

ZEITSCHRIFT DES VEREINES DEUTSCHER INGENIEURE



SCHRIFTLEITER: D. MEYER



NR. 22

SONNABEND, 2. JUNI 1923

BD. 67

I N H A L T:

	Seite		Seite
Die Grundlagen der Verfestigungsvorgänge. Von Czochralski	533	Wirtschaftliche Umschau: Die wirtschaftliche Lage der amerikani-	
Das Schleifen und Polieren von Spiegelglas. Von A. Schild	538	sehen Industrie — Bestrebungen zur Herabsetzung der Eisen-	
Entwicklung der Glastechnik in Nordamerika	543	bahntarife für komprimierte Gase — 8. Frankfurter Internatio-	
Abhitzeverwertung in Glashütten	543	nale Messe — Kapitalaufnahme der deutschen Industrie —	
Der Wasserrumlauf in Steilrohrkesseln. Von W. Otte	544	Was bedeuten 30 Milliarden Goldmark? — Amerikanische	
Dr.-Ing. eh. Barkhausen	548	Konjunkturtafeln	553
Rundschau: Die Tätigkeit der Physikalisch-Technischen Reichs-		Bücherschau: Die Wasserturbinen und Turbinenpumpen. Von	
anstalt im Jahre 1922 — Versenkwalzen für bewegliche Wehre		R. Thomann — Das Atzen der Metalle und das Färben	
— Gleichstrom-Schiffsdampfmaschine — Normen im Flugzeug-		der Metalle. Von G. Buchner — Grundriß der botanischen	
bau — Gemeinschaftssitzung der Fachausschüsse des Vereines		Rohstofflehre. Von F. W. Neger — Vorlesungen über techn-	
deutscher Eisenhüttenleute	549	nische Mechanik. Von A. Föppel — Eingänge	555

Die Grundlagen der Verfestigungsvorgänge.

Von Dr.-Ing. Czochralski.

Auf Grund neuer Versuche und Feststellungen werden die Festigkeitseigenschaften und die Bildungsart plastischer Metalle zusammenfassend dargestellt und die Beziehungen zwischen den Eigenschaften (Festigkeit, Dehnung, Härte) abgeleitet. Erörterung der inneren Fließvorgänge und der äußeren Fließerscheinungen an Beispielen. Die bisher angenommenen Gleitebenen erweisen sich als unwirksam, das Fließen wird durch diese Ebenen nur gehemmt; dieses findet vorzugsweise in kristallographisch unrationellen Ebenen statt. Die Fließvorgänge werden nach dem Grad ihrer Wirksamkeit eingeteilt. Das Auftreten von „Verfestigungswirkungen“ wird grundsätzlich erwiesen und durch Rekristallisationsversuche der Betrag der Verfestigung genauer umgrenzt. Nachweis von Raumgitterstörungen an zahlreichen Einkristallen, Zustandschema, Behandlung der Kräfte-mechanik der Verfestigungsvorgänge unter Zugrundelegung des Schubgesetzes^{*)}.

Festigkeit und Bildungsart.

Festigkeit und Dehnung.

Während die physikalische Forschung über die Eigenschaften elastisch beanspruchter Kristalle zu einem gewissen Abschluß gelangt ist, herrscht über deren Zustand und Verhalten bei überelastischer Beanspruchung völliges Dunkel. Umfangreiche Untersuchungen über die elastischen Eigenschaften sind an einer großen Anzahl von Mineralien durchgeführt worden. Aber schon die Angaben über die Festigkeitseigenschaften sind äußerst spärlich. Für Steinsalz sind einige Zahlenwerte von Sella und Voigt¹⁾ angegeben worden.

Nach den Ergebnissen ändert sich beim Steinsalz der Wert der Festigkeit ähnlich wie der Wert des Koeffizienten der elastischen Dehnung mit der kristallographischen Orientierung der Richtung, in welcher der Zug ausgeübt wird. Beim Steinsalz verhalten sich die am meisten voneinander abweichenden Werte der Festigkeit etwa wie 1:10.

Wie liegen nun diese Verhältnisse bei Metalkristallen? Die Antwort auf die Frage sei in den in Abb. 1 und 2 und Zahlentafel 1, Spalte 1 bis 3, zusammengefaßten Versuchsergebnissen des Verfassers an einem Kupferkristall gegeben. In Abb. 1 ist die Oberfläche, welche die Festigkeitszahlen, in Abb. 2 die Oberfläche, welche die Dehnungsziffern miteinander verbindet, dargestellt. Für die Festigkeit sind die Höchstlastgrenzen²⁾ eingesetzt worden. Wie aus den Versuchsergebnissen hervorgeht, ändern sich also auch beim Kupfer

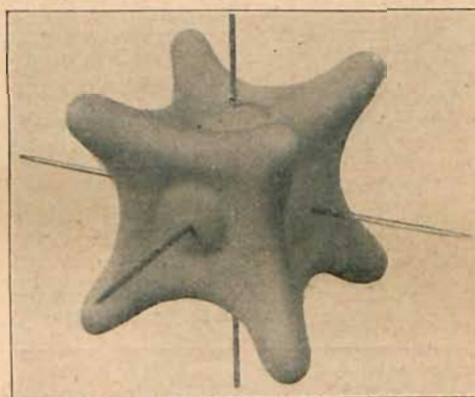


Abb. 1. Festigkeitskörper eines Kupferkristalls.

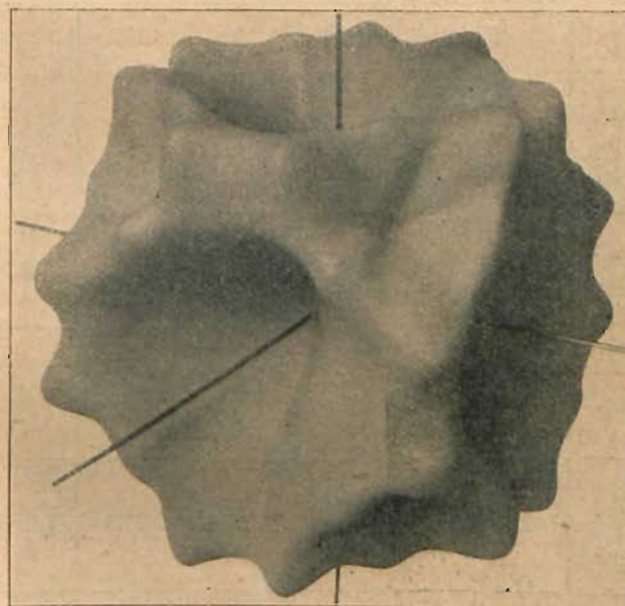


Abb. 2. Dehnungskörper eines Kupferkristalls.

die Werte für die Festigkeit und die Dehnung mit der kristallographischen Orientierung, in welcher der Zug ausgeübt wird; die Festigkeit etwa im Verhältnis 1:3, die Dehnung in höherem Maße, und zwar etwa 1:5,5.

Die in Abb. 1 und 2 veranschaulichten Ergebnisse sind für die Vorgänge beim Fließen grundlegend. Zunächst einmal im Hinblick auf die Frage des Höchstlastpunktes. Sie beweisen, daß die Höchstlast je nach der Kristallorientierung in weiten Grenzen schwanken kann. An Vielkristallproben wurde sie von einigen Forschern für eine von dem physikalischen Zustand unabhängige Konstante erklärt³⁾; von anderen wurden dagegen in Abhängigkeit vom physikalischen Zustand Zahlenwerte von 28 bis 44 kg/mm² beobachtet⁴⁾. Auf Grund der vorliegenden

Untersuchung ergeben sich für Kristalle, die keine zusätzliche mechanische Bearbeitung erlitten haben, je nach der kristallographischen Orientierung, in der die Prüfung vorgenommen wird, Zahlenwerte zwischen 12,9 und 35,0 kg/mm².

Des weiteren, und das ist das überraschende Ergebnis, treten im großen und ganzen die Mindestwerte der Festigkeit und Dehnung einander zugeordnet auf, während man nach den üblichen Vorstellungen wohl Entgegengesetztes zu erwarten hätte. Bei der Prüfung von Vielkristallproben stehen die Festigkeit und die Dehnung im umgekehrten Verhältnis zueinander. Die Höchstwerte der Festigkeit zeichnen sich dagegen durch mittlere Dehnungszahlen, nämlich 35 kg/mm² Festigkeit bei 33 % Dehnung, die Höchstwerte der

plötzlicher Fließkegelbildung jäh ab; wahrscheinlich besteht bei Einkristallproben zwischen der Spannung und der Einschnürung eine ganz andere Beziehung als bei Vielkristallproben.

^{*)} Z. 1913 S. 938; vergl. hierzu Intern. Zeitschr. f. Metallographie 1914 S. 44.

²⁾ W. Müller, Forschungsarbeiten auf dem Gebiete des Ingenieurwesens, Heft 211 S. 38.

^{*)} Vorgetragen im Phys.-chem. Colloquium der Universität Frankfurt a. M. am 9. Mai 1923.

¹⁾ Annalen der Physik, Neue Folge, 1893 S. 636.

²⁾ Zugspannung bei der Höchstlast (am Rückgang der Spannung erkennbar) auf den jeweiligen Stabquerschnitt bezogen. Von der Höchstlastgrenze an fiel die Spannung bei diesen Versuchen unter

Dehnung durch mittlere Festigkeitszahlen, 50/50/55 vH Dehnung bei 20/23/25 kg/mm² Festigkeit aus.

Bei Steinsalz beobachteten Sella und Voigt, daß die Festigkeitswerte der Proben von der geometrischen Anordnung der Begrenzungsflächen abhängig sind. Bei den meisten Metalkristallen ist dies nach den Versuchsergebnissen des Verfassers nicht der Fall. Bei den regulär kristallisierenden Metallen, wie Kupfer und Aluminium, lagen die erhaltenen Zahlenwerte durchweg innerhalb der Versuchsfehlergrenzen.

Härte.

Auch im Hinblick auf die Härte ergeben sich in den verschiedenen kristallographischen Richtungen wesentliche Unterschiede. Die nach dem Kugeldruckverfahren an einem Kupferkristall gewonnenen Ergebnisse sind in Zahlentafel 1, Spalte 4, zusammengestellt. Den Versuchsergebnissen gemäß sind in den Achsenrichtungen geringer Festigkeit die Härtezahlen beträchtlich höher als in den Achsenrichtungen hoher Festigkeit. Auch dieses Ergebnis ist insofern überraschend, als man nach den bisherigen Vorstellungen das entgegengesetzte Verhalten zu erwarten hätte. Bekanntlich kann man bei den meisten Metallen und Legierungen, z. B. bei Kohlenstoffstahl, die Festigkeit aus der Härte berechnen. Härte und Festigkeit steigen in gleichem Maße. Der Umrechnungsfaktor entspricht einer Erfahrungszahl. Diese kann, je nach der chemischen Zusammensetzung und Art des Stoffes verschieden sein. Bei einer Härtezahl von 30 Brinell-einheiten beträgt z. B. die Festigkeit von Hartblei etwa 10 kg/mm², die von Eisen etwa 30 kg/mm². Im allgemeinen steigt aber die Festigkeit mit der Härte im gleichen Maße. Daß die Festigkeit und Härte, wie im vorliegenden Fall, auch in umgekehrtem Verhältnis zueinander stehen können, war bis jetzt wohl noch nie beobachtet worden. Diese Tatsache beweist, daß die Kugeldruckhärte auch in einer ganz andern Beziehung zu den Eigenschaften eines Stoffes stehen kann, als man bisher angenommen hat. Die Härtezahlen weichen in den verschiedenen Kristallrichtungen um so mehr voneinander ab, je geringer die Tiefe der Eindrücke ist. Dies hängt damit zusammen, daß sich bei einer geringen Eindrücktiefe ein stärker gerichtetes Kraftfeld einstellt als bei einer erheblichen Eindrücktiefe der Kugel. Bei tiefen Kugeleindrücken kann sich die Beanspruchung gleichzeitig fast auf alle Kristallrichtungen erstrecken.

