

ISSN 0172-7613

Forschungsbericht 76

BUNDESANSTALT FÜR
MATERIALPRÜFUNG (BAM)

BERLIN

Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegewechselbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop

von Dr.-Ing. Dieter Klaffke
Prof. Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig

November 1980

70 Seiten, 85 Abb., 4 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. Einleitung	1
2. Apparatives	1
2.1 Wechselbiegeapparatur	1
2.2 Rasterelektronenmikroskop	3
2.3 Proben	3
2.3.1 Probenwerkstoff	3
2.3.2 Probenfertigung	3
2.3.3 Probenform	4
3. Mechanische Messungen	5
3.1 Hysterese überelastisch beanspruchter Biegeproben	5
3.2 Spannungen und Dehnungen in einer Biegeprobe	6
3.3 Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve	10
3.4 Berechnung der Randspannung	11
3.5 Berechnung der Randdehnung	14
4. Mechanische Änderungen	17
4.1 Charakteristische Hystereseänderungen	17
4.2 Einfluß der Dehnungsamplitude	20
4.3 Einfluß von Reinheit und Korngröße	21
4.4 Bruchlastspielzahl	25
5. Verformungstopographie von Aluminium	28
5.1 Allgemeine Entwicklung der Verformungstopographie	28
5.2 Gleitbänder	31
5.2.1 Erscheinungsform	31
5.2.2 Gleitbandentwicklung als Funktion der Zyklenzahl	34
5.2.3 Gleitbandabstand als „Zerrüttungsmaß“	36
5.3 Netzstrukturen	39
5.3.1 Erscheinungsform	39
5.3.2 Zyklenzahlabhängigkeit	42
5.3.3 Einflüsse der Beanspruchungsamplitude und der Reinheit	43
5.3.4 Feingleitung	45
5.4 Zerrüttungsrisse	47
5.4.1 Problematik der Rißdefinition/-erkennung	47
5.4.2 Methoden zur Verbesserung der Aussagen über Zerrüttungsrisse	48
5.4.2.1 Oberflächenabdrücke	48
5.4.2.2 Nachdehnungs-Methode	49
5.4.2.3 in situ-Untersuchung	54
5.4.3 Rißorte	56
5.4.3.1 Zerrüttungsrisse in Al 99,999	56
5.4.3.2 Zerrüttungsrisse in Al 99,9	58
6. Ergänzungsuntersuchungen an Cu und St 37	60
6.1 Cu 99,9	60
6.1.1 Proben	60
6.1.2 Mechanische Messungen	61
6.1.3 Verformungstopographie	62
6.1.4 Zerrüttungsrisse	63

	Seite
6.2 St 37	65
6.2.1 Proben	65
6.2.2 Mechanische Messungen	65
6.2.3 Verformungstopographie	67
6.2.4 Zerrüttlungsrisse	68
7. Literatur	69

Zusammenfassung

Mit einer speziellen Wechselbiegeapparatur, die sowohl außerhalb als auch innerhalb des Objektraumes eines Rasterelektronenmikroskopes (REM) betrieben werden kann, werden die durch Werkstoffzerrüttung (Wechselverformung) in den einzelnen Oberflächenkristalliten metallischer Werkstoffproben erzeugten Verformungstopographien untersucht. Wichtige integrale Kennwerte des mechanischen Probenverhaltens werden den Hystereseschleifen – Biegemoment als Funktion des Biegewinkels – entnommen und in Abhängigkeit von Beanspruchungshöhe und -zyklenzahl betrachtet. Die Änderungen dieser Kennwerte im Verlauf des Zerrüttungsversuches werden mit Hilfe der REM-Befunde und mit kontinuumsmechanischen Überlegungen interpretiert.

In den Oberflächenkristalliten elektrolytisch polierter Al 99,9- und Al 99,999-Proben treten nach Wechselverformung spezifische Verformungstopographien wie Gleitbänder, Netzstrukturen, Feingleitungen und Zerrüttlungsrisse auf. Die Bildungsorte von Rissen sind dabei für die beiden Reinheitsgrade unterschiedlich: bei Al 99,9 dominieren Gleitbandrisse, bei Al 99,999 dagegen Korngrenzenrisse.

Ergänzende Versuche mit Cu 99,9 und St 37 zeigen im Vergleich zu Al sowohl Ähnlichkeiten als auch Unterschiede hinsichtlich der Verformungstopographie auf, sowie deutliche Unterschiede im mechanischen Wechselverformungsverhalten.

Summary

By aid of a special apparatus for cyclic bending, which can work as well inside the specimen chamber of a scanning electron microscope (SEM) as outside, the fatigue deformations of individual surface grains and the topographie of plastic deformation is studied. Relevant data describing mechanical behaviour of specimens are calculated of the hysteresis loop which is the plot of momentum of bending as a function of angle of bending. Changes of these data and the influence of strain amplitude are interpreted by SEM-photographs and mechanical considerations.

In the crystallites at the surface of electrolytically polished specimens of Al 99,9 and Al 99,999 typical topographies of deformation are produced by alternating staining: Slipbands, 'cellular structures', fine slip and fatigue cracks. The locals of fatigue crack nucleation differ for the two degrees of purity: in the case of Al 99,9 slipband cracks are dominating, in the case of Al 99,999 cracks run along grain boundaries.

Supplementary experiments with Cu 99,9 and steel (St37) reveal similarities as well as differences concerning deformation topographie in comparison with Al. The mechanical fatigue behaviour differs considerably from that of Al.

1. Einleitung

Für die Interpretation der Verformungsabläufe einschließlich der Bildung von Zerrüftungsrissen und deren Wachstum bei zyklischer Beanspruchung ist die Oberflächentopographie und deren Veränderung von großer Bedeutung. Mit einer speziellen Beanspruchungsapparatur wurden elektrolitisch polierte Proben direkt im Objektraum eines Rasterelektronenmikroskopes wechselbiegebeansprucht. Es wird dadurch möglich, die plastischen Verformungen an der Oberfläche mit hoher Auflösung während des Versuches im Vakuum kontinuierlich zu verfolgen. Die in diesem Bericht vorgelegten Ergebnisse stellen eine Ergänzung dar zu den in /1/ veröffentlichten Ergebnissen über Verformungstopographie und Orientierungseinflüsse bei Al 99,999. Die Grundlagen für die Berechnung verformungsbestimmender Orientierungsparameter wurden in /1/ und /2/ vorgestellt, die Belastungsapparatur in /3/. Ferner wurde in /4/ über erste Ergebnisse für Al 99,9 berichtet.

2. Apparatives

2.1 Wechselbiegeapparatur

Die Wechselbiegeversuche wurden mit einer speziellen Belastungsmaschine, die in /3/ ausführlich beschrieben ist, teilweise im Objektraum eines Rasterelektronenmikroskopes (REM), teilweise in Umgebungsatmosphäre durchgeführt. Eine Gesamtansicht des REM mit eingeschobener Wechselbiegeapparatur zeigt Abb. 2.1.

Die Wechselbiegeapparatur ist in Abb. 2.2 zu sehen, die Probeneinspannköpfe mit den Meßvorrichtungen für Biegemoment und Biegewinkel zeigt Abb. 2.3.

Die Wechselbiegeapparatur ist so konstruiert, daß die Einspannenden der Probe Auf- und Abbewegungen vollführen und der hochbeanspruchte Mittelteil der Probe so hinreichend ortsfest ist, daß die Schärfentiefe des REM ausreicht für die Abbildung der Probenoberfläche während der zyklischen Beanspruchung.

Die Beanspruchung (Biegemoment) wird elektromagnetisch erzeugt; der Magnetstrom wird so geregelt, daß ein sinusförmiger Biegewinkel-Zeit-Verlauf in der Probe entsteht. Biegewinkel und Biegemoment werden über induktive Wegaufnehmer (TR4, Fa HBM) und eine Trägerfrequenzmeßbrücke (KWS 6A-5, Fa HBM) gemessen. Die Beanspruchungsfrequenz kann im Bereich 0....2 Hz gewählt werden; die hier beschrie-

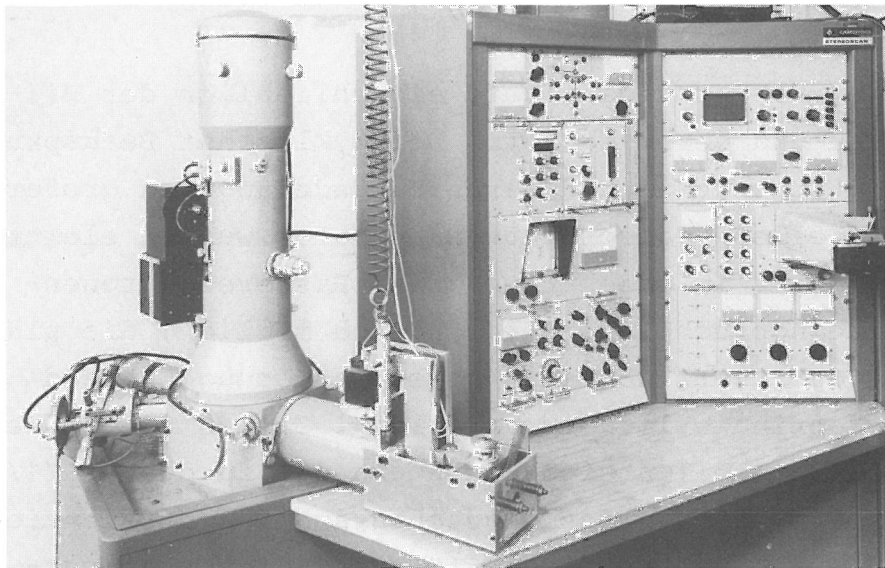


Abb. 2.1
Rasterelektronenmikroskop (Stereoscan Mk II A) mit eingeschobener Wechselbiegeapparatur

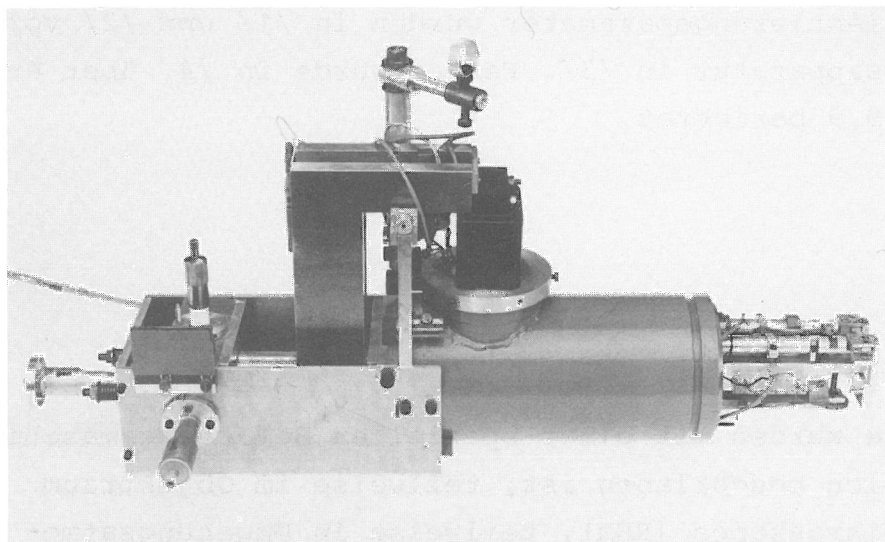


Abb. 2.2
Gesamtansicht der Wechselbiegeapparatur für REM-Einsatz

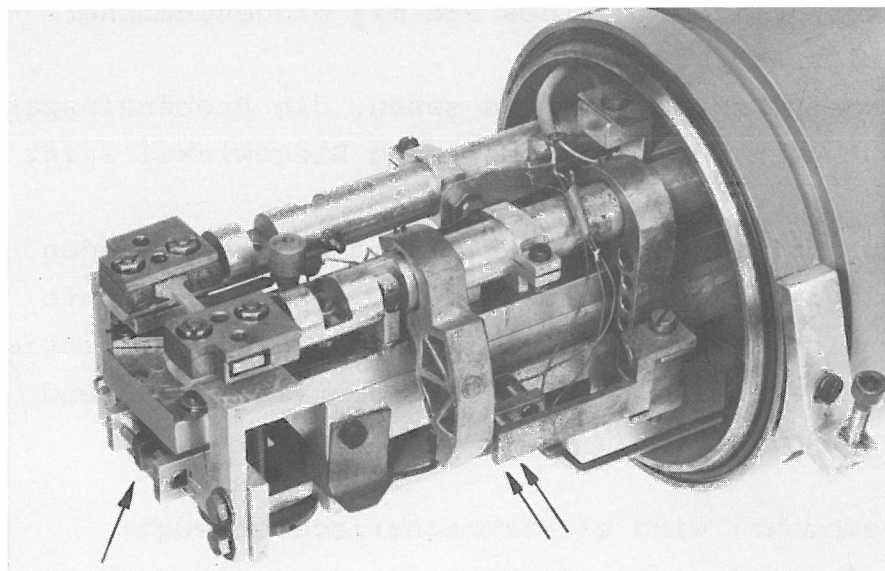


Abb. 2.3
Probeneinspannköpfe und Meßvorrichtungen für Biegemoment (\downarrow) und -winkel ($\downarrow\downarrow$)

benen Versuche wurden stets mit einer Frequenz von ca. 1 Hz durchgeführt. Der maximale Biegewinkel beträgt ca. $\pm 0.8^\circ$, das maximal aufbringbare Biegemoment ca. ± 20 Ncm.

Die Biegewinkel-Biegemomentkurve (mechanische Hysterese) kann oszillographisch kontrolliert und - mit höherer Genauigkeit - bei ca. 0.1 Hz Belastungsfrequenz mit einem X-Y Schreiber aufgezeichnet werden.

2.2 Rasterelektronenmikroskop

Das Rasterelektronenmikroskop ist ein Stereoscan MK II A mit einem Zusatz für TV-Scan und der Möglichkeit der Bildaufzeichnung mit einem Video-Recorder. Für Demonstrationszwecke und zum schnellen Aufsuchen bestimmter Oberflächenausschnitte ist das TV-Bild sehr nützlich, für quantitative Messungen wegen der stärkeren Bildverzeichnungen weniger geeignet. Außerdem ist die Bildqualität beim TV-Scan qualitativ deutlich schlechter als beim üblichen Slow Scan. Alle in diesem Bericht vorhandenen REM-Bilder wurden mit dem Slow Scan (40 s frame, 0.04 s line) aufgenommen.

Ferner besitzt das REM einen ECP-Zusatz, mit dem Electron Channelling Patterns von ausgewählten Kristalliten aufgenommen werden können. Aus diesen ECPs können die kristallografische Orientierung der individuellen Kristallite in Bezug auf die Beanspruchung und die verformungsbestimmenden Orientierungsparameter berechnet werden (siehe /2/, /3/); dies ist eine notwendige Voraussetzung für die Interpretation der Abgleitvorgänge. Ein zusätzlich einsetzbarer Differenzierzusatz für das line scan erleichtert insbesondere die Aufnahme und Auswertung der ECPs.

2.3 Proben

2.3.1 Probenwerkstoff

Als Probenwerkstoff wurde Rein- und Reinstaluminium der Reinheitsgrade 99,9 (Erftal), 99,99 (Raffinal) und 99,999 (KRYAL-R) der Fa. VAW, Bonn, verwendet. Außerdem wurden einige ergänzende Untersuchungen an Cu 99,9 und St 37 durchgeführt (s. Kapitel 6).

2.3.2 Probenfertigung

Der angelieferte Draht (10 mm \emptyset) wird gerichtet und in 71 mm lange Rohlinge zersägt. Diese werden auf 70 mm Länge plangedreht und anschließend mit einer hydraulischen Handpresse auf 63 mm Länge ge-

staucht. Die gestauchtten Stäbe werden auf 10 mm \varnothing zylindrisch gedreht und einer Rekristallisations-Wärmebehandlung (30 min, 820 K $\approx 550^{\circ}\text{C}$) unterworfen. Die Wärmebehandlung wird in einem Muffelofen in Luft durchgeführt, anschließend erfolgt langsame Abkühlung im Ofen. Aus den rekristallisierten Stäben werden die Proben gefräst, spannungsarm "geglüht" (30 min, 520 K $\approx 250^{\circ}\text{C}$) und anschließend poliert.

Die mittlere Korngröße der Proben liegt bei 300...600 μm , die Mikrohärtigkeit im polierten Bereich liegt - unabhängig von der Reinheit - bei ca. 20 HV.

2.3.3 Probenform

Für die ersten Wechselbiegeversuche wurde eine symmetrische, mild gekerbte Flachprobe der Form I gemäß Abb. 2.4a verwendet. Für spätere Versuche wurde dann die asymmetrisch gekerbte Form II (Abb. 2.4b) bevorzugt,

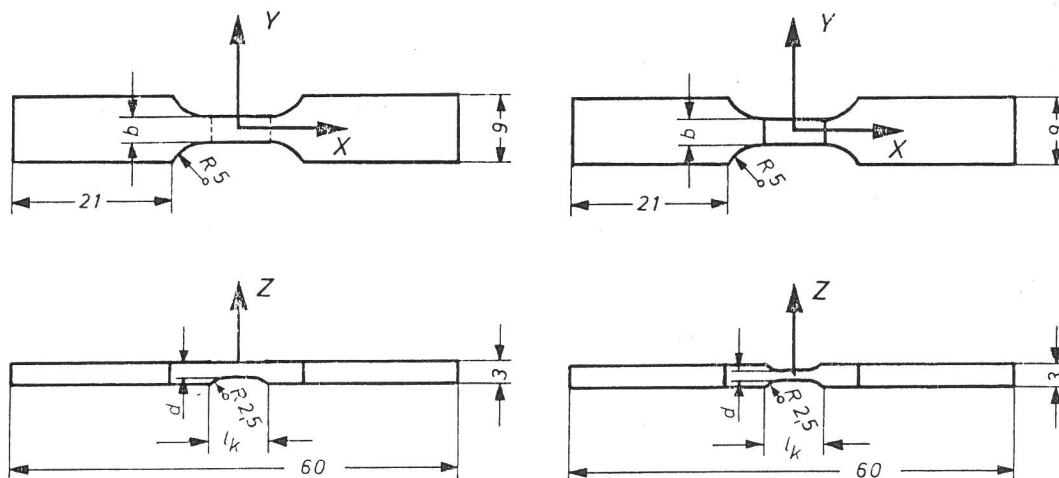


Abb. 2.4
Form der verwendeten Wechselbiegeproben

a) Form I

$d = 1.5 \dots 1.8 \text{ mm};$

$l_k = 7 \dots 8 \text{ mm}.$

b) Form II

$b = 3.3 \dots 3.7 \text{ mm};$

die zwar eine geringfügig höhere Kerbwirkung aufweist, wegen der -der REM-Untersuchung zugänglichen- ebenen Oberfläche aber fertigungstechnisch Vorteile hat.

Der zu untersuchende Probenbereich in Probenmitte wird elektrolytisch poliert. Form I wird, im Becherglas mit bewegtem Elektrolyten als Anode geschaltet, im mittleren Bereich allseitig poliert. Dazu werden die Einspannenden vorher mit Lack abgedeckt. Form II wird an der ungekerbten Oberfläche mit Hilfe eines kommerziellen Elektropoliergerätes poliert. Durch Unterlage einer Maske, die der Probenform angepaßt ist und beidseitig ca. 0.5 mm breiter als die Proben-

breite ist, wird ein Anpolieren der Seitenflächen und eine Abrundung der Kanten erreicht.

Als Elektrolyt wird in beiden Fällen A2 der Fa. Struers/Grubbs verwendet, poliert wird mit einer Stromdichte von ca. 1A/cm^2 bei $U = 35\text{ V}$. Zur Vermeidung einer Proben- und Elektrolyterwärmung wird nach jedem der ca. 10 Polierintervalle von 5 s Dauer eine Kühlpause von ca. 30 s eingelegt.

Die Proben sind fortlaufend mit dreistelligen Zahlen nummeriert, wobei die erste Ziffer stets zur Kennzeichnung der Reinheit dient (3 für Al 99,9; 4 für Al 99,99 und 5 für Al 99,999).

3. Mechanische Messungen

3.1 Hysterese überelastisch beanspruchter Biegeproben

Die Aufzeichnung des Biegemomentes als Funktion des Biegewinkels liefert bei Überschreitung der Fließspannung in den höchstbeanspruchten Oberflächenbereichen der Probe eine Hystereseschleife, deren Öffnung mit wachsender Beanspruchung zunimmt. Abb. 3.1 zeigt eine typische Folge von Hystereseschleifen für eine Reinaluminium-Biegeprobe mit von oben nach unten stufenweise erhöhter Biegewinkelamplitude. Die Schleifen zeigen die bekannte Vergrößerung der Momentenamplitude, der Schleifenöffnung und des Flächeninhaltes mit

rel. Einheiten

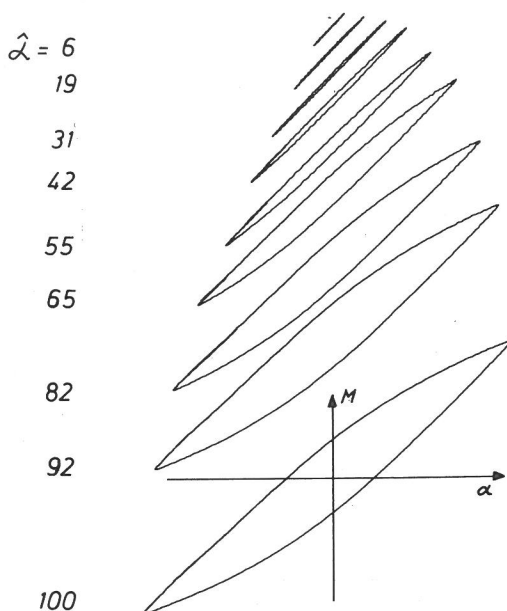


Abb. 3.1
Typische Folge von Hystereseschleifen einer Al 99,9-Wechselbiegeprobe für unterschiedliche Biegewinkelamplituden $\hat{\alpha}$, $N = \text{const.}$

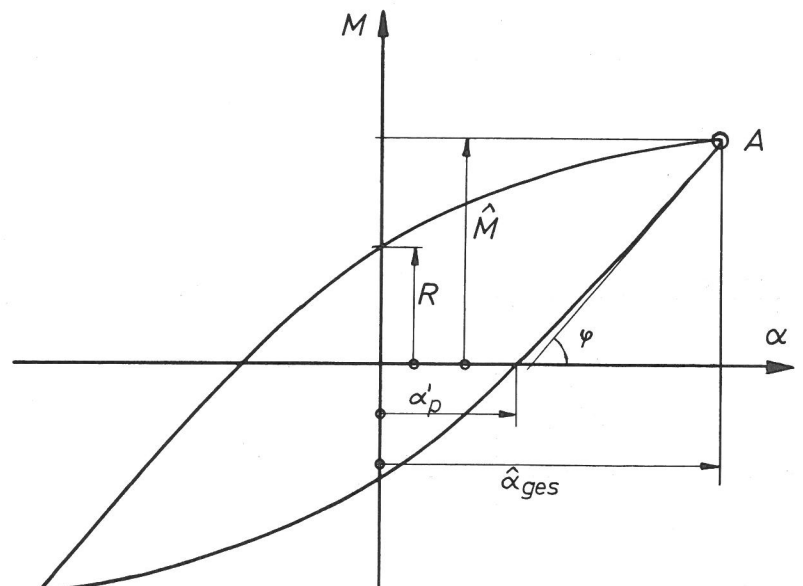


Abb. 3.2
Kennwerte der mechanischen Hysterese einer überelastisch beanspruchten Biegeprobe in M - α -Form

zunehmender Biegewinkelamplitude $\hat{\alpha}$. Dies ist jeweils auf die Zunahme des plastischen Verformungsanteils zurückzuführen.

Zur Beschreibung der Hysterese und zur Erfassung von Veränderungen lassen sich einige Kenngrößen benutzen, die in Abb. 3.2 erläutert sind: Gesamtbiegewinkelamplitude $\hat{\alpha}_{ges}$, plastischer Biegewinkelanteil α'_p , Biegemomentenamplitude \hat{M} und Remanenz R , ferner der Steigungswinkel φ der elastischen Geraden. Diese einfach zu gewinnenden Meßgrößen sind geeignet, Änderungen der Hysterese als Funktion der Zyklenzahl für eine individuelle Probe zu beschreiben.

Für den Vergleich verschiedener Proben sind diese Größen jedoch weniger geeignet, da sie auch von den für die einzelnen Proben unterschiedlichen geometrischen Abmessungen abhängen. Vorzuziehen ist eine Umrechnung auf Spannungen und Dehnungen. Das ist auch günstiger für den Vergleich mit anderen Beanspruchungsarten.

3.2 Spannungen und Dehnungen in einer Biegeprobe

Bei Biegung erfährt der Querschnitt der Probe eine ungleichmäßige Beanspruchung. Die Mittelebene der Probe bleibt praktisch unbeansprucht (neutrale Faser), an den gegenüberliegenden Oberflächen treten die Maximalwerte von Spannung und Dehnung mit entgegengesetzten Vorzeichen auf, Abb. 3.3. Bei elastischer Beanspruchung (I) sind Spannung und Dehnung lineare Funktionen von z .

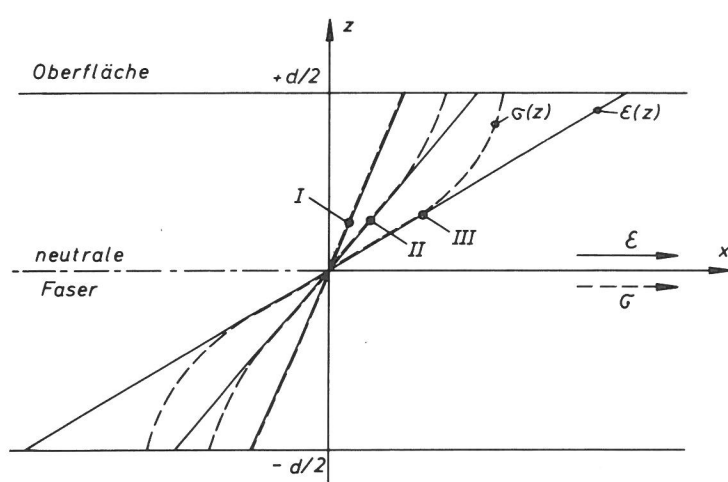


Abb. 3.3
Spannungs- und Dehnungsverteilung im Querschnitt einer Biegeprobe bei drei verschiedenen hohen Beanspruchungen, schematisch

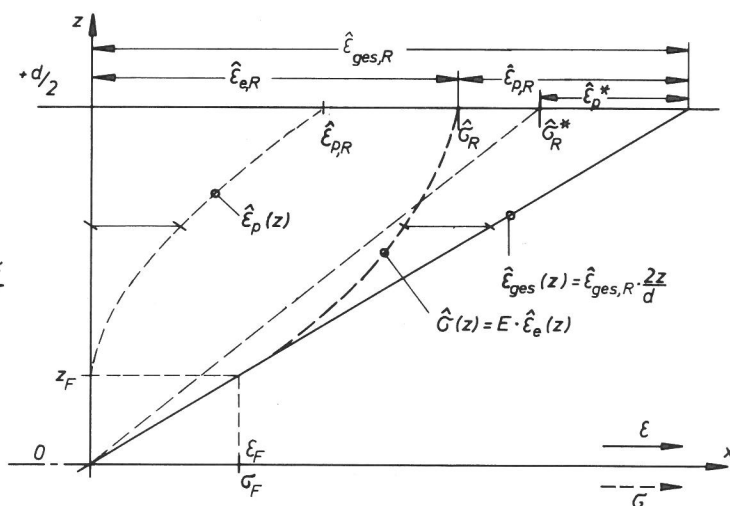


Abb. 3.4
Verteilung von Spannungen und Dehnungen im Probenquerschnitt im Beanspruchungsmaximum

Für den Fall von überelastischer Beanspruchung (II) wird angenommen, daß die Dehnung ϵ_{ges} weiterhin linear mit z ansteigt /5/. Die Spannung $\sigma(z)$ bleibt dann mit wachsendem z zunehmend hinter der elastischen Geraden zurück. Bei weiterer Dehnungserhöhung (III) steigt die Spannung entsprechend dem Verfestigungsverhalten des Werkstoffes zwar weiter an, die Abweichung von der elastischen Geraden wird aber noch größer. Die Verteilung von Spannungen und Dehnungen im Probenquerschnitt in der Phase des Beanspruchungsmaximums (Punkt A in Abb. 3.2) ist in Abb. 3.4 schematisch dargestellt. Die Gesamtdehnung $\hat{\epsilon}_{ges}(z)$ ist eine lineare Funktion von z und erreicht ihren Maximalwert $\hat{\epsilon}_{ges,R} = \hat{\epsilon}_{ges}(z = d/2)$ am Rand R der Probe (= Probenoberfläche). Nach Überschreitung der Fließgrenze setzt sich die Gesamtdehnungsamplitude aus einem elastischen und einem plastischen Anteil zusammen. Die plastische Dehnungsamplitude $\hat{\epsilon}_p(z)$ ergibt sich dabei gemäß Glg. (3.1) als Differenz von Gesamtdehnungsamplitude $\hat{\epsilon}_{ges}(z)$ und elastischer Dehnungsamplitude $\hat{\epsilon}_e(z) = \hat{\sigma}(z)/E$.

$$(3.1) \quad \hat{\epsilon}_p(z) = \hat{\epsilon}_{ges}(z) - \hat{\epsilon}_e(z) = \hat{\epsilon}_{ges}(z) - \hat{\sigma}(z)/E$$

Die in einem vollständigen Biegezyklus auftretenden Scheitelwerte werden jeweils durch ein Dach ($\hat{}$) gekennzeichnet, die in der Probe jeweils an der Oberfläche auftretenden Maximalwerte außerdem durch den Index R.

Zusätzlich ist in Abb. 3.4 die fiktive elastische Ersatzspannung $\sigma^*(z)$ eingezeichnet mit dem Randwert $\hat{\sigma}_R^*$. Dieser Spannungswert würde bei linearer Spannungsverteilung im Probenquerschnitt zum gleichen Wert des Biegemomentes führen und kann daher aus der gemessenen Amplitude des Biegemomentes \hat{M} und dem Widerstandsmoment der Probe $W = b \cdot d^2/6$ nach Glg. (3.2) berechnet werden:

$$(3.2) \quad \hat{\sigma}_R^* = \hat{M}/W$$

Der Spannungswert $\hat{\sigma}_R^*$ ist einfach zu berechnen, stimmt aber nur für elastische Beanspruchung mit dem Wert der tatsächlichen Randspannung $\hat{\sigma}_R$ der Probe überein. Bei Zunahme des plastischen Dehnungsanteils wird $\hat{\sigma}_R^*$ zunehmend größer als die wahre Randspannung. Wird die plastische Dehnungsamplitude näherungsweise berechnet, indem in Glg. (3.1) für $z = d/2$ gesetzt und der -unbekannte- Wert $\hat{\sigma}_R$ durch $\hat{\sigma}_R^*$ ersetzt wird:

$$(3.3) \quad \hat{\epsilon}_{p,R}^* = \hat{\epsilon}_{ges,R} - \hat{\sigma}_R^*/E$$

so ergeben sich daher stets zu kleine Werte für die plastische Dehnungsamplitude.

Werden die aus der Hysterese gemessenen Biegemomente \hat{M} mit Glg. (3.2)

auf Spannungen $\hat{\sigma}^*$ umgerechnet und die gemessenen Biegewinkel α in Dehnungen ε :

$$(3.4) \quad \varepsilon_{ges,R} = \alpha_{ges} \cdot \frac{d}{l} \quad , \quad \varepsilon_{p,R} = \alpha_p \cdot \frac{d}{l}$$

wobei d die Dicke und l die Länge der Probentaille bedeuten, so ergibt sich die Hystereseschleife in $\sigma^*-\varepsilon_{ges}$ -Form, Abb. 3.5, aus der die Größen $\hat{\sigma}^*$, $\hat{\varepsilon}'_{p,R}$ und σ_{Rem} bestimmt werden können. Das Maß für die Schleifenöffnung $\hat{\varepsilon}'_{p,R}$ ist dabei stets geringfügig kleiner als $\hat{\varepsilon}^*_{p,R}$, da die Hystereseurve bereits im positiven Quadranten von der elastischen Geraden abzuweichen beginnt. Da die Differenz klein ist und $\hat{\varepsilon}'_{p,R}$ (bzw. $\hat{\alpha}'_p$) genauer zu messen ist, wird im folgenden stets $\hat{\varepsilon}'_{p,R}$ als Meßgröße benutzt.

Die aus der Hystereseschleife (vgl. Abb. 3.2) zu messenden Kennwerte \hat{M} , $\hat{\alpha}'_p$ und R können mit Glg. (3.2) und (3.4) auf $\hat{\sigma}^*_R$, $\hat{\varepsilon}'_{p,R}$ und σ_{Rem} umgerechnet werden. Diese Umrechnung bedeutet eine Homologisierung

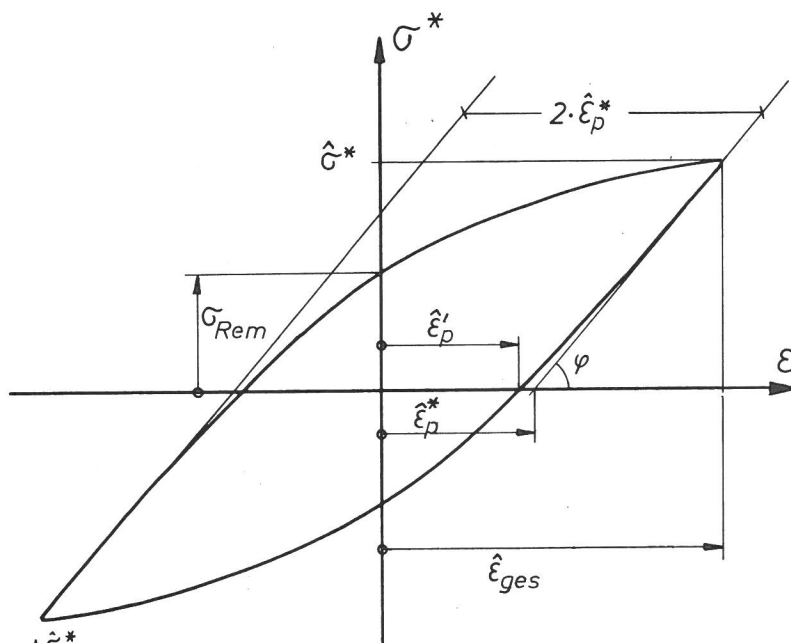


Abb. 3.5
Kennwerte der mechanischen Hysterese einer überelastisch beanspruchten Biegeprobe in $\sigma^*-\varepsilon$ -Form

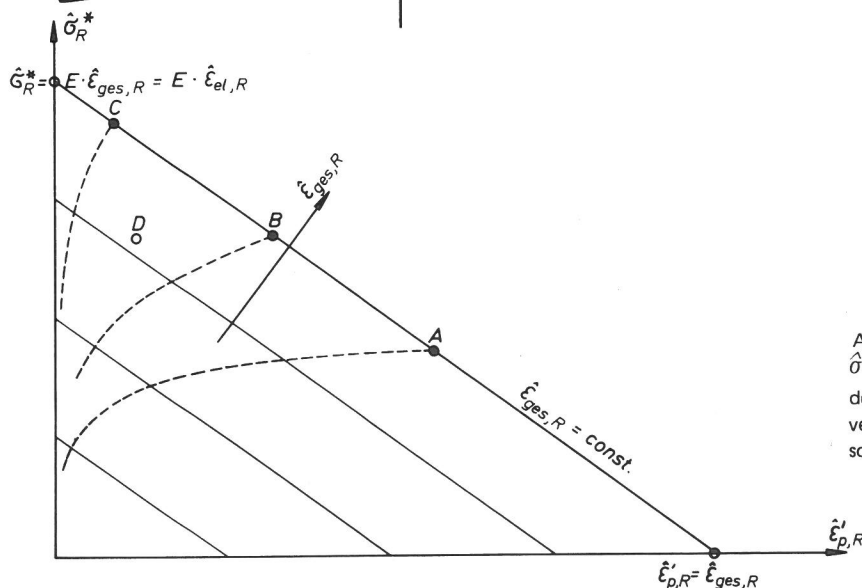


Abb. 3.6
 $\hat{\sigma}^*_R-\hat{\varepsilon}'_{p,R}$ -Diagramm zur Kennzeichnung des plastischen Verformungsverhaltens verschiedener Wechselbiegeproben, schematisch

rung der Rechenwerte im Sinne einer weitgehenden Eliminierung der unterschiedlichen Probenabmessungen. Die Rechenwerte $\hat{\sigma}_R^*$, $\varepsilon'_{p,R}$ und σ_{Rem} sind daher für die vergleichende Beschreibung des mechanischen Verhaltens verschiedener Proben besser geeignet als \hat{M} , α'_p und R . Die Größen $\hat{\sigma}_R^*$ und σ_{Rem} haben die Dimension einer mechanischen Spannung; $\varepsilon'_{p,R}$ die Dimension einer Dehnung, stimmen aber nicht mit den in der Probe tatsächlich auftretenden Spannungen und Dehnungen überein. Benutzung der Spitzenwerte der Hysterese ohne Berücksichtigung des Kurvenverlaufs bedeutet eine Mittelung über die Spannungs- bzw. Dehnungsfunktion im Querschnitt der Probe.

