspuren an der Oberfläche von biegewechselbeanspruchtem Reinstaluminium.
Arch. Eisenhüttenwes. **28**, 9 (57), 547/56
- [51] Forsyth, P. J. E.:
● The Physical Basis of Metal Fatigue.
Blackie and Son Ltd., London and Glasgow, 1969
- [52] Cottrell, A. H., u. D. Hull:
Extrusions and Intrusions by Cyclic Slip in Copper.
Proc. Roy. Soc. A **242** (57), 211/13

- [53] Bronstein, I., u. K. Semendjajew:
 ● Taschenbuch der Mathematik, 4. Aufl.
 Verlag Harri Deutsch, Frankfurt/M. und Zürich, 1964,
 S. 127
- [54] Böhmer, M., u. D. Munz:
 Das Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe
 im Vakuum und in verschiedenen Gasatmosphären.
 Metall **24**, 5 (70), 446/55 und **24**, 8 (70), 857/63
- [55] Hirsch, P. B., u. T. E. Mitchell:
 Stage II Work Hardening in Crystals.
 Can J. Phys. **45**, 2 (67), 663/703
- [56] Hantsche, H.:
 Das Rasterelektronenmikroskop — ein modernes
 Hilfsmittel der Kriminaltechnik.
 VDI-Z. **114**, 4 (72), 221/24
- [57] Macherauch, E., u. P. Mayr:
 Strukturmechanische Grundlagen der Werkstoffermü-
 dung.
 Z. Werkstofftechnik **8** (77), 213/14
- [58] Munz, D., K. Schwalbe u. P. Mayr:
 ● Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe.
 Vieweg-Verlag, Braunschweig 1971
- [59] Böhm, H.:
 Einführung in die Metallkunde.
 BI-Hochschultaschenbücher Band 196, Bibliographi-
 sches Institut Mannheim/Wien/Zürich, 1968
- [60] Munz, D., W. Wagner u. E. Macherauch:
 Biegeversuche an Silbervielkristallen.
 Z. Metallkde **60**, 10 (69), 761/66

10. Anhang

10.1 Grundlagen der plastischen Verformung und Literaturübersicht

10.1.1 Kristallografische Vorbemerkungen

Kristallografische Orientierungen sind stets auf vorgegebene Raumrichtungen bezogene, vektorielle Größen. Die Orientierungen \vec{X} , \vec{Y} bzw. \vec{Z} sollen die kristallografischen Richtungen des Kristallgitters bezeichnen, die mit der x-, y- bzw. z-Achse des zugrundegelegten Koordinatensystems übereinstimmen.

Zur Beschreibung einer Richtung mit den auf das Kristallgitter bezogenen Koordinaten u , v und w wird die Bezeichnung $[u \ v \ w]$ verwendet. Für eine Ebene (mit den reziproken Achsabschnitten h , k und l im Kristallgitter) wird die Bezeichnung $(h \ k \ l)$ benutzt (Millersche Indizes). Die Indizes einer Ebene und ihre Normalen(richtung) sind gleich.

Für die Gesamtheit aller gleichartigen Ebenen wird das Symbol $\{h \ k \ l\}$, für die Gesamtheit aller gleichartigen Richtungen das Symbol $\langle u \ v \ w \rangle$ benutzt.

Zur Verdeutlichung wird im folgenden, wenn es notwendig erscheint, der eine Ebene bezeichnende Großbuchstabe in runde Klammern gesetzt, (E), der eine Richtung bezeichnende Großbuchstabe in eckige Klammern, [R].

Für die Untersuchung des Orientierungseinflusses auf das Verformungsverhalten werden verschiedene Orientierungsdaten berechnet (Kap. 6), wobei die folgenden elementaren Beziehungen verwendet werden:

a) Winkel zwischen zwei Ebenen

Zwei Ebenen (E_1) und (E_2) schneiden sich unter dem Winkel δ_E , der gleich ist dem Winkel zwischen den jeweiligen Normalen $[N_1]$ und $[N_2]$. δ_E ergibt sich aus dem Skalarprodukt der beiden Normalenvektoren zu:

$$(10.1) \quad \delta_E = \arccos \left\{ (u_1 \cdot u_2 + v_1 \cdot v_2 + w_1 \cdot w_2) \cdot (u_1^2 + v_1^2 + w_1^2)^{-1/2} \cdot (u_2^2 + v_2^2 + w_2^2)^{-1/2} \right\};$$

zwei Ebenen schneiden sich rechtwinklig, wenn das Skalarprodukt verschwindet.

b) Normalenberechnung

Eine Normale $[N]$ einer von zwei Richtungen $[R_1]$ und $[R_2]$ aufgespannten Ebene ergibt sich als Kreuzprodukt der beiden Richtungsvektoren

$$(10.2) \quad N = R_1 \times R_2 = [v_1 w_2 - v_2 w_1 \quad w_1 u_2 - w_2 u_1 \quad u_1 v_2 - u_2 v_1]$$

c) Normierte Indizes

Die Indizes von Kristall-Richtungen und Ebenen sind stets ganzzahlig, aber nur für wenige Richtungen klein. Ein Vergleich, insbesondere benachbarter Orientierungen, ist wegen der großen Zahlen unübersichtlich. Auch für Berechnungen sind die Millerschen Indizes oft unzureichend wegen des Auftretens der Beträge (siehe Gleichung (10.1)). Bei den Berechnungen der Orientierungsdaten und der Aufstellung des entsprechenden FORTRAN-Programms wird daher meist mit normierten Indizes gearbeitet. Die normierten Indizes $[U \ V \ W]$ ergeben sich aus den Millerschen $[u \ v \ w]$ durch Normierung des Richtungsvektors zum Einheitsvektor, indem jeder Index

durch den Betrag des Vektors dividiert wird (Glg. (10.3)):

$$(10.3) \quad \begin{aligned} U &= u/B \\ V &= v/B \\ W &= w/B \end{aligned} \quad B = (u^2 + v^2 + w^2)^{1/2}$$

Stereografische Projektion

Zur Darstellung von Orientierungen und Orientierungsbeziehungen wird die stereografische Projektion benutzt (z. B. Kleber [33]). Für allgemeine Probleme ist die Standardprojektion (Bild 10.1) mit der c-Achse $[001]$ im Mittelpunkt am zweckmäßigsten.

Jede Richtung erscheint in der stereografischen Projektion als Punkt, jede Ebene als Großkreisbogen, dessen Krümmung von der Neigung der Ebene gegenüber der $[001]$ -Richtung abhängt.

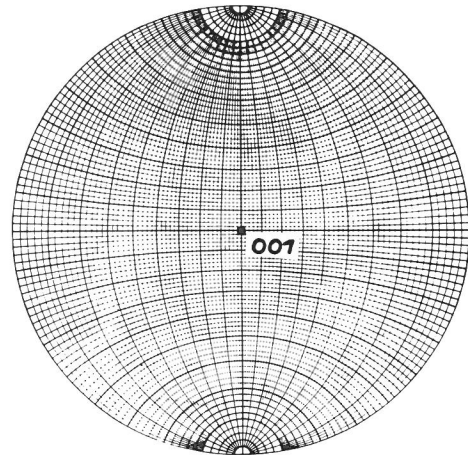


Bild 10.1 Stereografische Standardprojektion (Wulffsches Netz)

Die stereografische Projektion ist winkeltreu. Dadurch können Schnittwinkel zwischen Ebenen und Winkel zwischen Richtungen direkt in der stereografischen Projektion abgelesen werden. Als Hilfsmittel dazu dient das Wulffsche Netz, ein spezielles Winkelnetz (Bild 10.2), in dem jeder Punkt durch zwei Winkelkoordinaten (α , β) bestimmt ist. α ist dabei eine Längenkoordinate und β eine Breitenkreiskoordinate.

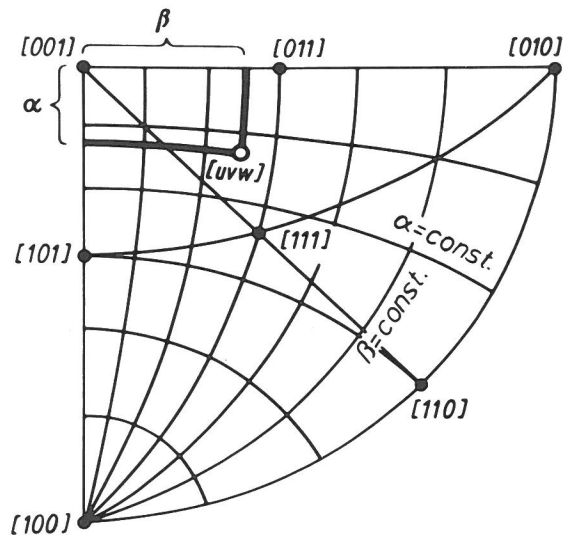


Bild 10.2 Zum Zusammenhang zwischen Winkelkoordinaten α , β und dem Richtungsvektor $[u \ v \ w]$

te. Die Linien $\alpha = \text{const}$ und $\beta = \text{const}$ sind orthogonal. Zwischen den Winkelkoordinaten α und β und dem Richtungsvektor $[u \ v \ w]$ bestehen die Beziehungen:

$$(10.4) \quad \alpha = \arcsin \frac{u}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}}$$

$$\beta = \arcsin \frac{v}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}}$$

Die Umrechnung zwischen normierten Indizes (siehe Glg. (10.3)) und Winkelkoordinaten kann gemäß (10.5) erfolgen:

$$(10.5) \quad \alpha = \arcsin U \quad U = \sin \alpha$$

$$\beta = \arcsin V/W \quad V = \cos \alpha \cdot \sin \beta$$

$$W = \cos \alpha \cdot \cos \beta$$

10.1.2 Gleitsysteme

Das Verständnis der Verformungsvorgänge kristalliner Werkstoffe wurde entscheidend durch die Entwicklung der Versetzungstheorie Anfang der 30er Jahre [15] und durch die Weiterentwicklung in der Folgezeit [16] verbessert. Es kann hier nicht auf die Grundzüge der Versetzungstheorie eingegangen werden, bezüglich umfassender Behandlung des Verformungsverhaltens polykristalliner Metalle sei auf die Arbeiten von Kochendörfer [3] und Seeger [17] verwiesen. Im folgenden sollen die geometrischen kristallografischen Grundlagen behandelt werden, die ein Verständnis und eine Deutung der an Verformungsproben von außen sichtbaren Deformationserscheinungen ermöglichen.