Das in der Technik ziemlich verbreitete Verfahren der Härteprüfung nach dem sogenannten Rücksprungverfahren liefert ähnliche Ergebnisse. Das Verfahren besteht bekanntlich darin, daß die Rücksprunghöhe eines kleinen Hammers, der auf die Probe von bestimmter Höhe frei niederfällt, gemessen wird. Die erhaltenen Zahlen stehen, wie die Werte der ersten Versuchsreihe, ebenfalls im umgekehrten Verhältnis zu der Festigkeit. Dies dürfte um so weniger den Erwartungen entsprechen, als meist angenommen wird, daß die auf diese Weise bestimmten Härtezahlen mit der Elastizitätszahl in Beziehung stehen würden. Dies ist aber durchaus nicht der Fall. Wie später

gezeigt werden soll, stehen bei Einkristallen wohl Festigkeit und Elastizität im gleichen Verhältnis zueinander, nicht aber auch die Härte. Dieser Widerspruch im Verhalten wird aber sogleich verständlich, wenn man berücksichtigt, daß auch bei diesem Verfahren die Oberfläche stets eine Deformation in Form von winzigen Kugeleindrücken erleidet. Grundsätzlich unterscheiden sich beide Verfahren so gut wie gar nicht voneinander. Das Rücksprungverfahren ist gewissermaßen nur ein Kugeldruckverfahren im kleinen.

Aus den Ergebnissen geht hervor, daß durch die Härtezahlen auch ganz andre Eigenschaften als die beabsichtigten zahlenmäßig zum Ausdruck gebracht werden können. Die Härteziffern können allenfalls als Maß der Plastizität gelten, und zwar nur für Beanspruchungen, wie sie bei den technologischen Arbeitsverfahren wie Walzen, Ziehen, Pressen auftreten. Wenn mit der Bearbeitung auch die Härte steigt, so liegt das eben daran, daß mit dem Grade der Bearbeitung in der Regel mit der Erhöhung der inneren Reibung auch die Plastizität in gleichem Maße erschöpft wird. Man wird sich künftighin entscheiden müssen, inwieweit man unter „Härte“ Elastizität und inwieweit Plastizität zu verstehen hat. Auch die „Ritzhärte“, die in der Mineralogie eine wichtige Rolle spielt, dürfte sich bei bildsamen Stoffen ebenfalls als Maß der Plastizität erweisen. In der Physik hat bis jetzt nur das Verfahren der Härteprüfung nach Hertz Eingang gefunden; bei diesem handelt es sich im wesentlichen um die Elastizität eines Stoffes. Die nähere Erforschung des Zusammenhanges von Elastizität und Plastizität dürfte wohl große Vereinfachungen im Materialprüfungswesen mit sich bringen.

Innere Fließvorgänge.

Welche Schlussfolgerungen ergeben sich nun aus dem Verhalten eines Kristalls in den verschiedenen Achsenrichtungen für das Verhalten metallischer Stoffe bei überelastischer Beanspruchung?

In erster Linie folgt daraus die sehr wichtige Tatsache, daß beim Kupfer die größte Dehnung entgegen den herrschenden Anschauungen in den Achsenrichtungen auftritt, in denen die Möglichkeit zur Gleitflächenbildung [Translationsebenen¹⁾] am geringsten ist. Nach den Untersuchungen von Mügge u. a.²⁾ tritt die Gleitflächenbildung beim Kupfer parallel zu den Oktaederflächen und am leichtesten bei einem Kraftangriff parallel zu den Seiten dieser Flächen ein. Im Einklang mit dieser Tatsache müßten nun die größten Dehnungen in den Achsenrichtungen auftreten, in denen die Lage der Ebenen am meisten einem Winkel von rd. 45° entspricht³⁾. Dieser Forderung genügen in erster Linie die Stäbe in der Richtung der Hauptachsen. Wie der Versuch lehrt, finden sich aber in diesen Achsenrichtungen

¹⁾ Tammann, Lehrbuch der Metallographie, 2. Aufl., Leipzig 1921 S. 59/65.

²⁾ Neues Jahrbuch für Mineralogie 1899, Bd. II S. 55.

³⁾ Vergl. Ludwik: Elemente der technol. Mechanik, Berlin 1909, S. 11 ff.

Zahlentafel 1.

Bezeichnung der Probe	Orientierung des Kristallstreifens zur Zugrichtung	Ergebnisse der Prüfung der unbeanspruchten Kristallproben				Prüfungsergebnisse der kaltgereckten Kristallproben			
		1 Abmessungen der Proben (Meflänge) mm	2 Höchstlastgrenze kg/mm ²	3 Gleichförmige Dehnung vH	4 Härte (Brinell) kg/mm ²	5 Dickenabnahme beim Walzen mm	6 Abmessungen der Probe mm	7 Höchstlastgrenze kg/mm ²	8 Dehnung vH
1	senkrecht zur Dodekaederfläche. (Senkrecht zu 110 und parallel zu 110.)	1,5 × 2,00 × 10	20,15	50	37,2	1,46/0,15	0,15 × 3,60 × 30	34,0	< 1
2	in der Zone: Würfel- zur Dodekaederfläche, um 22½° zur Würfelnormalen geneigt. (Um 22½° geneigt gegen die Senkrechte auf 001 in der Zone 001 zu 100 gegen 101 hin und parallel zu 010.)	1,41 × 2,00 × 10	12,9	20	37,5	1,44/0,175	0,175 × 3,0 × 30	36,2	< 1
3	senkrecht zur Oktaederfläche. (Um 35° geneigt gegen die Senkrechte auf 110 in der Zone 110 zu 001 gegen 001 hin und parallel zu 110, senkrecht zu 111.)	1,46 × 2,00 × 10	35,0	33	35,0	1,36/0,12	0,12 × 4,25 × 30	39,6	< 1
4	in der Zone: Dodekaeder- zur Oktaederfläche, um 18° zur Dodekaedernormalen geneigt. (Um 18° geneigt gegen die Senkrechte auf 110 in der Zone 110 zu 001 gegen 111.)	1,47 × 2,00 × 10	24,4	55	—	1,44/0,13	0,13 × 3,7 × 30	34,0	< 1
5	in der Zone: Würfel- zur Oktaederfläche um 25° zur Würfelfläche geneigt. (Um 25° geneigt gegen die Senkrechte auf 001 in der Zone 110 zu 001 gegen 111 hin und parallel zu 110.)	1,49 × 2,00 × 7,0	22,6	50	35,5	1,49/0,25	0,25 × 3,2 × 30	39,5	< 1
6	senkrecht zur Würfelfläche. (Senkrecht zu 001 und parallel zu 010.)	1,49 × 1,98 × 10	14,6	10	38,3	1,49/0,15	0,15 × 3,9 × 30	36,8	< 1

die Mindestwerte der Dehnung. In den Richtungen geringer, ja geringster Möglichkeit der Bildung von Gleitflächen, also senkrecht zu den Oktaeder- und Dodekaederflächen, treten in vollem Gegensatz mit dieser Theorie die Höchstwerte der Dehnung auf. Die Dehnung nimmt also nicht, wie man vielfach fälschlich glaubt, mit der Möglichkeit der Gleitflächenbildung proportional zu, sondern ganz im Gegenteil proportional ab.

Hieraus geht die Unhaltbarkeit der auf unzulänglichen kristallographischen Beobachtungen aufgebauten Translationshypothese notwendig hervor. Der Fehler aller dieser Annahmen liegt in dem Bestreben einer möglichst sinnfälligen Erklärung der Fließvorgänge, aus dem die Anlehnung an Vorbilder der älteren Mineralogie zu erklären ist. Es war naheliegend, anzunehmen, daß das Fließen etwa auf ähnlichen Grundlagen beruhen müsse wie die Spaltbarkeit von Mineralien.

Um tiefer in das Wesen der Fließvorgänge von Kristallen und kristallinen Stoffen eindringen zu können, muß man sich zunächst von der Vorstellung der sichtbaren Gleitebenen befreien und für die Erklärung der Vorgänge ganz andre Gesichtspunkte hinzuziehen. In allererster Linie das Schubgesetz. Die exakte technologische Mechanik schenkte daher den Schubvorgängen im Innern beanspruchter Metalle besondere Aufmerksamkeit. Im Rahmen der technologischen Mechanik werden die Schubvorgänge so dargestellt, als ob das Fließen ebenfalls nach Gleitebenen vor sich ginge. Diese Ebenen haben aber weder mit Translations-, Zwillings-, noch mit irgendwelchen kristallographischen Ebenen etwas gemein; sie sind reine Vorstellungsbilder und entziehen sich als solche der sinnfälligen Beobachtung. Im Gegensatz zu den kristallographischen Gleitebenen soll ihre Lage unter gewissen Bedingungen (z. B. bei gemischter Beanspruchung) beeinflußt werden. In der Regel verlaufen sie ungefähr um 45° zur Richtung des Kraftangriffes. Das ist der Winkel, in dem stets die ersten bleibenden Materialverschiebungen auftreten, wenn Einflüsse vektorieller Natur nicht in Betracht zu ziehen sind. Über die Schubvorgänge in Kristallen ist nur wenig oder gar nichts bekannt.

Wertet man die in Abb. 2 veranschaulichte Fläche, die die Dehnungszahlen in den verschiedenen Kristallrichtungen des Kupfers wiedergibt, analytisch aus, so gelangt man, da die Kristallrichtungen größter Dehnung und das stärkste Fließen zusammenfallen, zu dem Ergebnis, daß auch die Lage der „fiktiven Gleitebenen“ in diesen Richtungen sehr günstig gewesen sein muß, und zwar am günstigsten bei den senkrecht zu der Dodekaederfläche und nahe dieser nach der Oktaederfläche hin gelegenen Zerreißstäben, nicht ganz so günstig bei einer Neigung um 25° zur Würfelnormale nach der Oktaederfläche hin. In der Richtung senkrecht zu der Oktaederfläche, in der ein schwächeres Fließen auftrat, müssen die „fiktiven Gleitebenen“ schon eine ungünstigere Lage und eine ganz ungünstige in der Richtung senkrecht zur Würfelfläche eingenommen haben. Hieraus läßt sich ableiten, daß die Ebenen, in denen die ersten bleibenden Materialverschiebungen aufgetreten waren, einen Winkel von 45° mit den Richtungen größter Dehnung einschließen; in einem Streuungsbereich von etwa 30° hierzu verlaufen aber noch ganze Scharen von Ebenen fast ebenso günstiger Orientierung. Ungenachtet des großen Streuungsbereiches lehnen sie sich mehr oder weniger den Würfelflächen an¹⁾. Für eine vereinfachte Darstellung soll im folgenden ihre Lage in grober Annäherung parallel zu der Würfelfläche angenommen werden. Stellt man diese „fiktiven Gleitebenen“ den vermeintlichen „kristallographischen Gleitebenen“²⁾ gegenüber, so gelangt man zu der in Zahlentafel 2 wiedergegebenen Übersicht ihrer Lage in den Kristallstäben.