Für die Steigung der elastischen Bereiche der Hystereseschleifen gilt in $\sigma^*-\varepsilon$ -Form:

$$(3.5) \quad \tan \varphi = \frac{\Delta \sigma^*}{\Delta \varepsilon} = E$$

Die Hysterese-Kennwerte $\hat{\sigma}^*$ und ε'_p sind miteinander verknüpft, wie aus Abb. 3.5 abgeleitet werden kann, denn es gilt:

$$(3.6) \quad \tan \varphi = E = \frac{\hat{G}_R^*}{\hat{\varepsilon}_{ges,R} - \varepsilon'_{p,R}} \approx \frac{\hat{G}_R^*}{\hat{\varepsilon}_{ges,R} - \hat{\varepsilon}'_{p,R}}$$

woraus folgt:

$$(3.7) \quad \hat{G}_R^* \approx E \cdot \hat{\varepsilon}_{ges,R} - E \cdot \hat{\varepsilon}'_{p,R}$$

Glg. (3.7) ist die Darstellung einer Geraden, vgl. Abb. 3.6, die die Ordinate bei $\hat{\sigma}_R^* = E \cdot \hat{\varepsilon}_{ges,R}$ ($\hat{\varepsilon}'_{p,R} = 0$) schneidet, die Abszisse bei $\hat{\varepsilon}'_{p,R} = \hat{\varepsilon}_{ges,R}$ ($\hat{\sigma}_R^* = 0$). Die Gesamtdehnungsamplitude ist dabei Scharparameter. Der Schnittpunkt mit der Ordinate entspricht dabei ideal elastischem, der mit der Abszisse ideal plastischem Verformungsverhalten. Die Wertepaare $(\hat{\sigma}_R^*, \hat{\varepsilon}'_{p,R})$ der Hysterese verschiedener Proben (gleichen E-Moduls) mit unterschiedlichem elastisch-plastischen Verformungsverhalten liegen bei gleicher Gesamtdehnungsamplitude auf einer Geraden im $\hat{\sigma}_R^*-\hat{\varepsilon}'_{p,R}$ -Diagramm, wobei aus der Lage auf dieser Geraden die "Plastizität" des Probenverhaltens beurteilt werden kann. Probe A in Abb. 3.6 zeigt ein stärkeres plastisches Verhalten als Probe B, diese ist wiederum stärker plastisch als Probe C. Bei Kenntnis des jeweiligen Probenverhaltens $(\hat{\sigma}_R^*, \hat{\varepsilon}'_{p,R})$ bei kleineren Werten der Gesamtdehnungsamplitude, das aus den zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven -Abschnitt 3.3- ermittelt werden kann und in Abb. 3.6 jeweils gestrichelt eingezeichnet ist, können auch Proben mit unterschiedlichen Gesamtdehnungsamplituden miteinander verglichen werden. So liegt die Probe D bezüglich ihres plastischen Verformungsverhaltens zwischen den Pro-

ben B und C. Die Lage der Kurven (und des Endpunktes) jeder Probe $\hat{\sigma}_R^* - \hat{\epsilon}'_{p,R}$ -Diagramm ändert sich im Verlaufe der Wechselverformung entsprechend den jeweiligen Ver- bzw. Entfestigungsvorgängen.

3.3 Zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve

Für das Zerrüttungsgeschehen von erhöhter Bedeutung sind die mechanischen Kennwerte in der Randzone, da diese bei Biegung die größte Beanspruchung erfährt. Die Abhängigkeit $\sigma_R(\epsilon)$ für die Probenoberfläche kann aus einer Folge von Hystereseschleifen (vgl. Abb. 3.1) mit stufenweise verminderter Amplitude berechnet werden. Für eine Al 99,99-Probe wurden Hysterese-Schleifen mit schrittweise verminderter Dehnungsamplitude (entsprechend Abb. 3.1, Reihenfolge der Schleifen von unten nach oben) aufgenommen, nachdem vorher 150, 1000 bzw. 10.000 Wechselbiegezyklen mit einer Gesamtdehnungsamplitude von $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 8,4 \cdot 10^{-4}$ aufgebracht wurden. Abb. 3.7 zeigt die Abhängigkeit der aus den jeweiligen Hysterese ermittelten Kennwerte $\hat{\sigma}_R^*$ und $\hat{\epsilon}'_{p,R}$

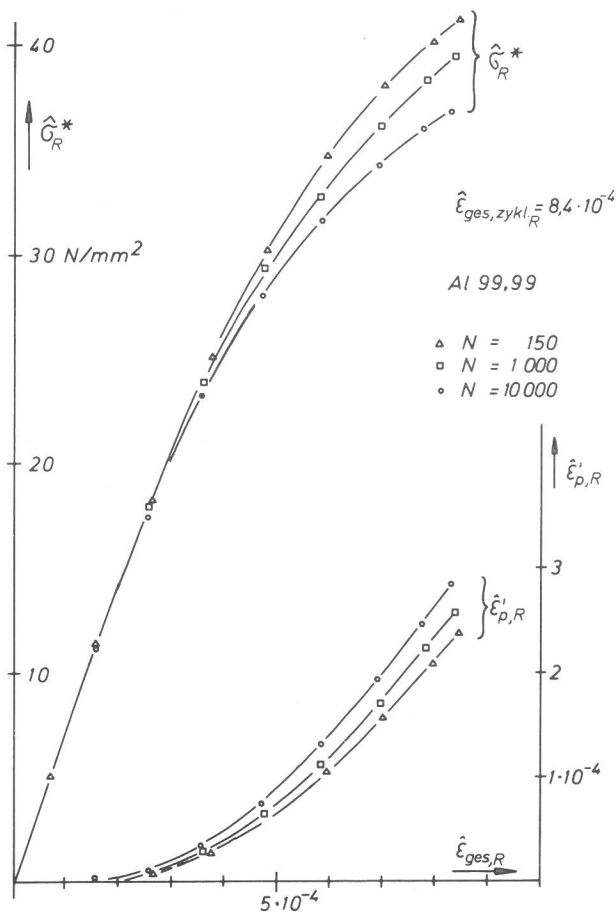


Abb. 3.7
 $\hat{\sigma}_R^*$ und $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ als Funktion der Gesamtdehnungsamplitude nach drei verschiedenen Zyklenzahlen für eine Al 99,99-Wechselbiegeprobe, $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 8,4 \cdot 10^{-4}$

von der Gesamtdehnungsamplitude $\hat{\epsilon}_{ges,R}$. Bis $\hat{\epsilon}_{ges} \approx 2 \cdot 10^{-4}$ liegt praktisch elastisches Verhalten vor, $\hat{\sigma}_R^*$ steigt linear an, $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ bleibt praktisch Null. Mit steigender Dehnungsamplitude steigt $\hat{\sigma}^*(\hat{\epsilon})$ schwä-

cher als linear an, $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ wächst progressiv. Mit zunehmender Zyklenzahl werden die $\hat{\sigma}_R^*$ ($\hat{\epsilon}$)-Kurven zu niedrigeren Werten, die $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ ($\hat{\epsilon}$)-Kurven zu höheren Werten verschoben, wobei der Effekt bei größter Dehnungsamplitude am stärksten ist. Aus der Veränderung der Kurvenverläufe (abnehmendes Moment, zunehmende Schleifenöffnung) kann eine schwache Wechselentfestigung abgelesen werden, die bei dieser Probe von $N = 150$ über $N = 10^3$ bis $N = 10^4$ abgelaufen ist. Hier nicht dargestellte Messungen für $N < 150$ zeigten allerdings die übliche Anfangsverfestigung (vgl. z.B. Abb. 4.2)

3.4 Berechnung der Randspannung

Der Spannungszustand am Ort (x, y, z) einer polykristallinen Biegeprobe ist aufgrund der Orientierungsverteilung und der Inhomogenität der plastischen Verformungen und der dadurch bewirkten Eigenspannungen dreiachsig. Wird diese Dreiachsigkeit vernachlässigt und nur die größte Komponente der Spannung in Richtung der makroskopischen Beanspruchung, σ_x , betrachtet, so gilt für diese im wesentlichen:

$$(3.8) \quad \sigma_x = f(z, \hat{\epsilon}_{ges}, \hat{\epsilon}_p, \dot{\epsilon}; T; O, O_u; BG; VG)$$

σ_x ist nicht nur Funktion von z (Abstand von der neutralen Faser), sondern hängt auch von den Versuchsparametern Gesamtdehnungsamplitude $\hat{\epsilon}_{ges}$, plastischer Dehnungsamplitude $\hat{\epsilon}_p$, Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{ges}$ und Temperatur und von den ortsabhängigen kristallographischen Gegebenheiten Orientierung O des Korns und Orientierungskonfiguration O_u seiner Umgebung ab. Ferner haben Belastungsgeschichte BG und Verfestigungsgeschichte VG , beides Orts- und Zeitfunktionen, einen Einfluß auf σ_x .

Aus der Hystereseschleife, die das mechanische Verhalten der gesamten Probe erfaßt, können keine Aussagen über die lokalen Schwankungen innerhalb der Probe gemacht werden. Für die hier durchgeführten Versuche mit konstanter Frequenz bei konstanter Temperatur kann für die Spannung in Beanspruchungsrichtung dann geschrieben werden:

$$\sigma = f(z; \hat{\epsilon}_{ges}, \hat{\epsilon}_p; N)$$

Für die Zerrüttungsvorgänge sind insbesondere die in jedem Zyklus auftretenden Maximalwerte der Spannung von Interesse. Im Falle der Biegung treten diese gegenphasig in den gegenüberliegenden Oberflächen der Proben auf und werden mit dem Index R gekennzeichnet.

Die im Beanspruchungsmaximum in der Probe vorliegende Spannungsverteilung $\sigma(z)$ ist unbekannt, da aus der Hystereseschleife nur das Biegemoment M als integrale Größe gemäß

$$(3.10) \quad M = 2b \cdot \int_0^{d/2} \sigma(z) \cdot z \cdot dz$$

bestimmt werden kann. Obwohl der Spannungsverlauf $\sigma(z)$ im Probenquerschnitt unbekannt ist, kann der Randwert σ_R näherungsweise berechnet werden. Es muß allerdings eine Annahme über die Eigen-

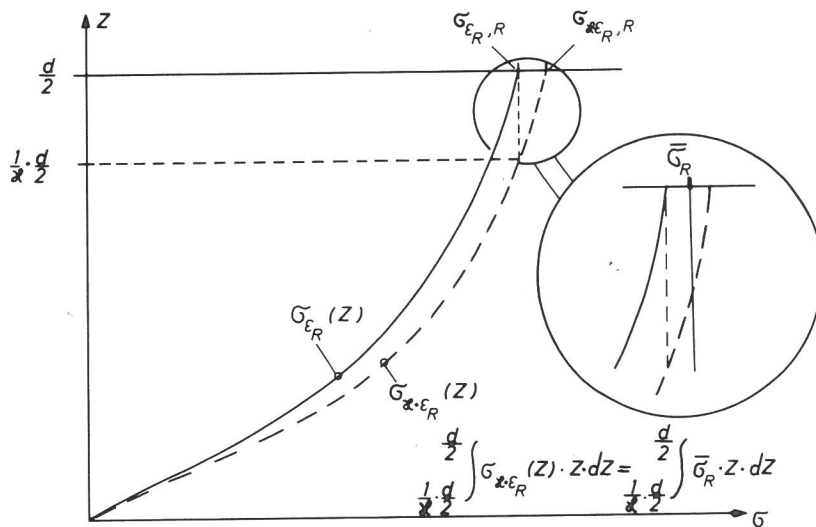


Abb. 3.8
Veranschaulichung der Annahme über die Funktion $\sigma(z)$ zur Berechnung der Randspannung $\bar{\sigma}_R$, schematisch

schaft der Spannungs-Orts-Funktion gemacht werden. In Abb. 3.8 ist der Spannungsverlauf $\sigma_{\epsilon_R}(z)$ in der Halbprobe für einen durch die Randdehnung ϵ_R charakterisierten Biegezustand (durchgezogene Kurve) dargestellt. Bei geringfügiger Erhöhung der Randdehnung um den Faktor $\alpha \approx 1$ wird die Spannung in jedem Punkt der Probe erhöht, es resultiert der gestrichelte Kurvenverlauf $\sigma_{\alpha \cdot \epsilon_R}(z)$. Unter der Annahme, daß die funktionale Abhängigkeit der Spannung vom Ort z bei Erhöhung der Dehnung um den Faktor α für die mit dem Faktor $1/\alpha$ gestauchte Ortskoordinate erhalten bleibt, d.h.:

$$(3.11) \quad \sigma_{\epsilon_R}(z) = \sigma_{\alpha \cdot \epsilon_R}(z/\alpha)$$

kann die Spannung σ_R in der Randzone der Probe aus den gemessenen Biegemomenten M_{ϵ_R} und $M_{\alpha \cdot \epsilon_R}$ berechnet werden. Bei Randdehnung ϵ_R tritt das Biegemoment M_{ϵ_R} auf, bei Randdehnung $\alpha \cdot \epsilon_R$ das Biegemoment $M_{\alpha \cdot \epsilon_R} = M_{\epsilon_R} + \Delta M$.

$M_{\alpha \cdot \epsilon_R}$ kann berechnet werden als Summe der Momente M_i der inneren Probe ($|z| \leq \frac{1}{\alpha} \cdot \frac{d}{2}$) und M_a der Außenzonen ($\frac{1}{\alpha} \cdot \frac{d}{2} \leq |z| \leq \frac{d}{2}$).

M_i kann wegen Glg. (3.11) zurückgeführt werden auf das Moment M_{ϵ_R} ,

$$(3.12) \quad M_i = \frac{1}{\alpha^2} \cdot M_{\varepsilon_R}$$

Für die Berechnung des Moments M_a für die beiden gegenüberliegenden Randschichten der Probe der Dicke $\Delta d = \frac{d}{2} - \frac{1}{\alpha} \cdot \frac{d}{2} = \frac{d}{2} \left(\frac{\alpha-1}{\alpha} \right)$ wird die Spannung als konstant angesetzt, eine Annahme, die umso eher gerechtfertigt ist, je kleiner $(\alpha - 1)$ gewählt wird. Dann ergibt sich für M_a :

$$(3.13) \quad M_a = \frac{b d^2}{4} \cdot \bar{\sigma}_R \cdot \left(1 - \frac{1}{\alpha^2}\right) = \frac{3}{2} W \cdot \bar{\sigma}_R \left(1 - \frac{1}{\alpha^2}\right)$$

Für die Änderung des Momentes ΔM bei Dehnungserhöhung von ε_R auf $\alpha \cdot \varepsilon_R$ kann dann geschrieben werden:

$$(3.14) \quad \Delta M = M_{\alpha \cdot \varepsilon_R} - M_{\varepsilon_R} = M_i + M_a - M_{\varepsilon_R}$$

woraus sich mit Glgn (3.12) und (3.13) ergibt:

$$(3.15) \quad \Delta M = \left(\frac{3}{2} W \bar{\sigma}_R - M_{\varepsilon_R} \right) \left(1 - \frac{1}{\alpha^2}\right)$$

Auflösung nach $\bar{\sigma}_R$ liefert:

$$(3.16) \quad \bar{\sigma}_R = \frac{2}{3} \cdot \frac{1}{W} \left\{ M_{\varepsilon_R} + \frac{\alpha^2}{\alpha^2-1} \cdot \Delta M \right\} = \frac{2}{3} \left\{ \hat{\sigma}_R^* + \frac{\alpha^2}{\alpha^2-1} \cdot \Delta \hat{\sigma}_R^* \right\}$$

Mit Gleichung (3.16) kann die Randspannung $\bar{\sigma}_R$ als Funktion der Dehnungsamplitude aus der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve $\hat{\sigma}^* (\hat{\varepsilon}_{ges,R})$ berechnet werden. Es ist dafür zweckmäßig, einen konstanten Wert von α zu wählen, so daß $\bar{\sigma}_R$ den Mittelwert der Spannung in einer Oberflächenschicht der Dicke $\Delta d = \frac{d}{2} \left(\frac{\alpha-1}{\alpha} \right) = \text{const.}$ angibt. In dieser Arbeit wurde stets ein $\alpha = 1.05$ verwendet; die Spannungsangabe bezieht sich dann auf eine Randschicht der Dicke $\Delta d \approx 40 \mu\text{m}$ für $d \approx 1.8 \text{ mm}$.

Der in jedem Belastungszyklus auftretende Maximalwert der Randspannung $\hat{\sigma}_R$ kann auch direkt aus der Hysterese entnommen werden, da Hysterese und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve für $\varepsilon \geq 0,7 \cdot \hat{\varepsilon}_{ges,R}$ praktisch zusammenfallen.

Zur Berechnung von $\hat{\sigma}_R$ aus der Hysterese sind die Werte des Moments bei Dehnungsamplitude $\hat{\varepsilon}_{ges}$ und bei $\hat{\varepsilon}_{ges}/\alpha$ zu bestimmen, vgl. Abb. 3.9, in dem zusätzlich die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve eingezeichnet ist.

Bei Kenntnis von $\hat{\sigma}_R$ kann unter Bezug auf Glg. (3.3) auch der in der Randzone auftretende plastische Dehnungsanteil $\hat{\varepsilon}_{p,R}$ berechnet werden mit:

$$(3.17) \quad \hat{\varepsilon}_{p,R} = \hat{\varepsilon}_{ges,R} - \hat{\varepsilon}_{e,R} = \hat{\varepsilon}_{ges,R} - \hat{\sigma}_R / E$$

Abb. 3.10 zeigt die Abhängigkeit der Randspannung $\hat{\sigma}_R$ und der plastischen Dehnungsamplitude $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ für eine Al 99,99-Wechselbiegeprobe. Zum Vergleich sind die aus den Hysteresen direkt bestimmten $\hat{\sigma}_R^*$ - und $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ -Kurven eingezeichnet.

Der Spannungsverlauf $\hat{\sigma}_R$ ($\hat{\epsilon}_{ges,R}$) stimmt im elastischen Bereich mit $\hat{\sigma}_R^*$ ($\hat{\epsilon}_{ges,R}$) überein, knickt aber nach Überschreiten der Elasti-

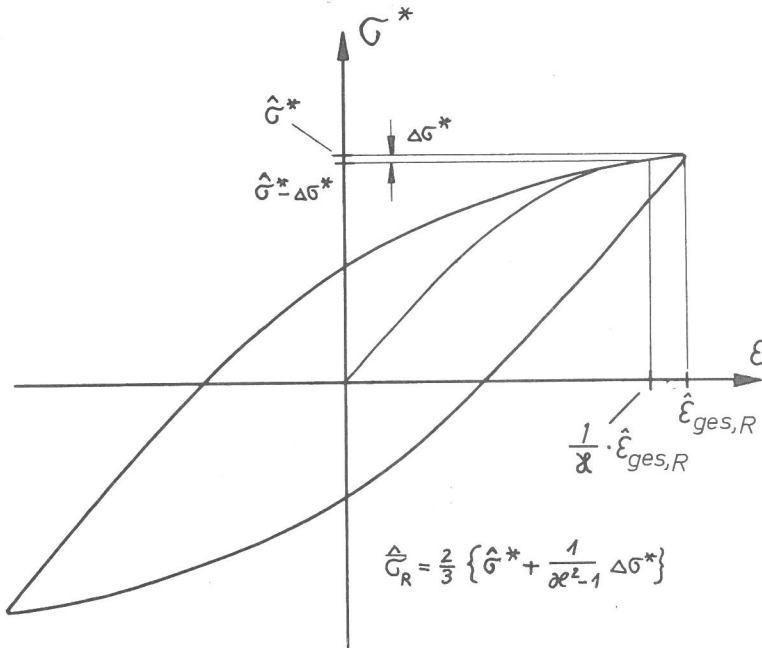
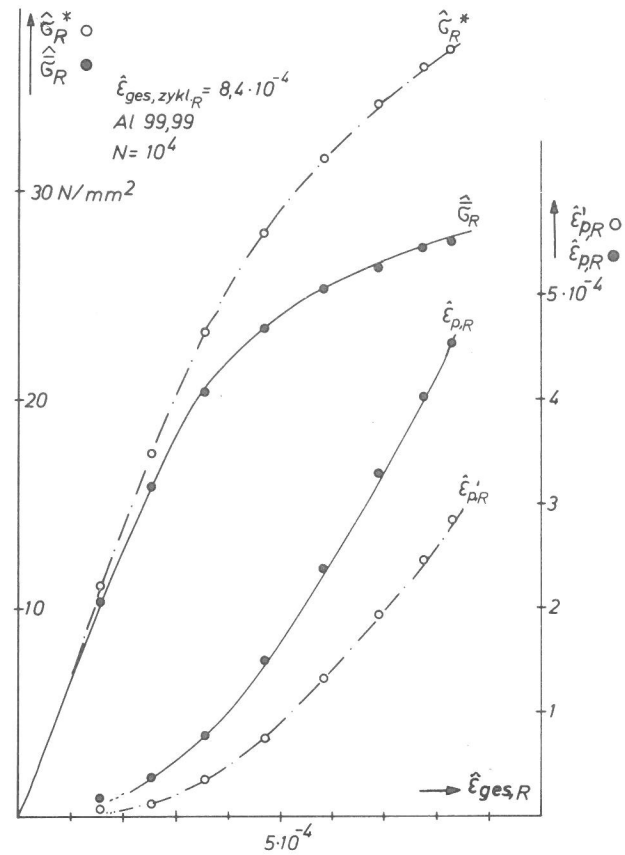


Abb. 3.9
Zur Ermittlung der Randspannung $\hat{\sigma}_R$ aus der Hysterese

Abb. 3.10
Randspannung $\hat{\sigma}_R$ und plastische Randdehnung $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ als Funktion der Gesamtdehnung für eine Al 99,99-Wechselbiegeprobe, vgl. Abb. 3.6



zitätsgrenze deutlich stärker ab als $\hat{\sigma}_R^*$ ($\hat{\epsilon}_{ges,R}$) und verläuft flacher und weniger stark gekrümmt. Bei hohen Gesamtdehnungsamplituden ist $\hat{\sigma}_R$ deutlich kleiner als $\hat{\sigma}_R^*$. Entsprechend dem Spannungsverlauf steigt die plastische Randdehnung $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ steiler an als die Hystereseöffnung $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ und erreicht Werte, die bei hohen Gesamtamplituden um $\approx 50\%$ größer sind als $\hat{\epsilon}'_{p,R}$.

3.5 Berechnung der Randdehnung

Die Umrechnung vom Biegewinkel α auf Dehnungswerte ϵ für die höchstbeanspruchte Oberflächenschicht gemäß Glg. (3.4) ist ungenau für den Tailenbereich der Probe, da die Verformungen in den Probenbereichen zwischen Einspannvorrichtung und Taille vernachlässigt werden. Zur Berechnung des auf den Tailenbereich entfallenden Anteils des Gesamtbiegewinkels wurde für eine zweifach ge-

kerbte Flachprobe (Abb. 3.11), die durch die Abmessungen d_T, b, l_K und r im Taillenbereich sowie d_S, B, L_K und R im Schaftbereich gekennzeichnet ist, der Biegewinkelverlauf in Längsrichtung der Probe für den Fall elastischer Beanspruchung berechnet. Der Biege-

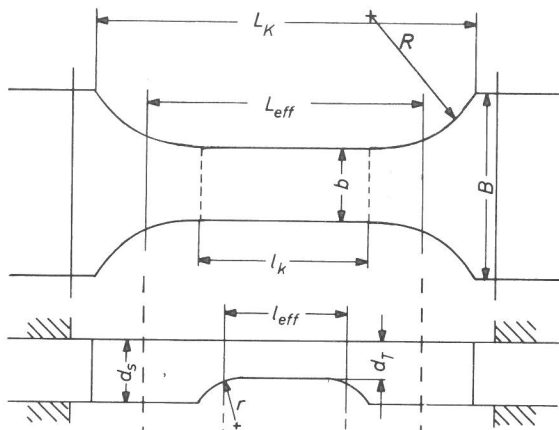
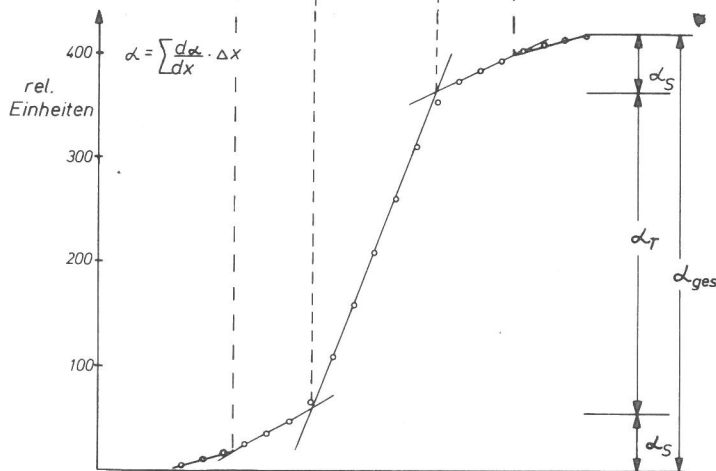


Abb. 3.11
Verlauf des Biegewinkels α längs einer in zwei Richtungen taillierten Flachprobe, elastische Näherung



winkelgradient $d\alpha(x)/dx$ ($\hat{=}$ Krümmung) ergibt sich dabei unter Vernachlässigung von Kerbwirkung und Kanteneffekten zu

$$(3.18) \quad \frac{d\alpha(x)}{dx} = \frac{c}{b(x) \cdot d^3(x)}$$

Der Verlauf des Biegewinkels $\alpha(x)$ längs der Probe ist in Abb.3.11 unten dargestellt. Auf den Taillenbereich entfällt danach ein Biegewinkel $\alpha_T \approx 0,7 \cdot \alpha_{ges}$, während in den Schäften jeweils $\alpha_S \approx 0,15 \alpha_{ges}$ auftritt.

Berechnungen des Quotienten α_T/α_{ges} wurden für Proben verschiedener d_T/d_S - und b/B -Verhältnisse durchgeführt. Es wurden dabei die effektiven Längen l_{eff} der Taille und L_{eff} der Gesamtprobe berechnet, die sich jeweils als Abstand der Schnittpunkte der Tangenten an die jeweiligen $\alpha(x)$ -Kurven ergeben. Wird mit diesen effektiven Längen gerechnet, so bedeutet das einen rechnerischen Ersatz der

Radien durch Stufen. Für die effektiven Längen ergibt sich als empirische Näherung:

$$(3.19) \quad l_{eff} = l_k - 2(1 - 0,65 \sqrt[3]{d_T/d_s}) \cdot (2r \cdot \Delta d - \Delta d^2)^{1/2}; \quad \Delta d = d_s - d_T$$

$$L_{eff} = L_k - 0,88 (R \cdot \Delta B - \Delta B^2/4)^{1/2}; \quad \Delta B = B - b$$

Zwischen Gesamtbiegewinkel α_{ges} und Biegewinkel der Taillenzone α_T ergibt sich bei Voraussetzung konstanten Biegemomentes wegen:

$$(3.20) \quad M_T = W_T \cdot \sigma_T = \frac{b \cdot d_T^2}{6} \cdot E \cdot \epsilon_T = \frac{b \cdot d_T^2}{6} \cdot E \cdot \alpha_T \cdot \frac{d_T}{2 l_{eff}}$$

$$M_S = W_S \cdot \sigma_S = \frac{b \cdot d_s^2}{6} \cdot E \cdot \epsilon_S = \frac{b \cdot d_s^2}{6} \cdot E \cdot \alpha_S \cdot \frac{d_s}{2 L_{eff}}$$

$$\alpha_T = \frac{M_T \cdot 12 l_{eff}}{E \cdot b \cdot d_T^3}$$

$$\alpha_S = \frac{M_S \cdot 12 L_{eff}}{E \cdot b \cdot d_s^3} = \frac{L_{eff}}{l_{eff}} \cdot \left(\frac{d_T}{d_s}\right)^3 \cdot \alpha_T$$

die Beziehung:

$$\alpha_{ges} = \alpha_T + 2\alpha_S = \alpha_T \left(1 + 2 \frac{L_{eff}}{l_{eff}} \cdot \left[\frac{d_T}{d_s}\right]^3\right)$$

Diese Beziehung wird benötigt, da α_T der Messung nicht direkt zugänglich ist sondern nur der Gesamtbiegewinkel α_{ges} . Der Zusammenhang zwischen Taillen-Randdehnung und gemessener Biegewinkelsignalspannung $U_{\alpha_{ges}}$ ergibt sich dann zu:

$$(3.21) \quad U_{\alpha_{ges}} = f \cdot \alpha_{ges} = f \cdot \alpha_T \left(1 + 2 \frac{L_{eff}}{l_{eff}} \left[\frac{d_T}{d_s}\right]^3\right) \\ = f \cdot \frac{d_T}{l_{eff}} \left(1 + 2 \frac{L_{eff}}{l_{eff}} \left[\frac{d_T}{d_s}\right]^3\right) \cdot \epsilon_T$$

Für eine genau vermessene Eichprobe, bei der mit einem DMS die Dehnung direkt gemessen wurde, ergab sich für den Umrechnungsfaktor f:

$$f = 24,5 \text{ mV} / 10^{-4}$$

Fehlerbetrachtung:

Die Dehnungsberechnung für kleine, zweifach taillierte Proben enthält einige Näherungen und wird stark beeinträchtigt durch die Meßgenauigkeit der Probendimensionen. Insbesondere bei elektrolytisch polierten Proben mit abgerundeten Kanten und stärkeren Formfehlern sind für die linearen Abmessungen relative Fehler von ca $\pm 2\%$ anzusetzen. Wird angenommen, daß die Näherungen für die Berechnung der effektiven Längen zu einem zusätzlichen Fehler von $\pm 2\%$ führen, so ergibt sich unter Berücksichtigung der Terme in (3.21) überschlagsmäßig ein Gesamtfehler von ca. $\pm 5\%$ für die angegebenen Dehnungswerte.

Die voranstehenden Berechnungen gelten für elastische Beanspruchung sowohl im Taillenbereich als auch in den Einspannschäften. Nach Überschreitung der Fließgrenze, die i.a. nur im Taillenbereich erfolgt, steigt das Biegemoment nur noch geringer an. Die Biegewinkelverteilung ändert sich dann dergestalt, daß bei Erhöhung des Gesamtbiegewinkels der Biegewinkelanteil in den Schäften unterproportional, im Taillenbereich aber überproportional anwächst. Die wahre Randdehnung in der Taille ist daher nach Überschreiten der Fließgrenze höher als die Nenndehnung. Diese Dehnungsüberhöhung hängt sowohl von der Fließspannung als auch von der Dehnungsamplitude, vom Gefüge und vom Zerrüttungszustand (Verfestigung) der Probe ab, ferner von den leicht unterschiedlichen Probenabmessungen.

4. Mechanische Änderungen

4.1 Charakteristische Hystereseänderungen

Das mechanische Verhalten der Al-Proben im Wechselbiegeversuch wird durch die Reinheit, die Beanspruchungsamplitude, das Gefüge (Korngröße, Textur) sowie durch den Spannungszustand der Probe bei Versuchsbeginn mitbestimmt. Trotzdem lassen sich einige Grundzüge des mechanischen Verhaltens der Al-Proben angeben, die sich aus den Änderungen der mechanischen Hysterese mit wachsender Zyklenzahl ablesen lassen.