Anders als bei isotropen Körpern erfolgt die plastische Verformung von kristallinen Metallen durch Abgleitung in separaten kristallografischen Ebenen. In diesen Gleitebenen sind wiederum nur bestimmte kristallografische Richtungen als Gleitrichtung möglich. Welche der kristallografischen Ebenen und Richtungen als Gleitelemente in Erscheinung treten, hängt von der Kristallstruktur ab. In *Tabelle 3* sind die Gleitsysteme für die drei wichtigsten Kristallstrukturen zusammengestellt.

Tabelle 3
Übersicht über die Gleitsysteme für kfz, krz und hdp-Metalle, gemäß [3]

Struktur	Beispiel	Gleitebene	Gleitrichtung	Anzahl der Ebenen Richtungen je Ebene	
kubisch flächenzentriert kfz	Al, Cu	$\{111\}$	$\langle 110 \rangle$	4	3
kubisch raumzentriert krz	Cr, Mo α -Fe	$\{110\}$ $\{112\}$ $\{123\}$	$\langle 111 \rangle$	6 12 24	2 1 1
hexagonal dichteste Packung hdp	Cd, Mg Zn	$\{0001\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	1	3

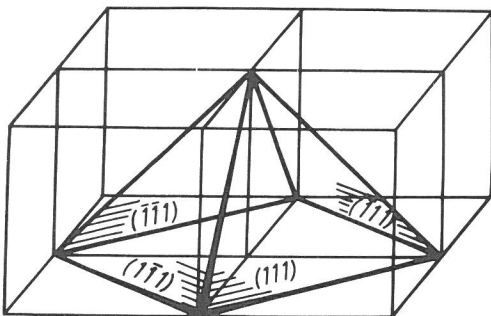


Bild 10.3
Lage der Oktaeder-Ebenen im kubischen Gitter

Bei der kfz-Struktur kommen vor allen die Oktaeder-Ebenen als Gleitebenen in Betracht, Gleitrichtungen sind dabei die Würfelflächen-Diagonalen. Die Lage der Gleitelemente im Kristallgitter geht aus *Bild 10.3* hervor, wobei zur Erhöhung der Anschaulichkeit die in den Flächenmitten sitzenden Atome nicht gezeichnet wurden. In *Bild 10.4* ist die Lage einer Oktaeder-Ebene und die in dieser Ebene liegenden Gleitrichtungen $\langle 110 \rangle$ dargestellt.

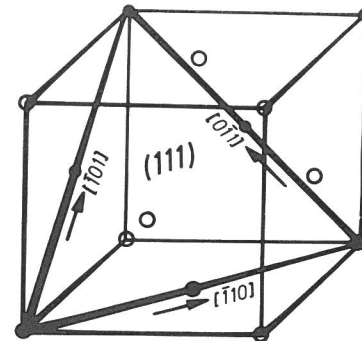


Bild 10.4
Lage der (111)-Ebene in der kfz-Elementarzelle, mögliche Gleitrichtung $\langle 110 \rangle$

10.1.3 Zugverformung des Einkristalls

Die Vorgänge, die bei der Zugverformung von Metall-Einkristallen auftreten, sind relativ einfach und übersichtlich. Die bei der Zugverformung zu beobachtenden Abgleitvorgänge werden im wesentlichen durch die Kristallstruktur und -orientierung, den Reinheitsgrad, die Größe der Dehnung und die Versuchstemperatur bestimmt. Das Verformungsverhalten von Einkristallen und der Einfluß der verschiedenen Parameter kann durch die Aufzeichnung eines Spannungs-Dehnungs-Diagrammes (Verfestigungskurve) beschrieben werden. Die typischen Verfestigungskurven für kfz- und krz-Metalle zeigt *Bild 10.5*.

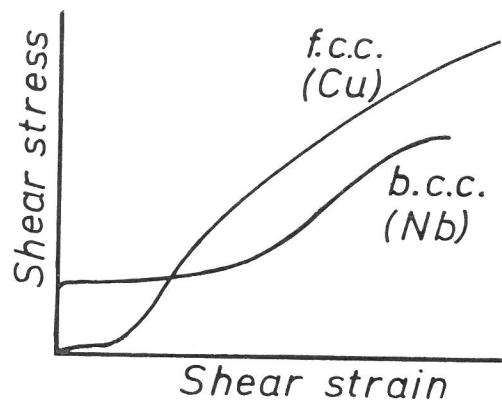


Bild 10.5
Verfestigungskurve eines kfz- und eines krz-Einkristalls, nach [55]

Die Modifizierung des Einkristall-Verformungsverhaltens durch die verschiedenen Parameter kann hier nicht behandelt werden, es soll kurz nur der Einfluß der Kristallorientierung beleuchtet werden.

Bei kleinen Dehnungen wird sowohl in kfz- als auch in krz-Kristallen vorwiegend Abgleitung im Hauptgleitsystem beobachtet, insbesondere, wenn die Probe für Einfachgleitung orientiert ist. Diese Bedingung ist für kfz-Kristalle im Innern des Grunddreiecks, für krz-Kristalle im Innern eines Orientierungsbereiches erfüllt. Bei rand- oder eckorientierten Kri-

stallen tritt dagegen schon bei kleinen Verformungen Abgleitung in mehreren Gleitsystemen auf.

Die Abgleitprozesse im Einkristall erfolgen meist in diskreten, parallelen Gleitebenen, deren Abstände sehr vielen Netzebenenabständen entsprechen. In jeder dieser Gleitebenen können sehr viele Versetzungen wandern, so daß an der Oberfläche Gleitstufen mit einer Höhe im μm -Bereich erzeugt werden können. Oft ist eine Konzentration der Abgleitung in Gleitbändern zu beobachten, in denen der Abstand der betätigten Gleitebenen sehr klein ist gegenüber dem Abstand der einzelnen Gleitbänder. Im Einkristall sind aus den Beobachtungen an der Oberfläche oft Rückschlüsse über die Vorgänge im Innern möglich; die Laufwege der Versetzungen können die Probenabmessungen erreichen, so daß an gegenüberliegenden Probenflächen Spuren der gleichen Abgleitprozesse sichtbar werden können.

Bei zunehmender Abgleitung in einem Gleitsystem tritt eine durch die Geometrie bedingte Orientierungsänderung auf. Die Zugachse mittelorientierter (kfz-)Kristalle wandert dabei auf die Symmetrale ($[111]$ - $[001]$) des Grunddreiecks zu und kann über diese hinauswandern („Überschießen“). Ein anderes Gleitsystem hat dann einen größeren Orientierungsfaktor; die Betätigung dieses Gleitsystems kann das Rückwandern der Zugachse zur Folge haben, wodurch insgesamt eine zickzackförmige Wanderung der Zugachse um die Symmetrale in Richtung auf $[112]$ resultieren kann. Die experimentell ermittelte Orientierungsänderung zweier kfz-Einkristalle [11] zeigt *Bild 10.6*.

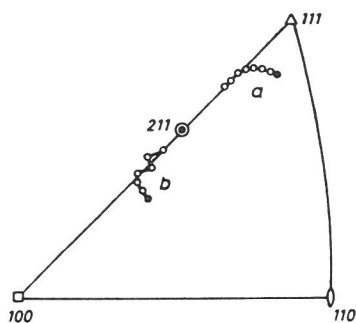


Bild 10.6
Wanderung der Zugachsen zweier Einkristalle bei zunehmender Abgleitung, nach [11]

Außer durch die Orientierungsänderung durch Abgleitprozesse wird auch durch Verfestigung der primären Gleitsysteme die Betätigung sekundärer Gleitsysteme begünstigt.

10.1.4 Zugverformung des Polykristalls

Die Verformungsvorgänge in polykristallinen Proben sind wesentlich komplizierter als die in Einkristallen. Sie sind jahrzehntelang intensiv untersucht worden, da das Verhalten eines Polykristalls nur sehr bedingt aus dem Einkristallverhalten verstanden werden kann.