Bei den Proben der ersten Zahlenreihe besteht keine Gesetzmäßigkeit der Dehnung zur Lage der „kristallographischen Gleitebenen“. Die Reihe wird willkürlich durchbrochen. Schlechthin ist die Dehnung um so geringer, je günstiger die Lage der Ebenen zur Richtung des Zuges ist, d. h. je mehr sie sich dem Winkel von 45° zur Zugrichtung nähert.

Ein ganz andres Bild ergibt sich aus der Lage der „fiktiven Gleitebenen“. Die Zahlenwerte der zweiten Reihe stehen in einer gesetzmäßigen Beziehung zur Dehnung: sie bilden eine geschlossene Reihe. Die Dehnung ist um so größer, je mehr sich die Lage der „fiktiven Gleitebenen“ dem Winkel von 45° zur Richtung des Zuges nähert. Vergleicht man die Stäbe 3 und 6 miteinander, so erscheint die Dehnung des Stabes in der Richtung der Oktaederfläche etwas niedrig (vergl. Anm. 1); dieser Punkt wird noch zu erörtern sein.

So sehr die aus dieser Übersicht gewonnenen Ergebnisse zugunsten der „fiktiven Gleitebenen“ sprechen, so sehr beweisen sie auch die Unwirksamkeit der vermeintlichen „kristallographischen Gleitebenen“ beim Fließen. Es drängt sich daher die Frage auf, welche Stellung neben den „fiktiven Gleitebenen“ die „kristallographischen Gleitebenen“ (Translationsebenen, wie sie

Zah lentafel 2.

Bezeichnung der Probe	Orientierung des Kristallstreifens zur Zugrichtung	Winkel der vermeintlichen kristallographischen Gleitebenen „Hemmungsebene H“ zur Zugrichtung	Winkel der „Fließebenen F“ zur Zugrichtung	gleichförmige Dehnung vH
1	senkrecht zur Dodekaederfläche	55° (2 Systeme) 0° (2 „)	45° (2 Systeme) 0° (1 „)	50
2	in der Zone: Würfel- zur Dodekaederfläche um $22\frac{1}{2}^\circ$ zur Würfelnormale geneigt	18° (2 Systeme) 48° (2 „)	$67\frac{1}{2}^\circ$ (1 System) $22\frac{1}{2}^\circ$ (1 „) 0° (1 „)	20
3	senkrecht zur Oktaederfläche	90° (1 System) 20° (3 „)	35° (3 Systeme)	33
4	in der Zone: Dodekaeder- zur Oktaederfläche um 18° zur Dodekaedernormale geneigt	10° (2 Systeme) 37° (1 „) 73° (1 „)	42° (2 Systeme) 18° (1 „)	55
5	in der Zone: Würfel- zur Oktaederfläche um 25° zur Würfelfläche geneigt	10° (1 System) 30° (2 „) 60° (1 „)	65° (1 System) 18° (2 „)	50
6	senkrecht zur Würfelfläche	$35\frac{1}{4}^\circ$ (4 Systeme)	0° (1 System) 90° (2 „)	10

die Kristallographie kennt) wohl einnehmen mögen, denn als bevorzugte Ebenen sind sie durch mancherlei Anzeichen zweifellos gekennzeichnet.

Nach diesen Darlegungen findet ein bevorzugtes Fließen in der Richtung der „kristallographischen Gleitebenen“ überhaupt nicht oder in um so geringerem Maße statt, je günstiger diese Ebenen zur Richtung des Kraftangriffes liegen; umgekehrt tritt das Fließen in um so stärkerem Maße auf, je mehr sie sich aus dieser Lage entfernen. Man gelangt also notgedrungen zu dem Ergebnis, daß die „kristallographischen Gleitebenen“ die Gleitung nicht begünstigen, sondern ganz im Gegenteil in stärkstem Maße hemmen; sie sind also nicht „Gleit-“, sondern ausgesprochene „Hemmungsebenen“. Als Ebenen „größten mechanischen Schubwiderstandes“ können sie auch an den Begrenzungsflächen der Kristalle sichtbar werden; mit dem Fließvorgang stehen sie aber in keinem Zusammenhang. Die Kennzeichnung der „Translationsebenen“ als „Hemmungsebenen“ vermittelt erst eine geordnete Behandlung der Vorgänge beim Fließen. Es erscheint daher empfehlenswert, im folgenden die beiden Arten der Ebenen besonders zu kennzeichnen, und zwar die vermeintlichen kristallographischen Gleitebenen als „Hemmungsebenen H“, die fiktiven Gleitebenen als „Fließebenen F“. Die Hemmungsebenen (H) stimmen mit den Spaltebenen, wie sie die Mineralogie kennt, wahrscheinlich überein; bei plastischen Kristallen wird ihre Ausbildung durch den Einfluß der Fließebenen (F) verhindert. Die Fähigkeit der Teilchenverschiebung ist in der Richtung der Hemmungsebenen (H) am geringsten, in der Richtung der Fließebenen (F) am größten. Die Verschiebbarkeit der Netzebenen (Raumgitterebenen) ist also am geringsten parallel den Oktaederflächen und am größten parallel den Würfelflächen.

Äußere Fließerscheinungen.

Beim Zerreißversuch erleiden sämtliche Proben je nach ihrer kristallographischen Orientierung eine geringere oder größere Längenänderung. Dabei können aber oft noch weitere Gestaltänderungen, besonders in bezug auf die Ausbildung der Querschnitte, beobachtet werden. Auf dieses Verhalten der Metalle ist schon wiederholt hingewiesen worden³⁾. Auch dieses Verhalten ist für die Wirkungsweise der Fließebenen F charakteristisch. Bei der Prüfung der Kupferkristalle konnte folgende Gesetzmäßigkeit im Verhalten beobachtet werden: Sowohl normal als auch in einem gewissen Umkreis von Neigungswinkeln zu der Würfelfläche ist die Umgestaltung der Querschnitte von entsprechend orientierten Zerreißstäben nur geringfügig. Außer der Längenänderung bleibt die Proportionalität der Stäbe im wesentlichen ungeändert. Das gleiche Verhalten zeigen auch diejenigen Proben, welche eine Orientierung normal zur Oktaederfläche aufweisen.

Die normal und auch in einem gewissen Umkreis von Neigungswinkeln zur Dodekaederfläche entnommenen Proben zeigen dagegen nach dem Zerreißversuch die größten Verzerrungen; quadratische Querschnitte werden zu Rechtecken oder Rauten zusammengedrückt, runde Querschnitte elliptisch verzerrt (Verhältnis des kleinsten zum größten Durchmesser wie 1:2 und darüber). Probestäbe, deren Orientierung etwa dem Halbierungswinkel in der Zone: Würfelfläche zur Oktaederfläche entspricht,

¹⁾ Eine geschlossene Erklärung der Fließvorgänge ist mit Hilfe von „Gleitebenen“ nicht möglich; es müssen dann nämlich weitere Fließebenensysteme zu Hilfe genommen werden, die zu widersprechenden Ergebnissen führen.

²⁾ Vereinzelt Angaben über Gleitflächensysteme senkrecht zu den Oktaederflächen beruhen zweifellos auf Täuschungen, die dadurch zu erklären sind, daß beim Kupfer zwei Gleitebenenpaare stets so zueinander stehen, daß sie nur um 20° von der senkrechten Lage abweichen.

³⁾ Czochralski, „Stahl und Eisen“ 1916 S. 864.

zeigen bei ursprünglich rechtwinkligem Querschnitt eine starke Zusammendrückung parallel zu einem Dodekaederflächenpaar (2 Fließebeensysteme (F) von 25°), daneben eine leichtere senkrecht zu dieser Richtung (1 Fließebeensystem (F) von 54°). Die beiden Proben in der Zone: Oktaederfläche zur Dodekaederfläche wurden ebenfalls parallel zu einem Dodekaederpaar stark zusammengedrückt (2 Fließebeensysteme (F) von 45°), wobei auch senkrecht hierzu mit zunehmender Neigung der Proben zur Dodekaedernormalen eine Querschnittverminderung auftrat (2 Fließebeensysteme (F) von 43° , 1 von 19°).

Die Beobachtungen beziehen sich auf die Teile der Proben von gleichförmiger Dehnung, also auf solche Deformationen, die sich über die ganze Länge des Zerreißstabes erstrecken. Im Fließkegel treten sämtliche beschriebenen Erscheinungen in viel stärkerem Maß auf, insbesondere kann das Verhältnis der kleinsten zu den größten Durchmesser der Querschnitte wesentlich ansteigen, und zwar häufig bis 1:20 und darüber. Im Fließkegelbereiche können alsdann weitere Querschnittverzerrungen beobachtet werden (vergl. Anm. 1 auf S. 535 I. Sp.).

Auch diese Feststellung beweist, daß sich das Fließen nicht in kristallographisch rationalen Ebenen vollzieht, sondern sich entsprechend den kräftemechanischen Bedingungen, wie sie im Gitteraufbau begründet sind, über diese Ebenen hinaus ausbreitet. Die kristallographisch rationalen Ebenen, Würfelebene, Dodekaederebene, Oktaederebene, etwaige Hemmungsebenen (H) ein begriffen, und die Fließebeenen (F) können alle möglichen Winkel einschließen, wenn auch das Fließen in bestimmten Kristallbereichen bevorzugt stattfindet. Dies gelangt in den stetigen Erhebungen und Senkungen des Körpers, der die Dehnungszahlen veranschaulicht, deutlich zum Ausdruck.

Mit den Fließerscheinungen im Zusammenhang steht auch die Beobachtung, daß durch Einpressen einer gehärteten Stahlkugel in Stoffen bestimmter Beschaffenheit häufig unrunde Eindrücke¹⁾ entstehen. Besonders ist dies dann der Fall, wenn die



Abb. 3. Vierseitig verzerrter Kugeleindruck auf der Würfeloberfläche eines Kupferkristalls.

Prüfung an Einkristallproben vorgenommen wird. Gelegentlich kann man nahezu viereckige Eindrücke erhalten²⁾. Auch bei Kupferkristallen kann ähnliches beobachtet werden, wenn die Druckbeanspruchung senkrecht zur Würfeloberfläche erfolgt, vergl. Abb. 3. Die Kanten dieser Eindrücke verlaufen dabei parallel zu den Würfelkanten. Zur Erklärung der Erscheinung wurde angenommen, daß die Festigkeit in der Richtung der Ecken kleiner sei, als um 45° dazu geneigt. Gemäß der Geometrie des Festigkeitskörpers liegen aber beim Kupfer in der Richtung der Ecken Zonen erhöhter Festigkeit vor. Die Erscheinung ist also lediglich ein Folge davon, daß das Fließen infolge der größeren Bildsamkeit trotz größerer Festigkeit in der Richtung der Ecken leichter von statten geht als in der um 45° hierzu geneigten. Auf andern Kristallflächen erhält man ebenfalls unrunde Eindrücke von bestimmter Gestaltung, und zwar senkrecht zur Oktaederfläche elliptisch verzerrte, senkrecht zur Dodekaederfläche dagegen fast kreisrunde Eindrücke und in allen übrigen Richtungen entsprechende Übergangsformen.