In den ersten Belastungszyklen erfolgt i.a. eine schnelle Anfangsverfestigung, die Momentamplitude nimmt zu, die Schleifenöffnung wird kleiner. Aufgrund dieser Verfestigung sind die ersten Schleifen nicht geschlossen, im Rahmen der Meßgenauigkeit geschlossene Schleifen liegen erst ab $N \geq 5$ vor. Diese Anfangsverfestigung ist nach $N \approx 20 \dots 150$ abgeschlossen, anschließend erfolgt eine geringfügige Entfestigung, die nach $N = 10^3 \dots 10^4$ in ein Plateau einmündet. Die Hysteresedaten bleiben dann über ein ausgedehntes Zyklenzahlintervall praktisch konstant. Diese Änderungen der Hysterese bis in dieses Stadium sind nicht sehr augenfällig, deutlichere Änderungen ergeben sich erst im Stadium des makroskopischen Rißwachstums, wie in Bild 4.1 erkennbar wird. Auffällig ist eine deutliche Abnahme der Momentamplitude und die zunehmende Ausbildung von "Zipfeln" (compliance) an den Umkehrpunkten. Die Abnahme der Mo-

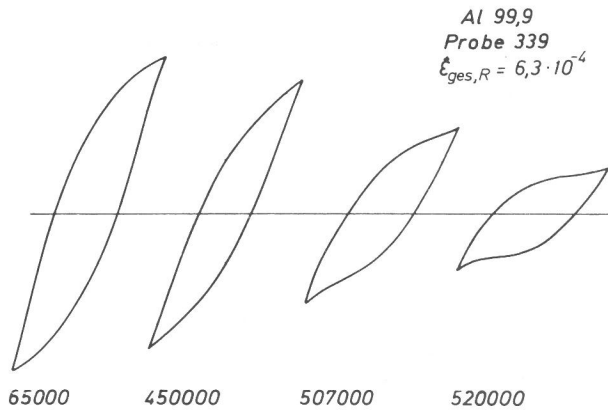


Abb. 4.1
 Hysteresen einer Al 99,9-Wechselbiegeprobe bei verschiedenen Zyklenzahlen

mentamplitude wird hervorgerufen durch die Verminderung des Widerstandsmomentes der Probe aufgrund des fortschreitenden Rißwachstums. Die Zipfel entstehen durch Schließung von Rissen vor Erreichen des maximalen Biegewinkels auf der sich jeweils in der Druckphase befindlichen Probenoberfläche, wodurch das wirksame Widerstandsmoment der Probe jeweils erhöht wird. Aus dem Auftreten der Zipfel in beiden Umkehrpunkten der Belastung kann auf das Vorhan-

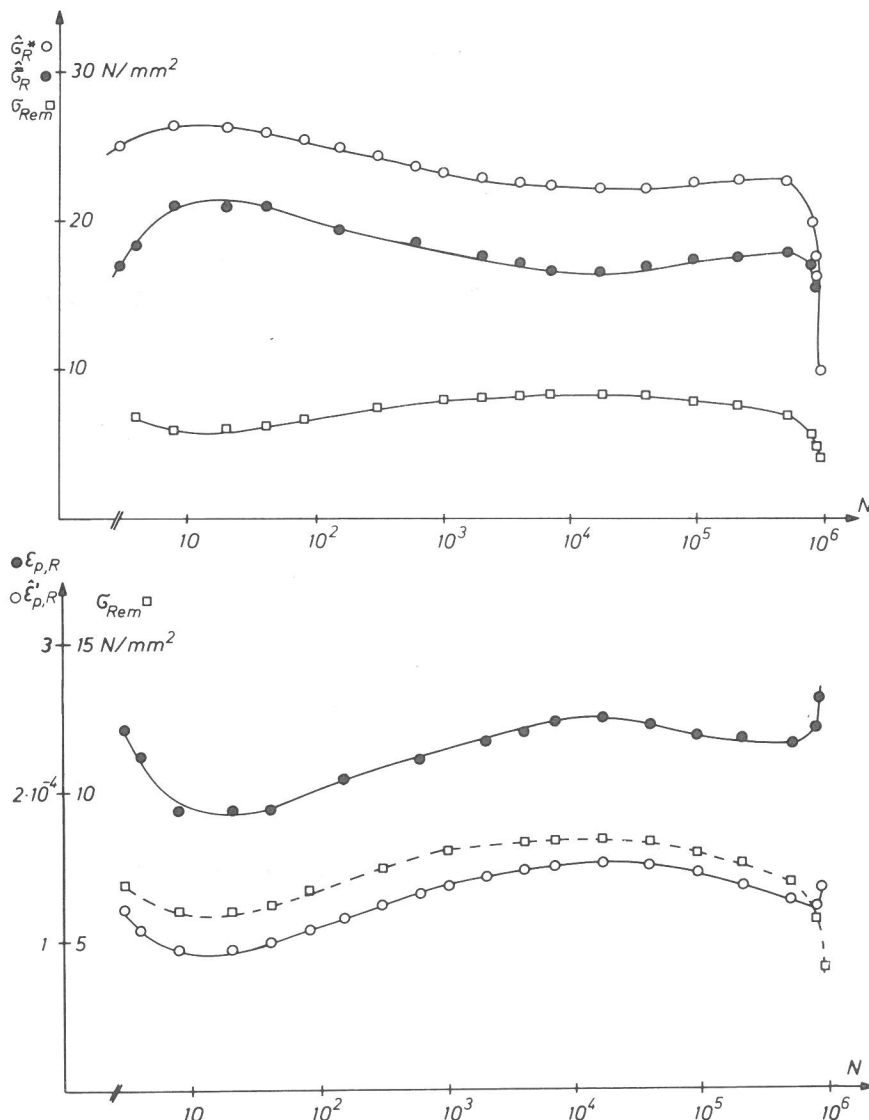


Abb. 4.2
 Änderungen der einzelnen Hysterese-Kenngrößen als Funktion der Zyklenzahl für eine Al 99,9-Wechselbiegeprobe, $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$

a) Spannungswerte $\hat{\sigma}_R^*$, $\hat{\sigma}_R$ und σ_{Rem}
 b) Dehnungswerte $\hat{\epsilon}_{p,R}$ und $\hat{\epsilon}_{p,R}^*$

densein von Zerrüttungsrissen auf beiden gegenüberliegenden Probenoberflächen geschlossen werden (vgl. auch Abschnitt 6.2.2). Die Änderung der einzelnen Hysterese-Kennwerte einer Al 99,9-Probe als Funktion der Zyklenzahl N geht aus Bild 4.2 hervor. In Abb. 4.2a sind die Spannungswerte $\hat{\sigma}_R^*$, $\hat{\sigma}_R$ und σ_{Rem} (vgl. Abschnitt 3.2 und 3.4) als Funktion von N dargestellt. $\hat{\sigma}_R^*$ und $\hat{\sigma}_R$ haben tendenziell den gleichen Verlauf: zunächst eine Anfangsverfestigung, Durchlaufen eines schwachen Maximums, Einlaufen in ein Plateau ($N = 10^4 \dots 10^5$), geringfügige Verfestigung ($N \approx 2 \cdot 10^5$) und Steilabfall (bei logarithmischer Darstellung!). Der Verlauf von σ_{Rem} (als Maß für die Spannung bei nulldurchgang der Dehnung) zeigt einen zu $\hat{\sigma}_R^*$ und $\hat{\sigma}_R$ inversen Verlauf, d.h. Verfestigung äußert sich in einem Abfall von σ_{Rem} , entsprechend Entfestigung in einem Anstieg von σ_{Rem} . Dieses Verhalten gilt bis zum Beginn des Makrorißfortschrittes, in dem σ_{Rem} die gleiche (fallende) Tendenz annimmt wie $\hat{\sigma}_R^*$ und $\hat{\sigma}_R$. Abb. 4.2b zeigt den Verlauf von $\hat{\epsilon}'_{p,R}$, als Maß für die plastische Dehnung bei nulldurchgang des Momentes und $\hat{\epsilon}_{p,R}$, der nach Glg. (3.17) berechneten plastischen Dehnung in der Probenrandzone. Beide Größen zeigen tendenziell den gleichen Verlauf, wobei aber $\hat{\epsilon}_{p,R}$ stets deutlich größer ist als $\hat{\epsilon}'_{p,R}$. Die Verfestigung der Probe äußert sich in einem Abfall von $\hat{\epsilon}_{p,R}$, bei Entfestigung wächst $\hat{\epsilon}_{p,R}$ an. Zum Vergleich ist in Abb. 4.2b der Verlauf von σ_{Rem} eingetragen. σ_{Rem} zeigt die gleiche Tendenz wie $\hat{\epsilon}'_{p,R}$, d.h. vertikal und horizontal gemessene Öffnung der Hystereseschleife ändern sich bis zum Beginn des Rißwachstums stets gleichsinnig.

Aussagegehalt der einzelnen Meßgrößen:

Die fiktive elastische Randspannung $\hat{\sigma}_R^*$ und die nach Glg. (3.16) berechnete Randspannung $\hat{\sigma}_R$ zeigen stets tendenziell den gleichen Verlauf, so daß für den qualitativen Vergleich verschiedener Proben die (einfacher zu berechnende) Spannung $\hat{\sigma}_R^*$ ein sinnvolles Maß darstellt. Die Randspannung $\hat{\sigma}_R$ liegt bei überelastischer Beanspruchung stets unter $\hat{\sigma}_R^*$, wobei aber die Differenz um so größer ist, je höher der plastische Dehnungsanteil ist. Für quantitative Vergleiche ist daher $\hat{\sigma}_R$ als Vergleichsgröße vorzuziehen. In ähnlicher Weise verhalten sich die Meß- bzw. Rechengrößen $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ und $\hat{\epsilon}_{p,R}$. Für den qualitativen Vergleich verschiedener Proben ist die (einfacher zu berechnende) Schleifenöffnung $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ ausreichend, für quantitative Aussagen ist $\hat{\epsilon}_{p,R}$ vorzuziehen.

Die Meßgrößen $\hat{\epsilon}_{p,R}$ und σ_{Rem} verhalten sich ähnlich, so daß i.a. die Erfassung einer der beiden Größen ausreicht. Da $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ meist eine geringfügige stärkere Variation zeigt und außerdem bei Flankenwinkeln $\varphi > 45^\circ$ genauer zu messen ist, wurde $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ vorgezogen. Die vertikale Schleifenöffnung, σ_{Rem} , ist eine nützliche Größe zur (qualitativen) Beschreibung der Rißfortschrittsvorgänge, die den Zerrüttungsbruch einleiten. Alle Spannungs- und Dehnungsgrößen beziehen sich auf die höchstbeanspruchten Oberflächenzonen der Biegeprobe. $\hat{\sigma}_R$ und $\hat{\epsilon}_{p,R}$ sind Mittelwerte für die in diesen Zonen wirksamen Spannungen und plastischen Dehnungen. Dies gilt aber nur für die nicht rißbehaftete Probe, im Stadium des Rißwachstums ändert sich das Widerstandsmoment der Probe und die Dehnungsverteilung wird inhomogen. $\hat{\sigma}_R$ und $\hat{\epsilon}_{p,R}$ verlieren als Größen zur Beschreibung der Werkstoffbeanspruchung und -änderung mit zunehmender Rißtiefe an Bedeutung. Die lokal an den Rißspitzen auftretenden Werte von Spannung und plastischen Dehnungen können aus der Hystereseschleife nicht berechnet werden.

4.2 Einfluß der Dehnungsamplitude

Ergänzend zu den REM-Untersuchungen der Verformungstopographie wurden Zerrüttungsversuche mit mechanisch polierten Proben an Luft mit unterschiedlichen Dehnungsamplituden durchgeführt. Die Zyklenzahlabhängigkeit der Meßgrößen $\hat{\sigma}_R^*$ und $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ für 5 mit unterschiedlicher Dehnungsamplitude wechselbiegeverformter Al 99,9-Proben ungefähr einheitlicher Korngröße zeigt Abb. 4.3. Es ist für alle Proben eine Anfangsverfestigung (Anstieg von $\hat{\sigma}_R^*$, Abfall von $\hat{\epsilon}'_{p,R}$) festzustellen, die mit steigendem $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ stärker ausgeprägt ist. Die sich im Plateau ($N \approx 10^4$) einstellenden $\hat{\sigma}_R^*$ -Werte nehmen mit wachsendem $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ zu, ebenso wird $\hat{\epsilon}'_p$ mit wachsendem $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ größer. Die zweite Verfestigungsphase ist bei kleinen Amplituden nur angedeutet, bei großen $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ -Werten aber deutlich ausgeprägt.

Der Steilabfall des Moments ($\hat{\sigma}_R^*$) beginnt bei hohen Amplituden bereits bei $N < 10^5$, während bei kleiner Amplitude $5 \cdot 10^5$ Zyklen ohne Anzeichen von Rißwachstum ertragen werden. Die in Abb. 4.3 gezeigten Tendenzen gelten für alle rekristallisierten bzw. spannungsfrei "geglühten" Al-Proben, unabhängig von der Reinheit und der Oberflächenbearbeitung. Die Verfestigungsphase vor Beginn des Momentabfalls ist bei Al 99,9 meist mehr oder weniger stark ausgeprägt vorhanden. Bei Al 99,99 und Al 99,999 ist diese Verfestigungsphase weniger deutlich ausgeprägt, Abb. 4.4a. Eine Ausnahme macht dabei die einkri-

stalline Probe mit Korngröße ca. 3000 μm , bei der wegen des Fehlens von Korngrenzen das Ribwachstum entlang der Gleitbänder erfolgen mußte. Dies führt zur Schlußfolgerung, daß die starke Verfestigung, die insbesondere bei Al 99,9 vor dem Momentabfall beobachtet wird, auf Bildung und Wachstum von Zerrüttungsrissen in Gleitbändern zurückzuführen ist.

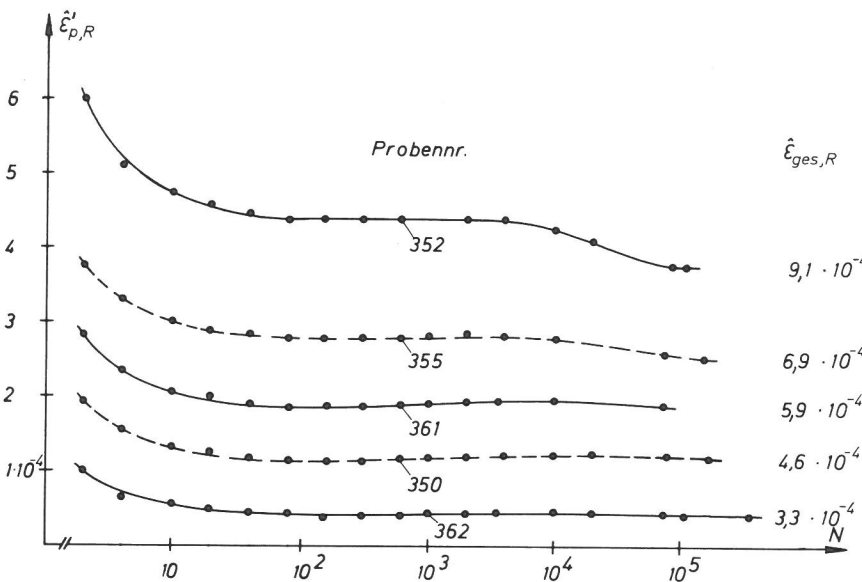
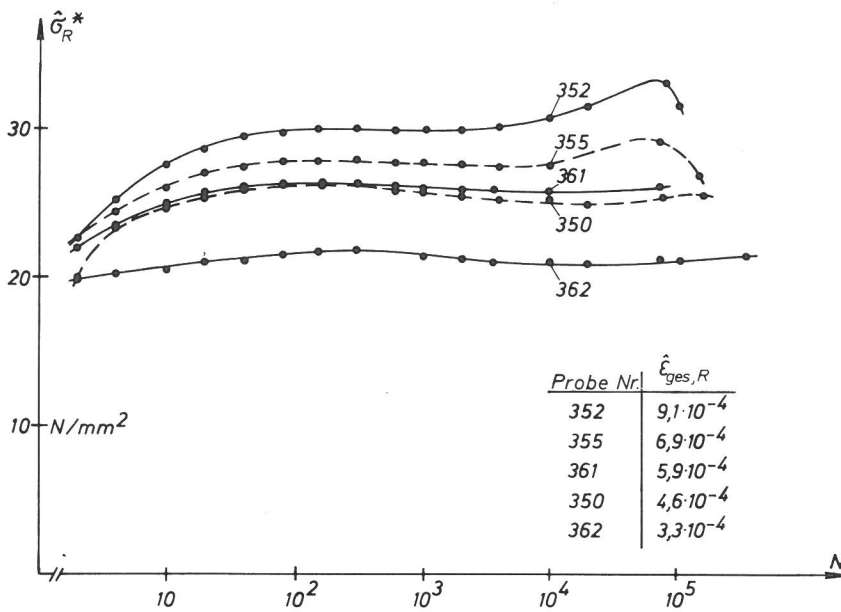


Abb. 4.3
 Änderung der Hysterese-Kennwerte für 5 mit unterschiedlicher Gesamtdehnungsamplitude wechselbiegeverformte Al 99,9-Proben
 a) Spannungswerte $\hat{\sigma}_R^*$
 b) Dehnungswerte $\hat{\epsilon}'_{p,R}$

4.3 Einfluß von Reinheit und Korngröße

Das Wechselverformungsverhalten von Al-Biegeproben wird vom Gefügestand und durch die Reinheit mitbestimmt. Maßgeblicher Gefügeparameter ist dabei die Korngröße, einen Einfluß auf das Anfangsverhalten hat ferner der Spannungszustand der Probe bei Versuchsbeginn. Bei statisch oder zyklisch vorverformten Proben kann

die Phase der Anfangsverfestigung teilweise oder vollständig unterdrückt werden, woraus eine Anfangsentfestigung resultieren kann, die aber nach $N \approx 10^4$ abgeschlossen ist, sich danach nicht mehr im mechanischen Verhalten der Proben widerspiegelt, vgl. auch /6/.

Die Einflüsse von Reinheit des Probenmaterials und der Korngröße auf das mechanische Verhalten der Wechselbiegeproben sind stets überlagert. Zum Vergleich verschiedener Proben wird das mechanische Verhalten (Hysterese) im Plateaubereich herangezogen, das bei allen Proben bei $N \approx 10^4$ erreicht wird. In diesem "Zerrüttungszustand" sind sowohl Einflüsse von Vorverformungen schon abgebaut als auch Einflüsse des Rißwachstums (für Dehnungsamplituden $\hat{\epsilon} \leq 10^{-3}$) noch nicht wirksam.

Der Parameter "Korngröße" ist problematisch für die hier untersuchten, meist relativ grobkörnigen Proben. Einerseits ist die Korngrößenbestimmung mit abnehmender Anzahl der Körner mit zunehmender Unsicherheit behaftet, zum anderen ist bei sehr grobem Korn nicht nur die Größe einzelner Körner maßgeblich sondern auch deren Orientierung. Je größer einzelne Körner sind, insbesondere in Oberflächennähe, um so größer werden die zu erwartenden Streuungen des mechanischen Verhaltens der Proben, woraus deutliche Unterschiede auch für Proben mit gleicher "Nennkorngröße" resultieren können. Abb.4.4 zeigt die Zyklenzahlabhängigkeit der Hysterese-Kennwerte für drei Al 99,999-Proben, die mit ungefähr gleicher Dehnungsamplitude wechselbiegebeansprucht wurden, jedoch deutliche Unterschiede in der Korngröße aufweisen. Abb. 4.4a zeigt den Momentenverlauf der drei Proben ($\hat{\sigma}_R^*$), der im Plateaubereich ($N \approx 10^4$) für die feinkörnige Probe ungefähr den doppelten Wert der einkristallinen Probe erreicht. Entsprechend dem inversen Verhalten der Hysterese-Kennwerte $\hat{\sigma}_R^*$ und $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ für die einkristalline Probe $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ ungefähr doppelt so groß wie für die feinkörnige Probe, Abb. 4.4b. Im $\hat{\sigma}_R^* - \hat{\epsilon}'_{p,R}$ - Diagramm, vgl. Abb. 3.6, liegen die drei Proben deutlich separiert. Abb. 4.5. Zusätzlich zu den Werten des Zerrüttungsversuches sind die bei $N = 10^4$ ermittelten zyklischen Spannungs-Dehnungskurven eingezeichnet, die Aussagen über das Hystereseverhalten bei kleineren Amplituden erlauben, insbesondere den Vergleich verschiedener Proben bei konstantem $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ ermöglichen. In Tabelle 1 sind die Kennwerte der mechanischen Hysterese im Sättigungsplateau ($N = 10^4$) für den interpolierten Wert von $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 5 \cdot 10^{-4}$ zusammengestellt. Mit zunehmender Korngröße steigt der plastische Dehnungsanteil an,

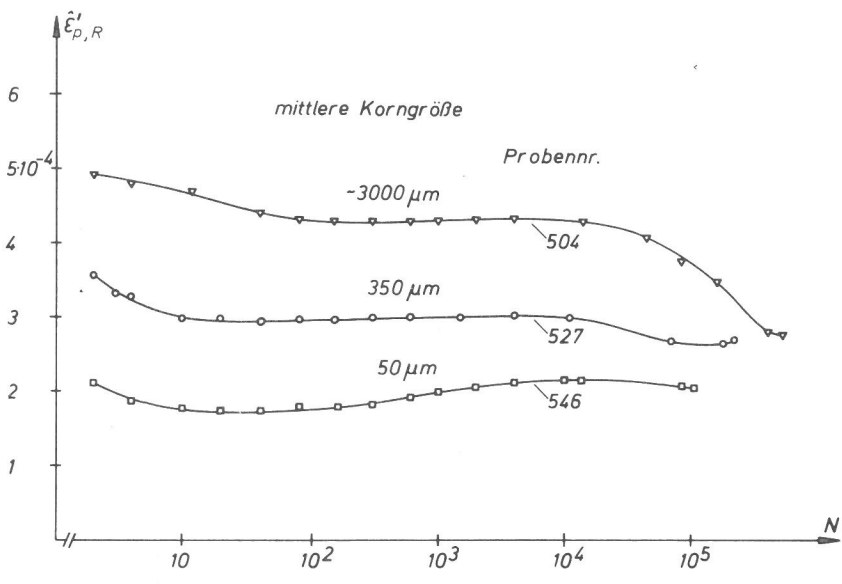
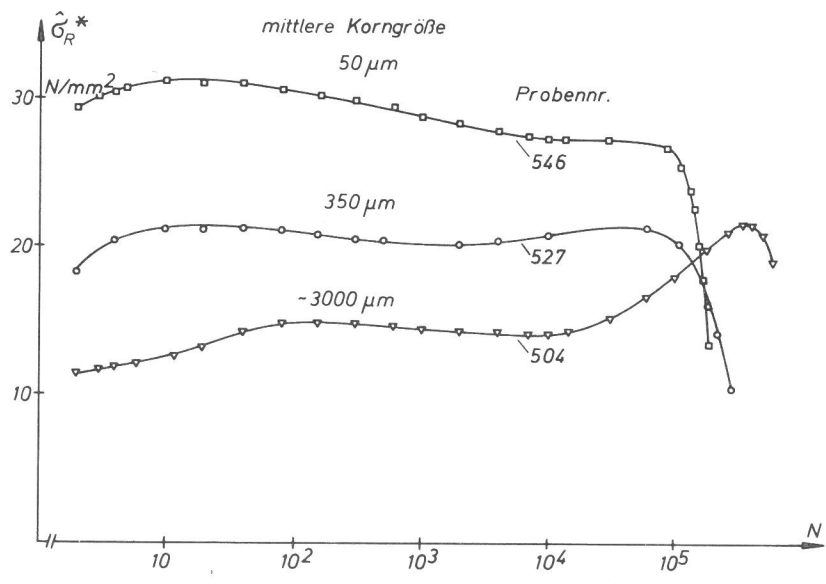


Abb. 4.4
 Änderung der Hysterese-Kennwerte für drei Al 99,999-Wechselbiegeproben mit unterschiedlicher Korngröße
 a) Spannungswerte $\hat{\sigma}_R^*$
 b) Dehnungswerte $\hat{\epsilon}'_{P,R}$

$\hat{\sigma}_R^*$ nimmt ab. Die gleiche Tendenz für den Einfluß der Korngröße ist für Al 99,9-Wechselbiegeproben feststellbar (Tabelle 1): mit zunehmender Korngröße nimmt der plastische Verformungsanteil zu, $\hat{\sigma}_R^*$ nimmt ab. Einige experimentell beobachtete Fälle für Al 99,9 und Al 99,999 sind in Abb. 4.6 zusammengestellt. Der Einfluß der Korngröße ist für beide Reinheitsgrade beträchtlich und kann den Einfluß der Reinheit überdecken; d.h. eine Al 99,9-Probe mit grobem Korn kann einen höheren plastischen Verformungsanteil aufweisen als eine feinkörnige Al 99,999-Probe. Die Überlappung der Streubänder des mechanischen Verhaltens der Wechselbiegeproben wird größer als in Abb. 4.6 dargestellt, wenn mehr als die bisherigen zweimal drei Proben berücksichtigt werden. Die Kennwerte des Sättigungsverhaltens von insgesamt 43 Proben der drei untersuchten Reinheitsgrade sind in Abb. 4.7 zusammengestellt; zusätzlich sind einige zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurven eingetragen.

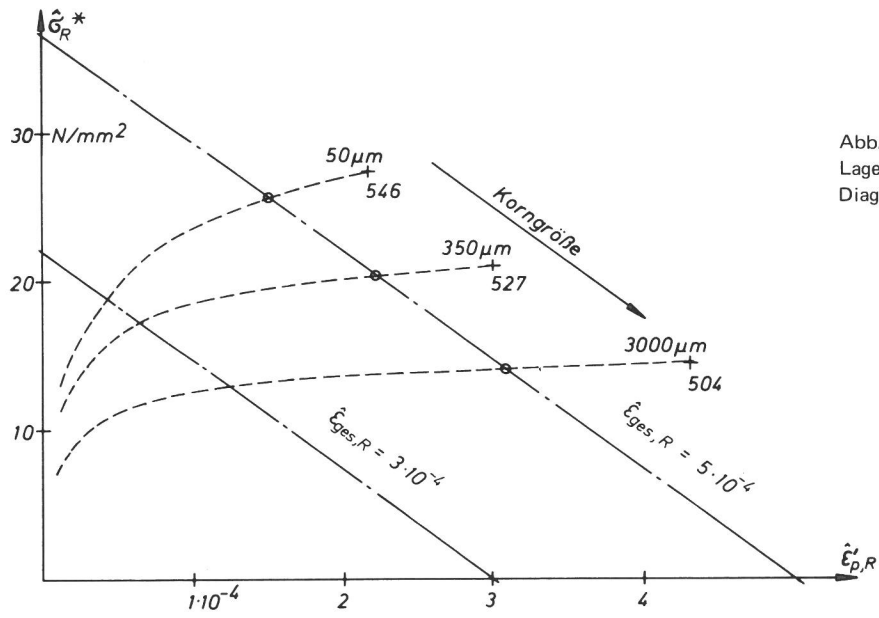


Abb. 4.5
Lage der drei Proben aus Abb. 4.4 im $\hat{\sigma}_R^* - \hat{\epsilon}'_{p,R}$ -Diagramm

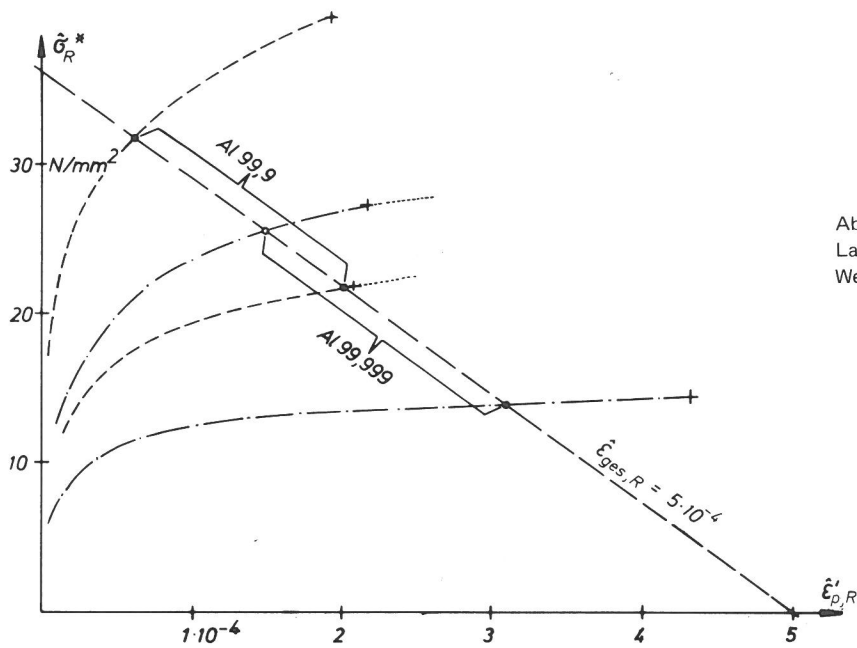


Abb. 4.6
Lage verschiedener Al 99,9- und Al 99,999-Wechselbiegeproben im $\hat{\sigma}_R^* - \hat{\epsilon}'_{p,R}$ -Diagramm

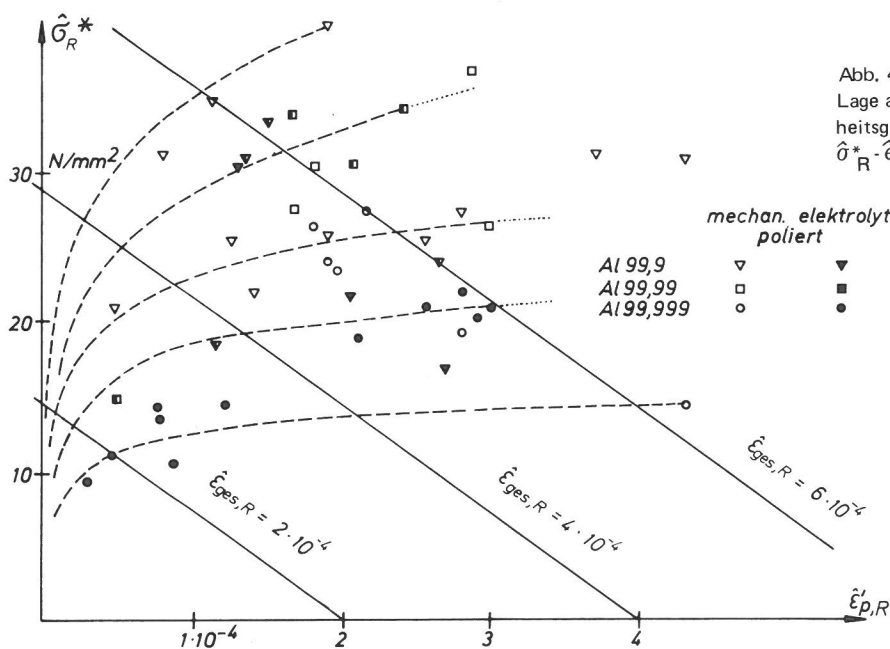


Abb. 4.7
Lage aller Wechselbiegeproben der drei Reinheitsgrade 99,9 %, 99,99% und 99,999% im $\hat{\sigma}_R^* - \hat{\epsilon}'_{p,R}$ -Diagramm

Probe	$\hat{\epsilon}_{ges,R}$ 10^{-4}	Korngröße μm	Kennwerte bei $\hat{\epsilon}_{ges,R}=5 \cdot 10^{-4}$ und $N=10\ 000$	
			$\hat{\sigma}_R^*$ N/mm^2	$\hat{\epsilon}_{p,R}$ 10^{-4}
546	6,2	50	25,7	1,5
527	6,0	350	20,5	2,2
504	6,5	3000	14,0	3,1
301	5,6	35	31,0	0,8
332	5,2	350	21,5	2,0
329	5,1	1000	17,0	2,7

Tabelle 1

Zusammenstellung von Hysterese-Kennwerten für je drei Proben Al 99,9 und Al 99,999 mit stark unterschiedlichen Korngrößen

4.4 Bruchlastspielzahl

Bei den durchgeführten Untersuchungen stand das Verformungsverhalten der Proben und einzelner Kristallite im Ribbildungs- und -wachstumsstadium im Vordergrund. Die Verformungstopographie der Oberfläche erfährt mit zunehmendem Ribfortschritt in das Probeninnere keine wesentlichen Änderungen mehr, insbesondere werden auch keine weiteren Risse gebildet. Die meisten Versuche wurden daher beendet, wenn Zerrüttungsriss vorhanden waren, die deutlich in das Probeninnere hineingewachsen waren, erkennbar an einer deutlichen Verringerung der Momentenamplituden. Einige Versuche wurden bis zum Bruch der Probe bzw. bis kurz davor durchgeführt. Daraus lassen sich Tendenzen aufzeigen, jedoch keine statistisch abgesicherten Gesetzmäßigkeiten ableiten. In Abb. 4.8 sind die $\hat{\sigma}_R^*(N)$ -Verläufe für drei Al 99,9-Proben ungefähr gleicher Korngröße dargestellt, die mit unterschiedlichen Gesamtdehnungsamplituden bis in das späte Ribwachstumsstadium wechselbiegeverformt wurden. Mit abnehmender Beanspruchung wird der Beginn des $\hat{\sigma}_R^*$ -Abfalles zu höheren Zyklenzahlen verschoben. Der $\hat{\sigma}_R^*$ -Abfall ist bei hoher Beanspruchung steiler als bei niedriger Beanspruchung, was bei linearer Auftragung über N deutlicher wird. Zur besseren Vergleichbarkeit der Momentverläufe ist

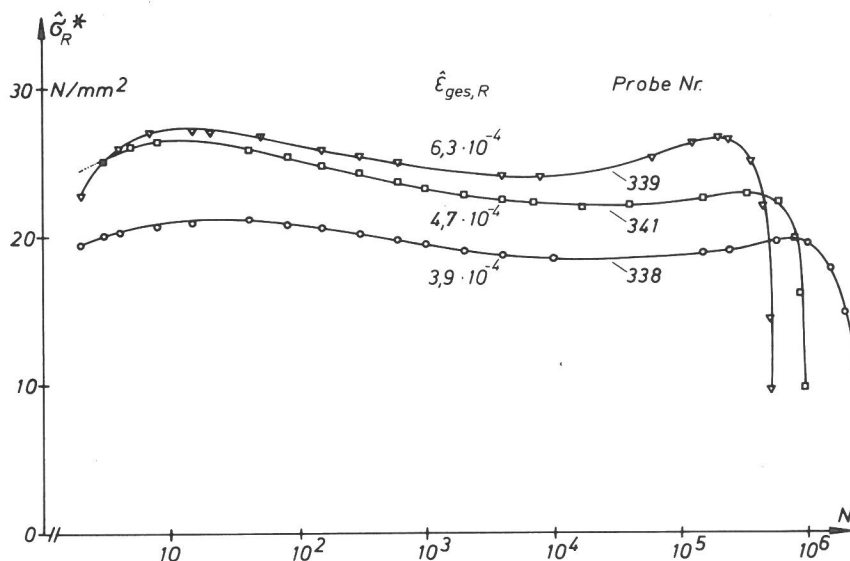


Abb. 4.8
Änderung der Hysterese-Kennwerte $\hat{\sigma}_R^*$ für drei mit unterschiedlichen Dehnungsamplituden bis kurz vor dem Bruch biegewechselbeanspruchten Al 99,9-Proben

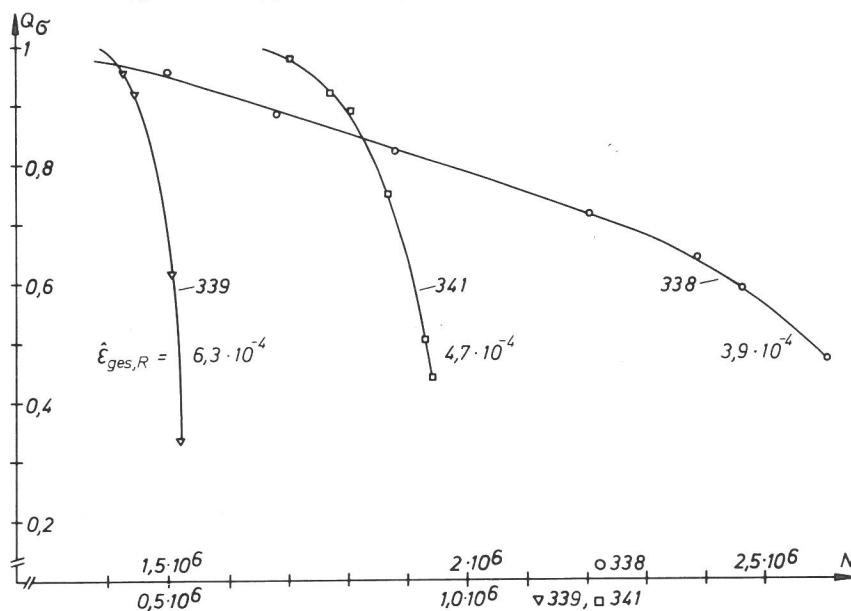


Abb. 4.9
Änderung der auf den Plateauwert bezogenen Momentenamplitude, $Q_\sigma = \hat{\sigma}_{R,N}^* / \hat{\sigma}_{R,10^4}^*$, mit wachsender Zyklenzahl N für drei Al 99,9-Proben

in Abb. 4.9 der Quotient $Q_\sigma = \hat{\sigma}_{R,N}^* / \hat{\sigma}_{R,10^4}^*$ linear über der Zyklenzahl N aufgetragen. Für die Probe mit niedrigster Beanspruchung gilt dabei die obere, für die beiden Proben mit höherer Beanspruchung die untere N -Skala. Die Momentabnahmegeschwindigkeit $v_M = -d(Q_\sigma)/dN$ nimmt für jede Probe zu mit wachsendem N , das heißt mit Annäherung an den Bruch.