Bei der Verformung von Vielkristallen, die aus einer großen Zahl kleiner Kristallite unterschiedlicher Größe und Form sowie regelloser Orientierung aufgebaut sind, ergeben sich einige wesentliche Unterschiede gegenüber dem Einkristallverhalten, die vorwiegend durch die Korngrenzen bedingt sind: Beim Einkristall kann die Abgleitung zu Beginn der Verformung unbehindert von makroskopischen Hindernissen über Dimensionen der Größenordnung der Probenabmessung erfolgen, im Vielkristall werden dagegen die Laufwege der Versetzungen durch Korngrenzen beschränkt, der

mittlere Laufweg der Versetzungen liegt in der Größenordnung des Korndurchmessers. Im einzelnen Kristallit des Polykristalls wird die Abgleitung durch die angrenzenden Nachbarkörner beeinflusst, da bestimmte Stetigkeitsbedingungen für Spannungen und Dehnungen an den Korngrenzen erfüllt sein müssen. Allgemeine plastische Formänderungen benachbarter Körner ist bei Forderung des Materialzusammenhalts an der Korngrenze *nicht* durch Einfachgleitung möglich. Es ist vielmehr die Betätigung von fünf voneinander unabhängigen Gleitsystemen erforderlich. Deshalb ist in den Kristalliten des Polykristalls oft die Betätigung von Gleitsystemen (besonders in Korngrenzennähe) zu beobachten, die bei gleich orientierten Einkristallen nicht in Erscheinung treten. Nach Macherauch [9] ist die Hauptwirkung der Korngrenzen auf die plastische Verformung (bei reinen Metallen) weniger in ihrer Festigkeit als vielmehr darin zu sehen, daß sie über endliche Kristallbereiche beiderseits der Korngrenzen Verträglichkeit der Abgleitprozesse, also die Erfüllung der Kompatibilität durch Mehrfachgleitung erzwingen. Der Einfluß der Korngrenzen auf das Deformationsverhalten der angrenzenden Körner bzw. die durch die Korngrenze bewirkte Abweichung vom Einkristallverhalten kann an Bikristallen oder an Proben mit extrem grobem Korn am besten studiert werden. Zum Studium des Einflusses einer Korngrenze auf das Verformungsverhalten der angrenzenden Körner führten Aust und Chen [18] Zugversuche an Al-Bikristallen durch. Es wird dabei, ähnlich wie bei Chalmers [19] für Zinn-Bikristalle, eine Erhöhung der zur plastischen Verformung notwendigen Spannung festgestellt. Durch geeignete Wahl der Orientierungen der beiden Körner, dergestalt, daß beide die gleiche Orientierung zur Zugachse aufweisen, um diese aber um einen Winkel gegeneinander (um die Zugachse) gedreht sind, kann der Einfluß des Orientierungsunterschieds an der Korngrenze auf das Verformungsverhalten untersucht werden. Mit zunehmender Orientierungsdifferenz wird die Abgleitung immer stärker behindert. Unabhängig von der Orientierungsdifferenz wird in allen Kristalliten die Betätigung mehrerer Gleitsysteme beobachtet, wobei die Aktivierung der Abgleitung von den Korngrenzen ausgeht.

Untersuchungen an Proben mit nur wenigen Körnern wurden bereits in den 20er Jahren durchgeführt [20] - [23]. So stellen Taylor und Elam [20] an Aluminium qualitativ fest, daß die großen Körner sich wie Einkristalle verformen mit Ausnahme einer Zone an der Korngrenze, in der der Verformungswiderstand stark erhöht ist. Eine Verminderung der Abgleitung beobachtet auch Miller [23] an Zink.

Hibbard [8] untersuchte die Verformungsvorgänge in den einzelnen Körnern sehr grobkörniger Kupferproben (Korndimensionen einige cm). Es wird eine Inhomogenität der Verformungsvorgänge innerhalb der einzelnen Körner festgestellt. Bei hohen Verformungsgraden kann die verformungsbedingte Orientierungsänderung innerhalb eines Kornes um einige Grad variieren.

Wesentlich verbessert wurden die Kenntnisse der Vielkristallverformung durch die Arbeiten von Macherauch und Mitarbeitern [9] - [11].

Hier soll nur kurz auf die an kfz-Metallen gewonnenen Ergebnisse eingegangen werden, bezüglich der Verhältnisse für krz-Metalle sei auf die Arbeiten von Kochendörfer [3] und Macherauch [9] verwiesen. Die Untersuchungen des Verformungsverhaltens kubischflächenzentrierter Vielkristalle wurden an Proben mit wesentlich geringeren, also technisch relevanteren Korngrößen bis hinab zu ca. $100 \mu\text{m}$

durchgeführt. Es werden röntgenographische Messungen der Eigenspannungen sowie der verformungsbedingten Orientierungsänderung in einzelnen Kristalliten sowie licht- und elektronenmikroskopische Untersuchungen der Gleitprozesse der einzelnen Oberflächenkristallite durchgeführt. Zugversuche an polykristallinem Kupfer [10, 11] zeigen deutlich, daß die Orientierung der Oberflächenkristallite nur einen beschränkten Einfluß auf deren Verformung hat. Die Betätigung der Gleitsysteme wird dagegen stark durch die Nachbarkristallite beeinflusst. Das wirkt sich darin aus, daß in einzelnen Körnern Abgleitung ausschließlich in Nebengleitsystemen erfolgen kann, oder daß für Mehrfachgleitung orientierte Kristallite nur Einfachgleitung zeigen. Auch wird die Betätigung von Gleitsystemen mit extrem niedrigen Orientierungsfaktoren ($\mu < 0.1$) beobachtet.

Bei der Zugverformung von Reinstaluminium-Vielkristallen [24] wird häufig die Betätigung von Nichtoktaeder-Gleitsystemen beobachtet. In ca. 25 % aller verformten Kristalle tritt Nichtoktaeder-Gleitung auf, die vor allem von den Korngrenzen aus aktiviert wird. Die wichtigsten Ebenen sind dabei $\{100\}$, $\{110\}$ und $\{11\bar{3}\}$ in Reihenfolge abnehmender Häufigkeit.

Die bei Aluminium beobachtete Abgleitung in Nichtoktaeder-Ebenen ist in Kupfer [10] sehr selten. Eine Erklärung dafür ist in den unterschiedlichen energetischen Verhältnissen der Versetzungen zu sehen. Nach Seeger [25] ist für Kupfer der Energie einer $\{11\bar{1}\}$ -Versetzung um ca. 5 . . . 10 % niedriger als die einer $\{110\}$ - und um ca. 20 % geringer als die einer $\{100\}$ -Versetzung. Für Aluminium liegen dagegen die Energieunterschiede nur bei ca. 2 . . . 4 %. Bei der Zugverformung polykristalliner Kupferproben beobachteten Kochendörfer und Swanson [12] folgendes Erscheinungsbild: Bei kleiner plastischer Verformung ($\epsilon_{p1} = 4\%$) herrscht Einfachgleitung vor, Betätigung eines zweiten Gleitsystems wird vereinzelt beobachtet, insbesondere an den Korngrenzen. Bei hohen Verformungsgraden ($\epsilon_{p1} = 20\%$) ist Mehrfachgleitung vorherrschend. In der Umgebung der Korngrenzen werden häufig Verformungsinhomogenitäten beobachtet, die sich teils in gleitlinienfreien, teils in Bezirken mit sehr hoher Gleitliniendichte äußern. Es ist hier auch die Betätigung anderer als im Korninnern vorherrschender Gleitsysteme zu beobachten.

In einer neueren Arbeit wurde von Finke [13] der Einfluß der Orientierung auf das Verformungsverhalten der einzelnen Kristallite bei Druckbeanspruchung (Stauchversuch) untersucht. Bei den relativ großen Körnern (mittlere Korngröße 0,7 mm) der untersuchten Kupfer-Proben werden erste Verformungsspuren in den Körnern mit den größten Orientierungsfaktoren beobachtet. Vorherrschend bei kleinen Verformungsgraden ist lokale Einfachgleitung; d. h. es gibt verschiedene Bereiche in den Kristalliten, in denen die Abgleitung in verschiedenen Gleitsystemen erfolgt. Das Hauptgleitsystem wird im Anfangsstadium der Verformung immer betätigt. Durch die Verformung einzelner Kristallite kann durch Versetzungsaufstauung an der Korngrenze in den Nachbarkristalliten eine Schubspannung induziert werden, die dort die Betätigung eines (bezogen auf die Ausgangsbeanspruchungsrichtung) ungünstigen Gleitsystems mit kleinem Orientierungsfaktor bewirkt.

Die bei Verformungsuntersuchungen an Polykristallen gewonnenen Ergebnisse können folgendermaßen zusammengefaßt werden:

- Die Existenz der Korngrenzen bewirkt eine starke Behinderung der Abgleitvorgänge, so daß der Verformungswi-

derstand polykristalliner Proben meist deutlich größer ist als der entsprechender Einkristalle.

- Die Korngrenzen erzwingen in den angrenzenden Körnern zur Wahrung des Materialzusammenhanges die Betätigung von mehreren Gleitsystemen, so daß schon bei kleinen Verformungen in der Umgebung der Korngrenzen Mehrfachgleitung auftritt.
- Bei sehr kleinen Verformungen tritt Abgleitung in den Körnern mit hohem Orientierungsfaktor auf.
- Bei höheren Verformungsgraden werden auch Gleitsysteme mit niedrigem Orientierungsfaktor betätigt, wobei die Aktivierung von den Korngrenzen ausgeht.
- Die Verformung der einzelnen Körner ist meist inhomogen. In Korngrenznähe können dabei sowohl verformungsarme als auch stark verformte Bereiche auftreten.
- Durch Versetzungsaufstau an der Korngrenze und durch Verformung der Korngrenze selbst entsteht in der Umgebung ein dreiachsiger Spannungszustand, der dort die Betätigung von Gleitsystemen bewirken kann, die im Korninnern nicht betätigt werden und die – bezogen auf die Zugachse – einen extrem niedrigen Orientierungsfaktor aufweisen.
- Besonders bei Aluminium wird häufig die Betätigung von Nicht-Oktaedergleitung beobachtet. Bei hohen Verformungsgraden verformen sich die meisten Körner auch im Korninnern durch Mehrfachgleitung.