Andre Forscher, die Metallkristalle nur in wenigen oder nur in einer Kristallrichtung untersuchten, haben dieses grundsätzlich verschiedene Verhalten nicht wahrnehmen können. Bei Zink-Einkristallen soll die Umgestaltung der Querschnitte beim Zugversuch auf Gleitungen längs der Hemmungsebenen (H) und deren gleichzeitige Drehung zurückzuführen sein³⁾. Eine solche Gleitung und Drehung findet bei Kupfer- und Aluminium-Einkristallen nicht statt; vielmehr ist die Plastizität dieser Metalle entgegen den Voraussetzungen der kristallographischen Theorien in den einzelnen Kristallbereichen sehr verschieden. Auf die Geometrie des Raumgitters übertragen, scheint es den Versuchsergebnissen gemäß lediglich darauf anzukommen, ob der Kräfteangriff normal oder tangential zu einem Elementarwürfelkomplex erfolgt. Findet der Kraftangriff normal statt, so wird ein Fließen viel schwieriger eintreten als beim tangentialen Kraftangriff. Es scheint also ein bestimmter Zusammenhang zwischen der Geometrie des Raumgitters und dem Fließvermögen zu bestehen. Man gelangt etwa zur folgenden Definition: Neben der Vektorialität ist die Richtung des Kraftangriffes zum Elementarwürfelkomplex entscheidend für die Ausbildung der Fließebeenen F und für das physikalische Verhalten eines Kristalls beim Fließen.

Beschaffenheit der Kristallproben.

Über die Beschaffenheit der verwendeten Kristalle sei noch vermerkt, daß diese aus Gußbarren gewonnen wurden, bei denen sich die Erstarrung und Abkühlung sehr langsam vollzog. Das

Kupfer war sehr rein, die Gesamtverunreinigungen $< 0,01$ vH. Nach dem Ausschälen der Kristalle wurde ihre Orientierung mit Hilfe verschiedener Ätzverfahren — wie Dendriten- und Kristallfigurenätzung — bestimmt; die Fehler der Lagenbestimmung dürften in keinem Falle 3 vH überstiegen haben.

Festigkeit und Verfestigung.

Einordnung.

Die bisherigen Betrachtungen erstreckten sich nur auf die Veränderungen der Eigenschaften bei überelastischen Beanspruchungen, wie sie beim Zerreißversuch auftreten. Wesentlich andere Verhältnisse ergeben sich bei Beanspruchungen anderer Art. Diese Unterschiede sind so wesentlich, daß es zweckmäßig erscheint, zwei Hauptarten der Deformationsvorgänge zu unterscheiden. Für eine solche Unterteilung gibt auch die einschlägige Literatur einige Anhaltspunkte.

Die eine Hauptgruppe der Deformationsvorgänge tritt hauptsächlich im Arbeitsfeld der Materialprüfung auf, die andre im Tätigkeitsbereich der mechanischen Technologie. Rein äußerlich unterscheiden sich die beiden Gruppen dadurch, daß die Form-

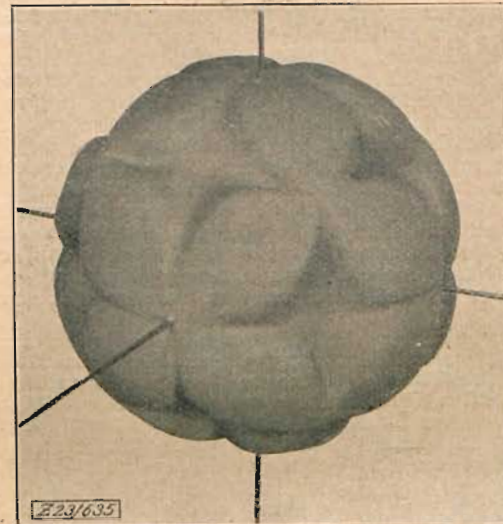


Abb. 4. Verfestigungskörper eines Kupferkristalls.

ausbildung das eine Mal „freiwillig“ vor sich geht, das andre Mal dem Werkstück gewissermaßen „aufgenötigt“ wird. Man versucht dies durch Beziehungen zum Ausdruck zu bringen wie „freier Zug“ oder Beanspruchung in mehr oder weniger geschlossenen „Kalibern“, wobei man unter diesen Zug-, Biege-, Drehungsbeanspruchungen, unter jenen dagegen Beanspruchungen im Gesenk, Ziehisen und Walzwerk, aber auch in der Düse und unterm Hammer versteht.

Es dürfte von Wichtigkeit sein, zunächst einmal festzustellen, daß die beiden Arten der Beanspruchung auf die Eigenschaften von sehr verschiedenem Einfluß sind. Während bei der ersten Art die Eigenschaften nur in gewissen eng bemessenen Grenzen verändert werden, können sie bei jener weit über diese Grenzen hinaus verändert werden, die Festigkeit über die sonst erreichbaren Beträge hinaus, die Dehnung unter die sonst gültigen Mindestbeträge herunter. Das Gleiche gilt u. a. in bezug auf Härte und Elastizität. Eine Einteilung der Deformationsarten in zwei Hauptgruppen, kenntlich durch die unterschiedlichen Eigenschaften, erscheint daher wohl geboten. Im folgenden soll im Gegensatz zu der eigentlichen „Festigkeit“, wie sie im Zerreißversuch charakteristisch hervortritt, die dem Metall gewissermaßen aufgenötigte erhöhte Festigkeit mit „Verfestigung“ (im Sinne von „fester machen“) bezeichnet werden.

Verfestigungswirkung.

Es ist wichtig, die Wirkung der Verfestigung in Abhängigkeit von der Kristallorientierung näher kennen zu lernen. Die Versuchsergebnisse sind in Zahlentafel 1, Spalten 5 bis 8 zusammengefaßt.

Bei der Verfestigung der Stäbe, deren Orientierung der Kristallrichtung größter Festigkeit und mittlerer Dehnung entsprach, konnte durch stärkstes Kaltrecken eine Erhöhung der Festigkeit von 35,0 auf 39,6 kg/mm² erreicht werden, die Dehnung wurde dagegen stärker beeinflusst, und zwar von 33 vH fast auf den Wert Null vermindert. Bei allen andern Stäben, deren Orientierung den Kristallrichtungen geringerer Festigkeit entsprach, konnte dagegen durch starkes Kaltrecken die Festigkeit auf den bei allen Proben ziemlich nahe übereinstimmenden Endwert von 34,0 bis 39,6 kg/mm² gesteigert werden. Je niedriger die Festigkeit der unbeanspruchten Kristallproben war, um so größere Verfestigungswirkungen konnten beim Kaltreckvorgang erreicht werden.

¹⁾ Martens-Heyn, Materialkunde 1912 S. 408.

²⁾ Goerens, Einführung in die Metallographie, 3. und 4. Aufl. 1922 S. 9.

³⁾ Polanyi, Zeitschrift f. Physik 1922 Bd. 12 S. 58 u. f.

Die Grundlagen der Verfestigungsvorgänge.

Von J. Czochralski, Frankfurt a. M.

(Schluß von S. 537.)

Wichtiger ist schon ein weiterer im Zusammenhang mit der Translationshypothese geäußelter Gesichtspunkt, daß auch die Lage der „vermeintlichen kristallographischen Gleitebenen“ zu der Richtung, in der der Zug wirkt, auf die Festigkeit von Einfluß sei. Über die Auslegung dieser Anschauung scheint aber keine Einigkeit zu bestehen. Fraenkel¹⁾ legt die Beziehung zwischen Gleitflächenbildung und Festigkeit etwa so aus: „Da nun auch wieder die Festigkeit an plastische Deformation gebunden ist, so ist also auch die Verfestigung mit Gleitflächenbildung untrennbar vereint.“

Für das Verhalten von Einkristallen ergeben sich daraus folgende Schlußfolgerungen: Kristalle, deren „Gleitebenen“ einen Winkel von mehr als 45° zur Zugrichtung bilden, müßten durch fortschreitende Deformation entfestigt werden, wobei das Minimum der Festigkeit bei einer Lage der „Gleitebenen“ von annähernd 45° zur Zugrichtung auftreten müßte. Bei weiterer Zugbeanspruchung würde andererseits die Zugspannung in gleichem Maß ansteigen müssen. Nur bei Kristallen, deren „Gleitebenen“ von vornherein einen Winkel von 45° zur Zugrichtung einnehmen, würde das Fließen unter Anstieg der Spannung vor sich gehen. Diese Folgerungen stehen aber in Widerspruch mit den an Kupfereinkristallen erhaltenen Versuchsergebnissen. Bei allen Proben konnte nämlich mit zunehmender Verlängerung auch ein regelmäßiger Anstieg der Spannung beobachtet werden. Demnach dürfte auch bei dieser Überlegung eine Verwechslung der funktionellen Beziehungen in gleicher Weise, wie dies in bezug auf die Dehnung gezeigt werden konnte, vorliegen.

Die Vorgänge bei der Verfestigung widersprechen mithin allen kristallographischen Deutungsversuchen, sie scheinen wohl

Besonders augenfällig sind diese Wirkungen beim Verdrehen, was Abb. 6 an einem Aluminium-Einkristallstab veranschaulicht. Der ursprünglich zylindrische Stab von kreisrundem Querschnitt hat beim Verdrehungsversuch seine Gestalt völlig verändert (unge-

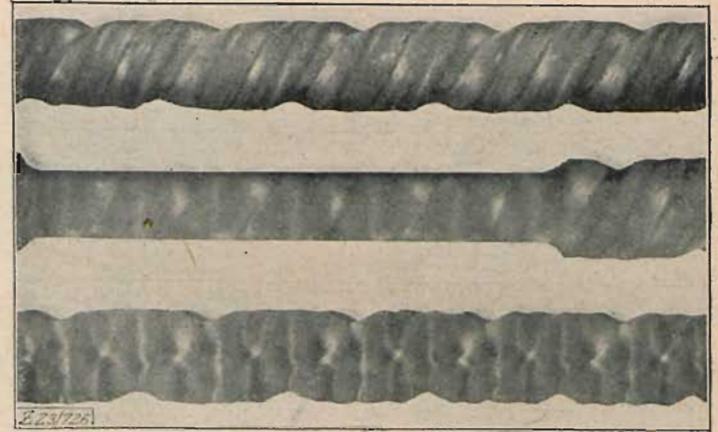


Abb. 9 bis 11.

Abb. 9. Verdrehter Aluminium-Einkristall anderer Orientierung (Rundstab), etwa nat. Gr.
Abb. 10. Derselbe Stab nach dem Abdrehen (geätzt), etwa nat. Gr.
Abb. 11. Längsschnitt desselben Stabes (geätzt), etwa nat. Gr.

fähre Form einer flämischen Säule). Außer der stark ausgeprägten schraubenförmig verlaufenden Rippe sind an der Probe noch mehrere parallel zu dieser verlaufende Furchen sichtbar. Die Furchen sind, wie durch Einritzen eines Netzes an der Oberfläche der Probe leicht festgestellt werden kann, durch starkes Einschnüren entstanden, entsprechend der Lage der Ebenen des geringsten Verschiebungswiderstandes. Art und Größe der Verformung lassen sich aus der Lage der Fließebenen P , wie das bei den Zerreißversuchen gezeigt worden ist, unschwer ableiten.

Dieses unterschiedliche Verhalten muß sich auch in den Schlibbildern ausdrücken, wenn das Fließen unter Störung des gesetzmäßigen Gitteraufbaues vor sich geht. Gemäß der verschiedenen Fließgeschwindigkeit muß also die Reflexionsintensität von Stelle zu Stelle wechseln, entsprechend der jeweiligen Angestaltung des Fließfeldes. Das soll an Einkristallproben des Aluminiums geprüft werden.