Für vergleichende Betrachtung verschiedener Proben wird als "Ersatz-Bruchlastspielzahl" die Zyklenzahl $N_{0,5}$ gewählt, bei der das Moment bzw. $\hat{\sigma}_R^*$ auf 50% des Wertes im Plateaubereich ($N \approx 10^4$) abgefallen ist, d.h. $Q_\sigma = 0,5$. Als Maß für die Momentabfallgeschwindigkeit wird v_M für $Q_\sigma = 0,5$ gewählt, d.i. die Steigung der $Q_\sigma(N)$ -Kurve an dieser Stelle.

Die Ergebnisse für die drei Proben in Abb. 4.8 und 4.9 sind in Tabelle 2 zusammengestellt, in der zusätzlich weitere Proben der drei

Probe	$\hat{\epsilon}_{ges,R}$ $\cdot 10^{-4}$	$\hat{\epsilon}'_{p,R}$ $\cdot 10^{-4}$	$\hat{\sigma}_R^*$ N/mm ²	$N_{0,5}$ $\cdot 10^3$	V_M $\cdot 10^{-6}$
303	7,6	1,9	40,0	263	21,3
383	7,4	2,6	30,6	308	15,4
355	6,9	2,8	27,5	235	8,1
319	6,3	1,5	33,5	574	14,3
339	6,3	2,6	24,0	510	12,5
320	5,7	1,3	31,0	490	3,8
341	4,7	1,5	22,2	932	6,5
338	3,9	1,1	18,6	2 590	0,8
408	8,3	2,9	37,0	82	25,0
409	6,9	3,0	27,0	185	16,7
410	6,4	2,1	30,5	191	13,2
527	6,0	3,0	21,0	281	3,2
548	5,8	1,8	26,5	310	3,4
550	5,7	2,8	19,5	125	10,6
549	5,4	2,0	23,5	137	9,8

Tabelle 2
Zusammenstellung von Versuchskennwerten für Al-Wechselbiegeproben unterschiedlicher Reinheit

Reinheitsgrade aufgenommen sind. Die Momentabfallgeschwindigkeit $v_{M,Q_0=0,5}$ als Funktion von $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ ist in Abb. 4.10 dargestellt, aus dem die steigende Tendenz von v_M mit wachsendem $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ deutlich wird. Es ist jedoch eine beträchtliche Streuung vorhanden, insbesondere die Al 99,999-Proben zeigen eine starke Abweichung. Einen Beitrag zu der Streuung kann dabei die für die verschiedenen Proben unterschiedliche Korngröße liefern. Werden die Lastwechselzahlen $N_{0,5}$ als Funktion von $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ aufgetragen, so ergibt sich eine Darstellung vom Charakter einer Wöhlerkurve, die aber wegen der ge-

ringen Anzahl von Proben und Nichtkonstanz verschiedener Parameter nur tendenzielle Aussagen zuläßt, Abb. 4.11. Als Tendenz ist erkennbar, daß mit steigendem Gehalt an Verunreinigungen die "Wöhler-Kurven" zu höheren Zyklenzahlen verschoben sind.

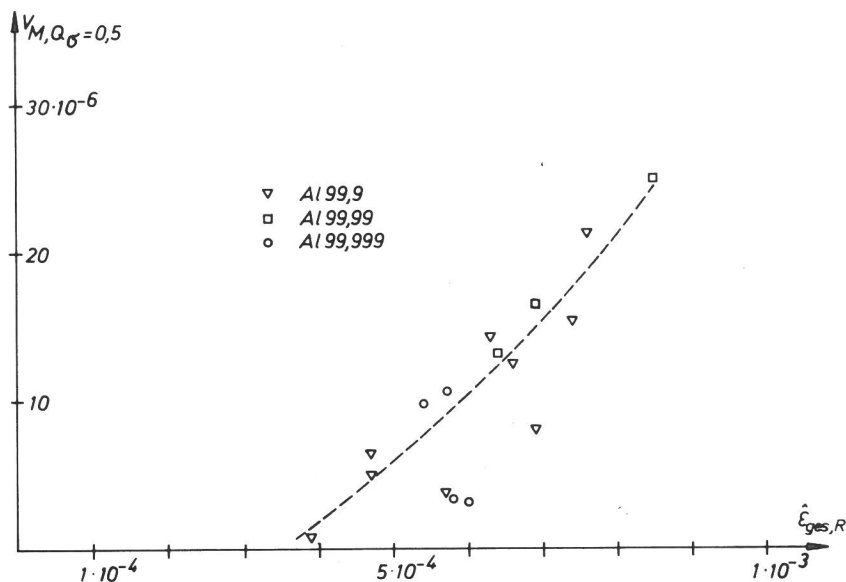


Abb. 4.10
Momentabfallgeschwindigkeit $v_M = (dQ_\sigma/dN)_{Q_\sigma=0,5}$ für verschiedene Al-Proben unterschiedlicher Reinheit als Funktion der Gesamtdehnungsamplitude $\hat{\epsilon}_{ges,R}$

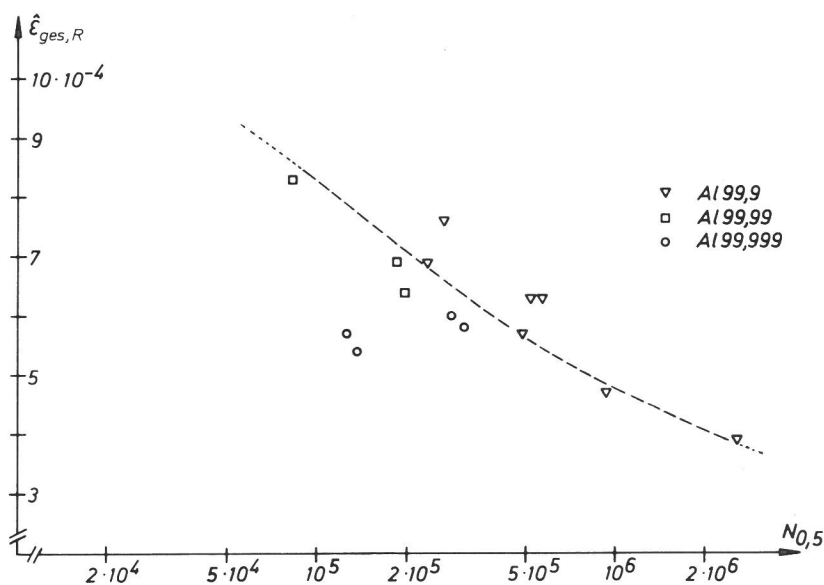


Abb. 4.11
Lastwechselzahlen $N_{0,5}$ bei unterschiedlichen Dehnungsamplituden $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ für Al-Proben unterschiedlicher Reinheit

5. Verformungstopographie von Aluminium

5.1 Allgemeine Entwicklung der Verformungstopographie

Ein wesentlicher Grundzug der plastischen Verformung bei Wechselbeanspruchung besteht darin, daß die im einzelnen Zyklus jeweils kleinen plastischen Verformungsbeiträge in den einzelnen Körnern kumulieren können. Durch Hin- und Rückverformung können in einzelnen

Körnern bei genügend großen Zyklenzahlen hohe Verformungsgrade auftreten, ohne daß damit eine nennenswerte Änderung der Korngemetrie verbunden sein muß. Außerdem können kleine Unterschiede der plastischen Verformungsbeiträge pro Zyklus in verschiedenen Körnern im Spätstadium der Zerrüttung zu drastischen Unterschieden der kumulierten plastischen Verformung in einzelnen Körnern führen, wie Abb. 5.1 beispielhaft zeigt.

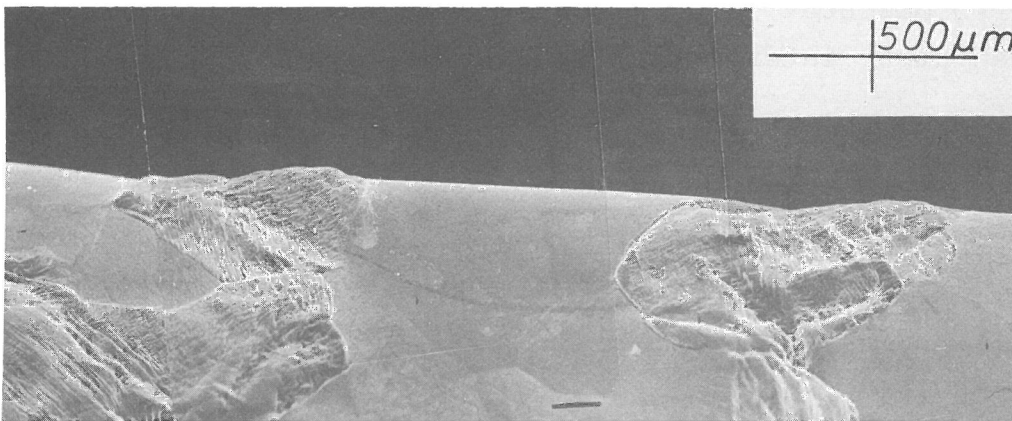


Abb. 5.1
Starke Unterschiede in den kumulierten plastischen Verformungen innerhalb benachbarter Körner durch Wechselbiegebeanspruchung

Die plastischen Verformungen der Al-Proben im Wechselbiegeversuch beginnen schon nach wenigen Belastungszyklen an den Probenoberflächen sichtbare Spuren zu hinterlassen. Bevorzugt erfolgen die ersten Abgleitungen zunächst in Körnern mit hohem Schmidfaktor (s. auch /1/, /3/). Schon nach $N < 100$ sind in solchen Körnern Gleitspuren sichtbar, die bereits den Charakter des Gleitbandes erkennen lassen, also nicht einsinnige Gleitstufen wie im Zugversuch sind. Die Zerrüttungs-Gleitspuren entstehen vorwiegend durch Abgleitungen im Hauptgleitsystem, sie sind zunächst lang und gerade und haben zueinander große Abstände. Mit fortschreitender Zerrüttung entstehen neue Gleitbänder, ihre Dichte wird größer, es entstehen auch kürzere Segmente. Es besteht dabei die Tendenz, daß die Gleitbandentwicklung in den einzelnen Körnern um so schneller abläuft, je höher die Beanspruchungsamplitude ist. Ausführlicher wird die Gleitbandentwicklung in Abschnitt 5.2 behandelt.

Neben den für Wechselverformung typischen Gleitbändern entwickelt sich in Kristalliten spezieller Orientierung zur Beanspruchungsrichtung ein weiteres für Wechselverformung charakteristisches Verformungsmuster, das allerdings erst bei höheren Zyklenzahlen und höherer Vergrößerung sichtbar wird. Dieses, in zwei Richtungen sehr regelmäßige Verformungsbild wird hier mit "Netzstrukturen" bezeich-

net und wird in Abschnitt 5.3 ausführlicher behandelt. Im Zusammenhang mit Netzstrukturen tritt vor allem bei niedrigeren Beanspruchungsamplituden noch eine sogenannte Feingleitung auf, Abschnitt 5.3.4.

Neben diesen beiden, meist sehr regelmäßigen und scharf definierten Verformungsmustern, die kristallographisch eindeutig als Ergebnis von Wechselabgleitung in einer Gleitebene (Gleitbänder) bzw. in mehreren Gleitebenen (Netzstrukturen) interpretierbar sind, werden auch Verformungsmuster beobachtet, die unscharfe Konturen aufweisen und kristallographisch nicht interpretiert werden konnten, Abb. 5.2.

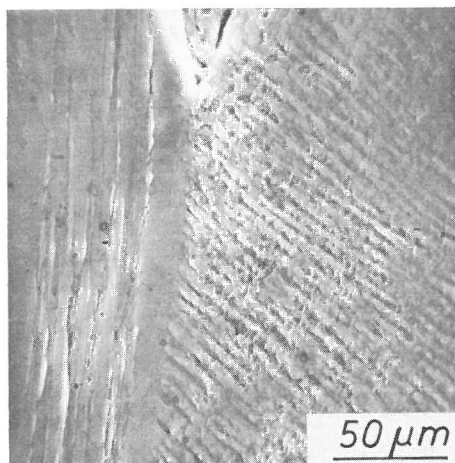


Abb. 5.2
Kristallographisch nicht identifizierbare Verformungsmuster bei Al 99,9
(Nr. 319, $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 6,3 \cdot 10^{-4}$, $N = 30\ 000$)

Im Spätstadium der Zerrüttung, insbesondere bei hohen Beanspruchungsamplituden, ist meist eine stark zunehmende Welligkeit und Aufrauung der Probenoberfläche zu beobachten. Es treten auch dann unregelmäßige, kristallographisch nicht identifizierbare Verformungen in Körnern auf, die anfangs regelmäßige Verformungsmuster aufwiesen.

Das für das Versagen eines Bauteils bzw. einer Probe durch Zerrüttung wesentlichste Verformungsdetail ist der Zerrüttungsriß. Risse entstehen bei den untersuchten Al-Wechselbiegeproben relativ frühzeitig an als Mikrokerben wirkenden Gleitbändern der Oberfläche, wobei jedoch Aussagen über den Zeitpunkt der Rißentstehung wegen des Problems der Rißdefinition (s. auch Abschnitt 5.4.1) nur bedingt möglich sind.

Allen Proben ist jedoch gemeinsam, daß eine Vielzahl von Zerrüttungsrisen an der Oberfläche gebildet und im REM-Bild erkennbar wird, noch bevor der Abfall der Momentamplitude einsetzt. Bevorzugte Orte der Rißbildung sind Gleitbänder bei Al 99,9 und Korngrenzen bei Al 99,999 (s. Abschnitt 5.4.3).

5.2 Gleitbänder

5.2.1 Erscheinungsform

Die Ausbildung von Gleitbändern an der Oberfläche wechselbiegeverformter Rein-Aluminium-Proben ist auffälliges und bei allen untersuchten Proben häufig vorkommendes Verformungsmerkmal. Kristallite mit starker Gleitbandentwicklung sind wegen des rastermikroskopischen Kanteneffektes schon bei kleinen Vergrößerungen deutlich erkennbar (Abb. 5.3). Die Bildung von Gleitbändern mit Extrusionen und Intrusionen wurde bereits ausführlich von FORSYTH /7/, /8/ beschrieben. Nach dem in /1/ ermittelten Orientierungskriterium für Gleitbandbildung - mittlere Lage im Orientierungsdreieck, bezogen auf Beanspruchungsrichtung - sind relativ viele Oberflächenkörner in der Lage, sich durch Abgleitung in Gleitbändern, i.a. verbunden mit Extrusionen- und Intrusionenbildung, plastisch zu verformen. Daher ist bei vielen Proben Gleitbandbildung beim überwiegenden Anteil der Oberflächenkristallite anzutreffen (Abb. 5.3a). Bei Proben mit texturbehaftetem Gefüge kann aber auch die Gleitbandbildung auf wenige, isolierte Kristallite beschränkt bleiben (Abb. 5.3b).



Abb. 5.3

Probenoberflächen nach Wechselbiegebeanspruchung mit unterschiedlicher Häufigkeit der Gleitbandentwicklung, Al 99,9

a) Gleitbandentwicklung dominierend Nr. 338, $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 3,9 \cdot 10^{-4}$, $N = 220\ 000$

b) Gleitbandentwicklung nur untergeordnet Nr. 337, $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 5,7 \cdot 10^{-4}$, $N = 73\ 000$

Gleitbänder sind schmale Gebiete konzentrierter Wechselabgleitung, die i.a. durch verformungsfreie Gebiete getrennt sind. In den meisten Fällen ist der Abstand der Gleitbänder größer als ihre Querausdehnung. Die Längsausdehnung der Gleitbänder ist wesentlich größer als ihre Querausdehnung und erreicht oft Werte in der Nähe der Kristallitausdehnung.

Gleitbänder entstehen vorwiegend in einer Gleitebenenschar und verlaufen daher an der Probenoberfläche parallel zueinander. Gelegentlich erfolgt auch Gleitbandbildung in zwei Gleitebenenscharen, so daß an der Oberfläche zwei Systeme paralleler, sich schneidender Gleitbänder entstehen.

Die "Feinstruktur" der Gleitbänder ist durch Extrusionen und Intrusionen gekennzeichnet, die i.a. ziemlich regelmäßig in den einzelnen Gleitbändern abwechseln. Es wird zuweilen aber auch in Kornbereichen das deutliche Vorherrschen des einen oder des anderen Verformungsmerkmals beobachtet. Unter Extrusionen werden dünne, oft zungenartige gekrümmte Materiallamellen verstanden, Abb. 5.4, die in den Gleitbändern aus der Probenoberfläche herausgeschoben werden. Intrusionen sind durch die Abgleitvorgänge in den Gleitbändern erzeugte Spalten, die nicht ohne weiteres mit Rissen gleichzusetzen sind. Abb. 5.4 zeigt die für Reinaluminium typische Ausbildung von Gleitbändern mit deutlicher Extrusionen- und Intrusionenentwicklung bei verschiedenen Vergrößerungen.

Abb. 5.5 soll einen Eindruck von der Erscheinungsvielfalt der Gleitbandausbildung vermitteln. Es sind 4 Körner einer Probe aus demselben Zerrüttungsstadium (spätes Reißwachstumsstadium) zusammengestellt. Die Gleitbandtopographie unterscheidet sich in den einzelnen Körnern sowohl bezüglich der Ausbildung der einzelnen Gleitbänder, als auch

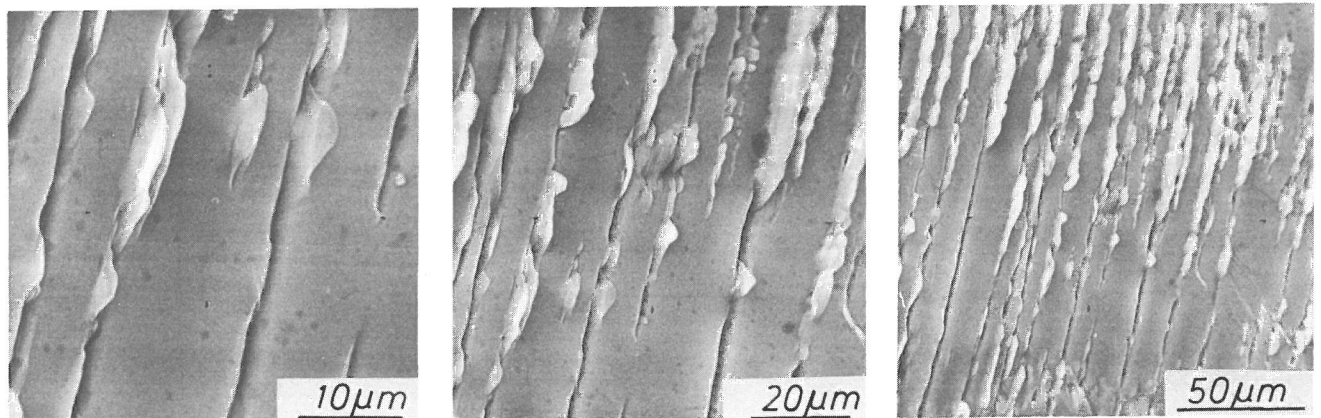


Abb. 5.4
Gleitbänder mit Extrusionen und Intrusionen an der Oberfläche einer wechselbiegeverformten Al 99,9-Probe (Nr. 341; $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 4,7 \cdot 10^{-4}$;
N = 940 000)

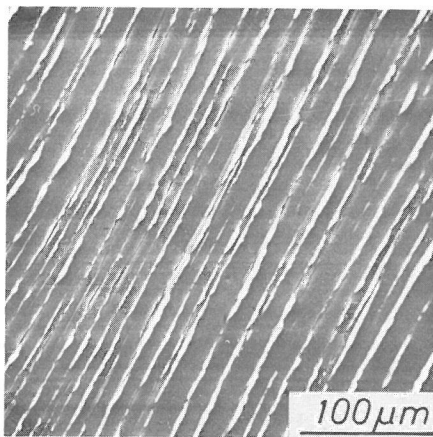
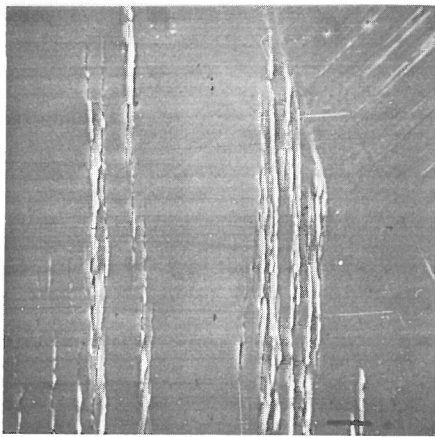
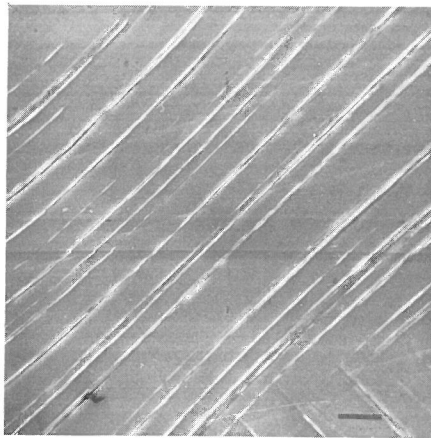
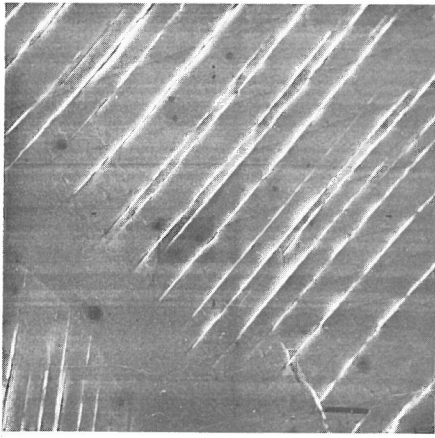


Abb. 5.5
 Unterschiedliche Gleitbandentwicklung
 in verschiedenen Körnern einer Al 99,9-
 Probe (Nr. 339, $N = 4,000$,
 $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 6,3 \cdot 10^{-4}$, $\hat{\sigma}_R = 17,2 \text{ N/mm}^2$)

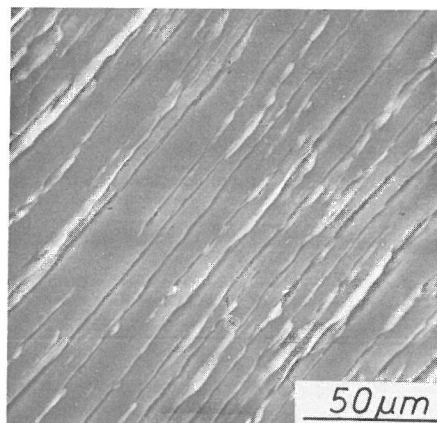
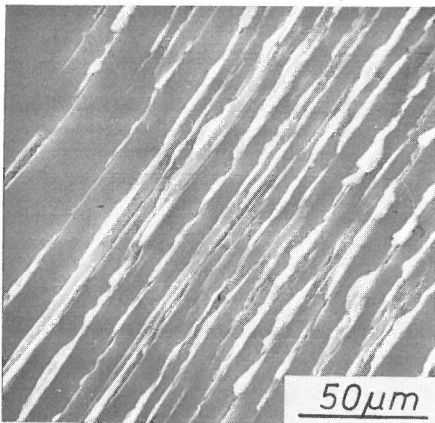


Abb. 5.6
 Lokales Vorherrschen von Extrusionen
 (a) bzw. Intrusionen (b) in Gleitbändern,
 Al 99,9
 a) Nr. 341; $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$, $N = 40000$
 b) Nr. 338; $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 3,9 \cdot 10^{-4}$, $N = 500000$

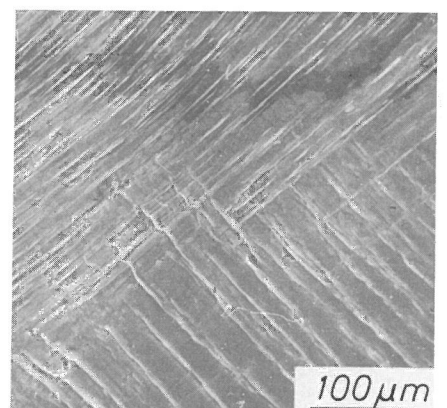
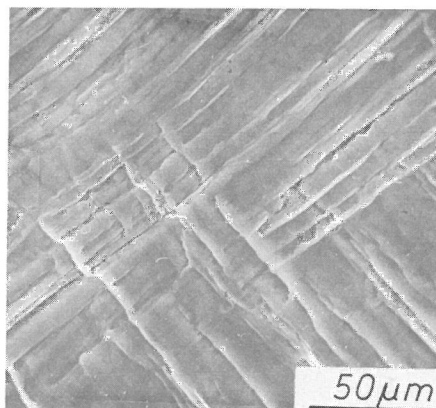
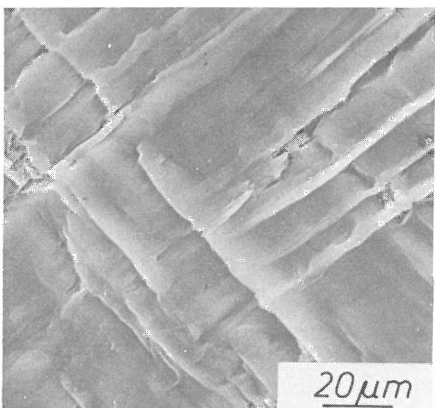


Abb. 5.7
 Schneiden von Gleitbändern verschiedener Gleitebenenscharen; Al 99,9 (Nr. 339; $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 6,3 \cdot 10^{-4}$, Nr. = 520 000)

bezüglich der Dichte bzw. des mittleren Abstandes. Mit den folgenden Bildern werden ergänzend einige Aspekte der Gleitbandstruktur gezeigt. Abb. 5.6 zeigt das Vorherrschen von Extrusionen- bzw. Intrusionenbildung in begrenzten Kornbereichen; Abb. 5.7 zeigt den Fall sich schneidender Gleitbänder.

5.2.2 Gleitbandentwicklung als Funktion der Zyklenzahl

Die Entwicklung der plastischen Verformungen durch Gleitbandbildung in den Oberflächenkörnern bei einem Zerrüttungsversuch wird im wesentlichen durch die Kristallorientierung, die Beanspruchungsamplitude und die Zyklenzahl bestimmt. Während die Orientierung vorwiegend den Verformungstyp (Gleitbänder, Netzstrukturen, schwache plastische Verformung ohne Gleitbandbildung) regelt, hat die Beanspruchungsamplitude vor allem einen Einfluß auf die Geschwindigkeit der Gleitbandentwicklung mit der Tendenz: je höher die Beanspruchungsamplitude, desto schneller die Gleitbandentwicklung.

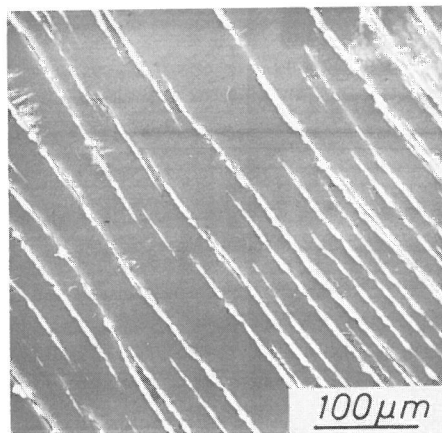


Abb. 5.8
Aneinander vorbeigewachsene Gleitbänder,
Al 99,9 Nr. 341; $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$;
N = 40 000

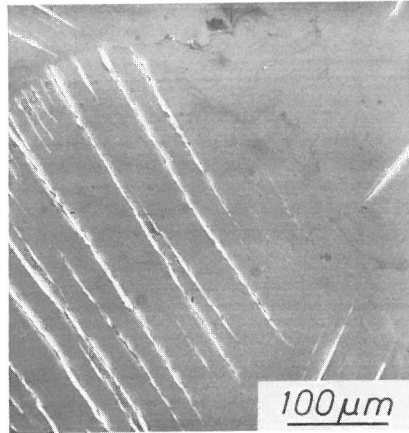


Abb. 5.9
Verstärkte bzw. verminderte Gleitbandentwicklung in Korngrenznähe, Al 99,9
a) Nr. 341; $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$; N = 12 000
b) Nr. 345; $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 5,7 \cdot 10^{-4}$; N = 20 000

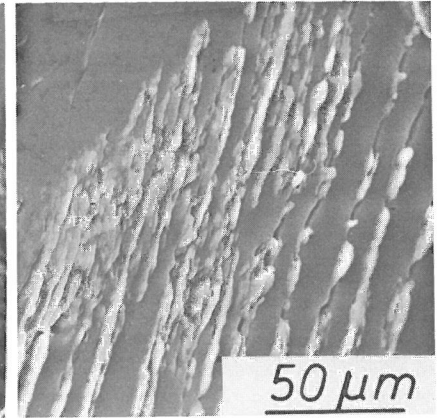
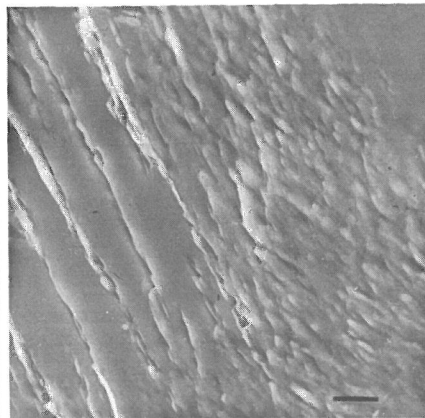
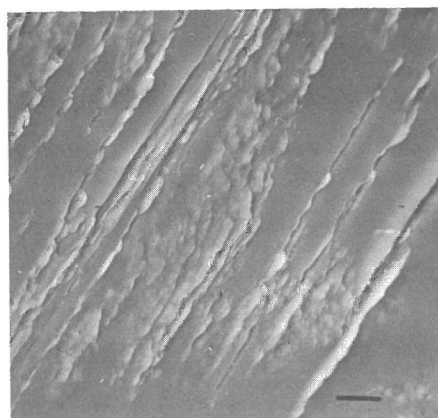
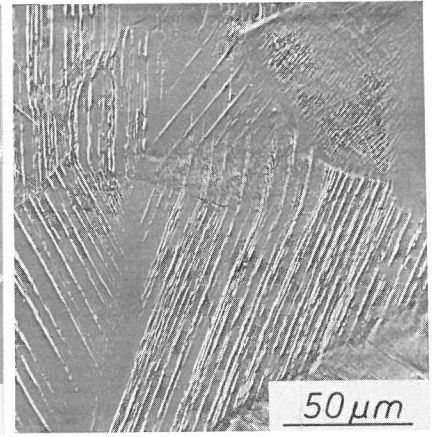


Abb. 5.10
Kristallographisch nicht identifizierbare Abgleitungen im Spätstadium der Zerrüttung Al 99,9; Nr. 341; $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$, N = 940000

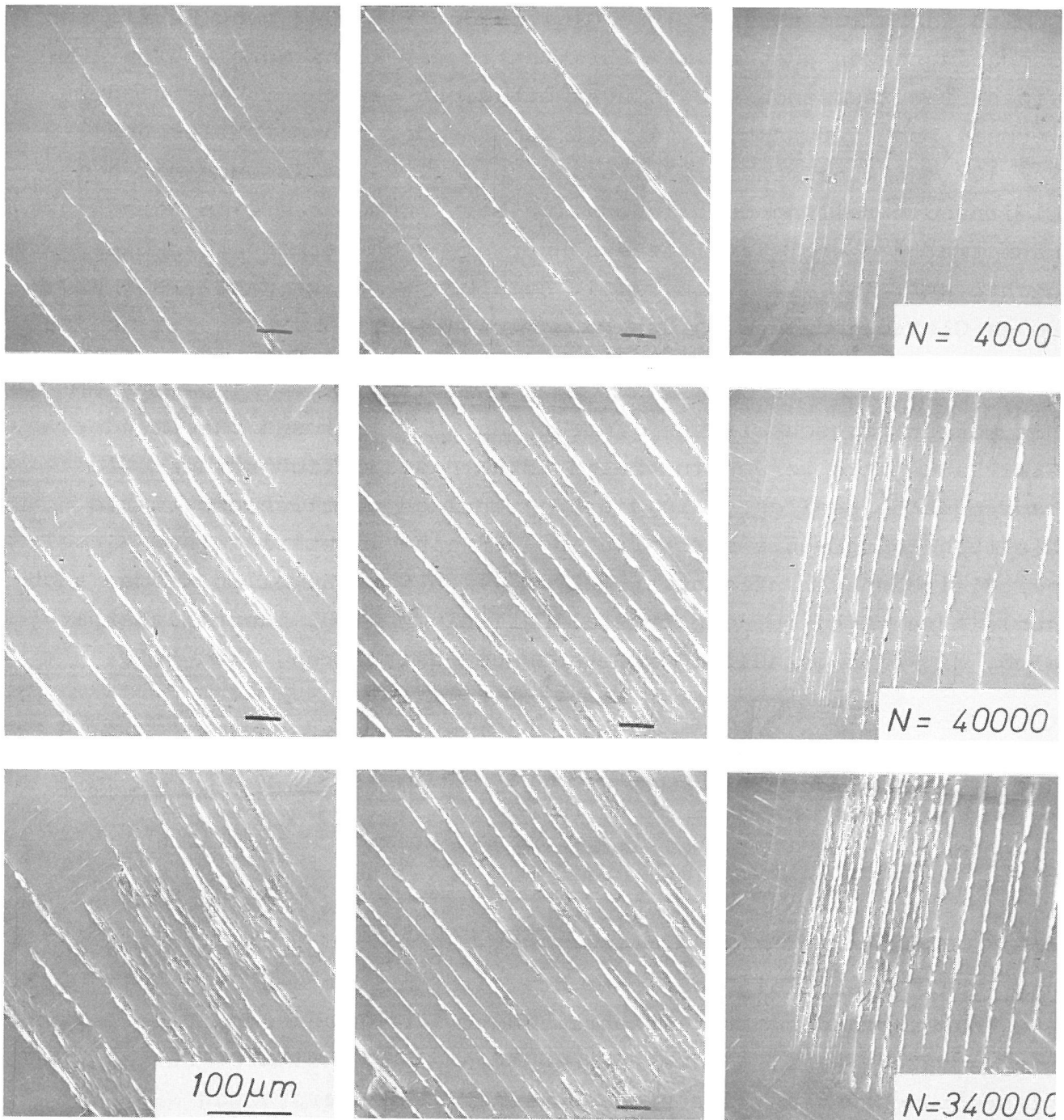


Abb. 5.11
 Änderung der Gleitbandverteilung mit wachsender Zyklenzahl (Al 99,9 ; Nr. 341, $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$) an drei verschiedenen Stellen einer Probe

Erste Abgleitungen in Form von schwach ausgebildeten Gleitbändern sind in einigen Kristalliten an der Probenoberfläche - bei Beanspruchungsamplituden mit deutlichem plastischem Verformungsanteil - i.a. schon nach $N \approx 100$ erkennbar. Es sind anfangs nur wenige Gleitbänder vorhanden, deren Abstand zueinander groß ist, und deren Längsausdehnung meist in der Größenordnung der Korndimensionen liegt. Mit fortschreitender Wechselverformung nimmt die Abgleitung innerhalb der einzelnen Gleitbänder zu, zusätzlich entstehen neue Gleitbänder in den noch verformungsfreien Zwischenräumen, so daß der mittlere

Gleitbandabstand abnimmt. Die Gleitbandentwicklung geht häufig von den Korngrenzen aus, beim Ausbreiten in das Korninnere laufen aufeinanderzu wachsende Gleitbänder oft dicht benachbart aneinander vorbei, Abb. 5.8, Abb. 5.11. Mit zunehmender Wechselverformung $N \approx 10^4$ und zunehmender Gleitbanddichte wird die Inhomogenität der Gleitbandverteilung deutlicher sichtbar. Insbesondere in Korngrenznähe treten sowohl Bereiche erhöhter als auch verminderter Gleitbanddichte auf, Abb. 5.9, Abb. 5.11. Bemerkenswert ist dabei, daß trotz hoher Gleitbanddichte an den Korngrenzen im Nachbarkorn i.a. keine Abgleitung induziert wird.