10.2 Berechnung einiger Korrekturwinkel und FORTRAN-Programme

10.2.1 Berechnung von Korrekturwinkeln

Gemäß *Bild 10.7* ergibt sich ν als Summe verschiedener Winkel zu:

$$\nu = \theta + \gamma + \vartheta_p + \omega_p - \omega_z$$

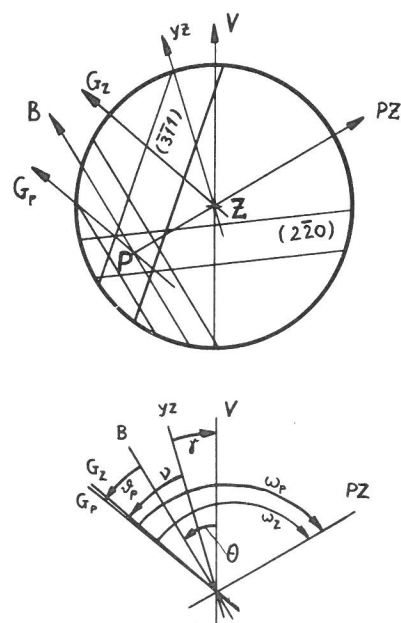


Bild 10.7
Erläuterung der zur Berechnung von ν benötigten Winkel

Alle Winkel sind dabei im Uhrzeigersinn positiv zu zählen; im einzelnen sind:

$$\begin{aligned} \nu &= YZ \rightarrow G_Z \\ \theta &= V \rightarrow B \\ \gamma &= YZ \rightarrow V \\ \vartheta_P &= B \rightarrow G_P \\ \omega_P &= G_P \rightarrow ZP \\ \omega_Z &= G_Z \rightarrow ZP \end{aligned}$$

G_P und G_Z sind die polaren Großkreise durch P und Z, die i. a. im SA-ECP nicht explizit auftreten. θ ist im SA-ECP zwischen der Vertikalen V und einem Band B zu messen, γ ist der (bekannte) Drehwinkel. Zu berechnen ist der Winkel ϑ_P zwischen dem Band B und dem polaren Großkreis G_P sowie die Korrektur $\omega_P - \omega_Z$.

Berechnung von ϑ_P

Der Winkel ϑ_P ist der Schnittwinkel des Bandes B durch P mit dem polaren Großkreis G_P durch P (Bild 10.8).

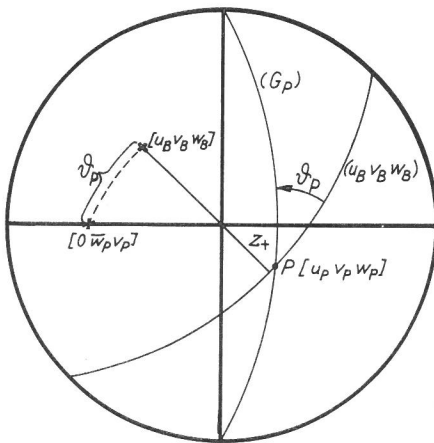


Bild 10.8
Zur Berechnung von $\vartheta_P = \angle B, G_P$

Der Winkel zwischen den Ebenen (Großkreisen) ist gleich dem Winkel zwischen den Normalen. Werden die Normalen in normierte Form unter Verwendung der Winkelkoordinaten geschrieben:

$$\begin{aligned} [B] &= [\sin \alpha_B \quad \cos \alpha_B \cdot \sin \beta_B \quad \cos \alpha_B \cdot \cos \beta_B] \\ [G_P] &= [0 \quad -\cos \beta_P \quad \sin \beta_P] \end{aligned}$$

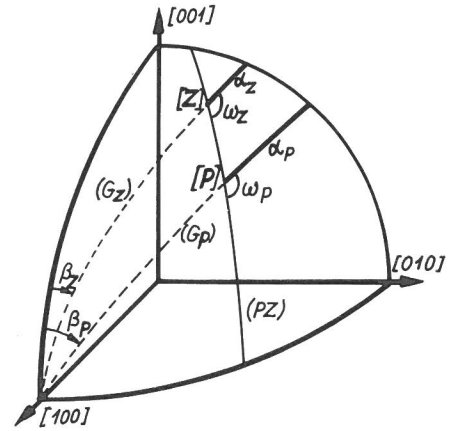


Bild 10.9
Erläuterung der Winkel ω_P und ω_Z

so folgt aus dem Skalarprodukt $B \cdot G_P = \cos \vartheta_P$

$$\vartheta_P = \arccos(\cos \alpha_B \cdot \sin(\beta_P - \beta_B))$$

Korrekturwinkel ω_P und ω_Z

Die Differenz dieser Korrekturwinkel ist i. a. sehr klein, die Berücksichtigung dieser Korrektur ist aber dann notwendig, wenn P und Z einen sehr großen Abstand haben. Durch diese Korrektur wird berücksichtigt, daß G_P und G_Z im SA-ECP (Bild 10.7) nicht exakt parallel laufen.

Zur Berechnung der Winkel ω_P und ω_Z werde das sphärische Dreieck (Bild 10.9) mit den Eckpunkten [100]-Z-P betrachtet. (In Bild 10.9 ist die Projektionskugel vor der Projektion in die Äquatorebene dargestellt.) Für dieses Dreieck mit den eingezeichneten Winkeln gilt (Sinussatz):

$$\frac{\sin \omega_P}{\sin(90 - \alpha_Z)} = \frac{\sin(\beta_P - \beta_Z)}{\sin(P, Z)} = \frac{\sin \omega_P}{\cos \alpha_Z}$$

$$\omega_P = \arcsin\left(\frac{\cos \alpha_Z}{\sin(P, Z)} \cdot \sin(\beta_P - \beta_Z)\right)$$

analog für ω_Z :

$$\omega_Z = \arcsin\left(\frac{\cos \alpha_P}{\sin(P, Z)} \cdot \sin(\beta_P - \beta_Z)\right)$$

```

C
C   BERECHNUNG DER Z-ORIENTIERUNG AUS DEN ABSTAENDEN ZU 3 POLEN
C
DATA F /57.297 /
10 READ(12,20) (UM1,VM1,WM1,UM2,VM2,WM2,UM3,VM3,WM3,R1,R2,R3,P12,N)
   IF(P12.EQ.0.) STOP
20 FORMAT(9F3.0,4F5.1,I5)

C
C   BERECHNUNG DES MASSTABFAKTORS PROP
C
   B1= SQRT(UM1**2+VM1**2+WM1**2)
   B2= SQRT(UM2**2+VM2**2+WM2**2)
   B3= SQRT(UM3**2+VM3**2+WM3**2)
   U1=UM1/B1
   V1=VM1/B1
   W1=WM1/B1
   U2=UM2/B2
   V2=VM2/B2
   W2=WM2/B2
   U3=UM3/B3
   V3=VM3/B3
   W3=WM3/B3
   A= U1*U2+V1*V2+W1*W2
   WP12= ARCCOS(A)
   PROP= WP12/P12
   PR = F*PROP

C
C   BERECHNUNG DER WINKELABSTAENDE
C
   WR1= R1*PROP
   WR2= R2*PROP
   WR3= R3*PROP

C
C   LÖSUNG DES GLEICHUNGSSYSTEMS
C
   C1= COS(WR1)
   C2= COS(WR2)
   C3= COS(WR3)
   F1= V2*W3 -W2*V3
   F2= W2*U3- U2*W3
   F3= U2*V3- V2*U3
   F4= W2*C3- C2*W3
   F5= C2*V3- V2*C3
   F6= U2*C3- C2*U3
   D= U1*F1+V1*F2+W1*F3
   D1= C1*F1+ V1*F4+ W1*F5
   D2= -U1*F4+ C1*F2+ W1*F6
   D3= -U1*F5- V1*F6+ C1*F3
   UZ= D1/D
   VZ= D2/D
   WZ=D3/D

C
C   KONTROLLE
C
   AUS= UZ**2+VZ**2+WZ**2

C
C   BERECHNUNG DER WINKELKOORDINATEN
C
   AZ= F*ARSIN(UZ)
   BZ= F*ATAN2(VZ,WZ)

```

```

C
C   DRUCKEN DER EINGABEWERTE
C
  WRITE(1,30) (UM1,VM1,WM1,UM2,VM2,WM2,UM3,VM3,WM3,R1,R2,R3,P12,N)
30  FORMAT(1H1,/,3X,'POL 1',5X,3F3.0,/,3X,'POL 2',5X,3F3.0,/,3X,
  A'POL 3',5X,3F3.0,/,2X,' ABSTAND VON Z ZU: ',3X,'POL 1',3X,F5.1,
  B/,24X,'POL 2',3X,F5.1,/,24X,'POL 3',3X,F5.1,/,2X,
  D' ABSTAND POL1 - POL2 :',F8.1,30X,'ECP-NR.',4X,I5,///)

```

```

C
C   DRUCKEN DER Z-ORIENTIERUNG
C
  WRITE(1,40) (UZ,VZ,WZ)
40  FORMAT(1H0,5X,'UZ=',F8.4,/,6X,'VZ=',F8.4,/,6X,'WZ=',F8.4,/)
  WRITE(1,50) (AZ,BZ)
50  FORMAT(1H0,5X,'ALPHAZ=',F7.2,/,6X,'BETAZ=',F8.2,/)

```

```

C
C   KONTROLLE
C
  WRITE(1,60) (AUS,PR)
60  FORMAT(1H0,20X,'QUADRATSUMME = ',F10.7,/,30X,'PROP=',F10.5,/)
  GOTO 10
  STOP
  END
,

```

HP FEHLERFREI
 KERNSPEICHERBEDARF: 1154 ZELLEN OHNE COMMON

POL 1 0. 0. 1.
POL 2 0. 1. 1.
POL 3 1. 1. 2.