Abb. 7 zeigt einen Teil des bereits in Abb. 6 wiedergegebenen verdrehten Stabes nach dem Entfernen der Oberflächenschichten durch Abdrehen, Abb. 8 einen Teil desselben Stabes im Längsschnitt nach wiederholt abwechselndem Ätzen in verdünnter Flußsäure (10 bis 20 vH) und konzentrierter Salzsäure (1,12 gcm⁻³ Dichte²⁾). Den Abbildungen gemäß ist die Reflexions-

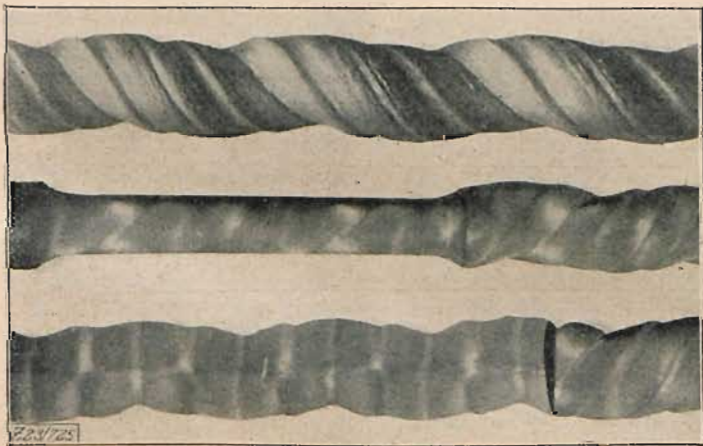


Abb. 6 bis 8.

Abb. 6. Verdrehter Aluminium-Einkristall (Rundstab), etwa nat. Gr.
Abb. 7. Derselbe Stab nach dem Abdrehen (geätzt), etwa nat. Gr.
Abb. 8. Längsschnitt desselben Stabes (geätzt), etwa nat. Gr.

nur dann verständlich, wenn ihnen Störungen im gesetzmäßigen Aufbau des Gitters zugrunde gelegt werden; dieser Standpunkt wird von der Verlagerungshypothese²⁾ seit langem nachdrücklich vertreten.

Ist diese Voraussetzung richtig, so ergeben sich aus ihr wichtige experimentelle Schlußfolgerungen, die aber auch für die Theorie von grundsätzlicher Bedeutung sein dürften. Wird nämlich das Raumgitter durch überelastische Beanspruchung in seinem gesetzmäßigen Aufbau gestört, so muß die Störung auch auf das Gefügebild von Einfluß sein. Diese Frage kann an der Hand des Ätzgefüges von Einkristallen geprüft werden. Durch geeignete Ätzmittel werden nämlich nicht nur die Bereiche der einzelnen Kristallkörner bloßgelegt, sondern zugleich auch die Unterschiede in der Kornorientierung angezeigt. Diese kann einmal an der Form der sogenannten Ätzfiguren, oder aber an der Reflexionsintensität der einzelnen Kristallflächen erkannt werden. Jede durch ein Kristallkorn gelegte Schnittfläche hat eine bestimmte Reflexionsintensität, die an allen Stellen einer und derselben Kristallfläche gleich ist. Da nun die Plastizität der Kristalle in den einzelnen Achsenrichtungen sehr verschieden ist, so ist auch die Fließgeschwindigkeit der Teilchen je nach der Kristallrichtung wechselnd. Die verschiedene Fließgeschwindigkeit ist auf die äußere Gestalt des Kristalles nicht ohne Einfluß. Daher erleiden Einkristallproben im Gegensatz zu Vielkristallproben beim Fließen die merkwürdigsten Gestaltsverzerrungen.

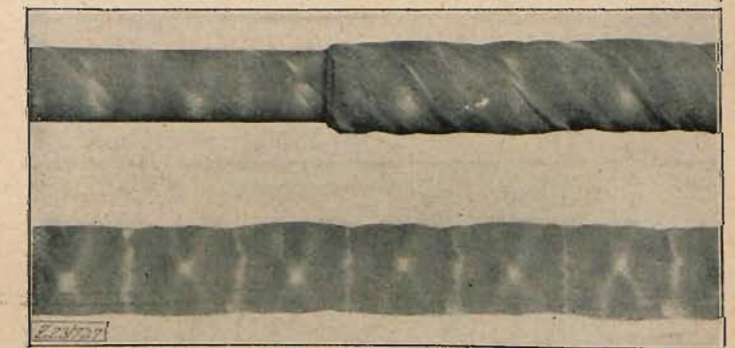


Abb. 12 und 13.

Abb. 12. Verdrehter Aluminium-Einkristall, linke Hälfte nach dem Abdrehen (geätzt), etwa nat. Gr.
Abb. 13. Längsschnitt desselben Stabes (geätzt), etwa nat. Gr.

intensität der Proben äußerst verschieden und wechselt in mannigfaltiger Folge. Gleiches Verhalten zeigen auch die in Abb. 9 bis 11 und 12 und 13 wiedergegebenen Aluminium-Einkristallproben anderer Orientierung. Von ganz ausgezeichnete Schönheit sind insbesondere die Längsschnitte Abb. 11 und 13.

¹⁾ Fraenkel, Die Verfestigung der Metalle durch mechanische Beanspruchung, Berlin 1920, S. 6.
²⁾ Czochralski, Zeitschr. f. Metallkunde 1916 S. 1 u. II.

³⁾ Mitteilungen aus dem Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung (Statt Flußsäure kann auch Natronlauge von 10 bis 20 vH verwendet werden.)

Die Übergänge in der Reflexionsintensität sind bei allen Proben sprunghaft (diskontinuierlich). Das bestätigt, daß das Fließen in einzelnen Kristallrichtungen voreilt, in andern nachbleibt, zugleich aber auch, daß die Kristalle als Ganzes in ihrem gesetzmäßigen Aufbau tiefgreifende Störungen erlitten haben.

Ebenso kann das Auftreten inhomogener Reflexion bei allen andern Arten der überelastischen Beanspruchung nachgewiesen werden. Abb. 14 zeigt einen geätzten Aluminium-Einkristall, der zu einem geschlossenen Ring gebogen und darauf mit einer Schlifffläche versehen worden ist. Das Reflexionsbild ist vierstrahlig.

Das Reflexionsbild eines Aluminium-Einkristalls von kreisrundem Querschnitt, der zu einer Spirale aufgerollt und nach dem

wirkung des Fließvorganges in irgend einer Weise gesetzmäßig anordnen. Verdrehungsversuche an Vielkristallproben zeigen nämlich die beschriebenen Reflexionswirkungen nicht oder aber in um so geringerem Maße, je feiner das Korn des Versuchsmaterials ist. Kristallzertrümmerungen müßten sich aber auch dessenungeachtet im Schliffbild in irgend einer Weise objektiv nachweisen lassen, insbesondere zu Beginn der Formveränderung, wo grobe Bruchstücke der Kristalle noch vorliegen müßten.

Ebenso widersprechen die Verformungserscheinungen und die beobachtete Diskontinuität der Reflexionsbilder der Annahme einer Kristallzertrümmerung. Im Gegensatz zu Vielkristallproben, bei denen eine bestimmte Proportionalität im Hinblick auf



Abb. 14.
Ringförmig gebogener Aluminium-Einkristall. Schnitt parallel zur Längsachse des Stabes (geätzt), etwa nat. Gr.

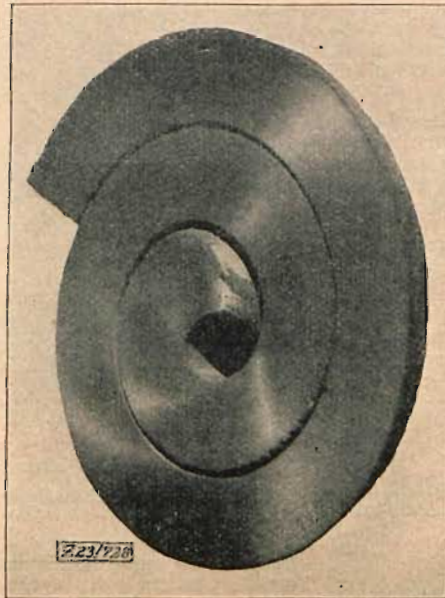


Abb. 15. Spiralartig gebogener Aluminium-Einkristall. Schnitt parallel zur Längsachse des Stabes (geätzt), etwa nat. Gr.

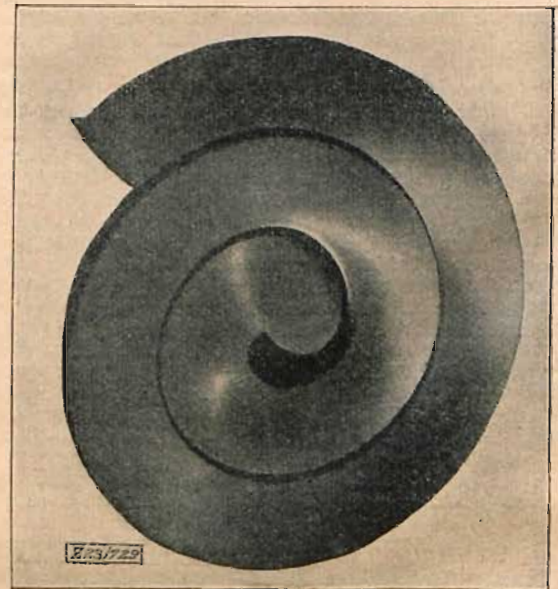


Abb. 16.
Desgleichen bei verändertem Einfallswinkel der Lichtquelle (geätzt), etwa nat. Gr.

Anlegen der Schlifffläche geätzt worden ist, veranschaulicht Abb. 15. Entsprechend der Orientierung des Kristalls erscheint das Reflexionsbild in Form eines dreistrahligen Sternes. Relativverschiebungen der Lichtquelle und des Kristalles ergeben wechselnde Reflexionsbilder; bei bestimmten Beobachtungswinkeln können, wie Abb. 16 veranschaulicht, Reflexionsbilder in der Form von Spiralen beobachtet werden.

Je vielfältiger die Ausgestaltung des Fließfeldes ist, um so lebhaftere Reflexionswirkungen können erreicht werden, wie Abb. 17 an einer verdrehten und darauf zu einer Spirale aufgerollten Aluminium-Einkristallprobe wirksam zum Ausdruck bringt. Daß alle diese Erscheinungen bei sehr weit gehenden Beanspruchungen allmählich zurücktreten und nach und nach ganz verwischt werden, braucht kaum besonders hervorgehoben zu werden.

Versuche, die Störungen in der gesetzmäßigen Reflexion in anderer Weise, z. B. durch die Annahme von Kristallzertrümmerungen, deuten zu wollen, sind ergebnislos, auch dann, wenn angenommen wird, daß sich die Kristallkrümmer unter der Ein-

wirkung der Gestalt der Proben vor und nach der Formveränderung bestehen bleibt, können bei Einkristallen neben der Diskontinuität in der Reflexion je nach ihrer Orientierung erhebliche Unterschiede in der Ausbildung der Gestalt auftreten. Aber nirgends äußert sich der unverlierbare Richtungssinn der Kristalle so deutlich wie in diesem Verhalten. Der beanspruchte Kristall ist und bleibt eine homogene Einheit, und zwar auch dann, wenn er seine Kristallnatur bereits fast ganz eingebüßt hat.

So verschieden die beobachteten Reflexionswirkungen von überelastisch beanspruchten Kristallen sind, so ist ihre Mannigfaltigkeit einzig und allein in der Ausgestaltung des Fließfeldes und den damit verbundenen Störungen im gesetzmäßigen Aufbau begründet. Man kann sich wohl nicht der Tatsache verschließen, daß diese Erscheinungen mit Störungen im Raumgitteraufbau im Zusammenhang stehen und daß in ihnen ein Ausdrucksmittel für diese Störungen zu erblicken ist.

Die Beziehungen, die sich zwischen den Eigenschaften und der Geometrie des Raumgitteraufbaues ergeben, scheinen geeignet, in besonderer Weise die Vorgänge der Umgestaltung des Raumgitters zu erhellen. Sie sprechen vielleicht dafür, daß die Abstände der Gitterpunkte in den verschiedenen Netzebenen durch den Umbildungsvorgang zunächst einmal mehr oder weniger stark ausgeglichen werden. Dadurch wird die ursprüngliche Symmetrie der Netzebenen und damit des Raumgitters zerstört. Das Wesen der Verfestigung würde also gewissermaßen im Ausgleich der Atomabstände zu erblicken sein, vielleicht in loser Anlehnung an die Geometrie der dichtesten Kugelpackung. Dieser Vorstellung scheinen auch Ergebnisse der Röntgenforschung keineswegs zu widersprechen¹⁾.

Überblickt man die gesamten vorliegenden Versuchsergebnisse, so gewinnt man den Eindruck, daß sich der Kreis der Vorstellungen über das Fließen von Metalkristallen immer mehr schließt. So sicher, wie die Kristallographie aus der Lage der Ätzbilder die ersten Schlußfolgerungen für den gesetzmäßigen Aufbau der Kristalle gezogen hat, so sicher kann aus der inhomogenen Reflexion auf eine tiefgreifende Verlagerung des Raumgitters geschlossen werden.

Eine Quelle, die über den Rahmen der Verlagerungshypothese hinaus auf die Erklärung der Fließ- und Verfestigungsvorgänge in gleichem Sinne Bezug nimmt, ist bis jetzt kaum bekannt geworden. Aber auch die Bestimmung des Begriffes „Verfestigung“ läßt sich quellenmäßig wohl nicht be-



Abb. 17. Verdrehter und darauf spiralartig gebogener Aluminium-Einkristall (geätzt), etwa nat. Gr.

¹⁾ Czocharski, Zeitschr. f. Metallkunde 1923 S. 131.

gen. Wahrscheinlich hat sich der Begriff nach und nach von selbst entwickelt. Soweit man nun unter „Verfestigung“ in der hergebrachten Form eine Erhöhung der Kohäsion versteht, dürfte die Berechtigung für eine solche Auffassung aber mehr als zweifelhaft sein. Nach den bisherigen Feststellungen an Vielkristallproben ist es nämlich nie gelungen, bei geringeren effektiven Spannungen als 43 bis 55 kg/mm² die Kohäsion des Kupfers aufzuheben. Diese Feststellung dürfte also eher dazu berechtigt haben, den Begriff der Verfestigung überhaupt abzulehnen. Auf Grund der mitgeteilten Versuchsergebnisse gelang zum erstenmal die Feststellung, daß auch Einkristalle, ähnlich wie Vielkristallaggregate, im Sinn einer Kohäsionserhöhung verfestigt werden können, eine Anschauung, die der Verlagerungshypothese seit langem als Grundlage dient. Dadurch wird eine grundsätzliche Stellungnahme zu der Frage der Verfestigung erst ermöglicht.

Zustandschema.

Versucht man nun die gesamten Fließ- und Verfestigungsvorgänge in ihren Zusammenhängen zeichnerisch darzustellen, so gelangt man zu dem in Abb. 18 wiedergegebenen Schaubild, dem die bei Kupfer erhaltenen Versuchsergebnisse zugrunde liegen.

In ihrem grundsätzlichen Verlauf ist die Abhängigkeit der Festigkeits- und Dehnungseigenschaften des natürlich kristallisierten Metalls (ungereckten Gußmetalls) von der mittlern Korngröße (φm) in der Schaulinie $c-z$ wiedergegeben: also Festigkeitsanstieg bei Erniedrigung der Dehnung.

Die Schaulinie ist nur unter der Voraussetzung eines gleichförmigen mechanischen Verhaltens des Materials streng gültig. Bekanntlich macht sich aber auch die Körnigkeit, also das Verhältnis der mittlern Korngröße zum Volumen ($\frac{\varphi m}{v}$), auf das mechanisch gleichförmige Verhalten eines Stoffes bemerkbar. Am größten sind diese Einflüsse innerhalb eines Kristallkornes selbst. Den Grenzfall, daß der Körper nur aus einem einzigen Kristall bestehe ($\varphi m = v$), bezeichnet die Kurve $a-b$. In diesem Fall werden die Festigkeit und die Dehnung, je nachdem, ob die Beanspruchung in den Achsenrichtungen größter bzw. geringster Festigkeit und Dehnung stattfindet, alle möglichen zugeordneten Werte, die die Kurve $a-b$ einschließt, aufweisen können. Mit wachsender Kornzahl wird der Abstand der Punkte a und b , die die Grenzwerte darstellen, immer kleiner, bis er endlich ganz zusammenschrumpft; dieser Punkt, der in dem Schaubild mit c bezeichnet ist, wird bei den meisten Metallen erreicht, wenn die Korngröße φm , geometrische Gleichachsigkeit des Arbeitsgutes vorausgesetzt, auf $\frac{1}{1000}$ des gesamten Volumens sinkt. Die Zahl entspricht einem groben Erfahrungswert. Verbindet man die Höchst- und Niedrigpunkte a und b der Festigkeit und Dehnung für $\varphi m = v$, so erhält man unter Einschuß des Punktes c eine Dreiecksfläche $a-b-c$, die das Gebiet mangelnder Quasi-Isotropie begrenzt.

Der Einfluß der Kaltbearbeitung macht sich dagegen in dem Schaubild in der Weise bemerkbar, wie es die Transversalkurven d ausdrücken. Sie deuten den Anstieg der Höchstlastgrenze an, der abhängig von der Lage des Ausgangspunktes in nicht näher bekannter Weise zum Punkte z hin verläuft. Anlassen übt auf die Eigenschaften entgegengesetzte Wirkungen aus, indem die Höchstlastgrenze etwa nach Maßgabe der Transversalkurven rückwärtig erniedrigt wird.

Die stark ausgezogenen Kurven geben die Verhältnisse für Einkristalle und für solche Vielkristallproben wieder, bei denen sich der Einfluß der Kristallnatur noch deutlich bemerkbar macht (Gebiete mangelnder Quasi-Isotropie), die dünn ausgezogenen Kurven für Vielkristallproben, in denen die Einflüsse der Kristallnatur praktisch unwirksam sind. Das Schaubild gibt also die Beziehungen der Festigkeit und Dehnung zu den verschiedenen Zuständen und dem Grad der Körnigkeit in möglichst umfassender Weise wieder.

Kräftemechanik der Verfestigungsvorgänge.

Fließkurven von Vielkristallproben.

Wenn auch ein Versuch, die kräftemechanischen Zusammenhänge in ihrer Gesamtheit zu behandeln, durchaus verfrüht sein dürfte, so ergeben sich auf Grund der vorliegenden Versuchsergebnisse gewisse Fragestellungen, deren Beantwortung praktisch und theoretisch bemerkenswert sein dürfte. Insbesondere berechtigen umfangreiche Forschungsarbeiten, die von ganz andern Gesichtspunkten aus die Lösung der Verfestigungsfrage anstreben, diese Dinge, wenn auch ganz kurz, zu berühren.

Läßt man nun die vermeintlichen „kristallographischen Gleitflächen (Hemmungsebenen H)“ auf Grund ihrer eindeutig erwiesenen Unwirksamkeit bei den Fließ- und Verfestigungsvorgängen außer Betracht, so führen unsere Folgerungen auf einen Weg, den unsere namhaftesten Technologen Retjő, Martens, Heyn, vor allem aber Ludwik¹⁾, durch ihre Forschungen

gewiesen haben, nämlich den, die gesamten Fließ- und Verfestigungsvorgänge von Vielkristallproben zu der inneren Reibung in Beziehung zu bringen. Doch erst Ludwik war es durch seine klassischen Untersuchungen geglückt, die Vorgänge der inneren Reibung in der Weise zu deuten, daß ihm die Aufstellung einer hypothetischen Fließkurve gelang.

Im Hinblick auf die Beschaffenheit der Proben werden von Ludwik folgende Anforderungen gestellt: Der Körper bestehe aus elastischen Elementen (Molekülgruppen, Massenteilen), die sich berühren und (unter gewissen Bedingungen) gegeneinander bleibend verschieben lassen. Im Verhältnis zu den zu betrachtenden Formveränderungen sei die Größe dieser Körperteile verschwindend klein und der ganze Körper homogen und isotrop.

Weiter werden von Ludwik folgende einfache Begriffsentwicklungen gegeben: Die spezifische Normalkraft (Zugspannung), die erforderlich ist, eine Berührung benachbarter Körperelemente aufzuheben, sei mit „Kohäsion“, die spezifische Tangentialkraft (Schubspannung), die nötig ist, eine bleibende relative Verschiebung der Teilchen einzuleiten, mit „innere Reibung“ angesprochen. Die Größe der inneren Reibung sei insbesondere abhängig von der ursprünglichen Materialbeschaffenheit, der Art und Größe der vorangegangenen spezifischen Schiebung (also vom Fließvorgange), der Größe der Normalspannung (Zug- oder Druckspannung) senkrecht zur Schubrichtung und von der

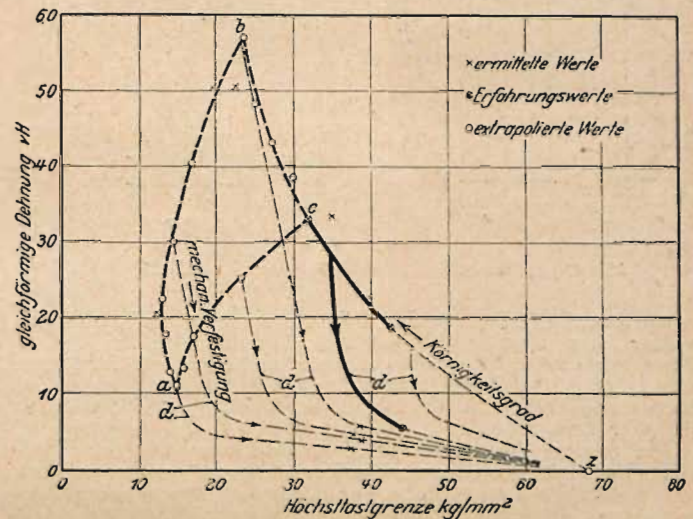


Abb. 18. Zustandschema für Kupfer.

Größe der Schubgeschwindigkeit. Dem schließen sich folgende Ableitungen und Ansätze an:

Jede bleibende Formänderung beruht auf dauernder relativer Verschiebung der Massenteile. Der Schubbewegung wirkt die innere Reibung entgegen. Diese Reibung wird mit R und die bei der Beanspruchung auftretenden Schubspannungen mit τ bezeichnet. Die ersten bleibenden Formveränderungen treten auf, sobald $\tau = R$ ist. Wird der Zerreißversuch an einem Stab verfolgt, der mit einem Netz von Linien versehen ist, die gemäß Abb. 19 im Winkel von 45° zur Zugrichtung verlaufen, so können häufig regelmäßige Streifen und Linien („Fließfiguren“) an der Oberfläche der Proben beobachtet werden, die meist parallel zu den Netzlinsen verlaufen. Sie entsprechen den Schnitlinien der Oberfläche mit den Fließebenen (bei Ludwik mit Gleitebenen G bezeichnet), in denen die ersten bleibenden Formveränderungen auftreten.

Beim Zugversuch wird dieses Netz mit zunehmender Verlängerung (z. B. von l_0 auf l) in das in Abb. 20 dargestellte übergehen, indem mit wachsender Dehnung die Neigung der Netzlinsen zu den Ebenen, in denen die ersten bleibenden Formveränderungen auftreten, immer größer wird. Der Winkel, den beide einschließen, wird mit β bezeichnet. Bei Stoffen, bei denen die innere Reibung unabhängig von der Belastung ist (Harze,

Zahlentafel 3.

Bezeichnung	Orientierung des Kristallstreifens zur Zugrichtung		Winkel der Fließebenen F zur Zugrichtung	angewendeter Winkel
	90°	45°		
a	15	3	$0^\circ, 15^\circ$ u. 75°	15°
b	25	20	$8^\circ, 23^\circ$ u. 65°	65°
c	40	0	$0^\circ, 40^\circ$ u. 50°	40°
d	Vielkristallprobe (Weichaluminium)		—	45°

¹⁾ A. Retjő, Die innere Reibung der festen Körper. Leipzig 1897; Artur Fölsch, Baumaterialienkunde 1900 S. 305 u. f.; A. Martens, Mitteilungen u. d. Kgl. Technischen Versuchsanstalten zu Berlin 1884 S. 93; E. Heyn, Metall und Erz 1918 S. 411 und 436; Ludwik, insbesondere: Elemente der technologischen Mechanik.

setzen, welches einem Winkel von 45° zur Richtung des Kraftangriffes am nächsten kommt. Wird die Rechnung diesem Ansatz entsprechend durchgeführt, so ergeben sich für Einkristallproben Fließkurven, die in ihrem Verlauf je nach der Lage der Fließebenen F voneinander abweichen können.

In Abb. 23 geben die Linien a , b und c die einfachen (nicht effektiven) Zerreißkurven verschieden orientierter Aluminium-Einkristalle und die stark ausgezogene Linie d diejenige einer Vierkristallprobe wieder. Die Fließkurven können aus diesen Linien nun so abgeleitet werden, wie bereits an der Hand der Ergebnisse Ludwigs gezeigt worden ist, nur muß statt

$$R = \frac{1}{2} \frac{P}{F} \sin 2\omega$$

gesetzt werden:

$$R = \frac{P}{F} (1 - \frac{1}{2} \sin 2\omega).$$

Das ergibt sich aus folgender Überlegung: Das Fließen tritt am leichtesten ein, wenn die Fließebenen F um 45° geneigt zur Richtung des Kraftangriffes verlaufen; für $\omega = 45^\circ$ ergibt sich bei einem Minimum von P ein Maximum von τ . Je mehr die Lage der Gleitebenen vom Winkel von 45° abweicht, um so höhere Werte wird also auch die innere Reibung R erreichen. Der Wert der inneren Reibung ergibt sich dann, indem man zu dem Wert der inneren Reibung bei 45° noch den sich aus der jeweiligen Lage der Gleitebenen F ergebenden Differenzbetrag von τ hinzuzählt. Die in Abb. 24 wiedergegebenen Fließkurven a , b und c mögen hierfür als Beispiele dienen; die der Vielkristallprobe zugehörige Kurve d ist wiederum stark ausgezogen worden.

Aus den Kurvenzügen lassen sich sehr bemerkenswerte Schlüsse ziehen: Die Kurven verlaufen um so steiler, je niedriger, und um so flacher, je höher die Dehnungswerte der Proben liegen; je mehr die Fließebenen F der Proben sich dem Winkel von 45° zur Zugrichtung nähern, um so geringere Werte für die innere Reibung R und für die spezifische Schiebung γ werden erhalten, je mehr die Lage der Fließebenen F von diesem Winkel abweicht, um so höher liegen die Werte für R und τ . Die der Vielkristallprobe zugehörige Kurve nimmt eine mittlere Lage ein. Hieraus folgt, daß die innere Reibung bei Einkristallproben ihre Höchst- und Mindestwerte erreichen kann, dagegen bei Vielkristallproben dem arithmetischen Mittel dieser Zahlen entspricht. Dieses Ergebnis ist durchaus verständlich; einer gleichmäßigen Orientierung innerhalb kleiner Bereiche steht eine ausgezeichnete

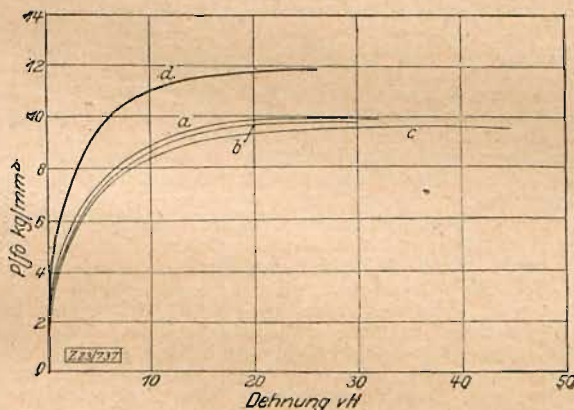


Abb. 23. Zerreißkurven verschieden orientierter Aluminium-Einkristallstäbe.

Gruppierung, die sich auf den gesamten Querschnitt erstreckt, gegenüber. Solche Systeme werden einerseits durch Mittelwerte, andererseits durch Grenzwerte der inneren Reibung R ausgezeichnet sein müssen.

Würden nun die im Hinblick auf die Lage der Gleitebenen F gemachten Annahmen völlig zutreffen, so wären damit die Fließvorgänge in Kristallen hinreichend erklärt. Es wurde aber bereits anfangs erwähnt, daß eine geschlossene Darstellung der Fließvorgänge auf dieser Grundlage überhaupt nicht möglich sei. Die genaue Analyse des Dehnungskörpers führt zur Annahme immer weiterer Fließebenensysteme, und schließlich widerspricht eins dieser Systeme dem andern. Aus Gründen der Einfachheit ist trotzdem diese Darstellungsweise beibehalten worden; die Fehler der Ableitung wurden dadurch verringert, daß nur günstig orientierte Kristallproben für die Auswertung in Betracht gezogen wurden. Für eine einwandfreie Ableitung muß ein anderer Weg eingeschlagen werden. Dieser ergibt sich aus den vorliegenden Versuchsergebnissen auf ziemlich einfache Weise.

Die Annahme ausgezeichneter Fließebenensysteme schließt sich aus der Geometrie des Dehnungskörpers von selbst aus. Man gelangt im Gegenteil zu einer unbegrenzten Mannigfaltigkeit von Fließebenen, die jede Lage zu den kristallographischen rationalen Ebenen (Würfel-, Dodekaeder-, Oktaederflächen, etwaige Hemmungsebenen H usw.) einnehmen können, wenn sie auch in gewissen Kristallbereichen bevorzugt auftreten können. Die Ebenen F verändern nach Maßgabe der Orientierung fortge-

setzt ihren Winkel zur Richtung des Kraftangriffes. Sie nehmen also scheinbar alle möglichen Lagen ein, daher hat sie der eine Forscher in diese, der andere in jene rationale Kristallebene versetzt¹⁾. Die Vorstellung der veränderlichen Fließebenen F legt aber sofort nahe, daß bei den Fließvorgängen in Kristallen nicht so sehr die rationalen kristallgeometrischen, als die kräftegeometrischen Beziehungen (Beziehungen im Aufbau des Gitters zu den Gitterkräften) eine entscheidende Rolle spielen. Mit andern Worten ist das Verhalten eines Massenpunktes (Atoms) von der Lage der Nachbarnpunkte abhängig. Auf Grund dieser Betrachtung lassen sich für die kristallographischen Hauptrichtungen sehr einfache „Schubelemente“ angeben, und zwar: das reguläre Oktaeder für die Würfelnormale; eine zusammengedrückte

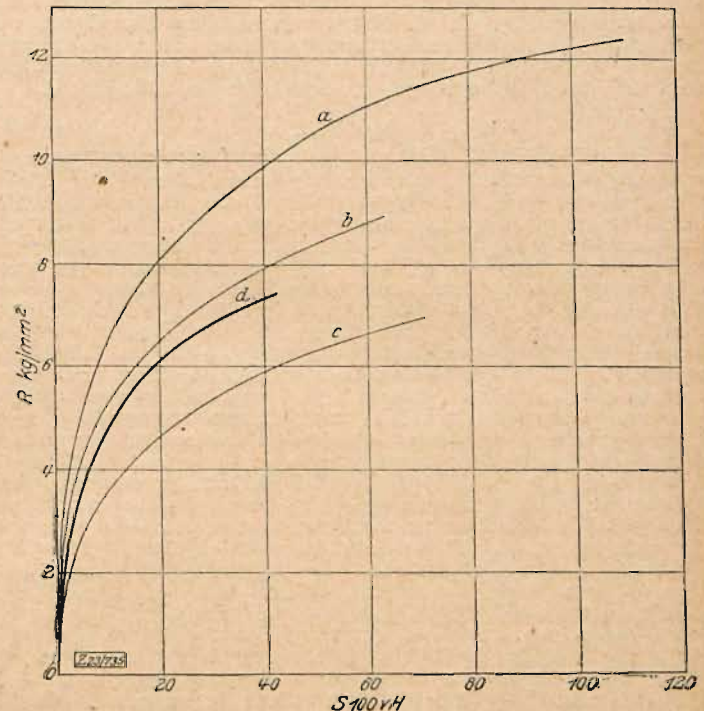


Abb. 24. Fließkurven verschieden orientierter Aluminium-Einkristallstäbe.

vierseitige Bipyramide für die Dodekaedernormale und schließlich ein reguläres Tetraeder in der Richtung der Oktaedernormale. Obwohl sich jedes dieser Schubelemente aus dem andern aufbaut, sind sie doch mechanisch ungleichwertig. Die Atombindungen verlaufen beim ersten alle in einen Winkel von 45° , beim zweiten von 45° und 60° und beim Tetraeder in einen solchen von 30° . Bei Schubbeanspruchungen ist dieser Neigungswinkel von einem Massenteilchen zum andern allein ausschlaggebend für das Verhalten; die günstigste Schubrichtung ist zugleich immer auch die Richtung geringer Atomdichte. Darin liegen ganz neuartige Ausblicke.

Die Schubvorgänge müßten also im einfachsten Fall in Beziehung zu diesen Winkeln stehen. Da aber in einem System von Massenteilchen die Gesamtheit der Einzelemente über das Verhalten bestimmt, kommt dieser einfache Ansatz praktisch nicht in Betracht. Vielmehr entscheidet über das Verhalten eines solchen Systems die resultierende $Kr\ddot{a}ftekomponente$. Diese kann wohl auch mathematisch abgeleitet werden, ergibt sich aber unmittelbar aus der Gestalt des Dehnungskörpers.

Versieht man ein Symmetrieelement dieses Körpers mit Linienzügen gleichen Abstandes vom Mittelpunkt des Körpers, so erhält man Niveaulinien gleicher Dehnung. Die Dehnung steht im umgekehrten Verhältnis zur inneren Reibung R ; diese wird in erster Linie durch die Lage der Fließebenen F bestimmt. Die jeweilige Lage der Fließebenen F und die innere Reibung R stehen in gleichem Verhältnis zueinander. Um die Lage der Gleitebenen F zu erfahren, muß man die der Orientierung zugeordnete Dehnung in den entsprechenden Betrag der inneren Reibung umwandeln, um aus dieser Zahl die Lage der Fließebenen F ableiten zu können. Eine Anzahl von Beispielen ist in dieser Weise durchgerechnet worden; die so erhaltenen Kurvenzüge ergeben das erste geordnete Bild der Fließvorgänge in Kristallen. Die grundsätzlichen Ergebnisse sind nicht nur für das Verhalten des Kupfers kennzeichnend, sondern umfassen alle andern Metalle gleichen Elementarwürfel-Aufbaues wie Aluminium, Gold, Silber, Blei, Eisen u. a.

¹⁾ Mark, Polanyi und Schmid, Zeitschr. f. Physik 1922 Bd. XII S. 58 u. f.; Mark und Weissenberg, ebenda 1923 Bd. XIV S. 328; Taylor, Engineering 1923 S. 433; siehe auch: Etisch, Polanyi und Weissenberg, Zeitschr. f. Physik 1921 Bd. VII S. 181; K. Weissenberg, Elektrotechnische Zeitschrift 1921 S. 1295; Ono, Mem. of the College of Eng. Kyushu Imp. Univ. Fukuoka, Japan, 1922 Bd. II Nr. 5; Körber, Zeitschr. f. angew. Chemie 1923 S. 278.

Das Fließen von Ein- und Vielkristallproben vollzieht sich grundsätzlich in der gleichen Weise. Bei Ludwik findet sich zwar ein Fall, bei dem der Wirkungswinkel ω stark von 45° abweicht, nicht verwirklicht, was aber darin begründet ist, daß bisher kein Weg angegeben werden konnte, um die Lage der Gleitebenen F jeweils zu bestimmen. Daher galt auch der Wirkungswinkel ω als eine recht hypothetische Größe, deren berechnete Einführung vielen noch nicht recht erwiesen schien. Nichtsdestoweniger ist er von Ludwik zum Ausgangspunkt seines Ansatzes gewählt worden; dieser Ideengang war so folgerichtig wie umfassend. Demnach haben die von Ludwik gegebenen Beispiele als Sonderfälle des von ihm aufgestellten Schubgesetzes, das die Kräftemechanik aller Fließvorgänge fester Körper umfaßt, zu gelten. Eine geschlossene Darstellung der Verhältnisse dürfte nur bei weiterer Sicherung der Untersuchungsergebnisse von Wert sein, eine Aufgabe, die im Rahmen technischer Forschung nur langsam der Lösung zugeführt werden kann. Aus alledem geht aber schon jetzt die umfassende Bedeutung des Schubgesetzes auch bei den Fließvorgängen in Kristallen deutlich hervor.

Ausblick.

Ein Überblick der hier dargelegten Zusammenhänge zwischen den Eigenschaften und der Bildsamkeit plastischer Metalle läßt die Unzulänglichkeit gegenwärtiger Anschauungen über die Fließ- und Verfestigungsvorgänge auf das deutlichste erkennen. Andererseits erlangt man die Gewißheit, daß diese „beiläufigen technischen Fragen“ in viel tieferen physikalischen Fragen wurzeln, als angenommen zu werden pflegt. Das beweisen insbesondere die gesetzmäßigen Zusammenhänge, wie sie sich in den Oberflächen der Körper darbieten, welche die Eigenschaften in Abhängigkeit der Kristallrichtungen veranschaulichen. Diese Ergebnisse scheinen zugleich auch geeignet, die gesamte Fragestellung dem Gedankenkreis exakter Wissenschaft näherzubringen.

Alle Versuche, die Fließ- und Verfestigungsvorgänge rein kristallographisch zu deuten, stehen im Widerspruch. Bei Mineralkristallen scheinen sich ähnliche Widersprüche zu ergeben. Wie gelegentlich gezeigt werden soll, sind auch die vermeintlichen Gleitebenen des Kalkspates nicht „Fließebenen“, sondern eher „Hemmungsebenen“. Schon Vogt beanstandet ihre hergebrachte Ableitung¹⁾. Die Unhaltbarkeit der kristallographischen Theorien tritt immer schärfer hervor. Zahlreiche andere Beobachtungen beweisen immer eindeutiger, daß die Ursache des merkwürdigen Verhaltens von Metallkristallen bei ihrer Umformung ganz außerhalb von kristallographischen Erscheinungen zu suchen sein dürfte. Die Vorgänge scheinen wohl nur dann einigermaßen verständlich, wenn ihnen, wie es die Verlagerungshypothese voraussetzt, Störungen im gesetzmäßigen Aufbau des Gitters zugrunde gelegt werden. Dafür liefern die Formänderungsfiguren, wie sie im Innern von Einkristallen leicht beobachtet werden können, unzulängliche Beweise. So verschieden auch die beobachteten Reflexionserscheinungen sind, so ist ihre Mannigfaltigkeit einzig und allein in der Ausgestaltung des Fließfeldes und der damit verbundenen Störung im gesetzmäßigen Aufbau des Gitters begründet. Mit gleichem Recht, wie aus der Lage der Atzfiguren Schlußfolgerungen in Bezug auf den gesetzmäßigen Aufbau der Kristalle gezogen werden, so ist auch mit gleichem Recht die „inhomogene Reflexion“ als ein Ausdrucksmittel für Störungen im gesetzmäßigen Gitteraufbau eben dieser Kristalle anzusprechen.

Demnach findet das Fließen in Kristallen vorzugsweise in kristallographisch unrationellen Ebenen statt. Die Teilchen verschieben sich auf Grund dieser Vorstellung ebenfalls in Ebenen, die aber nur als fiktive Vorstellungsbilder Bestand haben. Ein solches Fließen wird auf Grund des elementaren Schubgesetzes auch der mathematischen Behandlung zugänglich. Bei den Fließvorgängen in Kristallen kommt es offenbar nicht so sehr auf die rationalen kristallgeometrischen Beziehungen an, wie auf die Beziehungen im Aufbau des Gitters zu den Gitterkräften. Durch diese wird die Größe der inneren Reibung bestimmt. Die Ebenen leichtesten Fließens sind zugleich auch Ebenen schwacher Besetzung des Gitters. Ähnlich machen sich diese Beziehungen auch in der äußeren Ausgestaltung der Proben beim Fließen bemerkbar; die „Verformung“ der Proben ist in hohem Maße von der Verteilung der Gitterkräfte abhängig, die in ihrer Gesamtwirkung in dem Verlauf der Fließkurven zum Ausdruck kommen. Diese Ergebnisse sprechen zugunsten der

von Ludwik abgeleiteten Ebene des leichtesten Fließens und somit zugunsten der von ihm begründeten technologischen Mechanik der innern Fließvorgänge in plastischen Metallen.

Mit der Möglichkeit der Gitterverlagerung wird man sich einmal mutatis mutandis abfinden müssen. Daran ändern auch gelegentliche Anschauungen nichts, die für eine Erhaltung des Kristallgitters sprechen, zumal auch mit Hilfe der Röntgenstrahlen keine bündigen Gegenbeweise erbracht werden konnten. Dem Begriff der sogenannten „statistischen Anisotropie“ kann erfolgreich der der „Rest-Anisotropie“ entgegengestellt werden²⁾. Die Bemühungen einer ausgedehnten wissenschaftlichen Forschung haben die Grundlagen zu einem wohldurchdachten Gebäude gelegt, die zum Raumgitteraufbau der Materie führten, wie er den heutigen Vorstellungen entspricht. Die Erfolge dieser Betrachtungsweise gingen zweifellos über alle Erwartungen hinaus. Die Gesetze der Beeinflussung des Raumgitters in seinem gesetzmäßigen Aufbau sind noch nicht geschrieben. So viel kann aber als sicher gelten, daß sie für die künftige Entwicklung der Wissenschaft von den Zuständen der Materie von einschneidender Bedeutung sein werden. Für die Erklärung der Erhöhung der inneren Reibung in beanspruchten Metallen dürfte vielleicht diese Vorstellung den ersten Ansatz bieten, etwa so, daß die Möglichkeit instabiler Atombindungen zu erwägen wäre. Der mittlere durchschnittliche Atomabstand dürfte dabei wohl unverändert erhalten bleiben. Dafür spricht der Umstand, daß das Leitungsvermögen für Elektrizität bei Einkristallen, wie das durch Messungen an etwa 20 cm langen Einkristalldrähten festgestellt werden konnte, weder vom Zustand (Grad der Kaltbearbeitung) noch von der Kristallrichtung nennenswert abhängig ist.

Der Verlagerungshypothese ist auch im wesentlichen die wissenschaftliche Erfassung der Rekristallisations-Vorgänge zu verdanken³⁾. Dadurch ist zum erstenmal die Möglichkeit geschaffen worden, Metallkristalle von unbegrenzten Abmessungen in einfacher Weise zu erzeugen. Die genaue Erforschung der Einkristalle wird noch manche Überraschung mit sich bringen. Infolge ihrer Homogenität dürften in der Erforschung der elastischen Eigenschaften der Kristalle alsbald weitere Fortschritte zu verzeichnen sein. Bei Aluminium konnte die Elastizitätsgrenze in den Richtungen der Würfel-, Dodekaeder- und Oktaederflächen mit 0,6; 0,8 und 1,2 kg/mm² festgestellt werden. Ebenso bemerkenswert ist die Tatsache, daß sich die Klangfarbe von Einkristallen infolge vollkommener Elastizität durch besondere Reinheit und Klangfülle auszeichnet. Durch Druckversuche konnte festgestellt werden, daß die Druckfestigkeit von Einkristallen grundsätzlich mit den Ergebnissen von Zugversuchen übereinstimmt. Bemerkenswert ist die Veränderung der Querschnitte von Druckkörpern: Zylindrische Druckkörper ergeben in der Würfelnormale quadratische, in der Dodekaedernormale rautenartige, in der Oktaedernormale elliptische Endformen von deutlicher Prägung.

Eine Reihe von Erscheinungen (Lüdersche Linien, banale Fließlinien, Kristallrutschungen usw.) könnten in diesem Zusammenhang noch näher behandelt werden; sie alle stehen aber, ebenso wie die Translations- und Zwillingsstreifen, in keinem primären Zusammenhang mit den Vorgängen der Verfestigung.

Die große Mannigfaltigkeit von Erscheinungen, die an plastischen Kristallen beobachtet werden kann, dürfte aus diesen Beispielen wohl erhellen. Man wird künftighin diese Erscheinungen, die für die Industrie und somit für das Wirtschaftsleben von größter Tragweite sind, nicht auf Grund rein theoretischer Erwägungen beurteilen dürfen, sondern wird sie mit der ihnen gebührenden wissenschaftlichen Aufmerksamkeit verfolgen müssen. Bis jetzt gehen die technologischen und wissenschaftlichen Bestrebungen getrennte Wege, obwohl die Technologie bereits erhebliche Fortschritte in der Auswertung der Fließvorgänge, wie sie sich in den Ergebnissen Ludwicks darbieten, zu verzeichnen hatte. Leider werden diese grundlegenden Untersuchungen Ludwicks von der einschlägigen Forschung meist nicht gebührend berücksichtigt. Durch die vorliegende Studie möge dieser Weg gemeinsamer Arbeit an Hand neuer experimenteller Tatsachen gewiesen sein.

Bei der Durchführung der Arbeiten erfreute ich mich der regen Unterstützung meiner Mitarbeiter Dr. Velde, Rassow und Dr. Irmer, wofür ich ihnen noch an dieser Stelle meinen besten Dank ausspreche. Die Ergebnisse der Arbeit wurden erstmalig im Institut für physikalische Chemie der Universität Frankfurt a. Main am 9. Mai 1923 vorgetragen.

[1760]

¹⁾ W. Vogt, Kristallphysik, Leipzig 1910.

²⁾ Zeitschr. f. Metallkunde 1923 S. 60.

³⁾ Intern. Z. f. Metallographie 1916 S. 1.