Mit weiter fortschreitender Zerrüttung ($N \approx 10^5$) und zunehmender Gleitbanddichte werden in vielen Körnern zusätzlich kürzere Gleitbandsegmente gebildet, die die ursprünglich deutlich separierte Gleitbandtopographie zerstören, so daß eine Identifizierung einzelner Gleitbänder häufig nicht mehr möglich ist. Zuweilen kommen auch Abgleitspuren hinzu, die kristallographisch nicht identifizierbar sind, da keine geradlinigen Berandungen existieren, Abb. 5.10.

Die Gleitbandentwicklung an drei verschiedenen Stellen einer Probe ist in Abb. 5.11 dargestellt.

5.2.3 Gleitbandabstand als "Zerrüttungsmaß"

Die Zunahme der Gleitbanddichte bzw. die Abnahme des mittleren Gleitbandabstandes mit fortschreitender Zerrüttung der Probe legt die Vermutung nahe, in diesen Meßgrößen einen Indikator für den "Zerrüttungszustand" der Probe zu sehen. Zur Überprüfung des Aussagegehalts der Meßgröße "Gleitbanddichte" wurden drei Proben mit unterschiedlichen Beanspruchungsamplituden zerrüttet, wobei umfangreiche Messungen der Gleitbanddichte in jeweils mehreren Zerrüttungsstadien durchgeführt wurden. Einige Kenndaten dieser drei Proben sind in Tabelle 3 zusammengestellt. Wegen der Inhomogenitäten der Gleitbandverteilungen kann der Meßwert \bar{d}_{GB} (mittlerer Gleitbandabstand) sowohl von der Lage der Meßstelle im Korn als auch von der Länge der Meßstrecke abhängen. Die Messungen wurden daher in allen ausgewerteten Körnern bei den verschiedenen Zyklenzahlen stets an der gleichen Stelle vorgenommen. Es wurde dabei jeweils eine Stelle ausgewählt, die für das Kornverhalten repräsentativ erschien. Die Erfassung von mindestens 10 Gleitbändern für die Mittelwertbildung

der Abstände wurde angestrebt. Gemessen wurde in REM-Bildern mit Vergrößerung 200fach, im Spätstadium bei hoher Gleitbanddichte 500fach.

Probe	$\hat{\epsilon}_{ges,R}$ $\cdot 10^{-4}$	$N_{0,5}$	$\hat{\sigma}_R^*$ N/mm ²	$\hat{\epsilon}'_{p,R}$ $\cdot 10^{-4}$	$\hat{\sigma}_R$ N/mm ²	$\hat{\epsilon}_{p,R}$ $\cdot 10^{-4}$
338	3,88	$2\,590 \cdot 10^3$	18,6	1,15	14,5	1,89
341	4,74	$932 \cdot 10^3$	22,2	1,48	16,5	2,48
339	6,32	$510 \cdot 10^3$	24,0	2,64	17,2	3,96

Tabelle 3
Zusammenstellung von Versuchskennwerten für drei Al 99,9-Wechselbiegeproben

Zur Veranschaulichung der Bedeutung des Mittelwertes $\bar{d}_{GB,K}$ der Gleitbandabstände in einem Korn, wurden die einzelnen Abstände gemessen und daraus Mittelwert und Standardabweichung berechnet. In Abb. 5.12 sind für die zehn Meßstellen einer Probe bei $N = 12.000$ Mittelwerte und Standardabweichungen der im jeweiligen Korn gemessenen Gleitbandabstände $\bar{d}_{GB,K}$ dargestellt. Die Standardabweichungen liegen i.a. zwischen 30% und 50%.

Die Änderung der Gleitbandabstände $\bar{d}_{GB,K}$ für eine der Meßstellen (Nr. 4 in Abb. 5.12) mit wachsender Zyklenzahl zeigt Abb. 5.13. So-

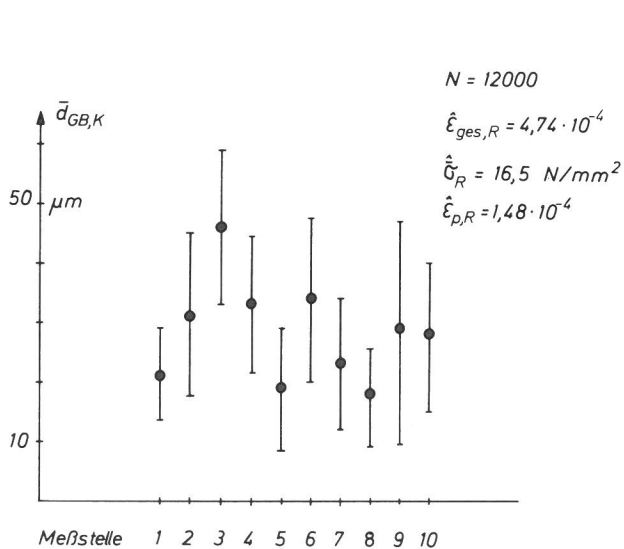


Abb. 5.12
Mittelwerte $\bar{d}_{GB,K}$ der Gleitbandabstände und Standardabweichung für 10 Körner (Meßstellen) einer Al 99,9-Wechselbiegeprobe (Nr. 341; $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$; $N = 12\,000$)

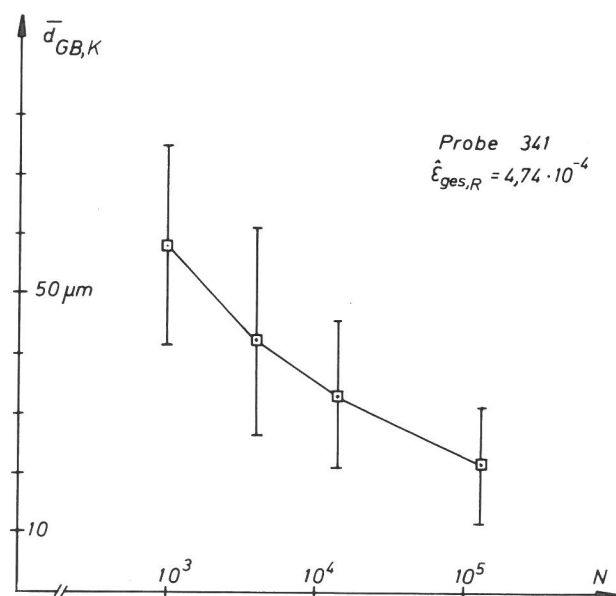


Abb. 5.13
Mittelwert $\bar{d}_{GB,K}$ und Standardabweichung für eine Meßstelle (Nr. 4 in Abb. 5.10) als Funktion der Zyklenzahl (Al 99,9; Nr. 341; $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$)

wohl der mittlere Abstand nimmt mit wachsender Zyklenzahl ab als auch die Standardabweichung. Sie beträgt aber, unabhängig von N , ca. 30% von $\bar{d}_{GB,K}$. Die in den einzelnen Körnern gemessenen Werte $\bar{d}_{GB,K}$ können sich, vgl. Abb. 5.12, um einen Faktor 2...3 unterscheiden. Ein willkürlich herausgegriffener Wert ist daher nicht geeignet, Aussagen über den Zustand der Probe zu machen. Besser geeignet dafür dürfte der Mittelwert $\bar{d}_{GB,P}$ über alle ausgewerteten Meßstellen einer Probe sein. Abb. 5.14 zeigt die Zyklenabhängigkeit der Meßwerte $\bar{d}_{GB,K}$ für alle Meßstellen einer Probe. Zusätzlich ist der Mittelwert $\bar{d}_{GB,P} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \bar{d}_{GB,K_i}$ und die Standardabweichung eingetragen. Die Änderung des mittleren Gleitbandabstandes $\bar{d}_{GB,P}$ für drei mit unterschiedlicher Beanspruchungsamplitude zerrüttete Al 99,9-Proben zeigt Abb. 5.15. Die Mittelwerte sind durch große, die dazugehörigen

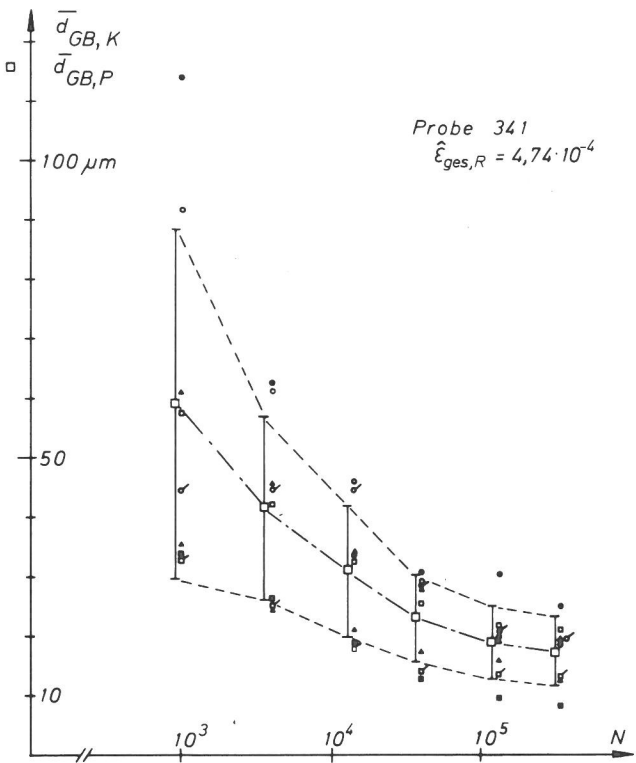


Abb. 5.14
Gleitbandabstände $\bar{d}_{GB,K}$ in den einzelnen Körnern der Probe 341 als Funktion der Zyklenzahl (kleine Symbole), zusätzlich der Mittelwert $\bar{d}_{GB,P}$ und Standardabweichung

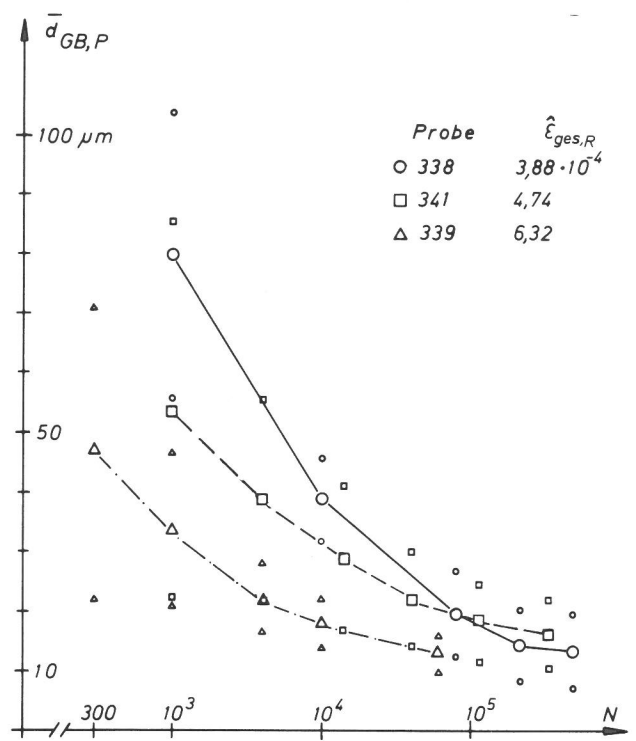


Abb. 5.15
Mittlerer Gleitbandabstand $\bar{d}_{GB,P}$ (große Symbole) als Funktion der Zyklenzahl mit Standardabweichung (kleine Symbole) für drei Al 99,9-Proben mit unterschiedlicher Beanspruchungsamplitude

Standardabweichungen jeweils durch kleine Symbole angegeben. Für alle drei Beanspruchungen nehmen die Mittelwerte $\bar{d}_{GB,P}$ mit wachsender Zyklenzahl ab, zuerst schnell, dann langsamer, um bei $N \approx 10^5$ sich einem ziemlich einheitlichen Grenzwert anzunähern. Dieser Grenzwert von $\bar{d}_{GB,P} \approx 10 \mu m$ ist das Ergebnis von kumulierten Wechselverformungen, die für Al 99,9 bereits zur Ribbildung in den Gleitbändern ausreichen. Die Ribwachstumsvorgänge führen zu einer Entlastung, so daß keine neu-

en Gleitbänder entstehen und $\bar{d}_{GB,P}$ konstant gleibt. Beim Ausbreiten der Risse über die Probenoberfläche kann es jedoch zu hochbeanspruchten Bereichen - beispielsweise zwischen zwei Rißspritzen (Perforationseffekt)-kommen, in denen dann eine weitere Gleitbandentwicklung abläuft, so daß Gebiete entstehen, in denen die einzelnen Gleitbänder ohne verformungsarme Zwischenräume aneinander angrenzen, Abb. 5.16. Dabei sind dann die einzelnen Gleitbänder oft nicht mehr identifizierbar, so daß die Angabe von Abständen nicht mehr sinnvoll ist.

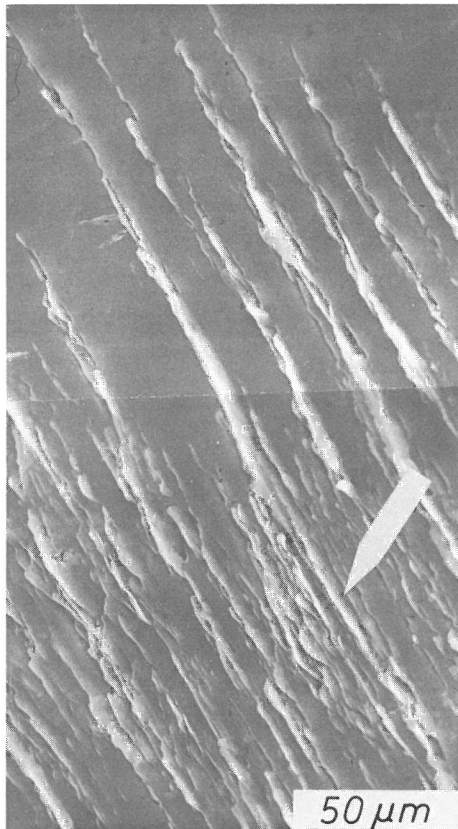


Abb. 5.16
Dicht benachbarte Gleitbänder in Al 99,9, ohne verformungsarme Zwischenbereiche Nr. 341, $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$; $N = 932\ 000$

Für Proben der anderen Reinheitsgrade wurden entsprechende umfangreiche Messungen der Gleitbandabstände nicht durchgeführt, da bei Al 99,999 die Zerrüttungsrisse entlang der Korngrenzen gebildet werden, den Gleitbändern deshalb praktisch keine schädigende Wirkung zukommt. Die Entwicklung der Gleitbänder verläuft jedoch im Al 99,999 ähnlich wie im Al 99,9.

5.3 Netzstrukturen

5.3.1 Erscheinungsform

Das Verformungsbild der Netzstrukturen, die bei Reinst- und Reinaluminium in guter Ausprägung für $\langle 001 \rangle$ sowohl zur Beanspruchungsrichtung als auch zur Oberflächennormale orientierte Kristallite /1/ durch

Wechselperformung gebildet werden und wohl erstmals von /9/ beobachtet wurden, zeichnet sich durch einen hohen Grad der Periodizität in zwei zueinander senkrechten Richtungen aus. Diese beiden Richtungen liegen symmetrisch zur Beanspruchung unter $+45^\circ$ und -45° (zur x-Achse der Probe). Abb. 5.17 zeigt gut ausgeprägte Netzstrukturen bei verschiedenen Vergrößerungen.

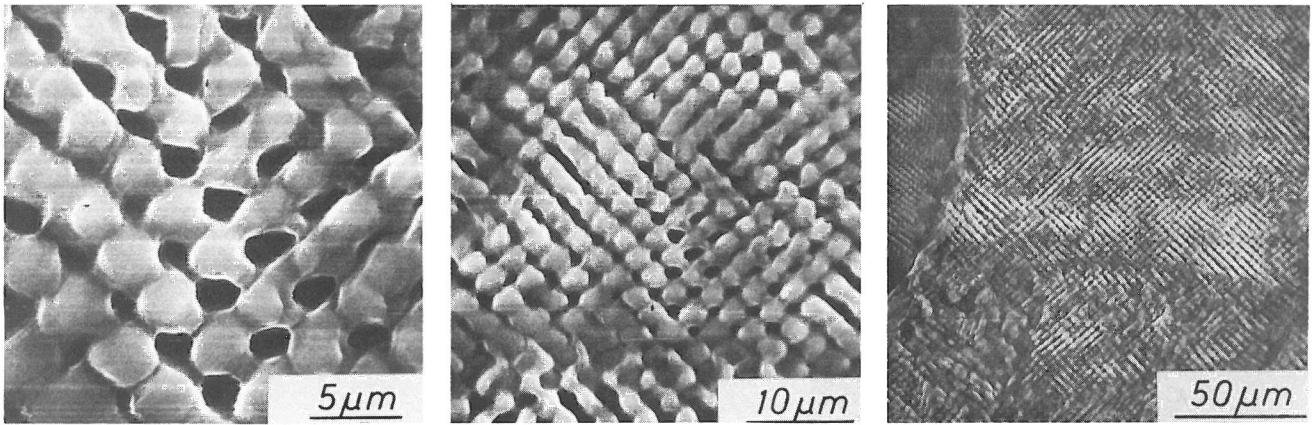


Abb. 5.17
Netzstrukturen an der Oberfläche einer Al 99,99-Probe (Nr. 416; $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 7,4 \cdot 10^{-4}$; $N = 50\,000$)

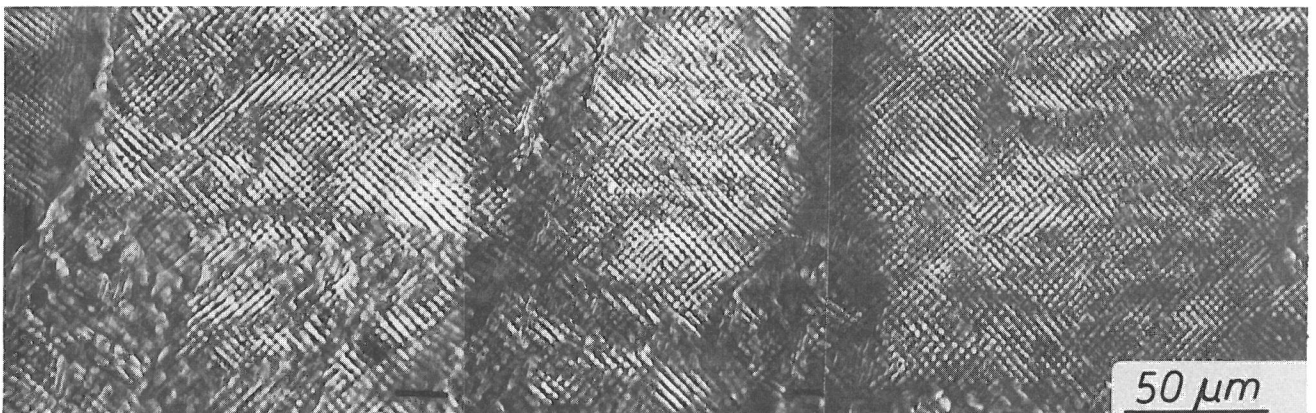


Abb. 5.18
Netzstrukturen in großen Bereichen der Probenoberfläche (Al 99,99; Nr. 416; $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 7,4 \cdot 10^{-4}$; $N = 50\,000$)

Netzstrukturen, die erst bei Vergrößerungen ≥ 500 -fach deutlich sichtbar werden, weisen als hervorstechendes Merkmal die Äquidistanz der Gleitspuren auf. Bei nicht perfekter Ausbildung, bedingt durch Abweichungen von Orientierung und/oder Beanspruchung vom (001) [100]-Kriterium, können Netzstrukturen in vielen Modifikationen auftreten, stets aber gekennzeichnet durch einen hohen Periodizitätsgrad in mindestens einer Richtung. Die Abb. 5.18 bis 5.21 sollen einen Eindruck von der Erscheinungsvielfalt des Verformungsbildes Netzstrukturen vermitteln. Netzstrukturen können sich - bei entsprechender Textur - über weite Bereiche der Probe erstrecken, Abb. 5.18. Sie können einzelne Körner vollständig bedecken, Abb. 5.19, oder in begrenzten Kornbereichen auftreten. In den meisten Fällen zeigen Körner

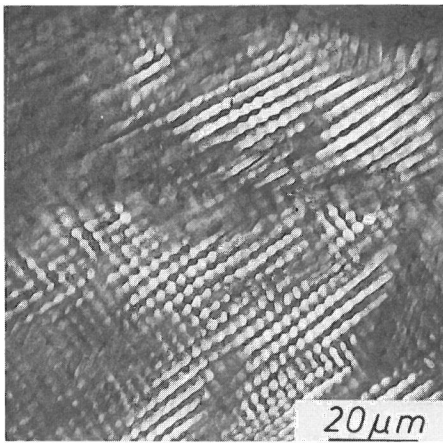


Abb. 5.19
Netzstrukturen mit lokalen Unterbrechungen der perfekten Ausbildung
(Al 99,999; Nr. 527; $\hat{\epsilon}_{\text{ges, R}} = 6,0 \cdot 10^{-4}$; $N = 280\ 000$)

Abb. 5.20
Gemeinsames Auftreten von Netzstrukturen und Gleitbändern in einem Korn
(Al 99,999; Nr. 507; $\hat{\epsilon}_{\text{ges, R}} = 5,6 \cdot 10^{-4}$; $N = 15\ 000$)

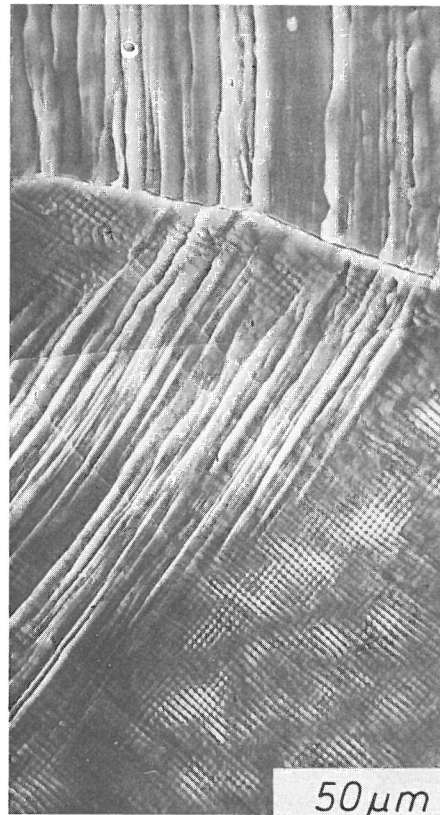


Abb. 5.21
Netzstrukturen nach Wechselbiege-Zerrüttung an der Oberfläche einer feinkörnigen Al 99,9-Probe

mit Netzstrukturen keine Gleitbandentwicklung, in wenigen Fällen treten jedoch Gleitbänder und Netzstrukturen gemeinsam auf, Abb. 5.20. Häufig werden mosaikartige Anordnungen kleiner Bereiche mit gut ausgeprägten Netzstrukturen beobachtet, die durch schmale Zonen nur angedeuteter Netzstrukturen getrennt sind, Abb. 5.18 - 5.20. Bemerkenswert ist ferner, daß auch bei sehr feinem Korn (Anlieferungsgefüge) Netzstrukturen mit praktisch unveränderter "Gitterkonstanten" auftreten können, Abb. 5.21. Bei Proben, die mit niedriger Beanspruchungsamplitude zerrüttet werden, aber auch in den niedriger beanspruchten Randzonen (Übergangsradius) höher beanspruchter Proben wird häufig ein konkurrierendes Ver-

formungsmuster beobachtet, das hier mit "Feingleitung" bezeichnet wird, Abb. 5.22. Diese Feingleitung ist gekennzeichnet durch ein System von Verformungsspuren, die an der Oberfläche ungefähr senkrecht zur Beanspruchungsrichtung (x-Achse) verlaufen und ebenfalls einen hohen Periodizitätsgrad aufweisen. Diese Verformungsspuren sind jedoch nicht scharfkantig begrenzt (wie z.B. Gleitbänder) und auch nicht gradlinig sondern meist leicht gewellt. Feingleitung und Netzstrukturen treten häufig gemeinsam an der Kornoberfläche auf, wobei bereichsweise der eine oder der andere Verformungstypus überwiegen kann, Abb. 5.23. Die Richtung der Feingleiterspuren ist dabei ungefähr senkrecht zur Beanspruchungsrichtung und entspricht damit ungefähr der Diagonalenrichtung der Netzstrukturen.

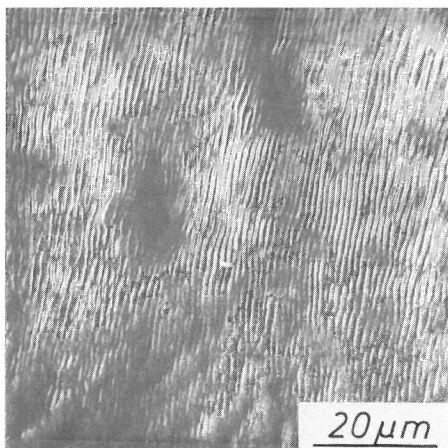


Abb. 5.22
Feingleitung in einem Oberflächenkorn einer
Al 99,999-Wechselbiegeprobe
(Nr. 545, $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 2,8 \cdot 10^{-4}$; N = 580 000)



Abb. 5.23
Gemeinsames Auftreten von Netzstrukturen und Feingleitung in einem Korn
(Al 99,999; Nr. 545; $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 2,8 \cdot 10^{-4}$; N = 580 000)

5.3.2 Zyklenzahlabhängigkeit

Aussagen über die Zyklenzahlabhängigkeit der Netzstrukturenentwicklung werden dadurch erschwert, daß diese Art der Verformungstopographie im frühen Entwicklungsstadium sehr kontrastarm und nur bei hohen Vergrößerungen erkennbar ist. Je nach Beanspruchungsamplitude werden Netzstrukturen nach ca. 10^3 (hohe Beanspruchung) bis einige 10^4 (niedrige Beanspruchung) deutlich erkennbar. Im Gegensatz zur Gleitbandentwicklung haben Netzstrukturen ein Zyklenzahl-unabhängiges Rastermaß, d.h. die Abstände der Gleitspuren entsprechen schon beim ersten Erkennen dem Wert, der bei Versuchsende vorliegt. Dagegen ändert sich die Summe der Abgleitungen dergestalt, daß mit zunehmender Zyklenzahl die Höhenausdehnung der Abgleittopographie zunimmt, die Netzstrukturen dadurch kontrastreicher abbildbar werden.

5.3.3 Einflüsse der Beanspruchungsamplitude und der Reinheit

Als Meßgröße für quantitative Aussagen über Netzstrukturen wird der mittlere Abstand \bar{d}_N der Netzstege gewählt. Gemessen wird in Körnern an Stellen mit guter, ungestörter Stegprägung über mindestens 5 Stegabstände in REM-Aufnahmen mit mindestens 500facher Vergrößerung. Je nach Stegrichtung erhalten die Meßwerte den Index Plus bzw. Minus, siehe Abb. 5.24. In Bereichen guter Ausprägung ist die Abweichung von Äquidistanz der Stege sehr gering ($\lesssim \pm 5\%$); innerhalb einzelner Proben sind die Streuungen \bar{d}_N größer und liegen typisch bei ca. $\pm 10\%$. Abb. 5.24 zeigt die Häufigkeitsverteilungen der Meßwerte für drei Proben unterschiedlicher Reinheit. Es ist deutlich eine Verschiebung der Histogramme zu kleineren d -Werten mit abnehmender Reinheit erkennbar.

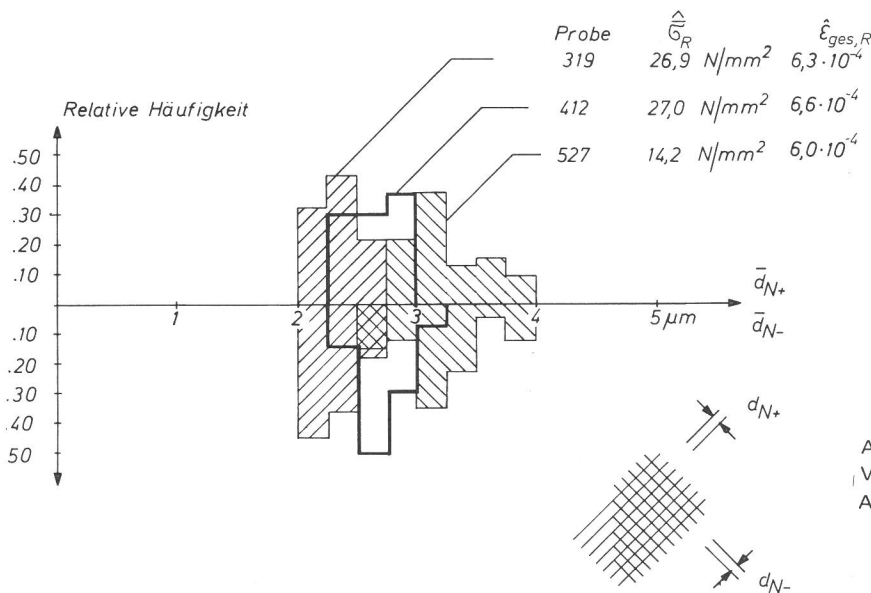


Abb. 5.24
Verteilungen der Netzstrukturabstände für drei Al-Proben unterschiedlicher Reinheitsgrade

Die Einflüsse der Reinheit und der Spannungsamplitude sind schwer zu trennen, da sich - bei gleicher Dehnungsamplitude - mit abnehmender Reinheit zunehmende Spannungswerte ergeben. Als Versuch der Trennung von Einfluß der Reinheit und der Beanspruchungsamplitude sind in Abb. 5.25 die Meßwerte \bar{d}_N für insgesamt 11 Proben der drei untersuchten Reinheitsgrade als Funktion der Gesamtdehnungsamplitude $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ (Abb. 5.25a) und als Funktion der Randspannungsamplitude $\hat{\sigma}_R$ (Abb. 5.25b) dargestellt, wobei jeweils der $\hat{\sigma}_R$ -Wert bei $N = 10^4$ (Sättigungszustand) gewählt wurde. Es sind für jede Probe jeweils die Mittelwerte der Meßwerte für positive (offene Symbole) und negative Stegrichtung (volle Symbole) eingetragen; diese Werte unterscheiden sich im Rahmen der Meßgenauigkeit praktisch nicht.

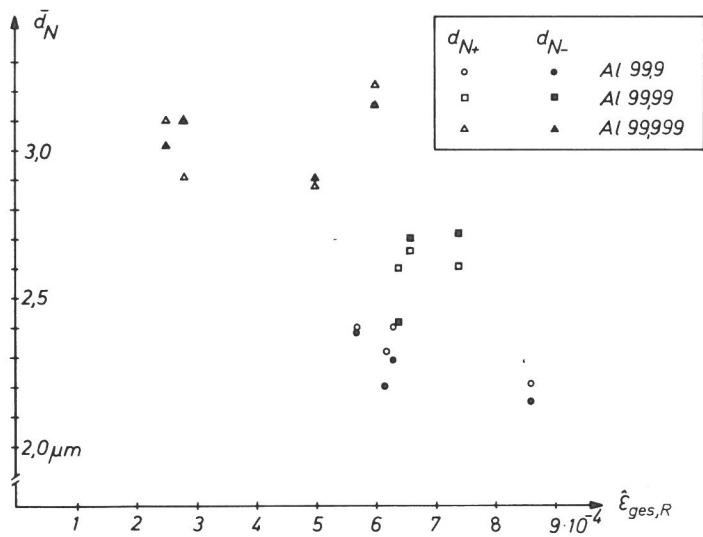
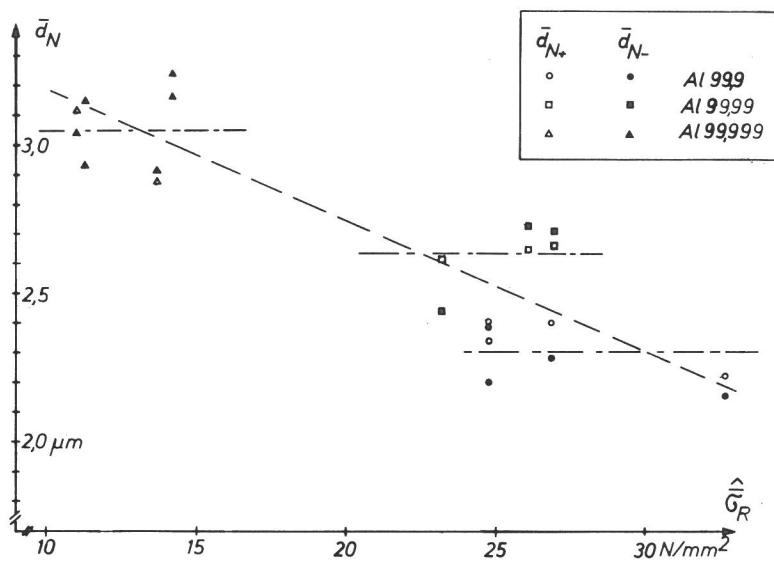


Abb. 5.25
Mittelwerte \bar{d}_N der Netzstrukturabstände für Al-Proben verschiedener Reinheitsgrade als Funktion der
a) Gesamtdehnungsamplitude $\hat{\epsilon}_{ges,R}$
b) Randspannungsamplitude $\hat{\sigma}_R$



Für die Proben jeweils gleicher Reinheit ist praktisch kein Einfluß der Dehnungsamplitude $\hat{\epsilon}_{ges,R}$ festzustellen; es wird eine Abnahme von \bar{d}_N mit abnehmender Reinheit erkennbar. Für Proben gleicher Reinheit scheint die Randspannung $\hat{\sigma}_R$ keinen Einfluß zu haben (Abb. 5.25b, Strich-Punkt-Linien), es ist aber die Tendenz festzustellen, daß \bar{d}_N mit zunehmender Spannung abnimmt (gestrichelte Linie). Der abnehmende Wert von \bar{d}_N mit zunehmender Spannung steht im Einklang mit den Ergebnissen von /10/, die eine ähnliche Tendenz für die Zellgröße der Versetzungszellstruktur finden. Die Unabhängigkeit von \bar{d}_N von der Spannungsamplitude $\hat{\sigma}_R$ für die Proben gleicher Reinheit könnte so interpretiert werden, daß sich in den Körnern mit Netzstrukturen eine Sättigungsspannung einstellt, die nur von der Reinheit abhängt, unabhängig von der makroskopischen Randspannung, die sich ja als Mittelung über alle Körner ergibt.