ABSTAND VON Z ZU: POL 1 79.7
POL 2 55.3
POL 3 72.3

ABSTAND POL1 - POL2 : 135.0

ECP-NR.

10

UZ= -0.0001
VZ= 0.4472
WZ= 0.8944

ALPHAZ= -0.01
BETAZ= 26.57

QUADRATSUMME = 1.0000000
PROP= 0.33334

10.2.3 Programm „Z-Orientierung aus einem Abstand und einem Winkel“

TR 86 FORTRAN COMPILER MV09(70) GLW1 261076 FOKA D.

```

C
C   BERECHNUNG DER Z-ORIENTIERUNG AUS ABSTAND VON Z ZUM POL P UND
C   WINKEL ZWISCHEN BAND UND Z-P (CHI1).
C
DATA F / 57.297 /
10 READ(12,50) UP,VP,WP,UB,VB,WB,RHO,CHI1,N
   IF(RHO.EQ.0.) STOP
50 FORMAT(6F3.0,2F6.1,I5)
C
C   DRUCKEN DER EINGABEWERTE
C
WRITE(1,60) (UP,VP,WP,UB,VB,WB,RHO,CHI1,N)
60 FORMAT(1H1, 5X,'POL ', 8X,' BAND',15X,'RHO',13X,'CHI1',13X,'NR.',
A/, 3X,3F3.0,6X,3F3.0,2(10X,F6.1),10X,I5,///)
C
C   BERECHNUNG VON: CHI2 = WINKEL (BAND,POLARER GROSSKREIS DURCH POL)
C
A=SQRT(UB**2+VB**2+WB**2)
B=SQRT(VP**2+WP**2)
C=(-WP*VB+VP*WB)/(A*B)
CHI2 = F*ARCCOS(C)
IF (UB.GT.0.) CHI2=-CHI2
WCHI = CHI1+CHI2
CHI = WCHI/F
RHB = RHO/F
C
C   WINKELKOORDINATEN
C
BETR = SQRT(UP**2+VP**2+WP**2)
ALP = ARSIN(UP/BETR)
BEP = ATAN2(VP,WP)
C
C   BERECHNUNG DER NORMIERTEN INDIZES
C
DA = SIN(ALP)*COS(RHB)
DB = SIN(RHB)*COS(CHI)
DC = COS(ALP)*COS(RHB) +SIN(ALP)*DB
DD = SIN(RHB)*SIN(CHI)
UZ = DA-COS(ALP)*DB
VZ = SIN(BEP)*DC +COS(BEP)*DD
WZ = COS(BEP)*DC -SIN(BEP)*DD
SUM = UZ**2+VZ**2+WZ**2
C
C   WINKELKOORDINATEN VON Z
C
ALZ = F*ARSIN(UZ)
BEZ = F*ATAN2(VZ,WZ)
C
C   KONTROLLE
C
WRITE(1,70) (CHI1,CHI2,WCHI)
70 FORMAT(10X,'KONTROLLE: ',2X,'CHI1='F8.3,/23X,'CHI2='F8.3,/23X,
D'CHI =',F8.3,/)
WRITE(1,75) (SUM)
75 FORMAT(13X,'QUADRATSUMME:',F8.5,///)
C
C   Z-ORIENTIERUNG
C
WRITE(1,80) (UZ,VZ,WZ)
80 FORMAT( 9X,'UZ=',F10.5,/,9X,'VZ=',F10.5,20X,'NORMIERTE INDIZES',/,

```

```
D9X,'WZ=',F10.5,/)
WRITE (1,90) (ALZ,BEZ)
90 FORMAT ( 9X,'ALPHAZ=',F7.2,/,9X,'BETAZ=',F8.2,20X,
E'WINKELKOORDINATEN')
GOTO 10
STOP
END
```

HP FEHLERFREI
KERNSPEICHERBEDARF: 863 ZELLEN OHNE COMMON

POL
1. 1. 2.

BAND
-1.-1. 1.

RHO
5.2

CHI1
-134.5

NR.
11

KONTROLLE: CHI1=-134.500
CHI2= 39.232
CHI = -95.268

QUADRATSUMME: 1.00000

UZ= 0.41416
VZ= 0.32433
WZ= 0.85046

NORMIERTE INDIZES

ALPHAZ= 24.47
BETAZ= 20.88

WINKELKOORDINATEN

```

C
C   BERECHNUNG DER ORIENTIERUNG IN X-,Y- UND Z-RICHTUNG, ANGABE IN
C   NORMIERTEN INDIZES UND IN WINKELKOORDINATEN.
C
   REAL MIN,MAX
40  READ(12,50)AP,BP,AZ,BZ,UB,VB,WB,GAMMA2,THETA,N1,N2,N3
   IF (GAMMA2.EQ.0.) STOP
50  FORMAT (4F6.2,3F3.0,F5.1,F7.2,3I5)
   DATA D,E,F / 2.4495 , 1.4142 , 57.296 /

C
C   AUSDRUCKEN DER EINGABEWERTE
C   POLKOORDINATEN, MITTELPUNKTSKOORDINATEN, BANDINDIZES (POL)
C   GAMMA2 = ELEKTRONENOPTISCHER DREHWINKEL
C   THETA = WINKEL ZWISCHEN VERTIKALER UND BAND
C
   WRITE(1,55) (AP,BP,AZ,BZ,UB ,VB,WB,GAMMA2,THETA,N1,N2,N3)
55  FORMAT(1H1,2X,'ALPHAP= ',F6.2,3X,'BETAP= ',F6.2,/,3X,'ALPHAZ= ',
   BF7.2,3X,'BETAZ= ',F6.2//,2X,'UB VB WB',3F4.0,/,2X,'GAMMA2= ',F6.2,
   B/,2X,'THETA= ', F7.2,50X,'SEITE',I5, 5X,'AUFN.',I5,5X,'PROBE',I5)

C
C   NORMIERTE INDIZES VON POL, BAND UND Z
C
   BETRAG=SQRT(UB**2+VB**2+WB**2)
   UNB=UB/BETRAG
   VNB=VB/BETRAG
   WNB=WB/BETRAG

C
C   WINKELKOORDINATEN IM BOGENMASS
C
   ALB=ARSIN(UNB)
   IF(WNB.EQ.0.) GOTO 56
   BEB=ATAN2(VNB,WNB)
   GOTO 59
56  IF (VNB) 57,57,58
57  BEB= -90./F
   GOTO 59
58  BEB= 90./F
59  CONTINUE
   ALP=AP/F
   BEP=BP/F
   ALZ=AZ/F
   BEZ=BZ/F

C
C   BERECHNUNG DER NORMIERTEN INDIZES VON P UND Z
C
   UP=SIN(ALP)
   VP=COS(ALP)*SIN(BEP)
   WP=COS(ALP)*COS(BEP)
   UZ=SIN(ALZ)
   VZ=COS(ALZ)*SIN(BEZ)
   WZ=COS(ALZ)*COS(BEZ)

C
C   WINKEL ZWISCHEN POL UND Z
C
   COSPZ = UZ*UP+VZ*VP+WZ*WP
   PZ=F*ARCCOS(COSPZ)
   WRITE (1,60)(UP,VP,WP,UZ,VZ,WZ,PZ)
60  FORMAT(1H0, 5X,' POL P',28X,'Z',20X,,' WINKEL ZWISCHEN',1X,
   A'POL UND Z',/,3F8.4,6X,3F8.4,15X,F6.2)

C
C   BERECHNUNG DER KORREKTURWINKEL

```

C

```

FAKT=SIN(BEP-BEZ)/SIN(PZ/F)
OMEGAP=ARSIN(FAKT*COS(ALZ))
OMEGAZ=ARSIN(FAKT*COS(ALP))
DOMEGA = ABS(OMEGAP) - ABS(OMEGAZ)
DOMEG = ABS(DOMEGA)
DOMM = DOMEG
IF(BEZ.LT.BEP) DOMM = -DOMM
DD = F*DOMM
AUS=COS(ALB)*SIN(BEP-BEB)
IF (UNB) 61,62,61
61 THETAP = UNB*ARCOS(AUS)/ABS(UNB)
GOTO 63
62 THETAP = 0.
63 CONTINUE
THEP=F*THETAP
WINKNU = THETA + GAMMA2 + THEP + DD
WNUE=WINKNU/F
WRITE(1,70)(THETA,GAMMA2,THEP,DD,WINKNU)
70 FORMAT(1H0,2X,'THETA = ',F7.2,3X,'GAMMA2 = ',F6.2,3X,'THETAP = ',
BF7.2,3X,'DELTA OMEGA = ',F7.2,3X,'NUE = ',F9.2)
AB = F*ALB
BB = F*BEB

```

C

C

C

BERECHNUNG DER X- UND Y-ORIENTIERUNG

```

UX=SIN(WNUE)*COS(ALZ)
VX=-COS(WNUE)*COS(BEZ)-SIN(WNUE)*SIN(ALZ)*SIN(BEZ)
WX=COS(WNUE)*SIN(BEZ)-SIN(WNUE)*SIN(ALZ)*COS(BEZ)
ALPHAX=F*ARSIN(UX)
BETAX=F*ATAN2(VX,WX)
UY= COS(WNUE)*COS(ALZ)
VY= SIN(WNUE)*COS(BEZ)-COS(WNUE)*SIN(ALZ)*SIN(BEZ)
WY=-SIN(WNUE)*SIN(BEZ)-COS(WNUE)*SIN(ALZ)*COS(BEZ)
ALPHAY =F*ARSIN(UY)
BETAY= F*ATAN2(VY,WY)

```

C

C

C

AUSGABE DER ORIENTIERUNGEN

```

WRITE (1,80) (UX,VX,WX,UY,VY,WY)
80 FORMAT(1H0,5X,'UX',6X,'VX',6X,'WX' ,24X, 'UY',6X,'VY',6X, 'WY',/
B2X, 3F8.4, 18X,3F8.4)
WRITE (1,90)(ALPHAX,ALPHAY, BETAX,BETAY)
90 FORMAT(1H0,6X,'ALPHAX= ',F6.2,30X,'ALPHAY= ',F6.2,/,7X,'BETAX = ',
BF7.2,30X, 'BETAY = ',F7.2,/)

```

C

C

C

TRANSFORMATION DER ORIENTIERUNGEN X, Y UND Z IN DAS GRUNDDREIECK

```

MIN=ABS(UX)
IF(MIN.GT.ABS(VX)) MIN=ABS(VX)
IF(MIN.GT.ABS(WX)) MIN=ABS(WX)
MAX=ABS(UX)
IF(MAX.LT.ABS(VX)) MAX= ABS(VX)
IF(MAX.LT.ABS(WX)) MAX=ABS(WX)
U1 = MIN
W1 = MAX
V1 = SQRT(1.-U1**2-W1**2)
A1 = F*ARSIN(U1)
B1 = F*ATAN2(V1,W1)
U2 = ABS(UY)
IF(ABS(VY).LT.U2) U2 = ABS(VY)

```

```

IF(ABS(WY).LT.U2) U2 = ABS(WY)
W2 = ABS(UY)
IF(ABS(VY).GT.W2) W2 = ABS(VY)
IF(ABS(WY).GT.W2) W2 = ABS(WY)
V2 = SQRT(1.-U2**2-W2**2)
A2 = F*ARSIN(U2)
B2 = F*ATAN2(V2,W2)
U3 = ABS(UZ)
IF(ABS(VZ).LT.U3) U3 = ABS(VZ)
IF(ABS(WZ).LT.U3) U3 = ABS(WZ)
W3 = ABS(UZ)
IF(ABS(VZ).GT.W3) W3 = ABS(VZ)
IF(ABS(WZ).GT.W3) W3 = ABS(WZ)
V3 = SQRT(1.-U3**2-W3**2)
A3 = F*ARSIN(U3)
B3 = F*ATAN2(V3,W3)
WRITE(1,320) (U1,V1,W1,U2,V2,W2,U3,V3,W3)
320 FORMAT(1H0,50X,'ORIENTIERUNGEN IM GRUNDDREIECK',/,33X,'XXXXX',25X,
B'YYYYY',25X,'ZZZZZ',/,16X,3(6X,3F8.4))
WRITE(1,330)(A1,A2,A3,B1,B2,B3)
330 FORMAT(1H0,12X,'ALPHA:',13X,F6.2,2(24X,F6.2),/,13X,'BETA :',13X,
BF6.2,2(24X,F6.2),/)
GOTO 40
END

```

HP FEHLERFREI
KERNESPEICHERBEDARF: 1995 ZELLEN OHNE COMMON

ALPHAP= 15.50 BETAP= 33.69
ALPHAZ= 19.11 BETAZ= 33.44

UB VB WB 0. -3. 2.
GAMMA2= 14.50
THETA= -49.00

SEITE 169 AUFN. 187 PROBE 302

POL P Z
0.2672 0.5345 0.8018 0.3274 0.5207 0.7885

WINKEL ZWISCHEN POL UND Z
3.62

THETA = -49.00 GAMMA2 = 14.50 THETAP = 0.00 DELTA OMEGA = -0.07 NUE = -34.57

UX VX WX UY VY WY
-0.5362 -0.5847 0.6088 0.7780 -0.6221 0.0878

ALPHAX= -32.43
BETAX = -43.85

ALPHAY= 51.08
BETAY = -81.97

ORIENTIERUNGEN IM GRUNDDREIECK

XXXXX YYYYY ZZZZ
0.5362 0.5847 0.6088 0.0878 0.6221 0.7780 0.3274 0.5207 0.7885

ALPHA: 32.43
BETA : 43.85

5.04
38.65

19.11
33.44

10.2.5 Programm „Berechnung von Achsorientierungen, Orientierungsfaktoren und Gleitlinienwinkeln“

TR 86 FORTRAN COMPILER MVO8(70) GLW2 220775 FOKA D.

```

C   BERECHNUNG DER ORIENTIERUNG IN X-,Y- UND Z-RICHTUNG, ANGABE IN
C   NORMIERTEN INDIZES UND IN WINKELKOORDINATEN, BESTIMMUNG DES
C   GLEITSYSTEMS FUER DIE X-ORIENTIERUNG, BERECHNUNG DES
C   SCHMID-FAKTORS UND DES GLEITLINIENWINKELS IN DER XY-EBENE.
C
REAL MIN,MAX
40 READ(12,50)AP,BP,AZ,BZ,UB,VB,WB,GAMMA2,THETA,N1,N2,N3
   IF (GAMMA2.EQ.0.)      STOP
50 FORMAT (4F6.2,3F3.0,F5.1,F7.2,3I5)
   DATA D,E,F / 2.4495 , 1.4142 , 57.296 /

C   AUSDRUCKEN DER EINGABEWERTE
C   POLKOORDINATEN, MITTELPUNKTSKOORDINATEN, BANDINDIZES (POL)
C   GAMMA2 = ELEKTRONENOPTISCHER DREHWINKEL
C   THETA = WINKEL ZWISCHEN VERTIKALER UND BAND
C
WRITE(1,55) (AP,BP,AZ,BZ,UB ,VB,WB,GAMMA2,THETA,N1,N2,N3)
55 FORMAT(1H1,2X,'ALPHAP= ',F6.2,3X,'BETAP=',F6.2,/,3X,'ALPHAZ=',
BF7.2,3X,'BETAZ=',F6.2//,2X,'UB VB WB',3F4.0,/,2X,'GAMMA2=',F6.2,
B/,2X,'THETA=', F7.2,50X,'SEITE',I5, 5X,'AUFN.',I5,5X,'PROBE',I5)

C   NORMIERTE INDIZES VON POL, BAND UND Z
C
BETRAG=SQRT(UB**2+VB**2+WB**2)
UNB=UB/BETRAG
VNB=VB/BETRAG
WNB=WB/BETRAG

C   WINKELKOORDINATEN IM BOGENMASS
C
ALB=ARSIN(UNB)
IF(WNB.EQ.0.) GOTO 56
BEB=ATAN2(VNB,WNB)
GOTO 59
56 IF (VNB) 57,57,58
57 BEB= -90./F
   GOTO 59
58 BEB= 90./F
59 CONTINUE
ALP=AP/F
BEP=BP/F
ALZ=AZ/F
BEZ=BZ/F

C   BERECHNUNG DER NORMIERTEN INDIZES VON P UND Z
C
UP=SIN(ALP)
VP=COS(ALP)*SIN(BEP)
WP=COS(ALP)*COS(BEP)
UZ=SIN(ALZ)
VZ=COS(ALZ)*SIN(BEZ)
WZ=COS(ALZ)*COS(BEZ)

C   WINKEL ZWISCHEN POL UND Z
C
COSPZ = UZ*UP+VZ*VP+WZ*WP
PZ=F*ARCCOS(COSPZ)
WRITE (1,60)(UP,VP,WP,UZ,VZ,WZ,PZ)
60 FORMAT(1H0, 5X,' POL P',28X,'Z',20X,,'WINKEL ZWISCHEN',1X,
A'POL UND Z',/,3F8.4,6X,3F8.4,15X,F6.2)