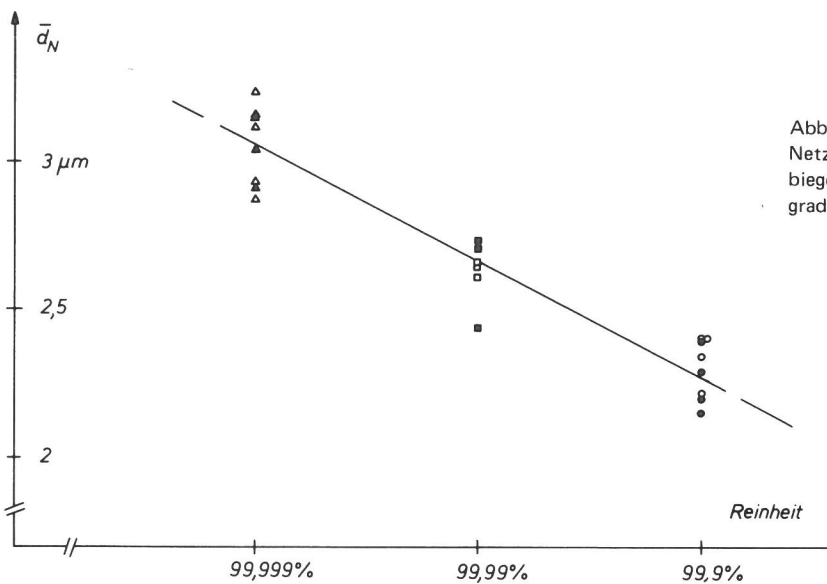


Abb. 5.26
Netzstrukturabstände \bar{d}_N für Al-Wechsel-
biegeproben als Funktion des Reinheits-
grades

Der Einfluß der Reinheit auf \bar{d}_N wird aus Abb. 5.26 deutlich. Es sind hier die Meßwerte \bar{d}_N als Funktion der Reinheit im logarithmischen Maßstab dargestellt. Im Rahmen der Streuung kann eine lineare Beziehung zwischen \bar{d}_N und dem Logarithmus der Reinheit festgestellt werden. Wegen der geringen Variation von \bar{d}_N ergäbe sich auch bei doppeltlogarithmischer Auftragung ein linearer Zusammenhang.

5.3.4 Feingleitung

Der Verformungstyp Feingleitung als ein offensichtlich eng an Netzstrukturen gekoppeltes Verformungsmuster wird nur in relativ wenigen Körnern mit guter Ausprägung - Voraussetzung für hohe Meßgenauigkeit - angetroffen. Die Meßwerte erlauben daher nicht die gleiche Aussagesicherheit wie bei Netzstrukturen. Trotzdem ist die Äquidistanz der Verformungsspuren augenfällig (Abb. 5.22, 5.23). Die Streuung der Meßwerte innerhalb einer Probe ist mit ca. $\pm 10\%$ ebenfalls relativ gering. Bei 4 Al 99,999-Proben, die mit kleiner Beanspruchungsamplitude zerüttet wurden, trat Feingleitung in ausreichender Vielzahl und guter Ausprägung auf, so daß statistisch abgesicherte Aussagen möglich werden. Die Mittelwerte \bar{d}_{FG} einschließlich der Standardabweichung für diese Proben sind in Tabelle 4 zusammengestellt.

Die Richtung der Feingleit Spuren in der Oberfläche ist ungefähr senkrecht zur Beanspruchung und damit parallel zu den Diagonalen des Netzstegsystems. Der Abstand benachbarter Netzstegdiagonalen ($\sqrt{2} \cdot d_N$) entspricht dabei ungefähr dem dreifachen Abstand der Feingleit Spuren d_{FG} , vgl. Abb. 5.27. Der in Tabelle 4 aufgeführte Quotient d_N/d_{FG}

Probe	$\hat{\epsilon}_{ges,R}$ $\cdot 10^{-4}$	$\hat{\sigma}_R$ N/mm ²	\bar{d}_N μm	\bar{d}_{FG} μm	Zahl der Meßwerte	\bar{d}_n/\bar{d}_{FG}
534	2,8	11,0	3,08	1,34 \pm 0,15	12	2,30
542	2,4	8,1	3,21	1,37 \pm 0,16	12	2,34
544	2,2	9,0	3,05	1,50 \pm 0,13	13	2,03
545	2,8	11,3	3,04	1,33 \pm 0,12	16	2,29

Tabelle 4
Zusammenstellung der Meßwerte für Netzstruktur- und Feingleitabstände für 4 Al 99,999-Proben

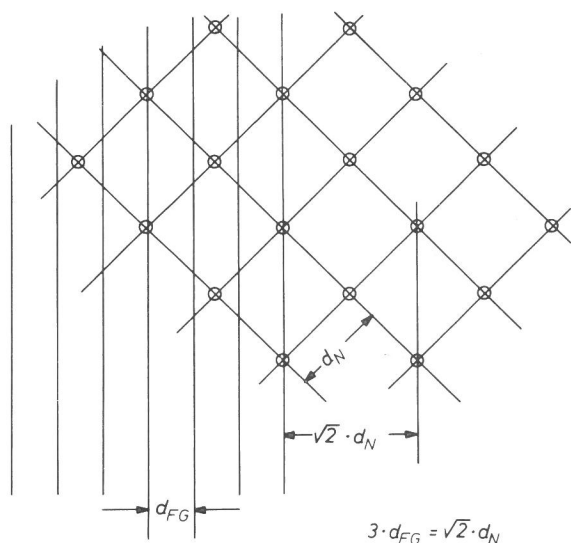


Abb. 5.27
Zusammenhang zwischen den Abständen d_N (Netzstruktur) und d_{FG} (Feingleitung), schematisch

schwankt nur geringfügig um den sich nach Abb. 5.27 ergebenden Wert von $3/\sqrt{2} = 2,12$.

Der Abgleitmechanismus kann aus REM-Aufnahmen wegen zu geringer Auflösung nicht geklärt werden. Die Richtung der Feingleitungsspuren stimmt jedoch mit den Spuren der $\{hko\}$ Ebenen in der Oberfläche überein, so daß Abgleitung in solchen Ebenen denkbar wäre. Aus energetischen Gründen könnten außer den Abgleitungen in Oktaeder-Ebenen im kfz-Gitter noch Abgleitungen in $\{100\}$ - und $\{110\}$ -Ebenen in Frage kommen (z.B. /11/). Abgleitungen in $\{100\}$ -Ebenen sind dabei weniger wahrscheinlich, da sie senkrecht zur Beanspruchung liegen und daher keine Schubspannung in Gleitrichtung auftritt. Für Abgleitungen in $\{110\}$ -Ebenen liegt dagegen eine günstige Situation vor, da die Schubspannung maximal ist (Orientierungsfaktor 0,5).

Es sind folgende Relationen festzustellen:

Zwischen dem mittleren Abstand \bar{d}_N der Netzstege in der Probenoberfläche und dem Abstand der Schnittlinien benachbarter $\{111\}$ -Ebenen in der Oberfläche, d_{111} , besteht die Beziehung:

$$\bar{d}_N = q_N \cdot d_{111} = q_N \cdot a/\sqrt{2}; \quad q_N \approx 10\,000,$$

wobei a die Gitterkonstante von Al ist. Zwischen dem mittleren Abstand \bar{d}_{FG} der Feingleitstege und dem Abstand der Schnittlinien benachbarter $\{110\}$ -Ebenen in der Oberfläche, d_{110} , besteht die Beziehung:

$$\bar{d}_{FG} = q_{FG} \cdot d_{110} = q_{FG} \cdot a; \quad q_{FG} \approx 3\,500.$$

5.4 Zerrüttungsrisse

5.4.1 Problematik der Rißdefinition/-erkennung

Für das mechanische Verhalten von Bauteilen und Proben ist die Bildung von Zerrüttungsrisen und deren Wachstum von entscheidender Bedeutung, da dem Versagen von Bauteilen durch Werkstoffzerrüttung i.a. -zumindest bei duktilen Werkstoffen- eine lange Rißwachstumsphase vorausgeht. Zerrüttungsrisse sind daher bezüglich des Bauteilversagens das wichtigste Wechselverformungsmerkmal.

Die -experimentelle- Erkennbarkeit von Zerrüttungsrisen ist stark abhängig von der Auflösung der Meßmethode. Je höher die Ortsauflösung, um so eher werden Zerrüttungsrisse identifizierbar, umso wichtiger wird aber auch das Problem der Rißdefinition. Bei Steigerung der Ortsauflösung werden immer mehr Verformungs- oder Gefügedetails erkennbar und es bedarf eines sinnvollen Kriteriums für die Entscheidung, ob ein Riß vorliegt oder nicht.

Eine allgemeingültige, allen Belangen gerecht werdende Rißdefinition existiert nicht. Verformungs- oder gefügebedingte Kerben als Rißkeim zu definieren, bringt kaum einen Erkenntnisgewinn, da beispielsweise Korngrenzen, die oft als Rißkeim wirken, schon vor Beginn der Wechselbeanspruchung ($N = 0$) vorhanden sind.

Ferner werden Intrusionen, die als potentielle Rißkeime anzusehen sind, oft nicht zu Rissen. Das gilt insbesondere für Al 99,999, wo die Risse trotz zahlreich vorhandener Intrusionen bevorzugt entlang Korngrenzen gebildet werden /1/.

Aus REM-Untersuchungen der Oberfläche zerrütteter Proben sind Aussagen über bevorzugte Orte der Rißbildung und über Rißverteilungen möglich, die wegen der höheren Ortsauflösung gegenüber dem Lichtmi-

kroskop eine Steigerung der Information bedeuten. Jedoch sind i.a. nicht alle Risse erkennbar, über die Tiefenausdehnung der Risse und damit über ihre mechanische Bedeutung für das Zerrüttungsgeschehen sind aus REM-Untersuchungen ruhender Proben praktisch keine Aussagen möglich. Es wurden daher verschiedene Ergänzungsmethoden angewendet zur Gewinnung von Information über Tiefenausdehnung und mechanische Bedeutung der einzelnen Risse.

5.4.2 Methoden zur Verbesserung der Aussagen über Zerrüttungsrisse

5.4.2.1 Oberflächenabdrücke

Eine Information über die Tiefenausdehnung von Zerrüttungsrisse oder rißverdächtige Topographien kann aus Oberflächenabdrücken (Replicas) gewonnen werden. Spalten bzw. Vertiefungen in der Oberfläche (Intrusions, Korngrenzenrisse) werden im REM-Bild des Abdrucks deutlicher und kontrastreicher als Erhebungen erkennbar, zusätzlich wird eine Beurteilung möglich, wie tief die Replicamasse in die Risse eingedrungen ist. Dies erlaubt eine grobe Abschätzung der Tiefenausdehnung der Spalten. In Abb. 5.28 wird der Ausschnitt der Oberfläche ei-

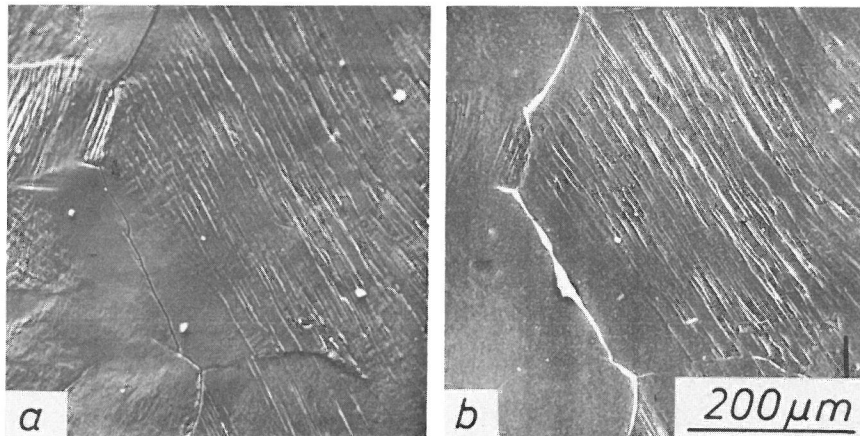


Abb. 5.28

a) Oberfläche einer zerrütteten Al-99,999-Probe und

b) Oberflächenabdruck der gleichen Stelle

ner zerrütteten Al 99.999-Probe (links) und der dazugehörige Oberflächenabdruck (rechts) gezeigt. Zusätzlich zu rißverdächtigen Strukturen, die auch bei normaler Betrachtung der Probe erkennbar werden, sind im Oberflächenabdruck auch solche Details erkennbar, die bei Normalbetrachtung von anderen topographischen Details verdeckt sind. Diesem Informationsgewinn durch Anwendung der Abdrucktechnik steht der verhältnismäßig große experimentelle Aufwand und die Möglichkeit der störenden Beeinflussung des Versuchsablaufs entgegen:

- die Abdrücke müssen für REM-Untersuchungen elektrisch leitend gemacht werden, z.B. durch Metallbedampfung;
- hochenergetische Elektronen (30 keV) führen oft zur Zerstörung des Replicas, so daß mit kleineren Strahlspannungen (verminderte Auflösung) gearbeitet werden muß;
- für Untersuchungen bei verschiedenen Zyklenzahlen ist bei Versuchsführung im Vakuum stets Unterbrechung der zyklischen Beanspruchung und Atmosphärenwechsel erforderlich;
- die Abdruckentnahme kann - insbesondere bei sehr weichen Proben - zu Fehlbelastungen führen;
- es besteht die Gefahr, daß Replicamasse in engen Spalten verbleibt, wodurch die mechanischen und chemischen Verhältnisse z.B. an den Rißflanken unkontrolliert beeinflußt werden können.

Die Replica-Technik scheint für die Untersuchung von Verformungsentwicklungen bei Wechselbeanspruchung, insbesondere bei Versuchsführung im Vakuum, nur bedingt geeignet und wurde im Rahmen dieser Arbeit nur punktuell angewendet.

5.4.2.2 Nachdehnungs-Methode

Insbesondere für die Verbesserung der Erkennbarkeit von Zerrüttlungsrisen an der Oberfläche von Wechselbiegeproben ist die Nachdehnungs-Methode gut geeignet, die für Zug-Druck-Zerrüttung auch von /12/ angewendet wurde. Hierbei wird der Zerrüttungsversuch in einem gewünschten Zerrüttungsstadium abgebrochen und mit der Wechselbiegeprobe ein Zugversuch durchgeführt. Die durch diesen Zugversuch bewirkten Zusatzverformungen werden durch das Gefüge der Probe (Korngröße, Orientierungsverteilung), den Zerrüttungszustand (Verfestigung, Rißverteilung) und die Zugdehnung ϵ_{Zug} mitbestimmt. Im Vorrißstadium ist die plastische Verformung der einzelnen Kristallite vorherrschend, wobei bei Dehnungen $\epsilon_{\text{Zug}} \simeq 10\%$ Mehrfachgleitung dominiert. Im späten Rißwachstumsstadium wird der stark überwiegende Anteil der Probenverlängerung von den Probenbereichen mit verminderten Querschnitten aufgenommen. Dadurch werden die Rißufer an der Oberfläche stark auseinandergezogen. In einem mittleren Rißwachstumsstadium ist eine Überlagerung dieser beiden Verformungstypen zu beobachten, d.h. an der Probenoberfläche treten sowohl plastische Verformungen der

einzelnen Körner als auch mehr oder weniger deutliche Öffnungen der Zerrüttungsrisse auf.

Zur Untersuchung des Informationsgewinnes der Nachdehntechnik wurden je drei Proben aus Al 99,9 und Al 99,999 bis zu unterschiedlichen Zerrüttungszuständen wechselbiegeverformt und anschließend einem Zugversuch unterworfen. Als plastische Zugdehnung wurde jeweils $\epsilon_{\text{Zug}} \approx 5\%$ eingestellt, nachdem in einem Vorversuch mit einer Al 99,999-Probe, die in mehreren Schritten zugverformt wurde, die Steigerung der Rißerkenbarkeit durch eine Zugdehnung von 5% als ausreichend ermittelt wurde.

Die Zugverformung erfolgte auf einer kleinen Eigenbau-Zugapparatur bei der Kraft und Verlängerung mit DMS-bestückten Biegefedern gemessen werden können.

Die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche der sechs Proben sind in Abb. 5.29 zusammengestellt.

Im Rahmen der Meßgenauigkeit, die wegen der Maschinenfehler und der Fehler der Querschnitts- und Längenbestimmung für Spannung und Dehnung zu relativen Fehlern von je ca. $\pm 5\%$ führen, ist ein Einfluß des "Zerrüttungszustandes" auf die Spannungs-Dehnungs-Kurven nicht feststellbar. Die Kurven der Al 99,9-Proben verlaufen steiler als die der Al 99,999-Proben und erreichen deutlich höhere Spannungswerte. Zusätzlich sind (für $\epsilon_p \approx 0,06\%$) die Randspannungswerte bei zyklischer Beanspruchung eingetragen, die in guter Übereinstimmung

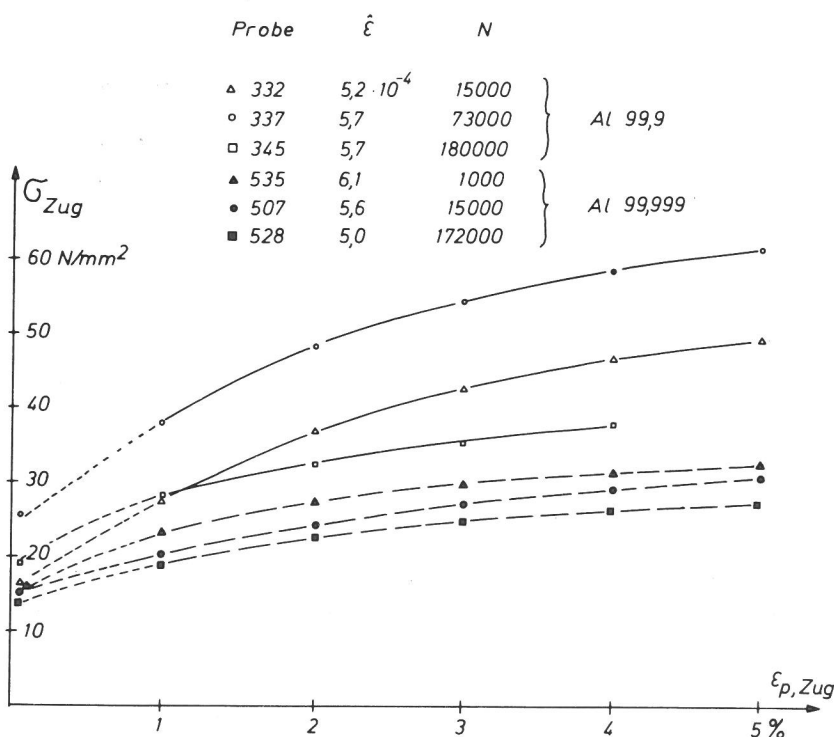


Abb. 5.29
Quasistatische Spannungs-Dehnungs-Kurven für jeweils drei Al 99,9- und Al 99,999-Wechselbiegeproben nach unterschiedlichen zyklischen Vorverformungen

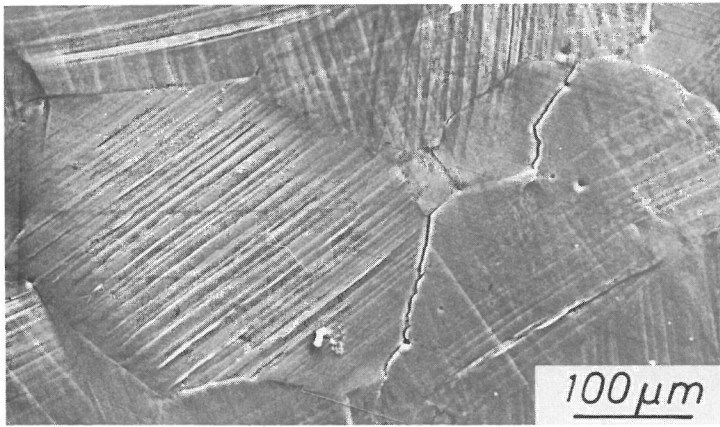


Abb. 5.30
 Oberflächenausschnitt einer mit $\hat{\epsilon}_{ges, R} = 5,8 \cdot 10^{-4}$
 $N = 1\,000$ zyklisch verformten Al 99,999-Probe
 nach Zugversuch (Nr. 536), $\epsilon_{p\,zug} \approx 5\%$

mit den Kurvenverläufen stehen. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven der drei Al 99,999-Proben unterscheiden sich untereinander nur geringfügig, die der drei Al 99,9-Proben deutlich stärker. Die Ursache dafür dürfte in den stärkeren Unterschieden der Gefüge (Korngröße, Orientierungsverteilung) dieser drei Proben liegen.

Die Auswirkungen der Nachdehnung auf die Verformungstopographie werden sowohl durch den "Zerrüttungszustand" der Probe als auch durch Art und Verteilung der Zerrüttungsrisse mitbestimmt. In den Abb. 5.30 bis 5.38 werden beispielhaft einige typische Verformungsmuster vorgestellt, die durch Zugverformung unterschiedlich wechselbeanspruchter Proben erzeugt wurden.

Abb. 5.30 zeigt die Oberfläche einer nur schwach zyklisch vorverformten Al 99,999-Probe nach dem Zugversuch. Es sind in nahezu allen Körnern Abgleitpuren in mehreren Gleitsystemen erkennbar. Bereits vorhandene Zerrüttungsrisse - hier an den Korngrenzen - werden geringfügig aufgeweitet. Im Zugversuch erfolgt i.a. die Abgleitung am stärksten in den Gleitsystemen, in denen auch die Zerrüttungsgleitbänder gebildet wurden, Abb. 5.31. Die Zug-Abgleitungen sind i.a. in "schwach zerrütteten" Körnern stärker als in "stark zerrütteten". Abb. 5.32 zeigt einen Oberflächenausschnitt einer Al 99,9-Probe, wobei sich die rechte Bildseite im Taillenbereich der Probe, die linke im Übergang zum Einspannschaft befindet. Aufgrund der von rechts nach links abnehmenden Beanspruchungsamplitude ist auch die Gleitbandentwicklung rechts deutlich stärker als links, Abb. 5.32 a. Abb. 5.32b zeigt den gleichen Probenausschnitt nach einer Zugverformung von $\epsilon_{Zug} \approx 4\%$. In den Bereichen fehlender und schwacher Gleitbandentwicklung ist eine relativ starke zusätzliche Abgleitung durch die Zugverformung erkennbar, während in den Bereichen starker Gleitbandentwicklung nur schwache oder keine Zugverformungsspuren erkenn-

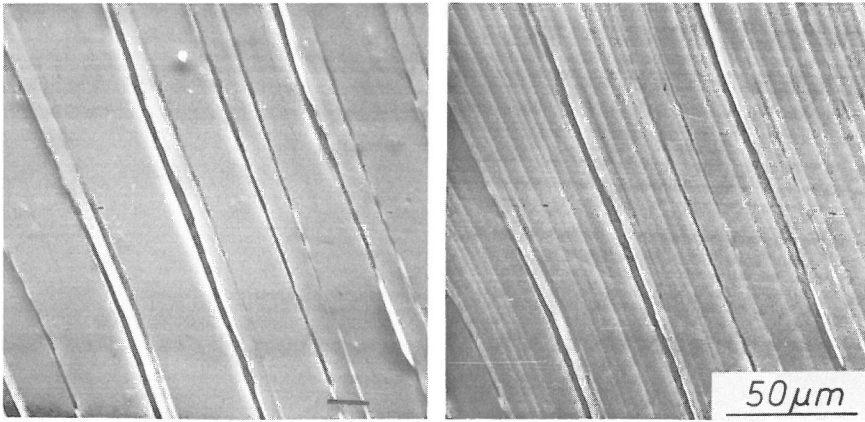


Abb. 5.31
 Oberflächenausschnitt einer mit $\hat{\epsilon} = 6,1 \cdot 10^{-4}$, $N = 1000$ zyklisch vorverformten Al 99,999-Probe nach Zugversuch Nr. 535)
 a) nach Wechselverformung
 b) nach zusätzlicher Zugverformung $\epsilon_{\text{pzug}} \approx 5\%$

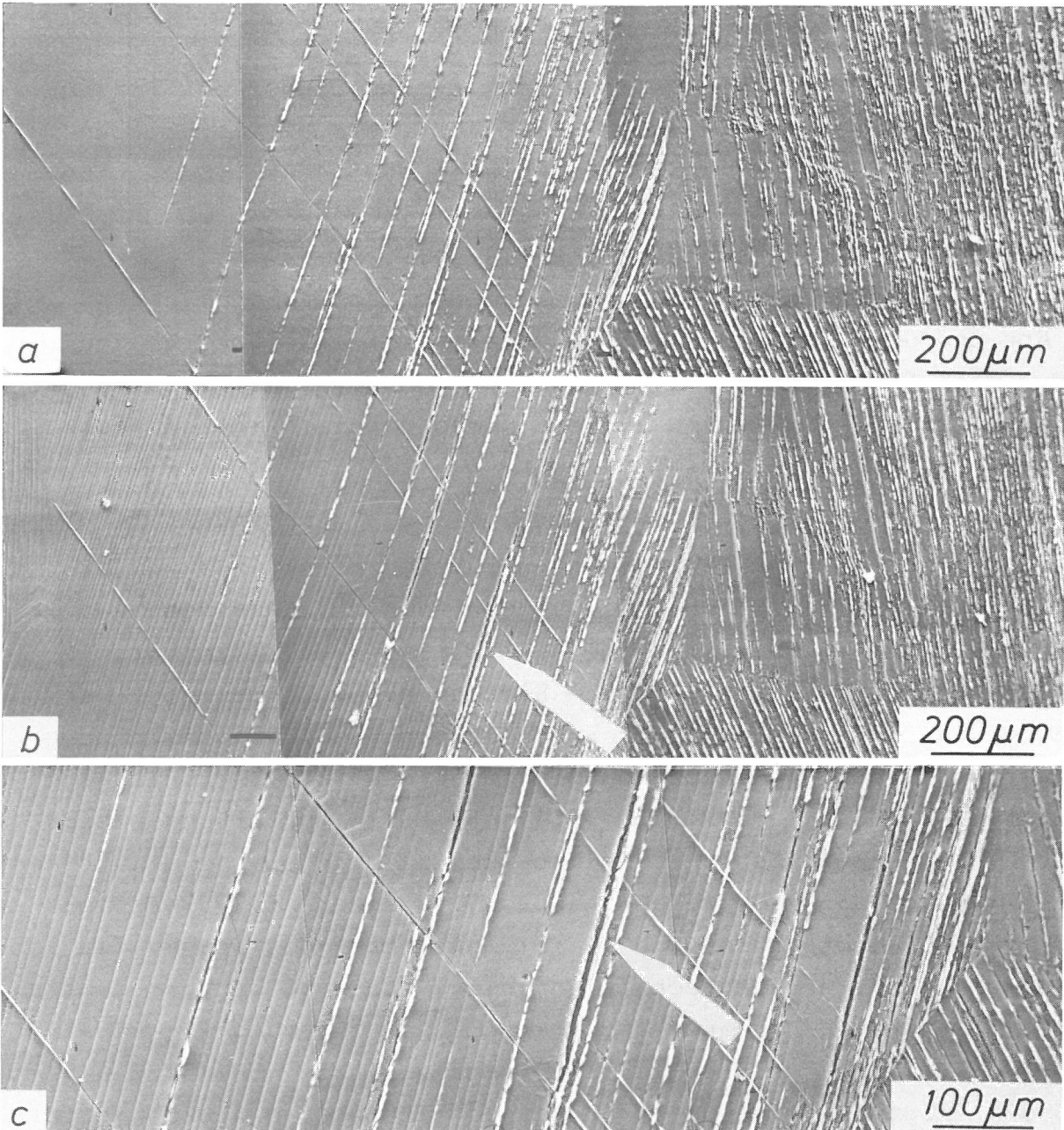


Abb. 5.32
 Oberflächenausschnitt vom Übergang Taille-Schaft einer mit $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 5,7 \cdot 10^{-4}$, $N = 180\,000$ wechselbiegeverformte Al 99,9-Probe (Nr. 345)
 a) nach Wechselverformung
 b) nach zusätzlicher Zugverformung, $\epsilon_{\text{pzug}} \approx 5\%$
 c) vergrößerter Ausschnitt aus b)

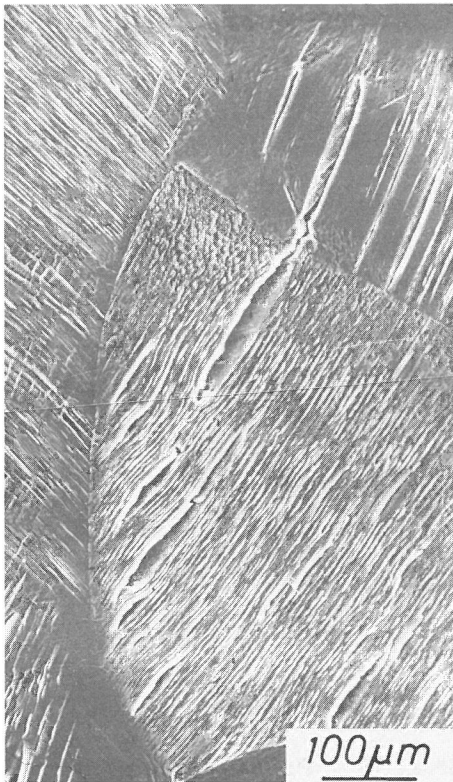


Abb. 5.33
Aufreißen von Gleitbändern durch Zugverformung an der Oberfläche einer mit $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 5,1 \cdot 10^{-4}$, $N = 327000$ wechselbiegeverformten Al 99,9-Probe, Nr. 329

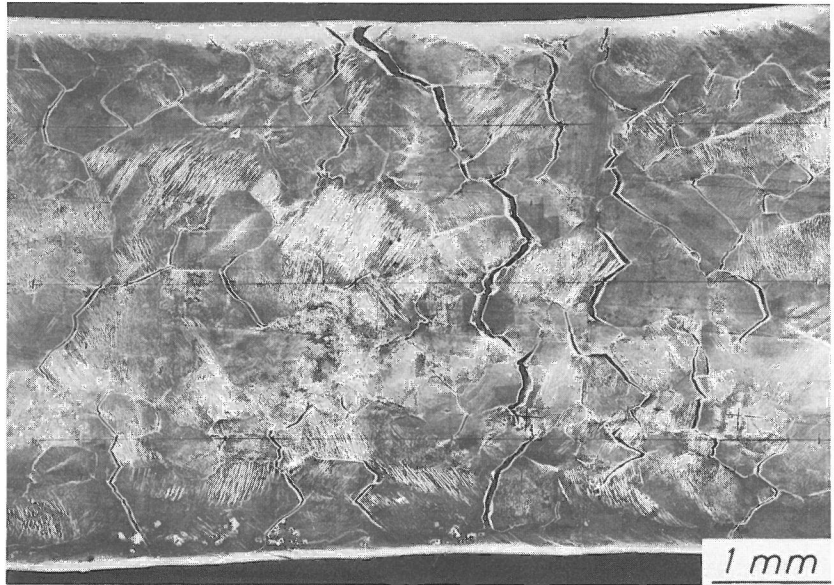
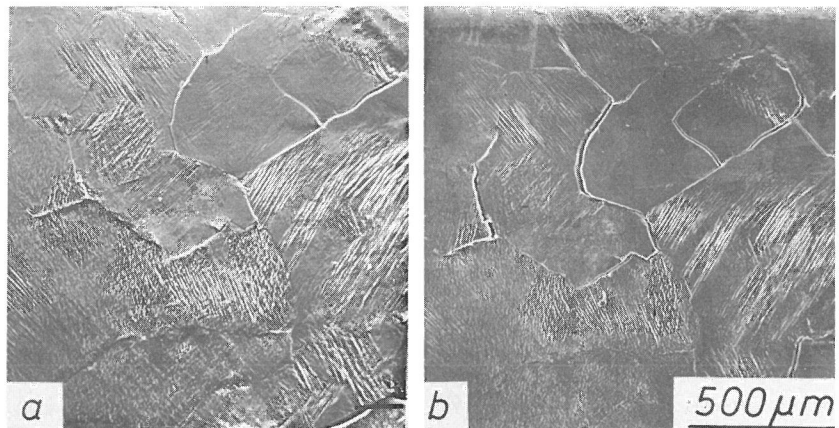


Abb. 5.34
Aufweitung von Korngranzrissen durch Zugverformung an der Oberfläche einer mit $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 5,0 \cdot 10^{-4}$, $N = 172000$ wechselbiegeverformten Al 99,999-Probe, Nr. 528, $\epsilon_{\text{pZug}} \approx 5\%$

Abb. 5.35
Oberflächenanschnitt der Probe in Abb. 5.34
a) nach Wechselverformung
b) nach zusätzlicher Zugverformung, $\epsilon_{\text{pZug}} \approx 5\%$



bar werden, wie Abb. 5.32c verdeutlicht, die einen vergrößerten Ausschnitt aus Abb. 5.32b zeigt. In Abb. 5.32c wird auch im höher wechselbiegeverformten Bereich an einigen Stellen das Aufreißen von Zerrüttungsgleitbändern erkennbar (Pfeile), wobei in deren näherer Umgebung die Zug-Abgleitungen deutlich vermindert sind. Die verminderte Tragfähigkeit der Zerrüttungs-Gleitbänder und damit ihre Funktion als potentielle Rißkeime wird dadurch angedeutet.

Mit zunehmender Zerrüttung der Probe wird die plastische Verformung durch den nachfolgenden Zugversuch in zunehmendem Maß durch Aufreißen von Gleitbändern und Aufweitung von Zerrüttungsrissen aufgenommen, während die Zug-Abgleitung in gleitbandfreien Gebieten vermindert

wird. Abb. 5.33 zeigt einen Ausschnitt einer nachgedehnten Al 99,9-Probe mit deutlich aufgeweiteten Gleitbandrissen.

Die Aufweitung der Zerrüttungsrisse, die zur Verbesserung der Rißerkennbarkeit führt, wird besonders gut bei Al 99,999 sichtbar, bei dem die Korngrenzen als Rißentstehungsorte (s. Abschnitt 5.3.3) dominieren. Abb. 5.34 zeigt die Oberfläche einer Al 99,999-Probe nach Zerrüttung und Nachdehnung ($\epsilon_{\text{Zug}} = 5\%$). Es ist hier schon bei kleiner Vergrößerung eine sichere Erkennbarkeit nahezu aller Zerrüttungsrisse gewährleistet. Abb. 5.35a zeigt einen Ausschnitt der Probenoberfläche nach der Zerrüttung, Abb. 5.35b nach zusätzlicher Zugverformung.

5.4.2.3 in situ Untersuchung

Die Versuchsführung im Objektraum des REM ermöglicht nicht nur die Untersuchung der Probenoberfläche - ohne Ausbau der Probe - bei beliebigen Zyklenzahlen, sondern auch die Abbildung der Probe während der zyklischen Beanspruchung. Dieser Vorteil kommt vor allem im Rißwachstumsstadium zum Tragen. Zerrüttungsrisse mit ausreichender Ausdehnung (vor allem in Probenquerrichtung) zeigen eine zyklische Abstandsänderung der Rißufer $\Delta a = a_{\text{Zug}} - a_{\text{Druck}}$; Δa nimmt zu mit zunehmender Rißlänge an der Oberfläche, aber auch mit zunehmender Rißtiefe. Die zyklische Abstandänderung der Rißufer ist nützlich für die Verfolgung der Rißverläufe, da durch Vergleich der Rißbilder in Zug- und Druckphase der Oberfläche auch Rißsegmente erkennbar werden, die bei ruhender Probe geschlossen erscheinen oder die durch überragende Topographiedetails verdeckt werden. Selbst Rißsegmente, die auch in der Zugphase bei senkrechter Betrachtung wegen Überlappung der Rißufer keinen "Einblick" gewähren, können aufgrund der zyklischen Abstandsänderungen irgendwelcher Meßpunkte auf dem gegenüberliegenden Rißufer zweifelsfrei identifiziert werden.