```

```

C
C   BERECHNUNG DER KORREKTURWINKEL
C
   FAKT=SIN(BEP-BEZ)/SIN(PZ/F)
   OMEGAP=ARSIN(FAKT*COS(ALZ))
   OMEGAZ=ARSIN(FAKT*COS(ALP))
   DOMEGA = ABS(OMEGAP) - ABS(OMEGAZ)
   DDMEG = ABS(DOMEGA)
   DDM = DDMEG
   IF(BEZ.LT.BEP) DDM = -DDM
   DD = F*DDM
   AUS=COS(ALB)*SIN(BEP-BEB)
   IF (UNB) 61,62,61
61 THETAP = UNB*ARCOS(AUS)/ABS(UNB)
   GOTO 63
62 THETAP = 0.
63 CONTINUE
   THEP=F*THETAP
   WINKNU = THETA + GAMMA2 + THEP + DD
   WNUE=WINKNU/F
   WRITE(1,70)(THETA,GAMMA2,THEP,DD,WINKNU)
70 FORMAT(1H0,2X,'THETA = ',F7.2,3X,'GAMMA2 = ',F6.2,3X,'THETAP = ',
BF7.2,3X,'DELTA OMEGA = ',F7.2,3X,'NUE = ',F9.2)
   AB = F*ALB
   BB = F*BEB
C
C   BERECHNUNG DER X- UND Y-ORIENTIERUNG
C
   UX=SIN(WNUE)*COS(ALZ)
   VX=-COS(WNUE)*COS(BEZ)-SIN(WNUE)*SIN(ALZ)*SIN(BEZ)
   WX=COS(WNUE)*SIN(BEZ)-SIN(WNUE)*SIN(ALZ)*COS(BEZ)
   ALPHAX=F*ARSIN(UX)
   BETAX=F*ATAN2(VX,WX)
   UY= COS(WNUE)*COS(ALZ)
   VY= SIN(WNUE)*COS(BEZ)-COS(WNUE)*SIN(ALZ)*SIN(BEZ)
   WY=-SIN(WNUE)*SIN(BEZ)-COS(WNUE)*SIN(ALZ)*COS(BEZ)
   ALPHAY =F*ARSIN(UY)
   BETAY= F*ATAN2(VY,WY)
C
C   AUSGABE DER ORIENTIERUNGEN
C
   WRITE (1,80) (UX,VX,WX,UY,VY,WY)
80 FORMAT(1H0,5X,'UX',6X,'VX',6X,'WX',24X,'UY',6X,'VY',6X,'WY',/
B2X,3F8.4,18X,3F8.4)
   WRITE (1,90)(ALPHAX,ALPHAY,BETAX,BETAY)
90 FORMAT(1H0,6X,'ALPHAX= ',F6.2,30X,'ALPHAY= ',F6.2,/,7X,'BETAX = ',
BF7.2,30X,'BETAY = ',F7.2,/)
C
C   BERECHNUNG DES GLEITSYSTEMS FUER DIE X-ORIENTIERUNG
C   SUCHE DER BETRAGSKLEINSTEN KOMPONENTE
C
   MIN=ABS(UX)
   IF(MIN.GT.ABS(VX)) MIN=ABS(VX)
   IF(MIN.GT.ABS(WX)) MIN=ABS(WX)
C
C   GLEITEBENENKOMPONENTEN
C
   UG=UX/ABS(UX)
   IF(ABS(UX).EQ.MIN) UG=-UG
   VG=VX/ABS(VX)

```

```

IF(ABS(VX).EQ.MIN.AND.ABS(VX).NE.ABS(UX))  VG=-VG
WG=WX/ABS(WX)
IF((ABS(WX).EQ.MIN).AND.(ABS(WX).NE.ABS(UX)))  GOTO 100
GOTO 101
100 IF(ABS(WX).NE.ABS(VX))  WG=-WG
101 WRITE(1,200) (UG,VG,WG)
200 FORMAT (1H0,5X,' GLEITEBENE :   '3F5.0)

```

C
C
C

SUCHE DER BETRAGSGROESSTEN KOMPONENTE

```

MAX=ABS(UX)
IF(MAX.LT.ABS(VX))  MAX= ABS(VX)
IF(MAX.LT.ABS(WX))  MAX=ABS(WX)

```

C
C
C

BESTIMMUNG DER GLEITRICHTUNG

```

UR=UX/ABS(UX)
IF(ABS(UX).NE.MIN.AND.ABS(UX).NE.MAX)  UR=0.
VR= VX/ABS(VX)
IF(ABS(VX).NE.MIN.AND.ABS(VX).NE.MAX)  VR=0.
IF (ABS(VX).EQ.MIN.OR.ABS(VX).EQ.MAX)  GOTO 220
220 IF(ABS(VX).EQ.ABS(UX))  VR=0.
WR=- (UG*UR + VG*VR)/WG

```

C
C
C

AUSGABE DER GLEITRICHTUNG

```

WRITE(1,250) (UR,VR,WR)
250 FORMAT(   6X,'GLEITRICHTUNG : ',3F5.0,)

```

C
C
C

BERECHNUNG DES SCHMID-FAKTORS

```

FAK1 = UX*UG + VX*VG + WX*WG
FAK2= UX*UR + VX*VR + WX*WR
SF = FAK1*FAK2/SQRT(6.)
WEBEN=F*ARCCOS(FAK1/SQRT(3.))
WRICH=F*ARCCOS(FAK2/SQRT(2.))
WRITE(1,280)(WEBEN,WRICH)
280 FORMAT(1H0,5X,'WINKEL ZWISCHEN BEANSPRUCHUNGSRICHTUNG UND GLEITE',
B'EBENE: CHI=',F9.1,/,5X,'WINKEL ZWISCHEN BEANSPRUCHUNGSRICHTUNG ',
B'UND GLEITRICHTUNG: LAMBDA =', F6.1)

```

C
C
C

BERECHNUNG DES GLEITWINKELS IN DER X-Y-EBENE

```

FAK3= UY*UG + VY*VG + WY*WG
GLEIW = F*ATAN2(-FAK1,FAK3)
WRITE (1,300) (SF,GLEIW)
300 FORMAT (1H0,10X,'SCHMID-FAKTOR = ',F7.4,/,11X,'GLEITWINKEL = ',
BF7.2)

```

C
C

TRANSFORMATION DER ORIENTIERUNGEN X, Y UND Z IN DAS GRUNDDREIECK

```

U1 = MIN
W1 = MAX
V1 = SQRT(1.-U1**2-W1**2)
A1 = F*ARSIN(U1)
B1 = F*ATAN2(V1,W1)
U2 = ABS(UY)
IF(ABS(VY).LT.U2)  U2 = ABS(VY)
IF(ABS(WY).LT.U2)  U2 = ABS(WY)
W2 = ABS(UY)
IF(ABS(VY).GT.W2)  W2 = ABS(VY)
IF(ABS(WY).GT.W2)  W2 = ABS(WY)

```



```

V2 = SQRT(1.-U2**2-W2**2)
A2 = F*ARSIN(U2)
B2 = F*ATAN2(V2,W2)
U3 = ABS(UZ)
IF(ABS(VZ).LT.U3) U3 = ABS(VZ)
IF(ABS(WZ).LT.U3) U3 = ABS(WZ)
W3 = ABS(UZ)
IF(ABS(VZ).GT.W3) W3 = ABS(VZ)
IF(ABS(WZ).GT.W3) W3 = ABS(WZ)
V3 = SQRT(1.-U3**2-W3**2)
A3 = F*ARSIN(U3)
B3 = F*ATAN2(V3,W3)
WRITE(1,320) (U1,V1,W1,U2,V2,W2,U3,V3,W3)
320 FORMAT(1H0,50X,'ORIENTIERUNGEN IM GRUNDDREIECK',/,33X,'XXXXX',25X,
B'YYYYY',25X,'ZZZZZ',/,16X,3(6X,3F8.4))
WRITE(1,330)(A1,A2,A3,B1,B2,B3)
330 FORMAT(1H0,12X,'ALPHA:',13X,F6.2,2(24X,F6.2),/,13X,'BETA:',13X,
BF6.2,2(24X,F6.2),/)

```

C
C
C

BERECHNUNG DER OKTAEDERGLEITUNG

```

SUX=UX+VX+WX
X1=SUX/D
X2=(SUX-2.*UX)/D
X3=(SUX-2.*VX)/D
X4=-(SUX-2.*WX)/D
SUY=UY+VY+WY
Y1=SUY/D
Y2=(SUY-2.*UY)/D
Y3=(SUY-2.*VY)/D
Y4=-(SUY-2.*WY)/D
G1= -F*ATAN2(X1,Y1)
G2=-F*ATAN2(X2,Y2)
G3=-F*ATAN2(X3,Y3)
G4=-F*ATAN2(X4,Y4)
SF11= X1*(VX-UX)
SF12= X1*(WX-UX)
SF13= X1*(WX-VX)
SF21= X2*(UX+VX)
SF22= X2*(UX+WX)
SF23= X2*(WX-VX)
SF31= X3*(UX+VX)
SF32= X3*(WX-UX)
SF33= X3*(VX+WX)
SF41= X4*(VX-UX)
SF42= X4*(UX+WX)
SF43= X4*(WX+VX)

```

C
C
C

BERECHNUNG DER GLEITRICHTUNGSKOMPONENTEN IN X-, Y- UND Z-RICHTUNG

```

HX1 =(-UX + VX)/E
HX2 =(-UX + WX)/E
HX3 =(-VX + WX)/E
HX4 =(UX + VX)/E
HX5 =(UX + WX)/E
HX6 =(VX + WX)/E
HY1 =(-UY + VY)/E
HY2 =(-UY + WY)/E
HY3 =(-VY + WY)/E
HY4 =(UY + VY)/E
HY5 =(UY + WY)/E

```

```

HY6 =(VY + WY)/E
HZ1 =(-UZ + VZ)/E
HZ2 =(-UZ +WZ )/E
HZ3 =(-VZ + WZ)/E
HZ4 =(UZ + VZ)/E
HZ5 =(UZ + WZ)/E
HZ6 =(VZ + WZ)/E

```

```

C
C WINKEL ZWISCHEN GLEITEBENEN-NORMALEN UND X,Y UND Z
C

```

```

WN1=F*ARCOS(E*X1)
WN2=F*ARCOS(E*X2)
WN3=F*ARCOS(E*X3)
WN4=F*ARCOS(E*X4)
WN5 = F*ARCOS(E*Y1)
WN6 = F*ARCOS(E*Y2)
WN7 = F*ARCOS(E*Y3)
WN8 = F*ARCOS(E*Y4)
Z1 = UZ+VZ+WZ
Z2 = Z1-2.*UZ
Z3 = Z1-2.*VZ
Z4 = 2.*WZ-Z1
WN9 = F*ARCOS(E*Z1/D)
WN10= F*ARCOS(E*Z2/D)
WN11= F*ARCOS(E*Z3/D)
WN12= F*ARCOS(E*Z4/D)

```

```

C
C BERECHNUNG DER GLEITSTUFENWINKEL
C

```

```

WM1 = WN9
WM2 = WN10
WM3 = WN11
WM4 = WN12
WS1 = F*ATAN(TAN(WM1/F)*SIN(G1/F))
WS2 = F*ATAN(TAN(WM2/F)*SIN(G2/F))
WS3 = F*ATAN(TAN(WM3/F)*SIN(G3/F))
WS4 = F*ATAN(TAN(WM4/F)*SIN(G4/F))
WT1 = F*ATAN(TAN(WM1/F)*COS(G1/F))
WT2 = F*ATAN(TAN(WM2/F)*COS(G2/F))
WT3 = F*ATAN(TAN(WM3/F)*COS(G3/F))
WT4 = F*ATAN(TAN(WM4/F)*COS(G4/F))
WRITE (1,400)
400 FORMAT (1H0,50X,'OKTAEDER-GLEITUNG', /,2X,'GLEITEBENE',/,11X,
B' 1 1 1',24X,'-1 1 1',24X,' 1-1 1',24X,'-1-1 1', /,2X,'GLEITRICHT',
B'TUNG',/,2X,'-1 1 0',3X,'-1 0 1',3X,' 0-1 1',6X,' 1 1 0',3X,
B' 1 0 1',3X,' 0-1 1',6X,' 1 1 0',3X,'-1 0 1',3X,' 0 1 1',6X,
B'-1 1 0',3X,' 1 0 1',3X,' 0 1 1')
WRITE (1,500) (SF11,SF12,SF13,SF21,SF22, SF23,SF31,SF32,SF33,
BSF41,SF42,SF43)
500 FORMAT(1H0,2X,'ORIENTIERUNGSFAKTOREN',/2X,3(3(F7.4,2X),3X),
B2(F7.4,2X), F7.4,/)
WRITE (1,510)
WRITE (1,520) (HX1,HX2,HX3,HX4,HX5,HX6)
WRITE (1,540) (HY1,HY2,HY3,HY4,HY5,HY6)
WRITE(1,560) (HZ1,HZ2,HZ3,HZ4,HZ5,HZ6)
WRITE(1,580) (WN1,WN2,WN3,WN4,WN5,WN6,WN7,WN8,WN9,WN10,WN11,WN12)
WRITE(1,585) (WM1,WM2,WM3,WM4)
WRITE(1,590) (WS1,WS2,WS3,WS4)
WRITE(1,595) (WT1,WT2,WT3,WT4)
WRITE (1,600) ( G1,G2,G3,G4)
510 FORMAT (3X,'X-,Y- UND Z-KOMPONENTEN DER GLEITRICHTUNGEN')

```

```
520 FORMAT ( 3X, ' X:', 3F7.3, 3X, 2F9.3, 30X, F9.3)
540 FORMAT ( 3X, ' Y:', 3F7.3, 3X, 2F9.3, 30X, F9.3)
560 FORMAT ( 3X, ' Z:', 3F7.3, 3X, 2F9.3, 30X, F9.3)
580 FORMAT(1H0, 3X, 'WINKEL ZWISCHEN G.E.NORMALE UND X,Y UND Z', /, 7X,
D'X', F9.1, 3(24X, F7.1), /, 7X, 'Y', F9.1, 3(24X, F7.1),
D/, 7X, 'Z', F9.1, 3(24X, F7.1))
585 FORMAT (1H0, 3X, 'GLEITSTUFENWINKEL', /, 10X, F7.1, 3(24X, F7.1))
590 FORMAT (4X, 'WINKEL-GLEITSTUFE-X', /, 10X, F7.1, 3(24X, F7.1))
595 FORMAT (4X, 'WINKEL-GLEITSTUFE-Y', /, 10X, F7.1, 3(24X, F7.1))
600 FORMAT (1H0, 2X, 'GLEITWINKEL', /, 9X, F9.1, 3(24X, F7.1))
GOTO 40
END
```

HP FEHLERFREI
KERNESPEICHERBEDARF: 5542 ZELLEN OHNE COMMON

ALPHAP= 0.00 BETAP= 18.44
 ALPHAZ= -0.50 BETAZ= 19.90

UB VB WB 2. 0. 0.
 GAMMA2= 24.70
 THETA= -10.00

SEITE 65 AUFN. 414 PROBE 73

POL P Z
 0.0000 0.3163 0.9487 -0.0087 0.3404 0.9403

WINKEL ZWISCHEN POL UND Z
 1.54

THETA = -10.00 GAMMA2 = 24.70 THETAP = 90.00 DELTA OMEGA = 0.01 NUE = 104.71

UX VX WX UY VY WY
 0.9672 0.2416 -0.0785 -0.2539 0.9087 -0.3313

ALPHAX= 75.29
 BETAX = 108.00

ALPHAY= -14.71
 BETAY = 110.03

GLEITEBENE : 1. 1. 1.
 GLEITRICHTUNG : 1. 0. -1.

WINKEL ZWISCHEN BEANSPRUCHUNGSRICHTUNG UND GLEITEBENE: CHI= 49.3
 WINKEL ZWISCHEN BEANSPRUCHUNGSRICHTUNG UND GLEITRICHTUNG: LAMBDA = 42.3

SCHMID-FAKTOR = 0.4825
 GLEITWINKEL = -74.03

ORIENTIERUNGEN IM GRUNDREIECK

	XXXXX							ZZZZZ	
	0.0785	0.2416	0.9672	0.2539	0.3313	0.9087	0.0087	0.3404	0.9403
ALPHA:		4.50			14.71			0.50	
BETA :		14.02			20.03			19.90	

OKTAEDER-GLEITUNG

GLEITEBENE	1 1 1											
GLEITRICHTUNG	-1 1 1											
	-1 1 0	-1 0 1	0-1 1	1 1 0	1 0 1	0-1 1	1 1 0	-1 0 1	0 1 1	-1 1 0	1 0 1	0 1 1
ORIENTIERUNGSFAKTOREN												
	-0.3348	-0.4825	-0.1477	-0.3968	-0.2917	0.1051	0.3194	-0.2763	0.0431	0.3813	-0.4670	-0.0857

X->Y- UND Z-KOMPONENTEN DER GLEITRICHTUNGEN
 X: -0.513 -0.739 -0.226 0.855 0.628
 Y: 0.822 -0.055 -0.877 0.463 -0.414
 Z: 0.247 0.671 0.424 0.235 0.659

0.115
 0.408
 0.906

WINKEL ZWISCHEN G.E.NORMALE UND X,Y UND Z

X	49.3	117.7	68.1	138.0
Y	79.2	61.3	149.6	124.7
Z	42.8	41.9	70.0	69.4

GLEITSTUFENWINKEL

42.8	41.9	70.0	69.4
WINKEL-GLEITSTUFE-X			
-41.6	32.0	-47.6	64.7
WINKEL-GLEITSTUFE-Y			
14.3	32.8	-68.4	=58.3

GLEITWINKEL

-74.0	44.0	-156.6	127.5
-------	------	--------	-------

Dank

Diese Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Fachgruppe 5.2 (Rheologie und Tribologie) der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) in Berlin.

Die Finanzierung des der Arbeit zugrundeliegenden Forschungs-Vorhabens erfolgte durch die BAM und die Deutsche Forschungs-Gemeinschaft. Ich danke beiden Institutionen.

Ich danke dem Leiter des DFG-Forschungsvorhabens, Herrn Prof. Dr.-Ing. W. Maennig (seit 1973 Technische Fachhochschule Berlin) für die Unterstützung und Förderung meiner Arbeit und für viele nützliche Diskussionen.

Ferner danke ich allen Stellen und Mitarbeitern in der BAM, die die Arbeit unterstützt und gefördert haben. Insbesondere danke ich Herrn Ing. (grad.) K. Westphal für die konstruktive Verwirklichung der Belastungsapparatur sowie Frau M. Engelhardt, Frau B. Seebacher und Frl. S. Wehlitz für die Mitarbeit bei der Anfertigung und Auswertung des umfangreichen fotografischen Materials.