Insbesondere im späten Rißwachstumsstadium sind häufig Risse vorhanden, deren Rißuferabstand sich praktisch nicht mehr zyklisch ändert, für die also $a \approx 0$ ist. Für diese Risse ist auch die zyklische Beanspruchung im Rißgrund sehr klein, es erfolgt kein weiteres Wachstum. Diese Risse ($\Delta a = 0$) können als passiv bezeichnet werden.

Bei Rissen, deren Rißuferabstand sich zyklisch ändert ($\Delta a > 0$), liegen auch im Rißgrund zyklische Beanspruchungen vor. Damit sind dort die Voraussetzungen für weiteres Rißwachstum gegeben. Solche Risse werden hier als aktiv bezeichnet. Außerdem ist die zyklische Riß-

Öffnung Δa ein qualitatives Maß für die Rißtiefe bzw. für den Zerrüttungszustand der Probe. Mit zunehmender Rißtiefe wird ein erhöhter Anteil des Gesamtbiegewinkels im verminderten Querschnitt unter der Rißfront aufgenommen, wobei aber diese Biegewinkelerhöhung für den individuellen Riß von der Anzahl und der Verteilung anderer Risse in beiden gegenüberliegenden Probenoberflächen mitbestimmt wird.

Die Auffindung der aktiven Risse aufgrund des Effektes der zyklischen Rißöffnung kann mit Hilfe des TV-scans (Schnellraster) auf dem TV-Monitor bei Beanspruchungsfrequenz (≈ 1 Hz) erfolgen. Zur Messung der Amplitude Δa sind Lastphasenfotos anzufertigen, d.h. je ein Abbild des Risses in der Phase maximaler Zug- bzw. Druckbeanspruchung der betrachteten Probenoberfläche. Lastphasenphotos können zweckmäßig über Speicherung des TV-Bildes auf Magnetband und Standbildwiedergabe angefertigt werden. Bei diesem Vorgehen ist eine Änderung der Beanspruchungsfrequenz nicht erforderlich, jedoch ist die Bildqualität wegen des relativ hohen Signalrauschens nicht optimal.

Für bessere Bildqualität wird mit dem Slowscan gearbeitet, wozu die Beanspruchungsfrequenz so vermindert werden muß, das sich die Dehnungsamplitude während der Aufnahmedauer ($t_{\text{frame}} = 40$ s) nicht wesentlich ändert. Wird die Belastungsfrequenz (vgl. Abb. 5.36) auf 2.5 mHz gesenkt, so ändert sich die Belastung während eines Bilddurchlaufs um nur maximal 5%, die Öffnung Δa aktiver Risse ändert sich dabei praktisch nicht.

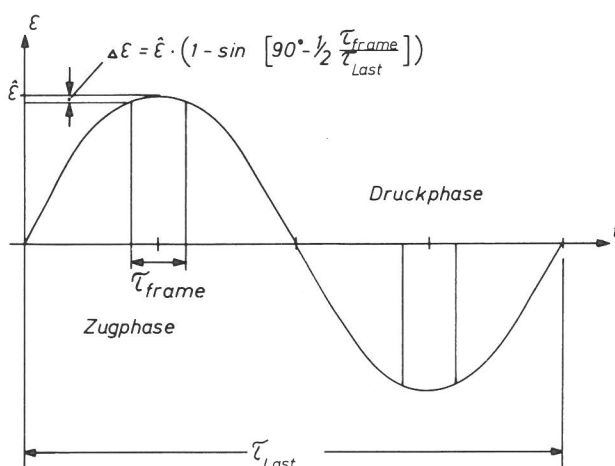


Abb. 5.36
Zur Aufnahme von Lastphasen-Fotos bei langsamer Rasterung

Ein solches Lastphasenfotopaar von einer Al 99.9-Probe zeigt Abb. 5.37. Im Bild der Druckphase ist der Gleitbandriß praktisch nicht erkennbar, der Riß wird erst durch Vergleich mit dem Bild der Zugphase identifizierbar.

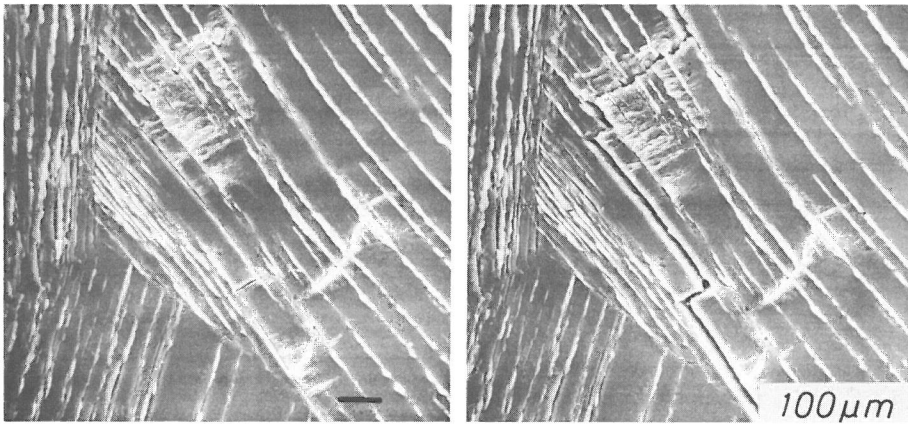


Abb. 5.37
 Lastphasen Fotopaar eines Gleitbandrisses
 in einer Al 99,9-Probe
 (Nr. 341, $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$, $N = 900\,000$)

5.4.3 Rißorte

5.4.3.1 Zerrüttungsrisse in Al 99,999

Bevorzugte Orte für die Bildung und das Wachstum von Zerrüttungsris-
 sen an der Oberfläche von Al 99,999-Wechselbiegeproben sind die Korn-
 grenzen, wie schon Abb. 5.34 deutlich zeigt. Erste Korngrenzenrisse
 werden schon relativ frühzeitig erkennbar, vgl. Abb. 5.30, jedoch ist
 eine sichere Identifizierung aller Risse i.a. nicht gewährleistet,
 vgl. Abschnitt 5.3.1. Aus den an nachgedehnten Proben durchgeführten
 Untersuchungen wird erkennbar, daß stets eine Vielzahl von Korngren-
 zenrissen gebildet wird, von denen sich im Verlaufe der Wechselver-
 formung ein Großteil zu mehreren Hauptrissen verbindet, die über die
 gesamte Probenbreite verlaufen und ins Probeninnere hineinwachsen.
 Einer dieser meist zwei bis vier Hauptrisse führt dann bei Fortfüh-
 rung der Wechselbeanspruchung zum Bruch der Probe. Neben den Haupt-
 rissen sind stets weitere Risse vorhanden, die sich nur über kurze
 Strecken (einige Körner) auf der Probenoberfläche zusammengeschlossen
 haben. Der Verlauf der Hauptrisse an der Probenoberfläche wird durch
 die Lage und Richtungen der Korngrenzen geprägt. Zwischen Riß und Bean-
 spruchungsrichtung treten daher über kurze Strecken der Dimension
 der Kornabmessungen praktische beliebige Winkel auf. Die Verbindung
 der einzelnen Risse führt aber zu einer Hauptrißrichtung, die unge-
 fähr senkrecht (Dimension der Probenbreite) zur Beanspruchungsrich-
 tung liegt, Abb. 5.34. Der mittlere Abstand von Korngrenzenrissen
 entspricht ungefähr dem 1,5...2fachen mittleren Abstand der Korngren-
 zen! Zwischen den über mehrere Korngrenzen hinweg verlaufenden Ris-
 sen sind noch weitere, kurze Risse erkennbar. Es ist anzunehmen, daß
 sehr frühzeitig eine Vielzahl von Rissen gebildet wird, wobei das
 Wachstum der kurzen Risse zum Stillstand kommt, wenn sie aufgrund

des schnelleren Wachstums der Nachbarrisse in einen "Beanspruchungsschatten" geraten.

Aus dem nur gelegentlichen Auftreten von kurzen Gleitbandriß-Segmenten kann geschlossen werden, daß Gleitbänder auch bei Al 99,999 potentielle Rißkeime darstellen. Wegen des schnelleren Ablaufs des Rißwachstums an Korngrenzen werden jedoch die Gleitbänder entlastet, so daß Gleitbandrisse für das Zerrüttungsgeschehen bei polykristallinem Al 99,999 praktisch keine Bedeutung erlangen. Damit im Einklang steht der Befund, daß bei der einkristallinen Probe Nr. 504 (vgl. Abb. 4.4) die Rißwachstumsvorgänge entlang Gleitbändern erst nach wesentlich höheren Zyklenzahlen zu einem Momentabfall führen als bei vergleichbaren polykristallinen Proben.

Abb. 5.38 zeigt einen Ausschnitt der Oberfläche einer stark nachgedehnten Al 99,999-Probe, bei der die Vielzahl der Risse und ihre Verteilung schon bei kleiner Vergrößerung deutlich wird.

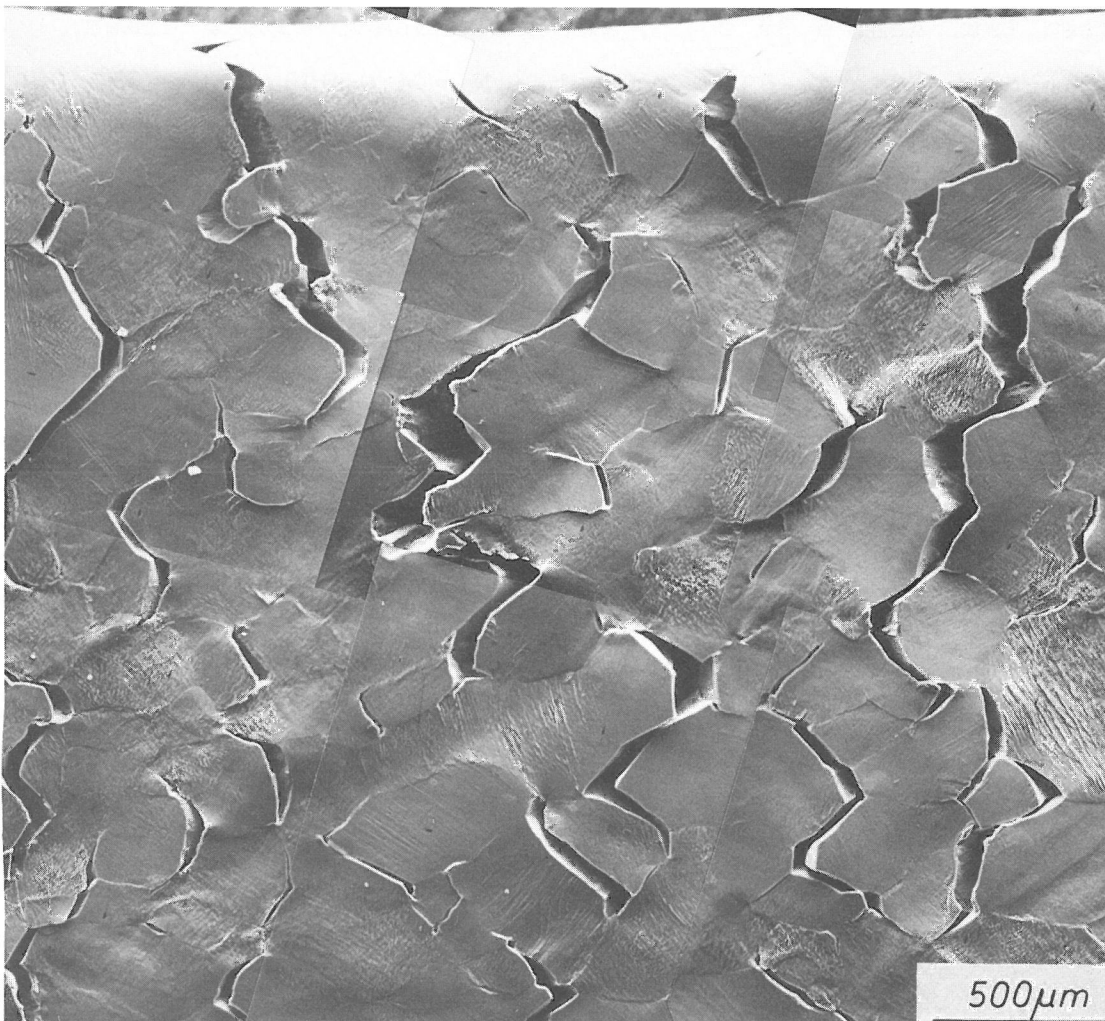


Abb. 5.38
Oberfläche einer stark nachgedehnten Al 99,999-Wechselbiegeprobe $\hat{\epsilon}_{\text{ges}} \approx 5 \cdot 10^{-4}$, $N = 200\,000$; $\epsilon_{\text{pzug}} \approx 15\%$

5.4.3.2 Zerrüttungsrisse in Al 99,9

Bevorzugte Orte für die Bildung und das Wachstum von Zerrüttungsris- sen an der Oberfläche von Al 99,9-Wechselbiegeproben sind die durch die Wechselverformung gebildeten Gleitbänder. Der Unterschied zu Al 99,999 könnte darauf zurückzuführen sein, daß der um den Faktor 100 größere Gehalt an Verunreinigungen bei Al 99,9 zu höheren Konzen- trationen von Verunreinigungen an den Korngrenzen führt. Die dadurch geschaffenen Verformungshindernisse können den Korngrenzen bei Al 99,9 höhere Festigkeit verleihen. Da keine Entlastung durch Korngrenzen- risse auftreten, können die Wechselverformungsprozesse in den Gleit- bändern weiterhin ablaufen und zur Rißbildung in denselben (Intrusio- nen) führen.

Gleitbandrisse sind rastermikroskopisch i.a. schon nach $N < 0,5 \cdot N_{0,5}$ an der zyklischen Abstandsänderung eindeutig identifizierbar, in ei- nem Zerrüttungsstadium, in dem die Biegemomentenamplitude das Maxi- mum noch nicht überschritten hat. Dabei ist $N_{0,5}$ die Zyklenzahl, bei der das Biegemoment auf 50% des im Plateaubereiches auftretenden Wer- tes abgefallen ist. Abb. 5.39 zeigt ein Lastphasenfotopaar eines Gleitbandrisses in einer Al 99,9-Probe bei $N = 410.000$ ($N_{0,5} = 932.000$). Auch an der Oberfläche der Al 99,9-Wechselbiegeproben entstehen im Verlaufe der Zerrüttungsbeanspruchung i.a. mehrere Hauptrisse, die vorwiegend entlang Gleitbändern makroskopisch, d.h. über längere Strecken, ungefähr senkrecht zur Beanspruchungsrichtung über die Oberfläche verlaufen. Insbesondere in Oberflächenbereichen, in denen benachbarte Risse sich aneinander vorbei über die Probenoberfläche ausbreiten, entstehen hochbeanspruchte Zonen, in denen auch Nicht- Gleitbandrisse gebildet werden können, insbesondere wenn dort Körner ohne deutliche Gleitbandausbildung überwiegen, Abb. 5.40.

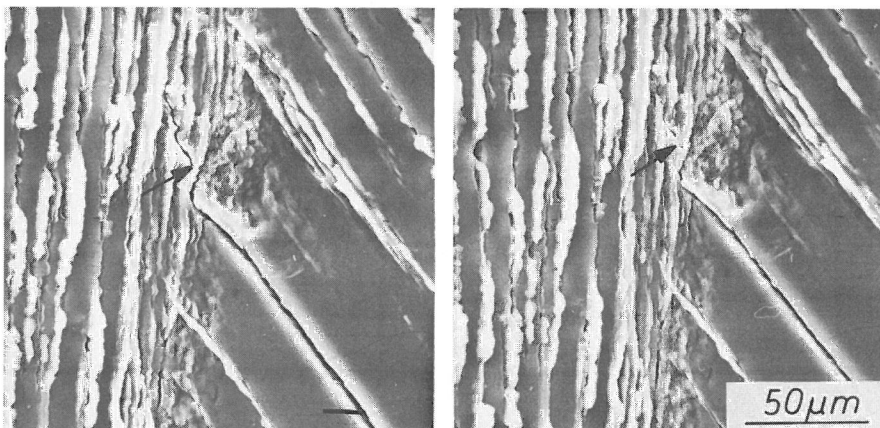


Abb. 5.39
Lastphasenfotopaar eines Gleitbandrisses an der Oberfläche einer Al 99,9-Probe
(Nr. 341, $\hat{\epsilon}_{ges,R} = 4,7 \cdot 10^{-4}$, $N_{0,5} = 932000$)

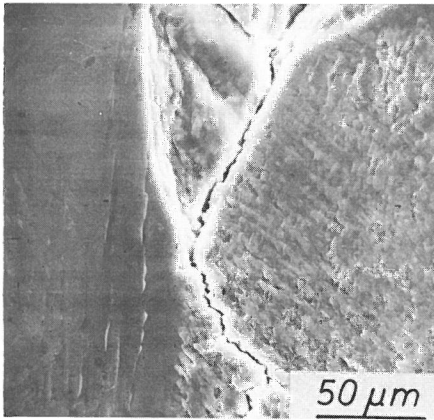
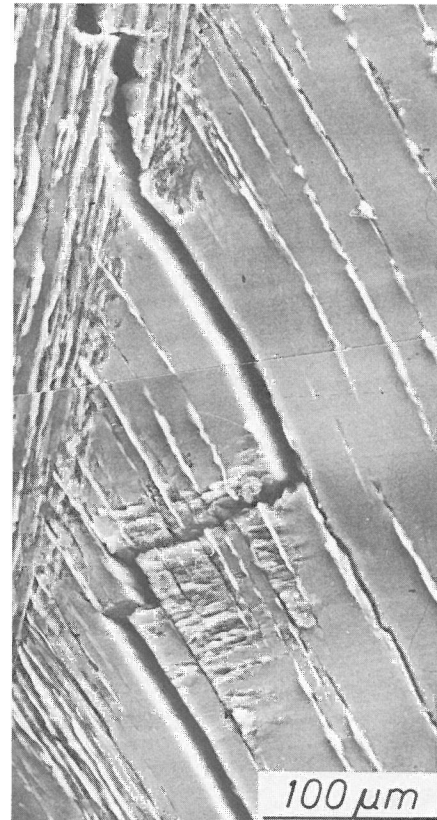
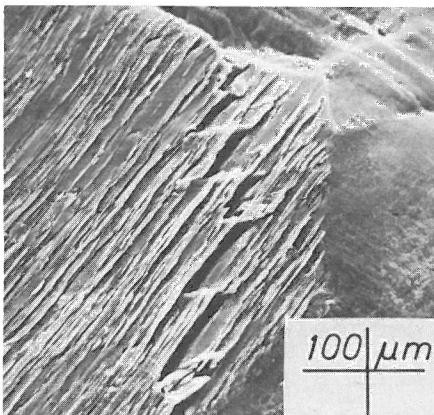


Abb. 5.40
Zerrüttlungsriß durch ein Korn mit kristallographisch nicht identifizierbaren Verformungen, Al 99,9 (Nr. 319, $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 6,3 \cdot 10^{-4}$, $N = 384\,000$)

Abb. 5.41
Gleitbandriß an der Oberfläche einer Al 99,9-Probe (Nr. 341, $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 4,7 \cdot 10^{-4}$, $N = 930\,000$)

Abb. 5.42
Gleitbandriß an der Oberfläche einer Al 99,9-Probe Abgleitungen und Riß in zwei Gleitsystemen (Nr. 339, $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 6,3 \cdot 10^{-4}$, $N = 520\,000$)



Die wesentlichen Merkmale der Gleitbandrisse durch Wechselbiegung gehen aus Abb. 5.41 und 5.42 hervor:

- Gleitbandrisse haben die Tendenz, senkrecht zur Beanspruchungsrichtung zu wachsen. Bei großer Abweichung der Gleitbandrichtung von der y -Achse erfolgt oft zickzackförmiger Verlauf, wobei i.a. Gleitbänder eines zweiten Gleitsystems beteiligt sind;
- in Gebieten zickzackförmigen Rißverlaufs ist häufig eine lokale Erhöhung der Gleitbanddichte anzutreffen;
- Gleitbandrisse laufen sowohl durch Körner mit hoher Gleitbanddichte als auch durch solche mit niedriger Gleitbanddichte;

- Gleitbandrisse laufen nicht immer durch die Kornbereiche, die die größte Gleitbanddichte aufweisen.

Bei Proben, die ein zur Gleitbandbildung neigendes Gefüge aufweisen, vgl. Abb. 5.3a, verlaufen die Hauptrisse fast ausschließlich entlang der Gleitbänder durch aneinander angrenzende Körner. Bei Proben mit einem höheren Anteil an Körnern, die für Abgleitung ungünstig orientiert sind, vgl. Abb. 5.36 und 5.2, kann die Ausbildung der Hauptrisse nicht ausschließlich über Gleitbänder erfolgen. Bei solchen Proben erfolgt das Rißwachstum dann auch durch schwach verformte Körner und durch solche, bei denen die Abgleitungen kristallographisch nicht identifizierbar sind, Abb. 5.40.

Es ist denkbar, daß solche Proben eine höhere "Bruchlastspielzahl" ($N_{0,5}$) und eine geringere Rißwachstumsgeschwindigkeit (v_M) aufweisen als gleitbandbegünstigte Proben. Wegen der geringen Anzahl vergleichbarer Proben und des stets überlagerten Einflusses von Dehnungsamplitude und Korngröße kann eine solche Aussage jedoch nicht aus den hier vorliegenden experimentellen Befunden abgeleitet werden.

6. Ergänzungsuntersuchungen an Cu und St 37

Ergänzende Zerrüttungsversuche im REM wurden mit Cu 99,9- und mit St 37-Proben durchgeführt. Diese Versuche lassen jedoch nur tendenzielle Aussagen zu, da die bisher benutzte Wechselbiegeapparatur leistungsmäßig für diese "festen" Werkstoffe nicht ausreicht. Bei Cu 99,9-Proben der gleichen Geometrie wie bei Al (Abb. 2.4b) wurde innerhalb von $N = 10^6$ nie der Bruch erreicht. St 37-Proben wurden mit einer stark veränderten Probenform zerrüttet, wobei wegen der Kerbwirkung und der Kleinheit der Taillenabmessungen die Angaben von Spannung und Dehnung ungenau werden.

6.1 Cu 99,9

6.1.1 Proben

Die Proben wurden nach Probenform I bzw. II (Abb. 2.4a und 2.4b) aus 3 mm dickem Blech gefertigt. Vor der Endbearbeitung wurden die Rohlinge einer Rekristallisationsglühung unterworfen, ein Teil der Proben (Gruppe A) 30 min bei 830 K, der andere Teil (Gruppe B) 30 min bei 1070 K. Abkühlung erfolgte jeweils langsam im Ofen. Es ergaben sich dabei mittlere Korngrößen von ca. 40 μm (Gruppe A) bzw.

200 μm (Gruppe B). Die Mikrohärte, gemessen an elektrolytisch polierter Oberfläche, unterscheidet sich nicht signifikant, in beiden Gruppen traten Werte zwischen ca. 60 und 80 HV auf. Eine rastermikroskopische Gefügeaufnahme (Gruppe B) einer elektrolytisch polierten Probe zeigt Abb. 6.1.

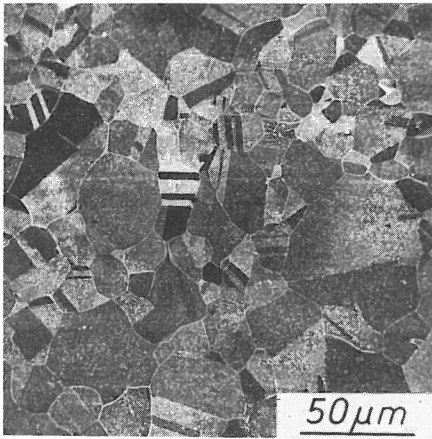


Abb. 6.1
Gefüge einer Cu 99,9-Probe (Gruppe B)

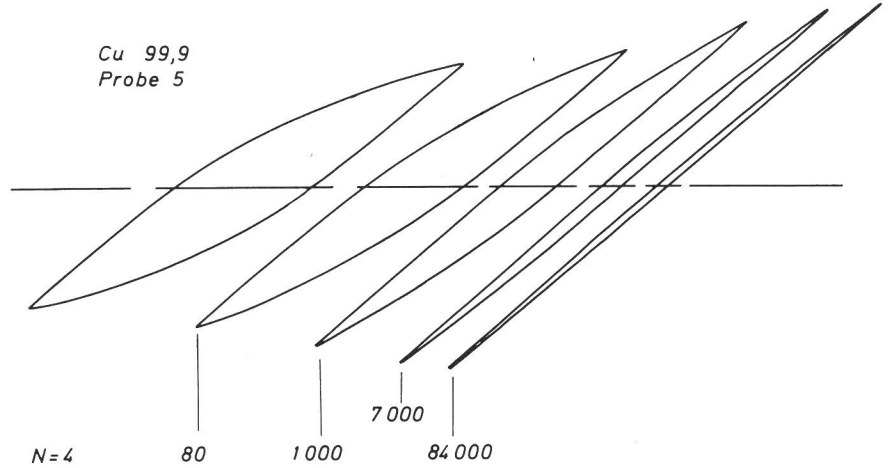


Abb. 6.2
Hysteresen einer Cu 99,9-Wechselbiegeprobe nach verschiedenen Zyklenzahlen, Nr. 5, $\hat{\epsilon}_{\text{ges},R} = 9,4 \cdot 10^{-4}$

6.1.2 Mechanische Messungen

Bei der angewendeten Versuchsführung mit konstanter Biegewinkelamplitude (= konstante Gesamtdehnungsamplitude) zeigen alle untersuchten Proben eine monotone Verfestigung bis zum Erreichen eines Sättigungswertes bei $N \approx 10^4$. Die Änderung der Hysterese einer Cu 99,9-Probe zeigt Abb. 6.2.

Die plastische Dehnungsamplitude geht auf sehr kleine Werte zurück ($\hat{\epsilon}_{p,N > 10^4} \approx 2 \cdot 10^{-5}$), so daß die Zerrüttung fast zum Stillstand kommt

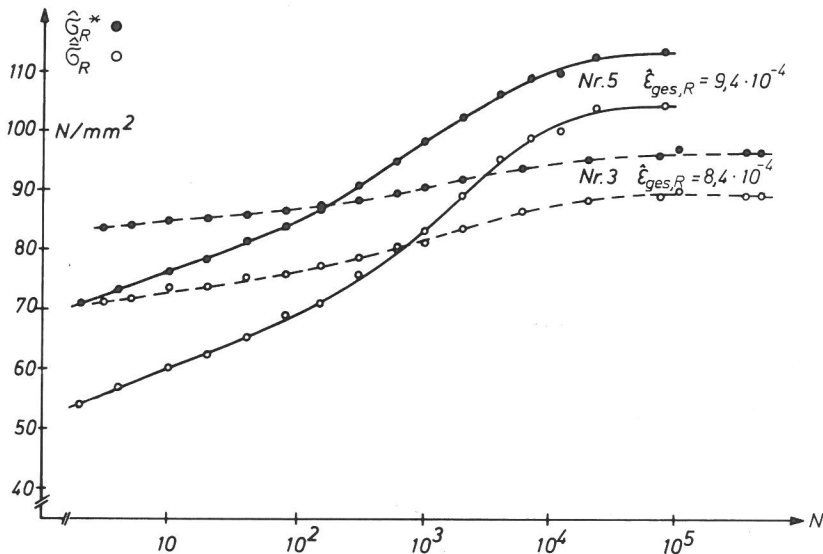


Abb. 6.3
Verlauf der Spannungen $\hat{\sigma}_R^*$ und $\hat{\sigma}_R$ für zwei Cu 99,9-Proben als Funktion der Zyklenzahl N

und die meisten Versuche nach $N \approx 10^5$ abgebrochen wurden. Den Verlauf der Hysteresekennwerte $\hat{\sigma}_R^*$ und $\hat{\sigma}_R$ für 2 verschiedene Cu 99,9-Proben zeigt Abb. 6.3, den dazugehörigen Verlauf von $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ zeigt Abb. 6.4.

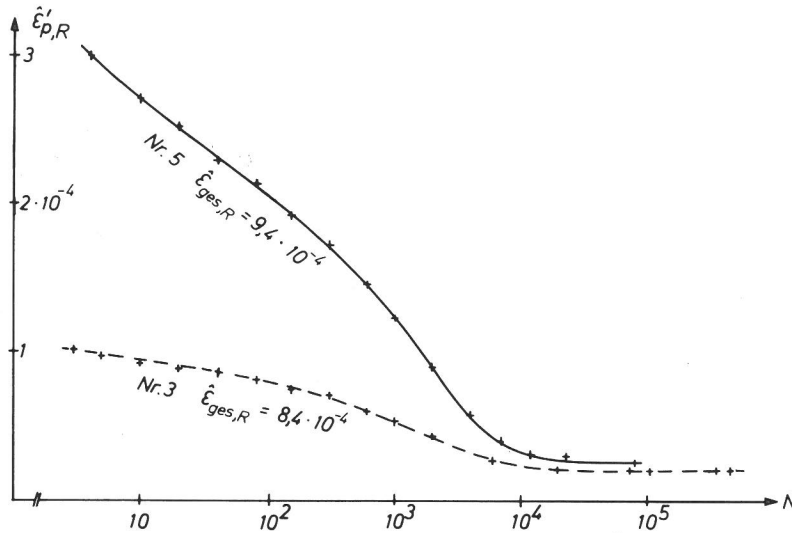


Abb. 6.4
Verlauf von $\hat{\epsilon}'_{p,R}$ für die gleichen Proben wie in Abb. 6.3 als Funktion der Zyklenzahl N

6.1.3 Verformungstopographie

Aussagen über die Verformungstopographie bei biegewechselbeanspruchten Cu 99,9 beschränken sich entsprechend der Versuchsführung im wesentlichen auf das Vor-Rißstadium.

Plastische Verformungen lassen an der Oberfläche ein Verformungsbild entstehen, das weitgehend durch Gleitbänder geprägt wird. Netzstrukturen wurden nicht gefunden, Zerrüttungsrisse (im frühen Wachstumsstadium) nur an einer Probe, z.B. mit Lastphasenfotos, Abb. 6.9 und 6.10.

Das Gleitbandbild ist durch die bei Cu sehr häufig auftretenden Zwillinge deutlich von dem bei Al beobachteten zu unterscheiden. Abb. 6.5 zeigt einen Oberflächenausschnitt einer wechselbiegeverformten Cu-Probe ($N = 5,4 \cdot 10^5, \hat{\epsilon}_{ges,R} = 8,4 \cdot 10^{-4}$).

Es sind an mehreren Stellen Zwillinge zu erkennen. Im Zusammenhang damit sind besondere Erscheinungsbilder der Gleitbandausbildung festzustellen:

In der rastermikroskopischen Abb. 6.6 wird deutlich, daß in den Zwillingbereichen die Zahl der Gleitbänder geringer wird und die sonst scharfkantig begrenzte Struktur sich zu einem perligen Extrusionen- und Intrusionenwechsel auflöst.

In Abb. 6.7 ist diese perlige Struktur relativ schmal, in Abb. 6.8 dagegen sehr breit.

6.1.4 Zerrüttungsrisse

Bei einer Probe, die mit während des Versuches erhöhten Dehnungsamplituden bis $N \approx 700.000$ wechselbiegebeansprucht wurde, traten Zerrüttungsrisse auf, die eine zyklische Abstandsänderung der Rißufer zeigten. Der Rißverlauf ist dabei teilweise interkristallin, teilweise transkristallin entlang eines Gleitbandes. Abb. 6.9 zeigt ein Lastphasenfoto paar eines Korngrenzenrisses, Abb. 6.10 das eines Gleitbandrisses.

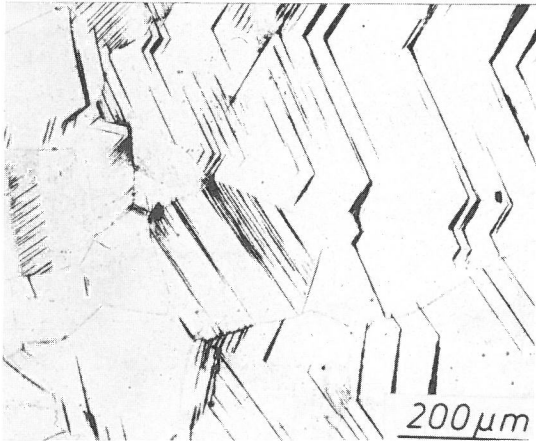


Abb. 6.5
Oberfläche einer Cu 99,9-Probe nach Zerrüttung ($\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 8,4 \cdot 10^{-4}$,
 $N = 540\,000$), lichtmikroskopische Aufnahme

Abb. 6.6
Gleitbänder an der Oberfläche einer wechselbiegeverformten Cu 99,9-Probe
(Nr. 3, $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} = 8,4 \cdot 10^{-4}$, $N = 540\,000$)

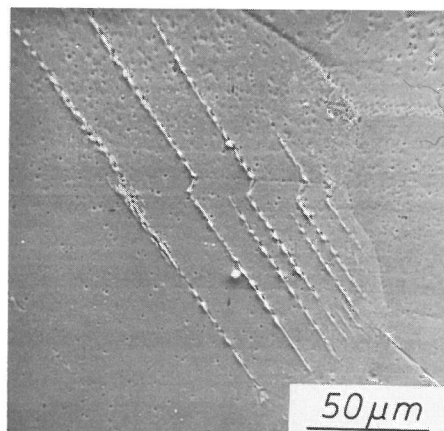
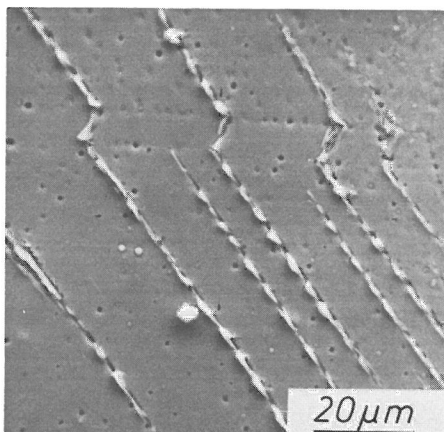
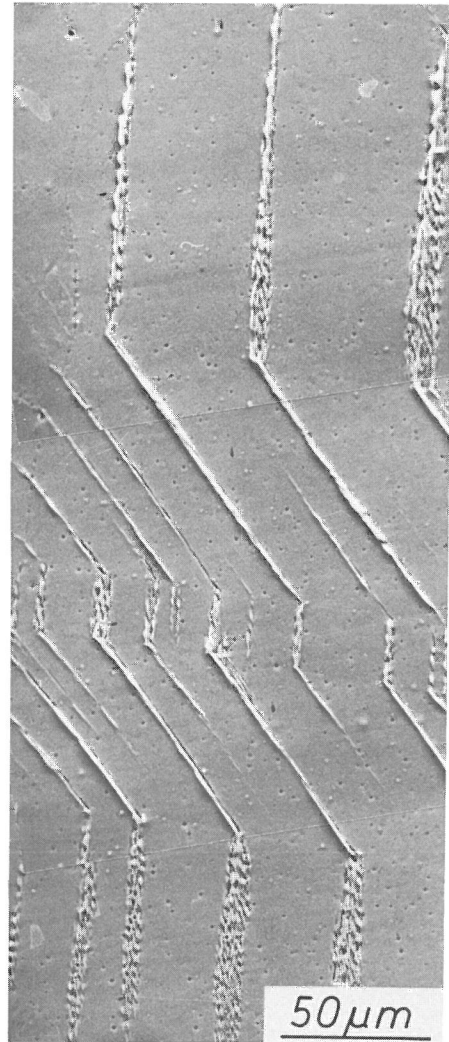


Abb. 6.7
Gleitbänder an der Oberfläche von Cu;
„perlige“ Extrusionen, gleiche Probe
wie in Abb. 6.6

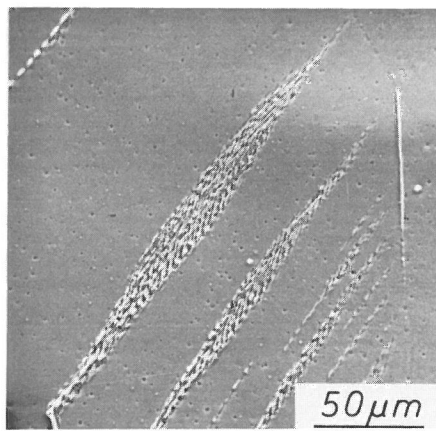
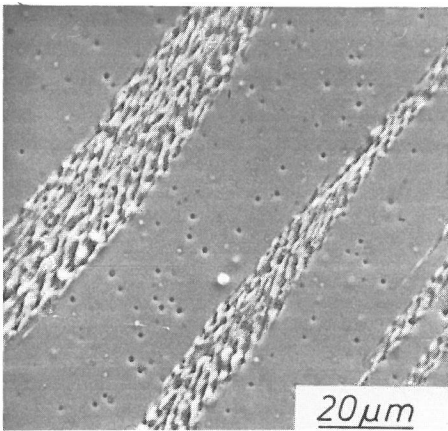


Abb. 6.8
Kometenschweif perlyger Extrusionen
in Gleitbändern einer Cu 99,9-Probe;
gleiche Probe wie in Abb. 6.6

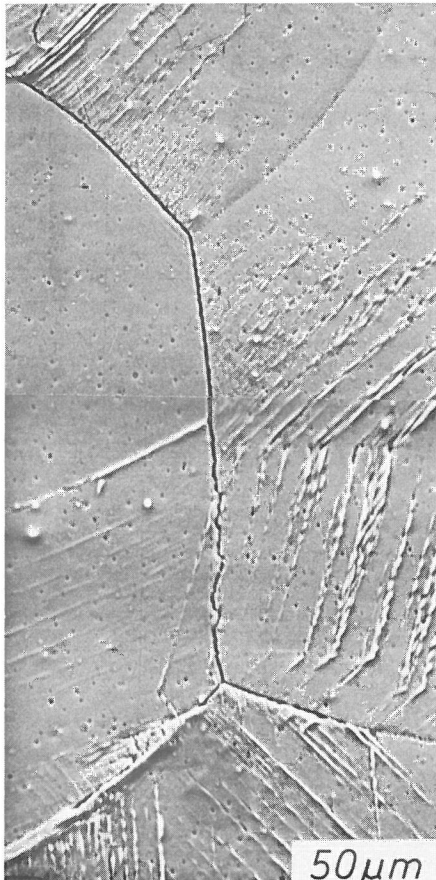
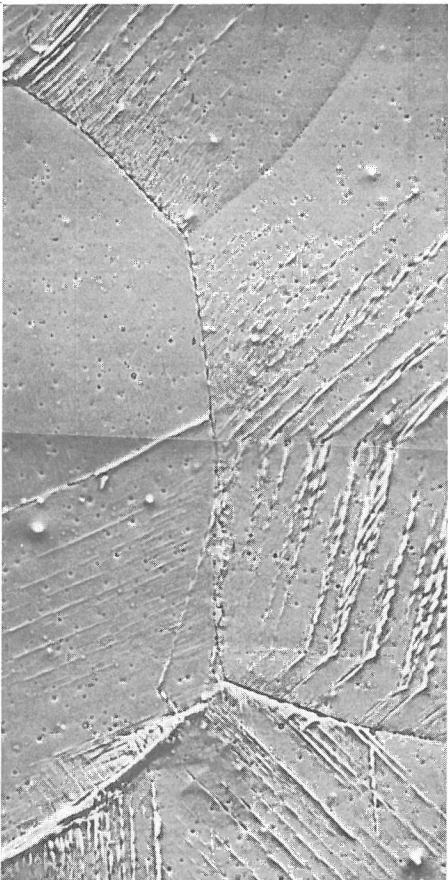


Abb. 6.9
Lastphasen-Fotopaar eines Korngrenzenrisses an
der Oberfläche einer wechselbiegeverformten
Cu 99,9-Probe (Nr. 8, $N_1 = 680\,000$ mit
 $\epsilon_{ges, R1} = 6,6 \cdot 10^{-4}$, anschließend
 $N_2 = 26\,000$ mit $\epsilon_{ges, R2} = 8,8 \cdot 10^{-4}$)

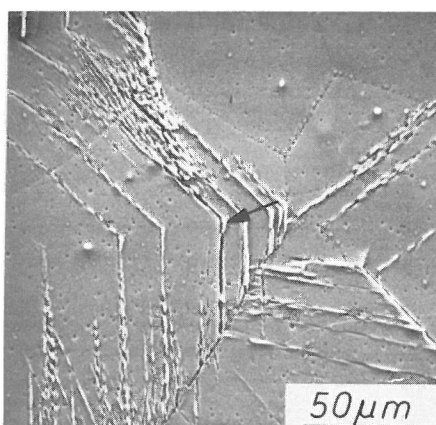
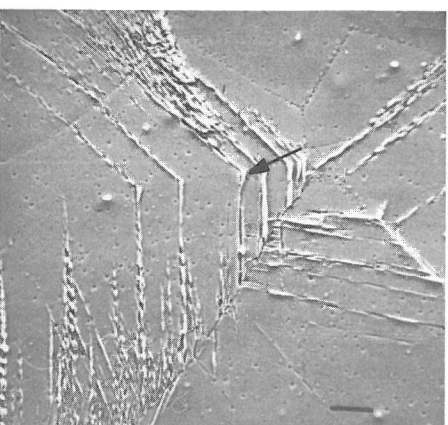


Abb. 6.10
Lastphasen Fotopaar eines Gleitbandrisses an
der Oberfläche einer wechselbiegeverformten
Cu 99,9-Probe, gleiche Probe wie in Abb. 6.9

6.2 St 37

Die ergänzenden Wechselbiegeversuche mit St 37-Flachproben werden hier vorwiegend wegen der Besonderheiten der Hystereseentwicklung erwähnt.

6.2.1 Proben

Da die Leistung der Wechselbiegeapparatur für überelastische Beanspruchung von St 37-Proben der Form I (Abb. 2.4) nicht ausreicht, wurde eine schärfer gekerbte Form gemäß Abb. 6.11 verwendet, deren ebene Oberfläche elektrolytisch poliert wird. Wegen der hohen Kerbwirkung und der kleinen Probenabmessungen sind die relativen Fehler für Dehnungs- und Spannungsermittlung groß, die angegebenen Werte sind nur als Richtwerte zu verstehen.

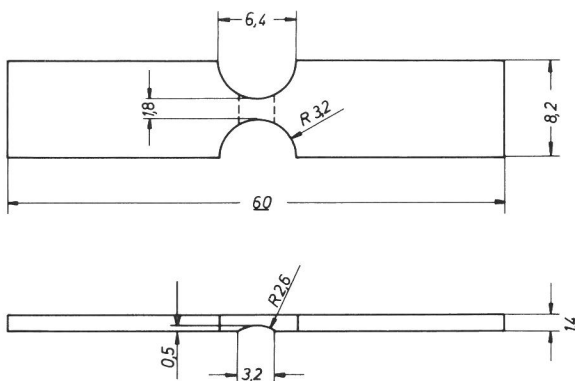


Abb. 6.11
Form und Abmessungen der untersuchten St 37-Wechselbiegeproben

6.2.2 Mechanische Messungen

Die Änderungen der Hysterese einer mit $\hat{\epsilon}_{\text{ges},R} \approx 6,4 \cdot 10^{-4}$ wechselbiegebeanspruchten St 37-Probe zeigt Abb. 6.12. Für $N > 20$ ist eine Wechselentfestigung erkennbar, die Amplitude des Biegemomentes nimmt ab, die Schleifenöffnung wird größer mit wachsender Zyklenzahl. Ab $N \approx 10^5$ wird die Hysterese asymmetrisch, im positiven Quadranten (Druckphase für die Probenunterseite) bleibt die Steigung des elastischen Kurvensegmentes (Winkel φ_+) konstant, während im negativen Quadranten die Steigung (Winkel φ_-) kleiner wird mit zunehmender Zyklenzahl. Die Änderungen der Hysterese Kennwerte $\hat{\sigma}_R^*$, $\epsilon'_{p,R}$ sowie von φ_+ und φ_- sind in Abb. 6.13 als Funktion der Zyklenzahl dargestellt. Die Wechselentfestigung - nach einer Inkubationsphase bis $N \approx 20$, in der eine schwache Verfestigung zu beobachten ist - ist schwach am $\hat{\sigma}^*(N)$ -Verlauf zu erkennen, deutlicher am Verlauf von $\hat{\epsilon}'_{p,R}(N)$. Der Steilabfall von

$\hat{\sigma}_R^*$ für $N > 10^5$ ist begleitet von einem Steilabfall von φ , während φ_+ konstant bleibt. Der Abfall von φ_- erfolgt ungefähr linear mit wachsender Zyklenzahl, wie aus Abb. 6.14 hervorgeht. Diese Verringerung der elastischen Steigung ist auf Rißwachstumsvorgänge zurückzuführen, die aufgrund der asymmetrischen Probenform (Kerbwirkung) bevorzugt an der Probenunterseite beginnen. Befindet sich die Unterseite der Probe in der Druckphase (Zugphase für die betrachtete Oberseite), so wird beim Schließen der Risse das vollständige Widerstandsmoment der Probe wirksam, die elastische Steigung der Hysterese entspricht dann der der ungeschädigten Probe. In der Zugphase der Unterseite werden dort vorhandene Risse geöffnet, so daß das wirksame Widerstandsmoment

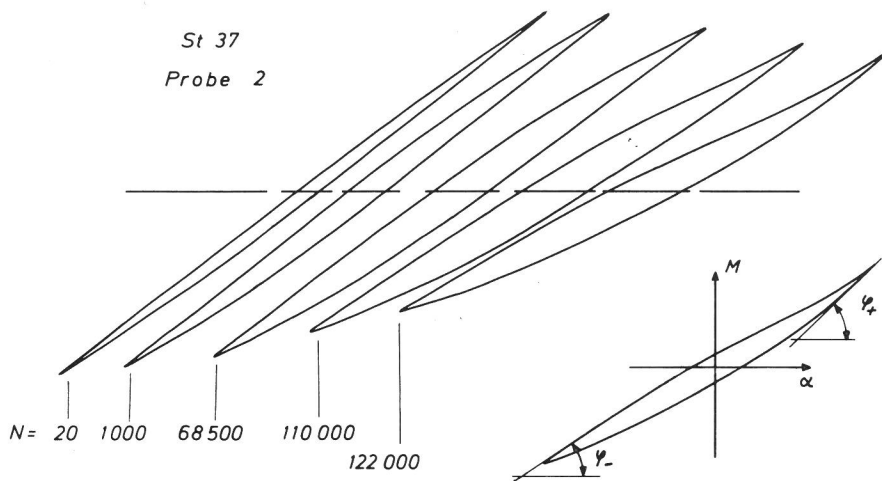


Abb. 6.12
Hysteresen einer St 37-Wechselbiegeprobe nach verschiedenen Zyklenzahlen; $\hat{\epsilon}_{ges,R} \approx 7 \cdot 10^{-4}$; Asymmetrie der Schleife durch Rißwachstum überwiegend an der Probenunterseite

verringert wird und die elastische Steigung abnimmt. Mit Hilfe dieser Asymmetrie der Hysterese kann das Rißwachstum auf der Unterseite der Probe festgestellt und messend verfolgt werden, während auf der Probeoberseite mechanisch noch keine Zerrüttungsrisse nachweisbar sind.

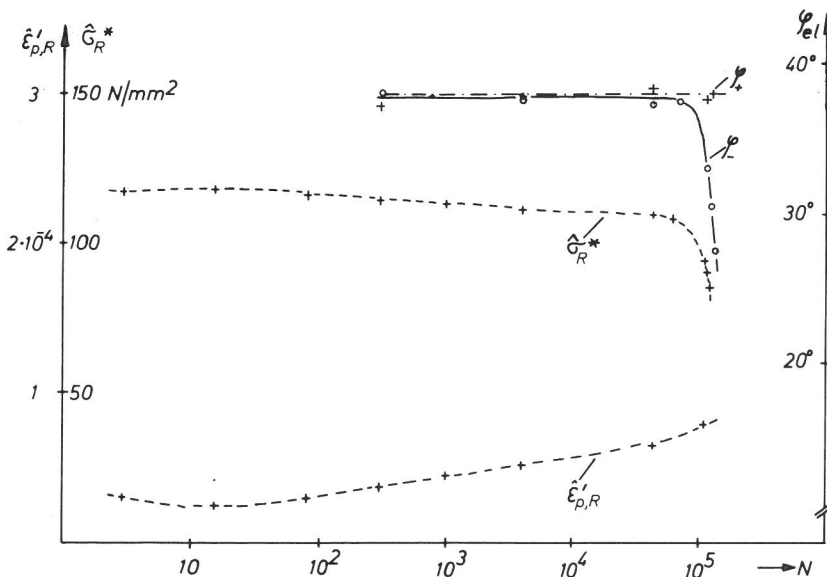


Abb. 6.13
Hysterese-Kennwerte als Funktion der Zyklenzahl für eine St 37-Wechselbiegeprobe, gleiche Probe wie in Abb. 6.12

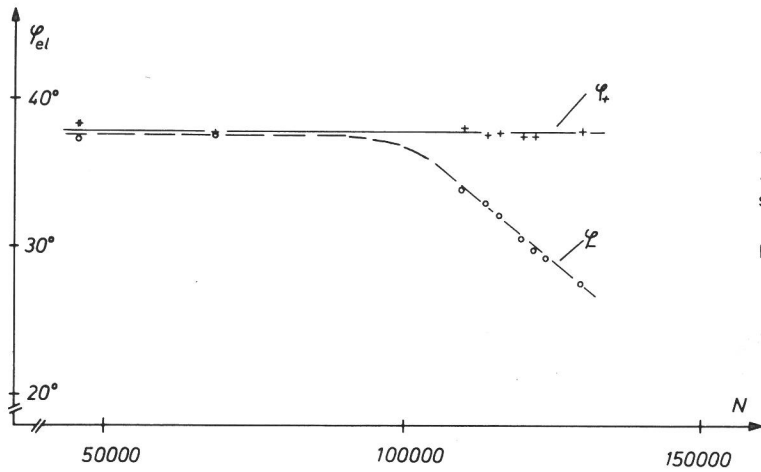


Abb. 6.14
 Änderung des elastischen Hysterese winkels φ an Probenoberseite (φ_+) und Probenunterseite (φ_-) (vgl. Abb. 6.12) als Funktion der Zyklenzahl N , lineare Auftragung, gleiche Probe wie in Abb. 6.12

6.2.3 Verformungstopographie

An den elektrolytisch polierten Oberflächen ist deutlich die stark unterschiedliche plastische Verformung der einzelnen Kristallite erkennbar. Abb. 6.15 zeigt einen Ausschnitt der Oberfläche einer wechselbiegeverformten St 37-Probe im Rißwachstumsstadium (Unterseite). In vielen Körnern sind Gleitbänder erkennbar, die nicht so scharf begrenzt sind wie bei Rein-Al. Der Gleitbandabstand ist geringer als bei Al. Abb. 6.16 zeigt Körner mit Gleitbändern, Abb. 6.17 zeigt



Abb. 6.15
 Oberfläche einer St 37-Wechselbiegeprobe im Stadium des Rißwachstums an der gekerbten Unterseite (Probe Nr. 5, $\hat{\epsilon}_{ges,R} \approx 7 \cdot 10^{-4}$, $N = 185\ 000$)

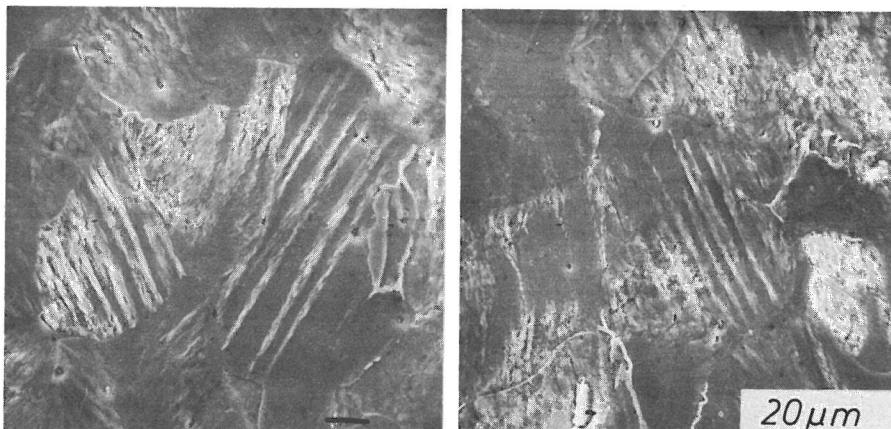


Abb. 6.16
 Gleitbänder an der Oberfläche einer wechselbiegeverformten St 37-Probe, gleiche Probe wie in Abb. 6.15

periodische Verformungstopographien, die an Netzstrukturen oder Feingleitung erinnern. Die Gitterkonstante dieser Strukturen liegt bei ca. $0,8 \mu\text{m}$.

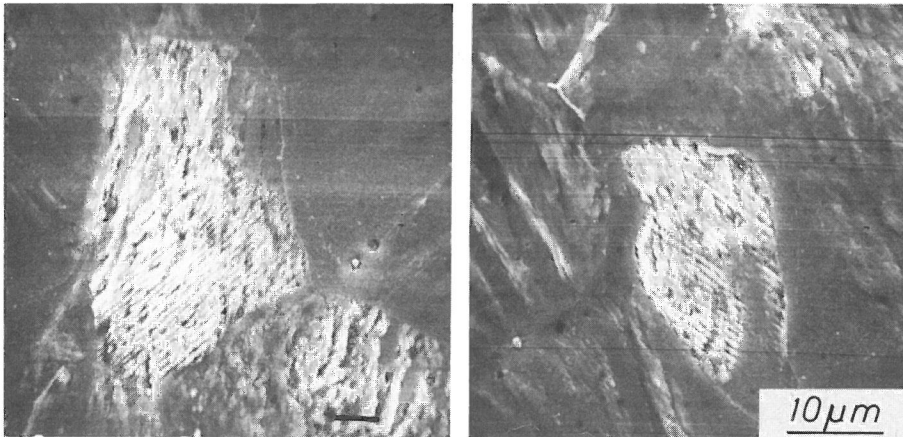


Abb. 6.17
Periodische Verformungsmuster bei St 37, ähnlich Netzstrukturen/Feingleitung bei Aluminium, gleiche Probe wie in Abb. 6.15

6.2.4 Zerrüttungsrisse

Zerrüttungsrisse sind vorwiegend an der gekerbten Unterseite der Probe zu erwarten. Den Hauptriß an der Unterseite zeigt Abb. 6.18. Es sind in dichter Nachbarschaft weitere kleine Risse vorhanden, die sich nicht über die ganze Probe ausbreiten.

Obwohl an der Hysterese nur Zerrüttungsrisse an der Probenunterseite erkennbar werden, sind rastermikroskopisch auch auf der Probenoberseite Risse nachweisbar. Diese befinden sich offensichtlich noch in einem frühen Wachstumsstadium, in dem die Rißschließung mechanisch noch nicht wirksam bzw. an der Hysterese noch nicht meßbar wird. Abb. 6.19 zeigt einen solchen ausgedehnten Zerrüttungsriß in der ebenen, elektrolytisch polierten Oberfläche der gleichen Probe, von der Abb. 6.18 stammt. Es sind sowohl transkristalline als auch interkristalline Rißverläufe erkennbar.

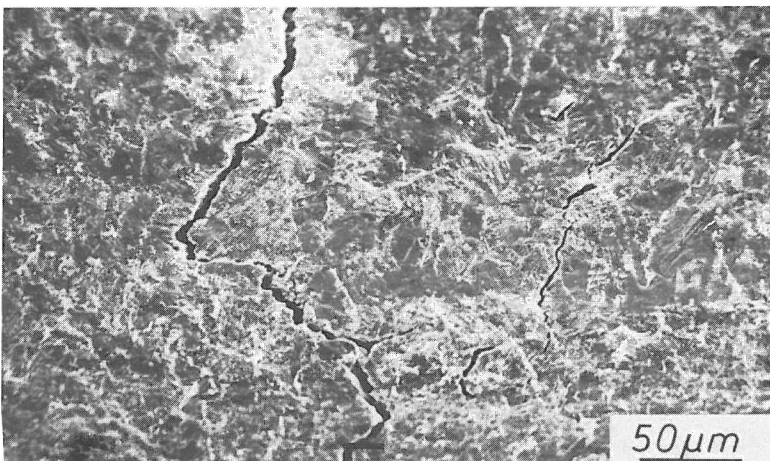


Abb. 6.18
Zerrüttungsriß an der gekerbten Unterseite einer St 37-Wechselbiegeprobe (Nr. 2, $\hat{\epsilon}_{\text{ges,R}} \approx 7 \cdot 10^{-4}$, $N = 130\,000$)



Abb. 6.19
Zerrüttungsriß an der ebenen elektrolytisch polierten Oberseite einer St 37-Wechselbiegeprobe, gleiche Probe wie in Abb. 6.15

7. Literatur

/1/ Klaffke, D.

Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999%-Al-Proben bei Biege-
wechselbeanspruchung.

BAM-Forschungsbericht 55, Berlin, Nov. 78

/2/ 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

/3/ Klaffke, D.; W. Maennig; K. Westphal

Wechselbiegeapparatur für in situ-Untersuchung von Zerrüttungsvorgängen im Rasterelektronenmikroskop.

Scanning 2 (79), 129/34

/4/ Klaffke, D.; W. Maennig; H. Sander

Magnetische und rasterelektronenmikroskopische Untersuchung von Zerrüttungsvorgängen.

Materialprüf. 19 (77), 322/31

- /5/ Wellinger, K.; H. Dietmann
● Festigkeitsberechnungen.
Alfred Kröner Verlag, Stuttgart, 1968
- /6/ Munz, D.; K. Schwalbe; P. Mayr
● Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe.
Vieweg-Verlag, Braunschweig 1971
- /7/ Forsyth, P.J.E.
Some Metallographic Observations on the Fatigue
of Metals.
J. Inst. Metals 80 (51-52), 181/86
- / 8/ Forsyth, P.J.E.
Slip-Band Damage and Extrusion.
Proc. Roy. Soc. A 242 (57), 198/202
- / 9/ Hempel, M.; A. Schrader
Gleitspuren an der Oberfläche von biegewechselbean-
spruchtem Reinstaluminium.
Arch. Eisenhüttenwes. 28, 9 (57), 547/56
- /10/ König, G.
Vergleich zwischen zyklischer und einsinniger Ver-
formung von polykristallinem Aluminium.
Diss. 1978, Erlangen
- /11/ Seeger, A.
Handbuch der Physik VII/1, 2 (1955)
- /12/ Bullen, F.P.; A.K. Head; W.A. Wood
Structural changes during the fatigue of metals.
Proc. Roy. Soc. A 216 (52), 332/43

Dank

Die Verfasser danken der Bundesanstalt für Materialprüfung, Berlin, und der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der Arbeit. Ferner wird Herrn Ing. K. Westphal für die Konstruktion der Belastungsapparatur gedankt sowie den Metallografinnen Frau M. Engelhardt, Frau B. Seebacher, Frau S. Binkowski und Frl. Ch. Kähler für die Mitarbeit bei der Versuchsauswertung und bei der Anfertigung und Auswertung des umfangreichen Bildmaterials.

Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

Nr. 1/September 1968

Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Rechenschaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft

Nr. 2/Juli 1970 (vergriffen)

Zum Problem des Feuchtigkeitschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitergebern
von Dr.-Ing. Götz Andreae

Nr. 3/September 1970 (vergriffen)

Über das mechanische Verhalten von Aluminium-Stahl-Freileitungsseilen als Beispiel für Verbundbauteile
von Dr.-Ing. Josef Ziebs

— Nr. 4/Dezember 1970 (vergriffen)

Formbeständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit — Grundlagen und Vergütungsverfahren
von Dr. rer. nat. Arno Burmester

Nr. 5/März 1971

Die Bedeutung der Netzstellenart und der Netzwerkkettendichte für die Beschreibung der elastischen Eigenschaften und des Abbaus von elastomeren Netzwerken
von Dr. rer. nat. Norbert Steiner

Nr. 6/April 1971

Zur Problematik der Prüfung und Beurteilung des Luftschallschutzes von Bauelementen bei unterschiedlichen Einbaubedingungen
von Prof. Dr.-Ing. Paul Schneider

— Nr. 7/Juli 1971

Chromatographie und chemische Konstitution — Untersuchungen über den Einfluß der Struktur organischer Verbindungen auf das Verhalten bei der Dünnschicht-Chromatographie
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Petrowitz

Nr. 8/November 1971

Zum Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Baustählen bei Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Helmut Veith

Nr. 9/November 1971

Untersuchung über die sichernde Wirkung poröser Massen in Acetylenflaschen
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Möller

Nr. 10/Januar 1972

Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode
von Dr.-Ing. Dietmar Aurich und Prof. Dr. phil. Erich Martin

Nr. 11/Februar 1972

Beitrag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und Schnittgütwerte beim Brennschneiden
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Krause

Nr. 12/Mai 1972

Über Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Texturieren
von Dir. u. Prof. Dr. rer. nat. Hubert Feuerberg

— Nr. 13/Juni 1972

Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig (Berichter), Prof. Dr.-Ing. Kurt Kirschke, Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig und Dipl.-Phys. Harald Tischer

Nr. 14/Juli 1972

Untersuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der Ultraschalldämpfung in Metallen bei 20 kHz
von Eberhard Fischer

Nr. 15/August 1972

Studie und Probleme der chemischen Edelmetall-Analyse
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Heinz Pohl

Nr. 16/August 1972

Über Ausführung und Aussagefähigkeit des Normbrandversuches nach DIN 4102, Blatt 2, im Hinblick auf die Nachbildung natürlicher Schadensfeuer
von Dr.-Ing. Erwin Knublauch

Nr. 17/August 1972

Aktivierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Photonen und geladenen Teilchen
von Dr.-Ing. Peter Reimers

Nr. 18/Januar 1973

Das Sprödbruchverhalten des Baustahles R St 37-2 N in geschweißten Konstruktionen, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches
von Dr.-Ing. Werner Struck

— Nr. 19/Januar 1973

Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei tribologischen Vorgängen
Literaturrecherche von Dipl.-Phys. K. Kaffanke und Dr.-Ing. H. Czichos

Nr. 20/April 1973

Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen in Wänden
von Dipl.-Ing. R. Rudolphi

— Nr. 21/Juli 1973

Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitlichen Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen bei der Zerrüttung
Literaturrecherche von Dipl.-Phys. D. Klaffke und Dr.-Ing. W. Maennig

Nr. 22/Juli 1973

Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemessung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen
von Dipl.-Ing. R. Rudolphi und Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 23/November 1973

Reichs- und preußische Landesanstalten in Berlin

Ihre Entstehung und Entwicklung als außeruniversitäre Forschungsanstalten und Beratungsorgane der politischen Instanzen
von Prof. Dr. rer. nat. habil. Walter Ruske

Nr. 24/November 1973

Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druckbeanspruchung

von Dipl.-Ing. J. Stanke, Ing. grad. E. Klement und Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 25/Dezember 1973

Über das Brandgeschehen vor der Fassade eines brennenden Gebäudes unter besonderer Berücksichtigung der Feuerbeanspruchung von Außenstützen

von Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 26/August 1974

Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM — Eigenschaften und erste Anwendungen —

von Dipl.-Ing. P. Jost, Dr.-Ing. P. Reimers und Dr.-Ing. P. Weise

Nr. 27/August 1974

Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköpfen für die Materialprüfung mit Ultraschall

von Dr.-Ing. Hermann Wüstenberg

Nr. 28/August 1974

Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen verbundenen Behältern

von Prof. Dr. rer. nat. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 29/August 1974

Theorie der dissipativen Luftschalldämmung bei einem idealisotropen porösen Material mit starrem Skelett für senkrechten, schrägen und allseitigen Schalleinfall

von Prof. Dr.-Ing. P. Schneider

— Nr. 30/September 1974 (vergriffen)

The Application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology

von Dr. Horst Czichos und Dr. Geert Salomon

Nr. 31/August 1975

Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbeanspruchung

von Dr.-Ing. Gerhard Fuhrmann

Nr. 32/September 1975

Ein thermo-elektrisches Netzwerkverfahren zur Berechnung stationärer Temperatur- und Wärmestromverteilungen mit Anwendungsbeispielen

von Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi und Dr.-Ing. Bernhard Böttcher

Nr. 33/November 1975

Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Baustoffen mit Hilfe eines nichtstationären Meßverfahrens

von Dipl.-Ing. Armin Wagner, Dipl.-Phys. Gerhard Kieper und Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi

— Nr. 34/Januar 1976 (vergriffen)

Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoffen

von Dipl.-Forsting. Dr. rer. sylv. Hans-Joachim Deppe

Nr. 35/Januar 1976

Der Widerstand von Platten, die als Beplankungsmaterial leichter Wände verwendet werden, gegenüber dem Aufprall harter Körper — Vorschlag für ein Prüfverfahren —

von Dipl.-Ing. Ernst Limberger

Nr. 36/Januar 1976 (vergriffen)

Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Einwirkung eines Temperaturgefälles

von Dipl.-Ing. Jürgen Hundt

Nr. 37/Februar 1976

Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragender Bauteile durch einen mit der Schulter gegenprallenden Menschen — Vorschlag für ein Prüfverfahren —

von Dr.-Ing. Werner Struck

— Nr. 38/Juni 1976

Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ionitriertem Stahl 42 CrMo 4

von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig

— Nr. 39/Juni 1976

Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften von Flüssigkeiten (mit nicht-Newtonschem Fließverhalten) insbesondere bei höherer Scherbeanspruchung

von Prof. Dr.-Ing. K. Kirschke und Dipl.-Phys. G. Kempf

— Nr. 40/Juni 1976

Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spektren nach verschiedenen Verfahren

von Dr. rer. nat. H. Hantsche

Nr. 41/Okttober 1976

Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssigkeiten

von Dr. rer. nat. Bernhard Böttcher

Nr. 42/Okttober 1976

Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase in Mischung mit Luft

von Dr.-Ing. Siegmund Dietlen

Nr. 43/Okttober 1976

Das Spröbruchverhalten geschweißter Bauteile aus Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 44/November 1976

Berechnung von räumlichen, linear elastischen Systemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Programms „Stab-Werk“

von Dipl.-Ing. W. Matthees

Nr. 45/Dezember 1976

Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum aufgedampfter Metallschichten
von Dr.-Ing. W. Paatsch

Nr. 46/Mai 1977 (vergriffen)

Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung
Results of Test Concerning Strength and Strain of Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stresses
von Dipl.-Ing. Gerald Schickert und Dipl.-Ing. Helmut Winkler

Nr. 47/Juni 1977

Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen
von Dr.-Ing. Arno Plank

Nr. 48/Okttober 1977

Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last, angewendet auf die Fundamente einer geplanten Schnellbahn
von Dr.-Ing. U. Holzlöhner

Nr. 49/Dezember 1977

Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in der zerstörungsfreien Prüfung
von Dr.-Ing. Günther Wittig

Nr. 50/Juni 1978 (vergriffen)

Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und -überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehältern
von Prof. Dipl.-Phys. Norbert Czaika, Dipl.-Phys. Norbert Mayer, Dipl.-Ing. Claus Amberg, Dipl.-Ing. Götz Magiera, Dr.-Ing. Götz Andreae und Dipl.-Ing. Winfried Markowski

Nr. 51/Juni 1978

Auswirkung von chemischen und physikalisch-technologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeitsverhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen
von Dr. rer. nat. J. Sickfeld

— Nr. 52/August 1978

Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei reiner Festkörperreibung
von Dr.-Ing. Aleksandar Tomov

Nr. 53/Okttober 1978

Bemessung und Optimierung beheizbarer Straßen- und Brückenbeläge
von Rolf Günter Rohrmann und Reinald Rudolphi

— Nr. 54/Okttober 1978

Magnetisches Verhalten dünner Eisenschichten bei mechanischer Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Harro Sander

— Nr. 55/November 1978

Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999 %-Al-Proben bei Biegewechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Dieter Klaffke

Nr. 56/Januar 1979

Stabilität von Sandwichbauteilen
von Dipl.-Ing. W. Brünner und Prof. Dr.-Ing. C. Langli

Nr. 57/März 1979

Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpulverprüfung
Investigations on Inspection-Media for Magnetic-Particle-Testing
von Dipl.-Ing. Meinhard Stadthaus

Nr. 58/März 1979

Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau
von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 59/Juli 1979

Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl
von Dr.-Ing. Günther Plauk

Nr. 60/August 1979

Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken
von Dr.-Ing. H. Spreckelmeyer, Dr.-Ing. R. Helms und Dr.-Ing. J. Ziebs

— Nr. 61/Dezember 1979

Beschreibung von Problemen der höheren Farbmatrik mit Hilfe des Gegenfarbensystems
von Dr. Klaus Richter

— Nr. 62/Dezember 1979

Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Gerisch und Prof. Dr. habil. Dr. h. c. Günther Becker

Nr. 63/Dezember 1979

Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gase
von Dipl.-Ing. E. Behrend und Dipl.-Ing. J. Ludwig

Nr. 64/Februar 1980

Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung
von Dr.-Ing. Werner Rucker

Nr. 65/Februar 1980

Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte
von Dr.-Ing. Peter Schmidt, Dr.-Ing. Dietmar Aurich, Dr.-Ing. Rolf Helms, Dr.-Ing. Helmut Veith und Dr.-Ing. Josef Ziebs

Nr. 66/Mai 1980

Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung
von Dr. rer. nat. Martin Hattwig

Nr. 67/Mai 1980

Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gliederung unter stoßartiger Beanspruchung

von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees

Nr. 68/Mai 1980

Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Stereomeßtechnik. Entwicklung eines volleuzentrischen Präzisions-Goniometers

von Dr. rer. nat. Dieter Petersohn

Nr. 69/Juni 1980

Untersuchungen zur Integrität des Liners von Reaktorsicherheitshüllen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise

von Dr.-Ing. Frank Buchhardt und Dipl.-Ing. Peter Brandl

Nr. 70/August 1980

Schwellenwerte beim Betondruckversuch

von Dr.-Ing. Gerald Schickert

Nr. 71/August 1980

Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen

von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees und Dipl.-Ing. Götz Magiera

Nr. 72/September 1980

Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen

von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 73/November 1980

Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahlrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen

von Dipl.-Ing. Peter Wegener

Nr. 74/November 1980

ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz

von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi und Dipl.-Inform. Renate Müller

Nr. 75/November 1980

Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen

von Dir. u. Prof. Dr. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 76/November 1980

Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegewechselbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop

von Dr.-Ing. Dieter Klaffke und Prof. Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig