

Die Beziehungen der Metallographie zur physikalischen Forschung

von J. CZOCHRALSKI, Frankfurt a. M.

(Tafel I—VI).

Geschichtliches.

Vor etwa 50 Jahren hat es nur eine Hüttenchemie gegeben. Die Physik machte zu dieser Zeit die ersten schüchternen Antrittsbesuche im Bereiche der Hüttenkunde. Veranlassung hierfür gab der Wettbewerb zwischen Stahl und Eisen, sowie zwischen Flusseisen und Schweisseisen und seit 1879 auch zwischen Thomas- und Bessemereseisen im Eisenbahnbau, besonders im Hinblick auf Schienenmaterial. Eine der wichtigsten physikalischen Eigenschaften des Eisens für seine praktische Verwendung erblickte man in der Festigkeit. Während früher die Festigkeitsbestimmungen nur ausnahmsweise vorgenommen wurden, hat die Festigkeitsprüfung seit 1879 eine ausserordentliche Bedeutung gewonnen. In England war es KIRKALDY (1862), in Deutschland WÖHLER (1870) und in Schweden KNUT STYFFE (1870), die auf die Wichtigkeit der Festigkeitsprüfung hingewiesen haben und diese systematisch einführten. Die Versuche WÖHLER's wurden im Auftrage der preussischen Regierung ausgeführt. Auf Grund dieser Versuche wurden die ersten Festigkeitsbedingungen bei Lieferungen vorgeschrieben. Ein Jahr darauf wurden Normalien für die Eisenbahnwagen ausgearbeitet. Eine der ersten brauchbaren Prüfmaschinen wurde von WÖHLER konstruiert. Ihr folgten zahlreiche neue Konstruktionen, deren Entwicklung, die auch zu anderen Prüfungsvorrichtungen führte, noch in die Neuzeit verfolgt werden kann.

Die physikalisch-mechanische Prüfungsmethode ist den Metallwerken durch die Behörden gewissermassen aufgenötigt worden. Man kann wohl sagen, dass sie unter diesem Druck entgegen dem Willen vieler Industriekreise ihren Anfang genommen hat.

Während nun die Chemie als zuverlässige Beraterin bei dem Hüttenmann bereits zu jener Zeit gut eingeführt war und ihm unschätzbare Dienste leistete, gewöhnte er sich nur langsam und widerstrebend an die physikalisch-mechanischen Prüfungsmethoden und es dauerte geraume Zeit, ehe er sich mit dieser konventionellen Form der Bewertung seiner Erzeugnisse durch die Behörden befreundete. Vielleicht ist hierin ein wichtiger Grund dafür zu erblicken, warum die wissenschaftliche Erforschung vieler technologisch-mechanischer Fragen lange Zeit nicht recht vorangekommen war.

Mit dem Emporblühen der physikalischen Chemie wurde die Physik ihrer kaum angeknüpften Beziehungen zur Hüttenkunde verlustig, indem die physikalische Chemie ihre Stelle einnahm.

Durch die Einflüsse der physikalischen Chemie ist die Hüttenkunde ein ungeheueres Stück vorwärts gebracht worden; eine Frucht dieser Entwicklung ist die allgemeine Metallkunde. Sie feierte in den beiden letzten Jahrzehnten ihre höchsten Erfolge. Unterdessen ist aber kaum bemerkt worden, dass die physikalisch-mechanische Seite dieses neuen Gebietes der Stoffkunde nur ein gewissermassen konventionelles Dasein führte. Freilich haben auch hier

einige Forscher, wenn auch vereinsamt, so doch unentwegt ihre Bemühungen fortgesetzt. In erster Linie waren es HEYN, LUDWIK und TAMMANN, die die inneren Vorgänge beim Fließen der Metalle in ihr Arbeitsgebiet aufgenommen haben, nachdem der erste Anstoss durch die beiläufigen Arbeiten von WEDDING, LEDEBUR, WÖHLER und BAUSCHINGER gegeben war. Erst neuerdings scheinen sich endgültige Verbindungswege zwischen den beiden Gebieten zu ergeben. Massgebenden Einfluss haben später auf diese Entwicklung auch vereinzelte Forschungen der Technik gewonnen.

Die Errungenschaften der physikalischen Chemie brachten aber wohl nur dem Eisenhüttenmanne, der die Eigenschaften seiner Erzeugnisse mehr durch chemische, als durch physikalisch-mechanische Prozesse zu beeinflussen sucht, vollen Nutzen. Um eine Bestätigung des Gesagten zu finden, braucht man nur die Lehrbücher der Metallographie einer Durchsicht zu unterziehen. In der Hauptsache kommt es beim Eisen mehr auf die Vergütung auf physikalisch-chemischer Grundlage an als auf die Verfestigung durch Knetbearbeitung, die bei Eisen und Stahl, im Gegensatz zu den anderen Metallen, eine verhältnismässig geringe Rolle spielt.

Auf diese grundsätzlich verschiedene Art der Betätigungsgebiete wird bei der Ausbildung des Metall-Hüttenmannes noch nicht genügend Rücksicht genommen.

In diesem Zusammenhang wird man wieder auf die Aufgaben gelenkt, die die Physik in der Metallkunde zu erfüllen hat.

So vielverheissend nun die ersten Versuche der vorgenannten Forscher waren, so zeigte sich alsbald die Schwierigkeit, weitere erfolgreiche Angriffspunkte auf diesem Arbeitsgebiete zu finden. Erschwerend war noch, dass das Studium der inneren Vorgänge beim Fließen der Metalle fast ausschliesslich an Haufwerke von Metallkristallen gebunden war. Aus dem Verhalten dieser „quasi-isotropen“ Körper war es schwierig, wenn nicht unmöglich, Rückschlüsse auf das Verhalten der Einzelkristalle zu ziehen. Erst nachdem mehrere Verfahren bekanntgegeben wurden, die in bequemer Weise die Herstellung grosser Einkristalle gestatten, ist die Erforschung dieser Frage in eine neue Phase gerückt.

Erzeugung von Einkristallen.

Der erste Versuch, einzelne Kristallindividuen durch Ausschälen aus grobkristallinen Gussstücken zu gewinnen, ist wohl 1913 unternommen worden. *) Die Methode ist aber nur ein Notbehelf. Es gelingt auf diese Weise schwer, Kristalle von genügender Grösse zu erzeugen, ausserdem sind Gusskristalle nur selten homogen und können demzufolge gewisse Schwächen aufweisen, die unzuverlässige Zahlenwerte ergeben können. Immerhin ist es möglich unter günstigen Arbeitsbedingungen nach dem Verfahren Kristall-Individuen bis zu Fingergrösse zu erhalten. Einige auf diese Weise erzeugten Kupfer-Kristalle zeigen die Abb. 1 u. 2; die Kristalle sind mit Schliffflächen versehen, die dendritisches Aetzgefüge aufweisen und mit deren Hilfe die Orientierung der Kristalle sich unschwer feststellen lässt. **)

Lange Zeit hindurch war man nun auf dieses Verfahren angewiesen, zumal natürliche Metallkristalle aus Sammlungen infolge verständlichen Besitzeifers für Untersuchungszwecke so gut wie unzugänglich waren. Durch einen merkwürdigen Zufall ist vom Vortragenden dann 1917 das „Kapillarverfahren“ zur Erzeugung von Kristallfäden gefunden worden und zwar auf Grund der Beobachtung, dass aus einer erstarrenden Schmelze an einem Glasstab

*) MOELLENDORFF u. CZOCHRALSKI, Zeitschr. d. Ver. deutsch. Ing. 1913, S. 931.

**) CZOCHRALSKI, Z. V. d. I. 1923, S. 536.

oder dgl. entnommene Tropfen der Schmelze keine Kugelgestalt annehmen, sondern entgegen dem Gesetz der Oberflächenspannung zu einer Kegelspitze erstarren. Das Verfahren beruht im Prinzip auf der einfachen Tatsache, dass man die auf diese Weise erzeugte Kegelspitze (Metallstück oder Kristallsplitter) mit der Schmelze in Berührung bringt und alsdann mit geeigneter Geschwindigkeit kontinuierlich aus der Schmelze herauszieht; die durch Adhäsion mitgenommenen Anteile der Schmelze erstarren in geringer Entfernung von der Oberfläche des Metallbades zu einem sich stetig ergänzenden Einkristallfaden. Soweit es gelingt, den Kristallen von vornherein eine gewünschte Orientierung zu verleihen (gute Ergebnisse haben WARTENBERG, POLANYI und GRÜNEISEN erzielt), leistet das Verfahren gute Dienste; ein Aufteilen der Kristalle in verschieden orientierte Stäbe kommt wegen der meist sehr geringen Dicke (ca. 1 mm) nicht in Frage. Bemerkenswert ist ferner, dass das Verfahren direkt zur Messung der Kristallisationsgeschwindigkeit benutzt werden kann.

Etwa zur gleichen Zeit wurde vom Vortragenden auch das sogenannte Rekristallisations-Schema und damit ein neuer Weg zur Erzeugung von Einkristallen bekanntgegeben. *) Dieser Weg erwies sich bald als besonders erfolgreich.

Im wesentlichen wird wie folgt verfahren: Weichgeglühte Metallstreifen werden einer Kaltstreckung von einigen wenigen Prozenten unterworfen und darauf erneut rekristallisiert. Bei geeigneten Graden der Kaltstreckung und der Glühtemperatur können die Metallstreifen bei der Rekristallisation in Einkristalle verwandelt werden. Besondere Wärmebehandlung kann sich hierbei als vorteilhaft erweisen. Solche Kristalle eignen sich für physikalische Untersuchungen ganz besonders, weil sie in allen Abmessungen hergestellt werden können und auch an der Oberfläche frei von kristallographischen Störungen sind. **) Man kann auf diese Weise Kristalle bis zu mehreren Zentimetern Dicke und mehreren Dezimetern Länge in bequemer Weise erzeugen. Durch Aufteilen solcher Kristalle erhält man alsdann das geeignete Versuchsmaterial für die Durchführung von umfassenden Versuchsreihen. Vom Vortragenden wird fast ausschliesslich dieser Weg als der sicherste und zuverlässigste benutzt.

Bisherige Forschungsergebnisse.

Nachdem so das Feld für eine fruchtbare Arbeit genügend vorbereitet war, wurden von verschiedenen Seiten Einzeluntersuchungen durchgeführt, und zwar einige der ersten bereits 1913, 1916 und 1917. ***) In Anlehnung an die früheren kristallographischen Forschungen bestätigen sie die Angaben REUSCH' und MÜGGE's über das Auftreten von Gleitebenen an Einkristallen des Kupfers bestimmter Orientierung, die aus Gussstücken gewonnen wurden. U. a. wurde auch die Beziehung der Gleitebenen zu den Ätzfiguren ermittelt und die asymmetrische Verformung von Einkristall-Druckkörpern näher beschrieben. Wichtiger war die Feststellung, dass die Fliessvorgänge auch im Innern der Einzelkristalle verfolgt werden können und stets einschneidende Veränderungen in der gesetzmässigen Gefügebildung hervorrufen. Diese Beobachtungen gaben den ersten Anlass zu der Entwicklung der in der Folge als sehr

*) CZOCHRALSKI, Intern. Z. Metallographie 1916, S. 1 ff.

**) In diesem Zusammenhang sei auf das Verfahren von ORBIG u. SCHALLER zur Erzeugung von Fadenkristallen verwiesen, das mit dem soeben erörterten verwandt sein dürfte, und auf der Erzeugung von Einkristallen aus gepressten Metallpulvern beruht. Dieses Verfahren wird von vielen Werken als Geheimverfahren zur Herstellung von Glühlampenfäden benutzt.

***) MOELLENDORFF und CZOCHRALSKI, Z. V. d. I. 1913, S. 931; CZOCHRALSKI, Intern. Z. Metallographie 1916, S. 1 ff.; CZOCHRALSKI, Z. physik. Chem., Bd. 92, S. 219, 1917.

erfolgreich erwiesenen Verlagerungshypothese. Im Zusammenhang mit ihr haben auch die Rekristallisations-Erscheinungen an Ein- und Vielkristallen sehr weitgehende Aufklärung gefunden. Die letzte der genannten Arbeiten behandelt die Kapillarmethode der Kristallerzeugung und die Messung der Kristallisationsgeschwindigkeit an den Metallen Zink, Zinn, Blei.

Weitere physikalische Untersuchungen an solchen Kapillar-Kristallfäden des Zinks und Wolframs führte WARTENBERG*) aus, und stellte fest, dass elastische Nachwirkungserscheinungen an Einkristallen dieser Metalle ebenso wie bei anderen Einkristallen nicht nachgewiesen werden können.

Neueren Datums sind die Messungen der Elastizitätsgrenze an Aluminium-Einkristallen verschiedener Orientierung, die vom Vortragenden durchgeführt wurden, desgleichen des elektrischen Leitungsvermögens auch nach Kaltbearbeitung, und die sehr exakten Messungen der elastischen Konstanten und des elektrischen Leitungsvermögens, die GRÜNEISEN an Zink- und Kadmiumkristallen durchgeführt hat.**)

Eine besondere Stellung unter den einschlägigen Arbeiten nehmen die eindringlichen Untersuchungen POLANYI's und seiner Schule***) ein, auf Grund deren sie verschiedene Hypothesen über die inneren Fliessvorgänge herleiten. In diesen Arbeiten werden aber nur die „symmetrischen Gleitvorgänge“ berücksichtigt. Das „asymmetrische Fließen“, das das Wesen aller Verfestigungsvorgänge ausmacht, ist ihrer Beobachtung unbemerkt entgangen. Dies liegt im System ihrer Arbeitsmethode. Einmal gestattet das Drehkristall- und das DEBYE-SCHERRER-Verfahren, die diese Forscher anwenden, nicht, Raumgitterstörungen röntgenphysikalisch exakt zu deuten, alsdann sind röntgentechnische Fragen, insbesondere die der Strahlungsintensität gestörter Gitterteile, kaum einer näheren Untersuchung unterzogen worden. †) Anomalien, die bei Aufnahme der Röntgenstrahlen deformierter Metalle stets auftreten, und die sich in verringerter Schärfe der Spektralbänder und im Auftreten von schwachen Nebenbändern äussern, sind einer Auswertung bislang nicht unterzogen worden. Also auch vom Standpunkte des Röntgentechnikers kann den Ergebnissen keine überragende Beweiskraft beigemessen werden.

Inwieweit die Ergebnisse der Röntgenanalyse als beweiskräftig anzusprechen sind, muss vom Standpunkte der rein metallographischen Forschung untersucht werden. Eine solche Untersuchung führt aber zu einer Ablehnung der bei der Röntgenanalyse gewonnenen Ergebnisse. Schon winzige, bei der Deformation intakt gebliebene Gitterelemente müssen nämlich zu den gleichen Röntgendiagrammen führen, solange die Röntgenverfahren eine qualitative und quantitative Bestimmung gestörter und ungestörter Gitteranteile nicht gestatten. Es kommt ferner noch hinzu, dass der überelastischen Deformation stets eine, wenn auch noch so geringfügige Rekristallisation folgt, sodass mit der Anwesenheit ungestörter Gitterelemente von vornherein gerechnet werden muss. Auch bei Einkristallen kann nämlich nach überelastischer Beanspruchung eine stetige Volumenänderung im MARTENS-Apparat nachgewiesen werden, eine Erscheinung, die zweifellos auf verborgene Rekristallisation hinweist.

Alle Methoden, die also auf die Bestimmung der intakten Gitteranteile hinzielen, müssen als nichtbeweiskräftige Versuche gewertet werden; es ist überhaupt eine offene Frage, inwieweit sich diese Verfahren in Zukunft für die Metallographie noch als ausbaufähig erweisen werden.

*) Verhandl. d. deutsch. physik. Ges. 1918, S. 113.¹

**) Physik. Zeitschr. Bd. 24, S. 506, 1923.

***) Lit. vgl. CZOCHRALSKI: Moderne Metallkunde, 1924, S. 246 (Verlag: SPRINGER, Berlin).

†) Vom Vortragenden konnte ein Rückgang der Intensität von 10 auf 1 festgestellt werden.

Den ersten Anhalt für das Auftreten „*asymmetrischer Fliessvorgänge*“ gab die Beobachtung von Gefügeveränderungen im Innern von Einzelkristallen, die durch vorausgegangene überelastische Beanspruchung hervorgerufen und im Aetzbild festgehalten werden konnten. Dieses „asymmetrische Fliesen“ konnte aber bis vor kurzem nur qualitativ verfolgt werden, eine quantitative Erfassung und Auswertung war bislang noch nicht möglich. Erst neuerdings ist es dem Vortragenden gelungen, ein Verfahren der quantitativen Messung, das sogenannte „Topometer-Verfahren“, auf das noch näher eingegangen werden soll, auszuarbeiten. Die von der Verlagerungshypothese gemachte Annahme tiefgreifender Raumgitterstörungen bei der überelastischen Beanspruchung von verfestigungsfähigen Kristallen hat dadurch sehr an Untergrund gewonnen; die Möglichkeit von Raumgitterstörungen kann nicht mehr als Hypothese gewertet werden, sondern besitzt somit den Wert einer experimentell erwiesenen Tatsache. Den asymmetrischen Fliessvorgängen kommt in der Metallkunde eine herrschende Rolle zu, während rein symmetrische Gleitungen wohl noch als problematisch zu bezeichnen sein dürften.

Die sporadischen Veröffentlichungen, die den Forschungen an Einkristallen gewidmet waren, vermochten noch keinen klaren Einblick in die sehr verwickelten Verhältnisse zu geben. Erst durch die systematischen Untersuchungen der inneren und äusseren Fliesserscheinungen, sowie der physikalischen Eigenschaften in den verschiedenen Achsenrichtungen der Kristalle gelang es, dieses Ziel in erster Annäherung zu erreichen. Ueber das Ergebnis der einschlägigen Arbeiten des Vortragenden soll in folgendem kurz berichtet werden.

Neue Ergebnisse und Ziele.

a) *Innere und äussere Fliesserscheinungen.*

Das Studium der inneren Vorgänge beim Fliesen der Metalle war, wie bereits erwähnt, wenig erfolgreich, da als Versuchsmaterial fast ausnahmslos nur Vielkristallproben dienten. Versuche dieser Art wurden von vielen Forschern, u.a. von HEYN durchgeführt; sie führten allenthalben zu Feststellungen, die in grober Gesetzmässigkeit zur Geometrie des Fließens in Beziehung standen.

Es war nun von vornherein wahrscheinlich, dass homogene Einkristalle für diese Versuche ein wesentlich geeigneteres Ausgangsmaterial sein dürften als Vielkristallaggregate. Der Schritt war also durchaus naheliegend Einkristalle auf ihr Verhalten hin zu prüfen.

Methodisch kann wie folgt verfahren werden: Werden Einkristalle mit entsprechenden Agenzien angeätzt, so kann man beobachten, dass in den verschiedenen Kristallrichtungen der Angriff ein verschiedener ist und auf diese Weise bestimmte Reflexionswirkungen zustande kommen, die mit dem inneren Kristallaufbau in engem Zusammenhang stehen.

In Abb. 3 ist ein von 2 kleineren Nachbarkristallen umgebener Aluminiumkristall (Struktur, wie bekannt, kubisch) im Längsschnitt veranschaulicht; für die Vorätzung diente Flusssäure, für die Nachätzung Salzsäure. Der mittlere Kristall zeigt über den ganzen Längsschnitt einheitliche, homogene Reflexion. Je nach dem Beobachtungs- und Beleuchtungswinkel kann die Reflexionsintensität abgeschwächt oder verstärkt werden.

Wird nun ein solcher Aluminiumeinkristall einer Beanspruchung unterzogen, so kann man leicht Störungen im Bereiche der anfänglich homogen reflektierenden Felder nachweisen. Ein zylindrischer Aluminiumeinkristall, der einem Torsionsversuch unterworfen und darauf im Längsschnitt nach anschliessender Ätzung untersucht wird, zeigt beispielsweise Reflexionsbilder, wie sie die beiden nächsten Stäbe (Abb. 4 und 5) für verschiedene Kristallrichtungen wiedergeben. Das ursprünglich homogen reflektierende Feld ist mannigfaltig gestört. Man

kann aus der symmetrischen Konfiguration der Bilder sogar die Zahl der Torsionen herauslesen; bei den beiden Abbildungen entsprechen je zwei Einzelfelder je einer Torsion.

Es ist ohne weiteres klar, dass diese Reflexionsbilder je nach der Schnittrichtung verschieden sind und dass ihre Anordnung und Intensität je nach dem Beleuchtungs- und Beobachtungswinkel wechseln muss. Quer zur Stabachse, also in einer Schnittebene, in der die Massenteilchen einen Verdrehungswinkel von nur wenigen Graden aufweisen, ist das Reflexionsbild, wie dies Abb. 6 veranschaulicht, nicht so mannigfaltig wie im Längsschnitt, in welchem die Verdrillung der Reflexionsebenen gross ist und daher in symmetrischer Anordnung und strenger periodischer Folge kenntlich hervortritt.

Bei einfacheren Deformationsarten erhält man weniger komplizierte Reflexionsbilder, wie dies die Abb. 7 an einem ringförmig gebogenen Aluminiumeinkristall mit einer parallel zur Längsachse verlaufenden Schnittfläche wiedergibt. Das Reflexionsbild entspricht einem vierstrahligen Stern, dessen Reflexionsintensität je nach dem Beleuchtungs- und Beobachtungswinkel kontinuierlich in der Weise wechselt, wie sich dies für einen ideal gebogenen Einkristall kristallgeometrisch ableiten und im Voraus bestimmen lässt. Das Reflexionsbild muss sich also für die einzelnen Deformationsarten kristallgeometrisch voraussagen lassen, wenn die Orientierung sowie die Beleuchtungs- und Beobachtungswinkel gegeben sind.

Nur als weiteres Illustrationsmaterial soll die Abb. 8 das Reflexionsbild eines spiralartig gebogenen Aluminiumeinkristalls mit einer Schnittfläche parallel zur Längsachse veranschaulichen. Entsprechend der Orientierung erscheint das Reflexionsbild in Form eines dreistrahligen Sternes. Denselben Kristall, aber unter anderem Beleuchtungswinkel, zeigt die Abb. 9. Das Reflexionsbild hat nunmehr eine spiralartige Anordnung. Durch die Mannigfaltigkeit im Reflexionswechsel erfreut das Auge insbesondere die Abb. 10, die von einem tordierten und darauf spiralartig gebogenen Aluminiumeinkristall herrührt. Je vielfältiger die Ausgestaltung des Fliessfeldes, umso lebhafter sind also die Reflexionswirkungen.

Bei zu weit getriebener Deformation werden diese Erscheinungen immer schwächer. Der Kristallkörper ist dann kristallographisch in den Achsenrichtungen kaum noch ausgezeichnet. Seine Reflexionsintensität ist in allen Richtungen gleich, er ähnelt mehr oder weniger einem isotropen Körper. Abb. 11 veranschaulicht dies an einer Torsionsprobe, die nachträglich kalt ausgewalzt wurde. Von dem ursprünglichen Reflexionsbild ist auch nach starker Ätzung nicht mehr viel wahrzunehmen. Das Reflexionsvermögen kann aber nicht in allen Fällen ebenso leicht zerstört werden. So konnte beispielsweise das Fliessbild des in der Abb. 12 wiedergegebenen Stabes trotz stärkster Beanspruchung nicht zum Verschwinden gebracht werden und zwar sowohl nach einer Querschnittsabnahme von 80 % (zweiter Stab), als auch nach einer solchen von 90 % (dritter Stab) und sogar nach einer solchen von 99 % (vierter Stab). Dieser Fall sei besonders betont, da POLANYI und seine Schule über diese Erscheinung gar zu leicht hinweggehen zu können glaubten. Dass auch ein derart beanspruchter Kristall nicht aufgehört hat ein einheitlicher Kristallkörper zu sein, lehrt leicht die Tatsache, dass auf keinerlei Weise eine Unterteilung oder Zertrümmerung an eben diesem Kristallindividuum nachgewiesen werden kann. Wird aus einem solchen Kristall wiederum ein zylindrischer Körper geschnitten und dem Torsionsversuch unterworfen, so können die Einflüsse der Kristallnatur noch daran erkannt werden, dass der Stab seine zylindrische Form beim Torsionsversuch nicht beibehält, sondern sich in eigentümlich gesetzmässiger Weise verformt. Er nimmt dann in der Regel die Gestalt einer flämischen Säule an, deren Form umso weniger ausgeprägt ist, je stärker der Grad der vorausgegangenen Verfestigung war. Abb. 13 zeigt dies an einem weitgehend beanspruchten und nachträglich tordierten Aluminiumeinkristall.

Stärker treten diese Verformungseinflüsse dagegen bei unbeanspruchten Einkristallen auf. In wie hohem Masse zylindrische Einkristalle durch Torsion verformt werden, zeigt anschaulich die Abb. 14. Ausser den stark ausgeprägten schraubenförmig verlaufenden Rippen sind an den Proben noch mehrere parallel zu diesen verlaufende Furchen sichtbar. Diese Furchen sind, wie durch Einritzen eines Netzes an der Oberfläche der Proben leicht festgestellt werden kann, durch starkes Einschnüren entstanden. Auch diese Verformungserscheinungen verlaufen nach einer bestimmten Gesetzmässigkeit und lassen sich kristallgeometrisch im Voraus bestimmen.

So verschieden die beobachteten Reflexionswirkungen an überelastisch beanspruchten Kristallen sind, so ist ihre Mannigfaltigkeit einzig und allein in der Ausgestaltung des Fliessfeldes und den damit verbundenen Störungen im gesetzmässigen Kristallaufbau begründet. Man kann sich wohl nicht der Tatsache verschliessen, dass diese Erscheinungen mit Störungen im Raumgitteraufbau in engstem Zusammenhang stehen und dass in ihnen ein Ausdrucksmittel für diese Störungen zu erblicken ist.

Versuche, die Störungerscheinungen 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 Kristalltrümmer unter der Einwirkung des Fliessens in irgend einer Weise gesetzmässig anordnen. Torsionsversuche an Vielkristallproben zeigen nämlich die beschriebenen Verformungserscheinungen nicht. Dies veranschaulicht die Abb. 15 an einer Vielkristallprobe deren Torsionszahl den Proben der Abb. 13 und 14 entspricht. Bezeichnend ist, dass solche Vielkristallstäbe stets ihre zylindrische Form unverändert beibehalten, während Einkristalle selbst nach vorangegangenen starken Beanspruchungen sich in gesetzmässiger Weise verformen.

Abb. 16, 17 und 18 veranschaulichen die Gefügeausbildung eben dieser 3 Versuchsstäbe im Längsschnitt. Der vorgereckte obere Kristallstab zeigt ähnlich wie der nur tordierte Stab ein mannigfaltig ausgestaltetes Fliessbild. Bemerkenswert ist, dass auch die Vielkristallprobe ein geordnetes, wenn auch sehr verwaschenes Fliessbild zeigt; dies hängt mit einem bevorzugten Fliessen in einer bestimmten Achsenrichtung zusammen.

Diesen eindringlichen Tatsachen gegenüber erblickt die Translationshypothese auch in der von POLANYI weiter entwickelten Form das Wesen des Fliessens noch immer in Parallelverschiebungen der Kristallite. Daneben werden innere Verknüllungen und Verwackelungen zur Erklärung mitheringezogen, von anderer Seite werden meist auch materielle Kristallitenzertrümmerungen erwogen. Es wäre zweckmässig, wenn in allen diesen Fällen die metallographische Forschung stärker herangezogen würde.

b) Methodik der Röntgen-Analyse.

Es wurde schon früher*) zu zeigen versucht, in welcher Weise sich die Kristallitenaufteilung im LAUE-Diagramm darstellt. Abb. 19 zeigt das von einem Aluminiumeinkristall erhaltene LAUE-Diagramm, das schön ausgebildete Zonenkreise aufweist, darüber den dazugehörigen Kristalliten mit eingezeichnetem Durchstrahlungsfeld. In welcher Weise das Diagramm beeinflusst wird, wenn ein Kristallhaufwerk in das Durchstrahlungsfeld eingeführt wird, zeigt die Abb. 20, wo das Feld der mittleren Korngrösse nach 120 Kristalle umfasst. Das Diagramm zeigt zahlreiche verworren angeordnete Reflexionspunkte. Entsprechend der geringen Grösse der Kristalle stellen sich die Reflexionspunkte in dem Diagramm auch als sehr kleine Flecken

*) CZOCHRALSKI, Z. f. Metallkunde 1923, S. 60.

dar. Abb. 21 mit dem darüber dargestellten Durchstrahlungsfeld zeigt das LAUE-Diagramm eines Kristallkomplexes von etwa 2000 Kristallen. Die Zahl der Reflexionspunkte hat um ein Beträchtliches zugenommen. Den Ergebnissen ist zu entnehmen, dass nach Massgabe des immer kleiner werdenden Korns die Zahl der Reflexionspunkte stetig steigt.

Würde nun das Wesen des Fliessens in einer Kristallaufteilung zu suchen sein, so müsste die plastische Beanspruchung eines Metalles zu eben den gleichen Ergebnissen führen. Wie die folgenden Abbildungen aber lehren, gelangt man bei der überelastischen Beanspruchung von Metallkristallen zu ganz anderen Ergebnissen. Die einzelnen Reflexionspunkte werden zu Strahlen verzerrt, die LAUE-Figur zeigt deutlich ausgeprägten Asterismus. Je nach der Orientierung der Kristalle werden gemäss den Abbildungen 22, 23 und 24 verschiedene Figuren erhalten.

Die in diesen Bildern auftretenden Verzerrungen der Reflexionspunkte zu bestimmten Sternfiguren ist ein Kennzeichen von Raumgitterstörungen, die mit der überelastischen Beanspruchung einhergehen. Ueberall dort, wo Krümmungen und Wölbungen der Netzebenen im Spiele sind, tritt als kennzeichnende Erscheinung im LAUE-Diagramm der „Asterismus“ auf. Im übrigen kann der Asterismus auch bei Kristallen von geordnetem Gitteraufbau erhalten werden, wenn der Kristall während der Exposition in stetige Drehbewegung versetzt wird, wodurch im Prinzip die Wirkungsweise einer gewölbten Fläche künstlich nachgeahmt wird. Sehr schön kann diese Erscheinung, wie GROSS *) gezeigt hat, auch an gebogenen Glimmerplättchen beobachtet werden, die nach dem Aufhören des äusseren Zwanges normale LAUE-Diagramme zeigen.

Vielfach wird noch die Anschauung vertreten, dass der Asterismus auch durch Kristallzertrümmerungen hervorgerufen werden kann. Diese hypothetische Annahme ist aber noch unerwiesen, auch kann ohne Ausnahme Gegenteiliges stets beobachtet werden. Bei der experimentellen Bestätigung dieser Angaben ist nur sorgsam darauf zu achten, dass man Stoffe auswählt, die als verbürgt unplastisch gelten können. Bei Gips, Steinsalz und Kalkspat sind die Einflüsse der Plastizität bereits so gross, dass sie stets zu deutlich nachweisbaren Raumgitterstörungen führen. Werden Kristalle dieser Mineralien durch Deformation in ein zusammenhängendes Trümmerhaufwerk übergeführt, so zeigen sie als Beweis der Raumgitterstörung im LAUE-Diagramm stets ausgeprägten Asterismus, daneben je nach der Grösse der Trümmertheilchen gelegentlich auch noch deutliche singuläre Reflexionspunkte, die bei sehr feinem Korn zu einem Hof zusammenfliessen. Bei Gipskristallen sind die Einflüsse der Raumgitterstörungen bereits so überwiegend, dass eine Kristallzertrümmerung sich im Diagramm, wie Abb. 25 veranschaulicht, nicht mehr bemerkbar macht. Der Kristall wurde senkrecht zu der (010)-Ebene zwischen zwei planen Stempeln zusammengestaucht, und zwar wurde seine Höhe um 80 % vermindert. Abb. 26 zeigt das gleiche Experiment an einem Aluminiumeinkristall; als Druckflächen diente ein Würfelflächenpaar, die Höhenabnahme bei dem Druckversuch betrug ebenfalls 80 %. Eine Zertrümmerung macht sich in dem LAUE-Diagramm genau so wenig bemerkbar, wie in dem Diagramm des um den gleichen Betrag deformierten Gipskristalls.

Ganz anders liegen nun die Verhältnisse, wenn man diesen Versuch mit verbürgt spröden Materialien durchführt. Hierfür kommen u. a. in Frage Stoffe wie Quarz, Bor, Arsen, Antimon, Schwefel und Silizium. Zur Bestätigung des Gesagten wurde ein Siliziumeinkristall parallel zu einer Spaltfläche in der oben angegebenen Weise zusammengestaucht; die Höhenabnahme betrug wie bei den beiden ersten Versuchen 80 %. Die Trümmer bildeten ein

*) Z. f. Metallkunde 1924, S. 18.

noch gut zusammenhängendes Plättchen. Das Ergebnis dieses Versuches veranschaulicht die Abb. 27. Das Diagramm baut sich aus zahlreichen singulären Reflexionspunkten auf, die von den gröberen Kristalltrümmern herrühren. Ausserdem weist es einen deutlich ausgeprägten Hof auf, der die Anwesenheit staubfeiner Kristallite verrät. Der Asterismus ist sehr schwach ausgeprägt und lässt, wenn auch auf sehr geringfügige Raumgitterstörungen schliessen. Die Kristallitenanzahl im Durchstrahlungsfeld betrug der mittleren Grösse nach ungefähr eine Million Individuen.

Die aus den LAUE-Diagrammen gewonnenen Erkenntnisse lassen also zwei deutlich verschiedene Gruppen von Stoffen unterscheiden und zwar einerseits solche, die dem LAUE-Diagramm deutliches asteristisches Gepräge verleihen, anderseits solche, denen dieses Gepräge fehlt. Stoffe der ersten Art sind durch einen bestimmten Plastizitätsgrad charakterisiert, während die der zweiten Art als typisch spröde und unplastisch anzusehen sind. Wäre der Asterismus eine Folge der Zertrümmerung und besonders der Anordnung dieser Trümmerteilchen, so müssten alle überelastisch beanspruchten Stoffe ohne Ausnahme im LAUE-Diagramm Asterismus aufweisen, was durch das Experiment nicht bestätigt wird.

Methodik der dislozierten Reflexion.

a) *Verwerfung der Kristallebenen.*

Die mitgeteilten Ergebnisse dürften also schon genügen, um die Raumgitterstörungen, die mit der Deformation von verfestigungsfähigen Metallkristallen stets einhergehen, hinreichend zu begründen. Um die Frage der inneren Fliessvorgänge zu fördern und sich nicht in wissenschaftlich noch nicht ganz einwandfrei erwiesene Betrachtungen zu verlieren, dürfte es aber wohl zweckmässig sein, neben der Röntgenmethode tunlichst noch andere Prüfungsmethoden zur Klärung dieser sehr verwickelten Vorgänge anzuwenden. Eine sichere Führung gewährt eine physikalische Erscheinung, die als dislozierte bzw. topische Reflexion von dem Vortragenden wiederholt beschrieben worden ist. Bekanntlich kann durch die topische Reflexion die Orientierung der Metallkristallite in bequemer Weise bestimmt werden.

In Abb. 28 ist ein Aluminiumstab, der aus drei Kristallen besteht, im Längsschnitt veranschaulicht. Die einzelnen Kristallfelder sind durch Ätzen blossgelegt worden. Im Bereiche der einzelnen Kristallfelder kann gemäss der Abbildung einheitliche homogene Reflexion wahrgenommen werden. Durch eingehendes Studium der Wechselbeziehungen der Reflexionsintensität konnte festgestellt werden, dass das Maximum der Reflexionsintensität in der Richtung der Würfel-, das Minimum in der Richtung der Oktaeder- und die mittlere Reflexionsintensität in der Richtung der Dodekaedernormalen liegt. Man kann also auf diese Weise die Orientierung eines Kristalles aus dem Mass seiner Reflexionsintensität ableiten. Anderseits macht sich jede Störung im gesetzmässigen Aufbau des Kristalliten dadurch bemerkbar, dass die Reflexionsintensität von Stelle zu Stelle verschieden wird.

Dies sei an einem Aluminiumkristall veranschaulicht. Wird ein Aluminiumeinkristallstab von der Form eines vierseitigen Prismas, dessen Begrenzungsflächen den Würfel Flächen entsprechen und der nach dem Ätzen einheitliche Reflexion zeigt (Abb. 29), einem Torsionsversuch unterworfen, so zeigt er nach erneutem Ätzen nicht mehr einheitliche Reflexion, sondern die Reflexionsintensität wechselt, gemäss Abb. 30, von Stelle zu Stelle und zwar nach Massgabe des Torsionsgrades.

Dass es sich hierbei um keine Oberflächenwirkung handelt, kann leicht dadurch nachgewiesen werden, dass man den Stab der Länge nach aufschneidet und nach dem Schleifen und Ätzen auf sein Gefüge hin prüft. Wie die Abb. 31 zeigt, wechselt auch im Längsschnitt

die Reflexionsintensität ebenso wie an der Oberfläche von Stelle zu Stelle. Durch diesen Versuch ist also erwiesen, dass die Würfffläche des Kristalls aus ihrer ursprünglichen Lage in gesetzmässiger Weise herausgedreht worden ist. Nach jeder Vierteltorsion wird in regelmässiger Wiederholung der Reflex der Würfffläche angezeigt.

Zahlentafel 1.

Torsion	Topometer
0°	5°
45	50
90	92
135	135
180	180
225	220
270	280
315	315
360	360

Werden in regelmässigen Abständen Normale zu der auf diese Weise verdrehten Würfffläche gefällt, so lassen sie sich zu einer wendeltreppenartigen Ebene verbinden. Eine ursprünglich ebenmässige Würfffläche wird also bei der Torsion zu einem Band, gemäss Abb. 32, verformt. Vergleicht man den auf diese Weise ermittelten Verdrehungsgrad der Würfffläche mit dem der Torsion, so kann man eine völlige Uebereinstimmung der Zahlen feststellen, wie aus der Zahlentafel 1 hervorgeht. Dieser Versuch beweist also zunächst, dass ein tordierter Aluminiumkristall sich so verhält, als ob mit der Torsion eine proportionale Raumgitterstörung einherschreiten würde.

In der topischen Reflexion liegt also offenbar ein Mittel vor, das gestattet die Raumgitterstörungen beim Fliessen eines Kristalls genau zahlenmässig zu verfolgen. Man kann sie also mit gewissen Einschränkungen, auf die noch zurück-

zukommen sein wird, auch als Mittel zur quantitativen Bestimmung des vorangegangenen Beanspruchungsgrades verwenden.

b) Retorsion.

So instruktiv die angeführten Beispiele auch sein mögen, so beweisen sie zunächst doch nur, dass man einen plastischen Kristall in der Weise umgestalten kann, dass man ihn in corpore von Stelle zu Stelle so zu verdrehen vermag, dass ein jeder Teil des Kristalls gegen einen anderen verdreht erscheint. Gewollt könnte man diese Erscheinung also noch mit nicht mehr wahrnehmbaren Zertrümmerungen in Zusammenhang bringen und zu erklären versuchen. Dem kann aber noch mit weiterem Beweismaterial entgegengetreten werden. Dieser Nachweis beruht im Wesentlichen ebenfalls auf der Bestimmung der topischen Reflexion. Folgende Beispiele mögen dies dartun.

Der in Abb. 33 wiedergegebene Aluminiumkristall wurde in folgender Weise tordiert. Der obere Teil des Stabes wurde um genau 360° verdreht, das mittlere Stück blieb untordiert, während das untere Ende ebenfalls um 360° verdreht wurde, um darauf in die Nulllage zurücktordiert zu werden.

An diesem Stabe konnten nun folgende bemerkenswerte Feststellungen gemacht werden. Das obere Ende des Stabes zeigte das typische Deformationsbild eines tordierten Einkristalls. Entsprechend der Neigung der Hauptachsen zu der Stabachse weicht dieses Deformationsbild von dem der Abb. 31 ab. Das Mittelstück sowie das untere Ende zeigen einheitliche Reflexion, wenn auch die Reflexionsintensität des unteren Endes des Stabes geringer ist als die des Mittelstückes. Ausserdem können im unteren Teil des Stabes charakteristische Streifungen wahrgenommen werden, auf die noch zurückgekommen werden soll.

Die Abb. 38 zeigt nun die mittlere Partie des gleichen Stabes in etwas stärkerer Vergrösserung, das dazugehörige LAUE-Diagramm die Abb. 35. Das Diagramm zeigt die übliche

Zonenausbildung und eine Anordnung, wie sich dies aus der Orientierung des Kristalls röntgenometrisch ableiten lässt. Die Reflexionspunkte sind etwas verzerrt.

In Abb. 34 ist das LAUE-Diagramm des tordierten oberen Teiles der Probe (Abb. 33), der in Abb. 37 stärker vergrößert wiedergegeben ist, veranschaulicht. Der Unterschied zwischen diesem Diagramm und dem Diagramm des ungestörten Teils ist sehr augenfällig. Der Asterismus ist von ausgesprochener Prägung. Viele der Strahlen zeigen schraubenförmige Gestaltung und geben so gewissermassen ein Spiegelbild der schraubenförmig verdrehten Netzebenen. Man kann im LAUE-Diagramm die Art der Beanspruchung bei einfachen Deformationen auf diese Weise wiedererkennen, in welcher Hinsicht die Röntgenanalyse vielleicht noch in erheblichem Masse ausbaufähig sein dürfte. Es ist nun recht bemerkenswert, dass die in Abb. 34 wiedergegebene Sternfigur noch in deutlicher Beziehung zu dem Diagramm des unbeanspruchten Kristalls steht. Die Reflexe sind nur stark verwischt, indem sie zu Strahlen bestimmter Gangrichtung ausgezogen worden sind.

Am interessantesten auf sein Verhalten hin dürfte wohl der zurücktordierte Teil des Stabes sein. Das Diagramm dieses Teiles des Stabes, der in Abb. 39 stärker vergrößert wiedergegeben ist, zeigt die Abb. 36. Es ist in der Tat höchst überraschend dass die zu erwartende asteristische Prägung des Bildes bis auf Spuren durch die Retorsion wieder rückgängig gemacht worden ist. Das Diagramm stimmt nunmehr mit dem des unbeanspruchten Kristalls fast überein. Es ist sogar in der Ausbildung exakter als das des unbeanspruchten mittleren Teiles. Dieser scheinbare Widerspruch liegt jedoch nur in der Versuchsausführung begründet. Die Erscheinung ist auf Einwirkung der Einspannbacken, die bei der kurzen Einspannlänge von Einfluss waren, zurückzuführen. Durch sorgfältige Einspannung der Proben kann man diesen Einfluss eliminieren. Die Vorgänge, wie sie die gegebenen Abbildungen zum Ausdruck bringen, dürften für die quantitative Auswertung der Gitterdeformationen wohl noch von ausschlaggebender Bedeutung werden. Aus ihnen lässt sich eine Gitterdeformation mit ziemlicher Wahrscheinlichkeit in dem hier vertretenen Sinne qualitativ und quantitativ ableiten.

Diese Diagramme beweisen also erneut, dass von einer Zertrümmerung des Kristallkörpers nicht mehr die Rede sein kann, zugleich aber auch, dass die Raumgitterstörung als solche nicht als die Ursache der Verfestigung angesprochen werden kann, sondern offenbar (da der Kristall sich auch nach Rekonstruktion des ursprünglichen Gitteraufbaus als verfestigt erweist) noch andere mit der Raumgitterstörung einhergehende irreversible Vorgänge. Den Ansatz zu einer solchen Hypothese glaubt der Vortragende in der Vorstellung labiler Atombindungen gegeben zu haben. *)

Es dürfte nun von Interesse sein, zu verfolgen, in welcher Weise die Rekristallisation des in Abb. 33 wiedergegebenen Stabes sich vollzieht. Die Gefügeumbildung des Stabes nach einer mehrstündigen Rekristallisation bei 620° veranschaulichen die Abb. 40, 41 und 42, und zwar Abb. 40 das obere Ende des Stabes, dessen Torsionsgrad 360° betrug, Abb. 41 den unbeanspruchten Teil des Stabes, während Abb. 42 dem zurücktordierten Stabteil entspricht. Bemerkenswert ist, dass nur in dem um 360° tordierten Teil starke Rekristallisationswirkungen wahrgenommen werden können, während sie in dem retordierten Teil des Stabes in viel schwächerem Masse auftreten und auch nur auf der von Zwillingen durchsetzten Seite. In der mittleren Partie traten Rekristallisationswirkungen nicht auf. Es ist ferner bemerkenswert, dass die Rekristallisation zur Ausbildung schraubenartiger Zonen entlang der Mantelfläche des tordierten Teiles geführt hat. Es ist dies ein Beweis für das verschiedenartige Verhalten

*) CZOCHRALSKI, Z. V. d. I. 1923, S. 592.

des Einkristalles in den verschiedenen Achsenrichtungen. Die Rekristallisationsfelder zeigen noch deutliche Ueberdeckung mit der ursprünglichen Deformationsfigur, wie dies leicht an den noch nicht rekristallisierten Teilen des Querschnittes zu erkennen ist.

Es ist ferner bemerkenswert, dass die neu gebildeten Kristalle in der Nähe der Zwillinge des unteren zurücktordierten Stabteiles eine einheitliche Orientierung zeigen, welche sowohl von der ursprünglichen Orientierung des Stabes, wie von derjenigen der bei der Beanspruchung entstandenen Zwillingslamellen verschieden ist.

Die gesetzmässig angeordneten Streifen in der unteren Stabhälfte sind als eine ziemlich seltene Erscheinung anzusprechen. Dass es sich hierbei um Zwillingslamellen handelt, konnte einwandfrei unter Zuhilfenahme der topischen Reflexion bestimmt werden. Bei einer um 90° veränderten Beleuchtung kann ein gesetzmässiges Umschlagen der Reflexion festgestellt werden, wie aus den Abb. 43 und 44 zu ersehen ist. Zwillingsbildungen in Aluminium scheinen nur bei der Retorsion aufzutreten, also bei einem Wechsel des Kraftangriffes. Unter Beachtung dieser Massnahme lässt sich ihre Ausbildung allerdings regelmässig reproduzieren.

Erreicht die Torsion genügend hohe Beträge, so gelangt der ganze Querschnitt zur Rekristallisation, wie dies Abb. 45 an einem dreimal um 360° tordierten Einkristallstab veranschaulicht. Derartig hoch beanspruchte Kristalle zeigen auch nach der Retorsion um den gleichen Betrag die gleiche Neigung zur Rekristallisation, wie dies Abb. 46 an der anderen Hälfte des in Abb. 45 wiedergegebenen Aluminiumeinkristalls veranschaulicht. Während also bei dem schwach beanspruchten Einkristall ein Widerspruch mit dem Rekristallisationsgesetz besteht, kann bei stärkerer Deformation ein Einklang mit dem Rekristallisationsgesetz festgestellt werden. Erfolgt die Beanspruchung von Einkristallen durch Zug, so kann ebenfalls ein gesetzmässiger Verlauf der Rekristallisationserscheinungen beobachtet werden. Abb. 47 veranschaulicht dies für 3 Aluminiumeinkristalle verschiedener Orientierung, die nach der Zugbeanspruchung der Rekristallisation unterworfen wurden. Die eingeschnürten Teile des Querschnittes entsprechen den Fliesskegelpartien.

Bei den Rekristallisationsversuchen an Einkristallen kann nun ganz allgemein beobachtet werden, dass das rekristallisierte Korn stets eine bevorzugte Orientierung aufweist, also sich gewissermassen durch eine statistische Anisotropie auszeichnet. Diese Bevorzugung in der Orientierung wird aber immer mehr verwischt, je weiter der Rekristallisationsprozess fortschreitet. Zu ähnlichen Ergebnissen gelangt auch auf Grund röntgenographischer Untersuchungen GLOCKER. *) Hierin liegt aber eines der wichtigsten Gegenargumente gegen die von POLANYI und seiner Schule getroffenen Auswertung ihrer Ergebnisse. Winzige Rekristallisationskerne, die weit unterhalb der Schwelle mikroskopischer Sichtbarkeit liegen, täuschen Fliessvorgänge vor, die in Wirklichkeit mit dem Fliessvorgang in keinem Zusammenhang stehen, sondern vielmehr typische Kennzeichen des bereits begonnenen Rekristallisationsprozesses sind. Soweit das Beobachtungsmaterial hinreicht, scheint die von POLANYI und seiner Schule festgestellte Abhängigkeit der Achsenrichtung von der Deformationsrichtung die gleiche Abhängigkeit zu ergeben, wie dies bei der einfachen Rekristallisation festgestellt werden kann. Die statistische Auswertung der Beziehungen, die zwischen Deformationsrichtung und der resultierenden Orientierung von nach dem Rekristallisationsverfahren hergestellten Einkristallen bestehen, ergibt eine ausgesprochene Bevorzugung in der Richtung der Dodekaedernormalen, das ist in der Richtung des ausgiebigsten Fliessens. Aus diesem Beispiel dürfte es erhellen, welche Rolle der Metallographie als Beraterin vorläufig noch immer zukommt.

*) Z. f. Metallkunde 1924, S. 377.

c) Aenderung des Achsenwinkels.

Aber auch diese Ergebnisse dürften wohl spekulativer Undeuterei noch nicht jede Angriffsbasis nehmen. Sind alle diese hinzugezogenen kristallgeometrischen Ueberlegungen richtig, so müssen die Achsenwinkel derart verformter Kristalle sich einschneidend verändert haben. Die Beweiskette wäre vielleicht erst dann geschlossen, wenn es gelingen würde, diese Veränderungen zahlenmässig zu bestimmen. Durch die topometrische Methode konnte nun in der Tat auch dieser letzte Beweis beigebracht werden.

In Abb. 48 ist ein Aluminiumeinkristall wiedergegeben, in dem die Lage des Achsenkreuzes durch Markierungen sichtbar gemacht worden ist. Nach dem Zerreißversuch konnte eine mittlere Neigung der Hauptachsen X , Y , Z in der Richtung zu $[111]$ von ca. 6° festgestellt werden. Bei einem anderen Aluminiumkristall wurde eine mittlere Neigung von ca. 16° ermittelt (vgl. die schematische Abb. 49). Eine Reihe von Messungsergebnissen ist in der Zahlentafel 2

Zahlentafel 2.

Stab	Dehnung %	Achsenwinkel
I	30	$83^\circ/82^\circ/80^\circ$
II	50	$80^\circ/70^\circ/68^\circ$
III	im Fließkegel	bis 60°

zusammengestellt. Eine grosse Anzahl besonderer Messungen lässt es ferner glaubhaft erscheinen, dass bei freiem Zug eine Neigung der Hauptachsen von mehr als 45° nicht erreicht werden kann, ohne dass der Kristall seinen Zusammenhang aufgäbe. Dieses Material spricht unabweisbar für gesetzmässige und tiefgreifende Störungen des Raumgitters und gestattet die quantitative Messung eben dieser Störungen. Der Ausbau der Ergebnisse wird technologisch sowie wissenschaftlich zweifellos noch bedeutungsvoller werden. Art und Betrag der Störung können numerisch exakt beziffert werden.

Räumliche Darstellung der Eigenschaften.

Ueber die wahren physikalischen Eigenschaften der Metallkristalle waren seither kaum einige Zahlenwerte bekannt. Auch die Messungen, die in der jüngsten Zeit durchgeführt wurden, betrafen nur vereinzelte Sonderwerte in dieser oder jener nicht einmal kristallographisch definierten Richtung. Ein umfassender Einblick in die Physik der Metallkristalle dürfte wohl erst dann zu erschliessen sein, wenn es gelänge, ähnlich wie dies W. VOIGT bei Mineralien gezeigt hat, die Eigenschaften in Abhängigkeit der Kristallorientierung körperlich darzustellen. Die vorgezeichnete Lösung des Problems dürfte auch die gesamte Fragestellung dem Gedankenkreis der exakten Wissenschaft näherbringen. Es wurde daher vom Vortragenden versucht, eine solche umfassende Darstellung der physikalischen Eigenschaften zunächst einmal an einem Kupferkristall in Angriff zu nehmen. Es gelang denn auch dieses Problem, das in vielerlei Hinsicht zu überraschenden Ergebnissen geführt hat, in erster Annäherung, wie im folgenden gezeigt werden soll, zu lösen.

In Abb. 50 ist ein vollständiger Körper der Festigkeit an einem Modell veranschaulicht. Bekanntlich kristallisiert das Kupfer regulär. Das Achsenkreuz des Modells entspricht also den drei Hauptachsenrichtungen des regulären Kristallsystems. Zunächst fallen die grossen Unterschiede der Festigkeit in den verschiedenen Achsenrichtungen des Körpers besonders stark ins Auge. Senkrecht zur Oktaederfläche liegen die Festigkeitsmaxima, senkrecht zur Würfel-
fläche unter Einschluss eines gewissen Streubereiches die Festigkeitsminima, während senkrecht zur Dodekaederfläche etwa die mittleren Festigkeitswerte sich ergeben.

In der Abb. 51 ist weiter der vollständige Körper der gleichförmigen Dehnung (hiermit ist die maximale Verlängerung beim Zugversuch, bevor eine Einschnürung sichtbar wird, gemeint) wiedergegeben. Auch an diesem Körper fallen die grossen Unterschiede der Dehnungswerte in den verschiedenen Kristallrichtungen auf. Die Dehnungsminima fallen zusammen mit den Minima der Festigkeit, den maximalen Festigkeitswerten senkrecht zur Oktaederfläche stehen mittlere Dehnungswerte gegenüber, während den mittleren Festigkeitswerten senkrecht zur Dodekaederfläche die Dehnungsmaxima zugeordnet sind.

Welche Schlussfolgerungen vermag man nun aus dem dem Bilde zu Grunde liegenden Modell zu ziehen? Praktisch bedeutet dies, dass es durch entsprechendes Aufteilen eines grossen Kupferkristalls möglich ist, Materialien von den verschiedensten Eigenschaften zu gewinnen. Ein Stab senkrecht zur Würfel-
fläche wäre ausgezeichnet (vergl. Zahlentafel 3) durch eine Festigkeit (Höchstlastgrenze) von $14,6 \text{ kg/mm}^2$ und einer gleichförmigen Dehnung von 10% . Ein gleicher Stab senkrecht zur Oktaederfläche entnommen würde neben der sehr hohen Festigkeit von 35 kg/mm^2 noch eine Dehnung von 33% aufweisen usw. Das überraschendste ist hierbei vielleicht, dass die Festigkeits- und Dehnungsminima im grossen und ganzen einander zugeordnet sind, während man nach den üblichen Vorstellungen wohl Entgegengesetztes zu erwarten hätte. Bei der Prüfung von Vielkristallproben stehen Festigkeit und Dehnung stets in umgekehrtem Verhältnis zueinander. Die Festigkeitsmaxima zeichnen sich aber nicht in gleicher Weise durch Dehnungsmaxima aus, sondern durch mittlere Dehnungszahlen, nämlich 35 kg/mm^2 Festigkeit bei 33% Dehnung. Umgekehrt sind den Dehnungsmaxima mittlere Festigkeitswerte zugeordnet, $50/50/55\%$ Dehnung bei $20/23/24 \text{ kg/mm}^2$ Festigkeit.

Neu an diesen Feststellungen ist vor allem auch der Minimalwert der Festigkeit von $12,9 \text{ kg/mm}^2$, der zum erstenmal bei Kupfer beobachtet wurde. Auch der Dehnungswert von 10% ist für weiches Kupfer durchaus ungewöhnlich.

Bis jetzt wurde nur die Veränderung der physikalischen Eigenschaften bei überelastischen Beanspruchungen, wie sie beim *Zerreiassversuch* auftreten, erörtert. Bei dieser Beanspruchungsart werden die Eigenschaften nur in gewissen eng bemessenen Grenzen verändert. Bei den Beanspruchungsarten, wie sie im Wirkungsbereich der Werkstätten auftreten, also Beanspruchung in mehr oder weniger geschlossenen Kalibern, z. B. im Ziehisen oder Walzwerk, können die Eigenschaften weit über diese Grenzen hinaus beeinflusst werden. Bei dieser Art der Beanspruchung wird den Metallen eine höhere Festigkeit gewissermassen aufgenötigt. Der auf diese Weise erzielte Festigkeitszuwachs wird allgemein mit „Verfestigung“ bezeichnet.

Welchen Einfluss nun diese Verfestigung auf die Eigenschaften eines Kupferkristalls in den verschiedenen Achsenrichtungen ausübt zeigt die rechte Hälfte der Zahlentafel 3. Den neuen Festigkeitskörper veranschaulicht die Abb. 52. Die Senkungen auf den ursprünglichen Würfel-
flächen gemäss Abb. 50, erscheinen fast zu einer Kugel angeschwollen. Die ursprünglichen Dodekaederflächen werden durch kleine Senkungen eben noch angedeutet. Die äusserste Begrenzung der neuen Oberfläche geht etwas über die früheren Höchstwerte der Festigkeit hinaus. Der Dehnungskörper lässt sich in gleichem Massstabe wie der Körper der Verfestigung

Zahlentafel 3.

Bezeichnung der Proben	Orientierung des Kristallstreifens zur Zugrichtung	Prüfungsergebnisse der unbeanspruchten Kristallproben				Prüfungsergebnisse der kaltgereckten Kristallproben			
		1 Querabmessungen der Proben in mm (Messlänge 10 mm)	2 Höchstlastgrenze kg/mm ²	3 Gleichförmige Dehnung %	4 Härte (Brinell) kg/mm ²	5 Dickenaabnahme beim Walzen mm	6 Querabmessungen der Proben in mm (Messlänge 30 mm)	7 Höchstlastgrenze kg/mm ²	8 Dehnung %
1	Senkrecht zur Dodekaederfläche (senkrecht zu $\bar{1}10$ und parallel zu $\bar{1}\bar{1}0$)	1,5 × 2,00	20,15	50	37,2	1,46/0,15	0,15 × 3,60	34,0	< 1
2	In der Zone: Würfel-zur Dodekaederfläche um $22\frac{1}{2}^\circ$ zur Würfelnormalen geneigt (Um $22\frac{1}{2}^\circ$ geneigt gegen die Senkrechte auf 001 in der Zone 001 zu 100 gegen 101 hin, und parallel zu 010)	1,44 × 2,00	12,9	20	37,5	1,44/0,175	0,175 × 3,0	36,2	< 1
3	Senkrecht zur Oktaederfläche (Um 35° geneigt gegen die Senkrechte auf $\bar{1}10$ in der Zone $\bar{1}10$ zu 001 gegen 001 hin, und parallel zu $\bar{1}10$, also senkrecht zu $\bar{1}\bar{1}1$)	1,46 × 2,00	35,0	33	35,0	1,36/0,12	0,12 × 4,25	39,6	< 1
4	In der Zone: Dodekaeder-zur Oktaederfläche um 18° zur Dodekaedernormalen geneigt (Um 18° geneigt gegen die Senkrechte auf $\bar{1}10$ in der Zone $\bar{1}10$ zu 001 gegen $\bar{1}\bar{1}1$)	1,47 × 2,00	24,4	55	—	1,44/0,13	0,13 × 3,7	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 $\bar{1}10$ zu 001 gegen $\bar{1}\bar{1}1$ hin, und parallel zu $\bar{1}10$)	1,49 × 2,00 (Messlänge 7,0 mm)	22,6	50	35,5	1,49/0,25	0,25 × 3,2	39,5	< 1
6	Senkrecht zur Würfelfläche (Senkrecht zu 001 und parallel zu 010)	1,49 × 1,98	14,6	10	38,3	1,49/0,15	0,15 × 3,9	36,8	< 1

kaum noch wiedergeben, da die Dehnungsbeträge hierfür zu klein sind. Ein auf diese Weise verfestigter Kristallkörper verhält sich demnach Zugbeanspruchungen gegenüber schlechthin ähnlich einem isotropen Stoff; seine Festigkeit ist in allen Kristallrichtungen praktisch gleich, seine Dehnbarkeit für Zug erschöpft. Der Körper hat also seine Kristallnatur fast völlig eingebüsst, sein Verhalten ist ähnlicher dem eines isotropen Körpers als dem eines Kristalls.

Widersprüche der Beobachtungen mit der Translationshypothese.

Welche Schlussfolgerungen ergeben sich nun aus diesen Versuchsergebnissen für das Verhalten metallischer Stoffe bei überelastischer Beanspruchung? In erster Linie folgt aus ihnen die wichtige Tatsache, dass die Erscheinungen in augenfälligem Widerspruch mit der Translationshypothese stehen. Von dieser wird bekanntlich die Fähigkeit der Kristalle, Gleitflächen auszubilden, zur Klärung der inneren Fliessvorgänge herangezogen. Nach den Untersuchungen von MÜGGE u.a. 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 rund 45° entspricht.**) Dieser Forderung genügen in erster Linie die Stäbe in der Richtung der Hauptachsen. Wie aus den vorliegenden Versuchsergebnissen aber hervorgeht, finden sich in diesen Achsenrichtungen 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 zu dieser Theorie die Höchstwerte der Dehnung auf. Die grösste Dehnung tritt also bei Kupfer entgegen den herrschenden Anschauungen in den Achsenrichtungen auf, in denen die Möglichkeit der Gleitflächenbildung am geringsten ist.

Um tiefer in das Wesen der Fliessvorgänge eindringen zu können, muss man sich also zunächst von der Vorstellung der sichtbaren Gleitebenen befreien und für die Erklärung der Vorgänge ganz andere Gesichtspunkte hinzuziehen. Gesichtspunkte dieser Art bietet das Schubgesetz. 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 irgend welchen kristallographischen Ebenen etwas gemein. Sie sind reine Vorstellungsbilder und haben nur den Wert eines Gedankenexperimentes; dennoch kann an ihrer Wirksamkeit bei dem Fliessvorgang nicht gezweifelt werden. In der Regel verlaufen sie ungefähr um 45° zur Richtung des Kraftangriffes, d. i. um den Winkel, in dem stets die ersten bleibenden Materialverschiebungen auftreten, wenn Einflüsse vektorieller Natur nicht in Betracht zu ziehen sind. Ueber die Schubvorgänge in Kristallen war bisher nur wenig oder gar nichts bekannt.

Wertet man den in Abb. 51 veranschaulichten Dehnungskörper, der die Dehnungszahlen in den verschiedenen Kristallrichtungen des Kupfers wiedergibt, analytisch aus, so gelangt man, da die Richtungen grösster Dehnung und stärksten Fliessens zusammenfallen, zu dem Ergebnis, dass auch die Lage der mechanischen Gleitebenen (fiktiven Gleitebenen) in diesen Richtungen sehr günstig gewesen sein muss. Es lässt sich leicht übersehen, dass sie am günstigsten ist bei den senkrecht zu der Dodekaederfläche und nahe dieser nach der Oktaederfläche hin gelegenen Zerreiisstäben, 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 auftritt, müssen die mechanischen Schubebenen schon

*) Raumgitter: flächenzentriert kubisch (wie beim Al).

**) CZOCHRALSKI, Z. V. d. I. 1923, S. 534.

eine ungünstigere Lage, und endlich in der Richtung senkrecht zur Würfel­fläche eine ganz ungünstige eingenommen haben.

Hieraus lässt sich leicht ableiten, dass die Ebenen, in denen die ersten bleibenden Materialverschiebungen aufgetreten waren, einen Winkel von etwa 45° mit den Richtungen grösster Dehnung einschliessen dürften. Freilich verlaufen in einem Streuungsbereich von etwa 30° hierzu dann noch ganze Scharen von Ebenen fast ebenso günstiger Orientierung. Im Mittel nähern sie sich mehr oder weniger der Würfel­fläche. Stellt man diese mechanischen Schubebenen den kristallographischen Gleitebenen gegenüber, so gelangt man zu der in Zahlentafel 4 wiedergegebenen Uebersicht ihrer Lage in den geprüften Kristallstäben. Nach den in der 3. Spalte angegebenen Zahlen besteht keine Gesetzmässigkeit zwischen Dehnung und Lage der kristallographischen Gleitebenen. Die Reihe wird willkürlich durchbrochen. Schlechthin ist die Dehnung umso geringer, je günstiger die Lage dieser Ebenen zur Richtung des Zuges ist, d. h. je mehr sie sich dem Winkel von 45° zur Zugrichtung nähert. Ein ganz anderes Bild ergibt sich aus der Lage der mechanischen Schubebenen. Die Zahlenwerte der 4. Spalte stehen in gesetzmässiger Beziehung zur Dehnung; die Dehnung ist umso grösser, je mehr sich die Lage der mechanischen Schubebenen dem Winkel von 45° zur Richtung des Zuges nähert. Vergleicht man die Stäbe 3 und 6, so erscheint die Dehnung des Stabes in der Richtung der Oktaeder­fläche etwas niedrig.

Zahlentafel 4.

Bezeichnung der Proben	Orientierung des Kristallstreifens zur Zugrichtung	Winkel der vermeintl. Kristallogr. Gleitebenen („Hemmungsebenen H'') zur Zugrichtung	Winkel der „Fliese­benen F'' “ zur Zugrichtung	Gleichförmige Dehnung %
1	Senkrecht zur Dodekaeder­fläche	55° (2 Systeme) 0° (2 Systeme)	45° (2 Systeme) 0° (1 System)	50
2	In der Zone: Würfel- zur Dodekaeder­fläche um $22\frac{1}{2}^\circ$ zur Würfelnormalen geneigt	18° (2 Systeme) 48° (2 Systeme)	$67\frac{1}{2}^\circ$ (1 System) $22\frac{1}{2}^\circ$ (1 System) 0° (1 System)	20
3	Senkrecht zur Oktaeder­fläche	90° (1 System) 20° (3 Systeme)	35° (3 Systeme)	33
4	In der Zone: Dodekaeder- zur Oktaeder­fläche um 18° zur Dodekaedernormalen geneigt	10° (2 Systeme) 37° (1 System) 73° (1 System)	42° (2 Systeme) 18° (1 System)	55
5	In der Zone: Würfel- zur Oktaeder­fläche um 25° zur Würfel­fläche geneigt	10° (1 System) 30° (2 Systeme) 60° (1 System)	65° (1 System) 18° (2 Systeme)	50
6	Senkrecht zur Würfel­fläche	$35\frac{1}{4}^\circ$ (4 Systeme)	0° (1 System) 90° (2 Systeme)	10

So sehr die aus dieser Uebersicht gewonnenen Ergebnisse zu gunsten der mechanischen Schubebenen 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 mechanischen Schubebenen die kristallographischen Gleitebenen (Translationsebenen) wohl einnehmen mögen, denn als bevorzugte Ebenen sind sie durch manche Anzeichen zweifellos gekennzeichnet.

Nach diesen Darlegungen findet aber ein bevorzugtes Fliessen in der Richtung der kristallographischen Gleitebenen überhaupt nicht statt, jedenfalls in umso geringerem Masse, je günstiger diese Ebenen zur Richtung des Kraftangriffes liegen. Umgekehrt tritt das Fliessen in umso stärkerem Masse auf, je mehr sie sich aus dieser Lage entfernen.

Man gelangt also notgedrungen zu dem Ergebnis, dass die kristallographischen Gleitebenen die Gleitungen nicht begünstigen, sondern ganz im Gegenteil in stärkstem Masse hemmen. Sie sind also ganz das Gegenteil dessen, was man als einen Teil ihrer Wesenseigenheit bezeichnet, also nicht Gleit-, sondern ausgesprochene „Hemmungsebenen“. Ihre Kennzeichnung als „Hemmungsebenen“ vermittelt erst eine geordnete Behandlung der Vorgänge beim Fliessen. Diese 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 kristallographischen Gleitebenen am geringsten, in der Richtung der Fliessebenen F am grössten. Die Verschiebbarkeit der Netzebenen des Raumgitters ist also am geringsten parallel den Oktaederflächen und am grössten parallel den Würfelflächen.

Einklang mit den Voraussetzungen der Verlagerungshypothese.

Die analytische Auswertung des Dehnungskörpers im Hinblick auf die Richtungen leichtesten Fliessens führt offensichtlich zu dem Ergebnis, dass diese Ebenen sich mehr oder weniger den Würfelflächen anlehnen. In einem Streuungsbereich von etwa 30° hierzu verlaufen aber, wie erwähnt, noch ganze Scharen von Ebenen fast ebenso günstiger Orientierung. Würde nun die Lage der Gleitebenen genau den Würfelflächen entsprechen, so wären damit die Fliessvorgänge in Kristallen hinreichend geklärt. Infolge des grossen Streuungsbereiches dieser Ebenen müssten aber immer weitere Fliessebenensysteme in Wirksamkeit treten. Man gelangt alsdann zu völlig widersprechenden Ergebnissen. Eine geschlossene Erklärung der Fliessvorgänge mit Hilfe von Gleitebenen ist demnach überhaupt nicht möglich. Aus Gründen der Einfachheit können aber in roher Annäherung die Würfelflächen als Gleitebenen in Ansatz gebracht werden; man gelangt dann zu einer gewissen Gesetzmässigkeit im Hinblick auf die Lage der Ebenen leichtesten Fliessens beim Auftreten überelastischer Beanspruchungen.

Die Annahme exakt ausgezeichneter Fliessebenensysteme schliesst sich auch aus der Geometrie des Dehnungskörpers von selbst aus. Man gelangt vielmehr zu einer unbegrenzten Mannigfaltigkeit dieser Ebenen, die fast jede Lage zu den kristallographisch rationellen Ebenen (Würfel-, Dodekaeder-, Oktaederflächen, Spaltebenen usw.) einnehmen können, wenn sie auch in gewissen Kristallrichtungen, aber unter Einschluss grosser Streuungsbereiche, bevorzugt auftreten können. Diese Fliessebenen verändern bei der Beanspruchung nach Massgabe der Orientierung fortgesetzt ihren Winkel zur Richtung des Kraftangriffes, daher hat der eine Forscher geglaubt, sie in diese, der andere sie in jene rationellen Kristallebenen versetzen zu müssen. Die Literaturangaben dieser Art sind äusserst widerspruchsvoll. Die Vorstellung der scharenweise auftretenden veränderlichen Fliessebenen legt aber sofort nahe, dass bei den Fliessvorgängen der regulär kristallisierenden Metalle, wie Kupfer und Aluminium, nicht so

sehr die rationellen kristallgeometrischen, als die *kräftegeometrischen* Beziehungen (Beziehungen im Aufbau des Gitters zu den Gitterkräften) eine entsprechende Rolle spielen; mit anderen Worten, das Verhalten eines Massenpunktes (Atoms) ist von der Lage der Nachbarpunkte 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 vierseitige Bipyramide für die Dodekaedernormale und schliesslich ein reguläres Tetraeder in der Richtung der Oktaedernormalen. Obwohl sich jedes dieser Schubelemente aus dem anderen aufbaut, sind sie doch mechanisch ungleichwertig. Die Atombindungen verlaufen beim ersten alle in einem Winkel von 45° , beim zweiten in Winkeln von 45° und 60° , und beim Tetraeder in einem Winkel von 30° . Bei Schubbeanspruchungen ist dieser Neigungswinkel von einem Massenteilchen zum andern ausschlaggebend für das Verhalten. Die günstigste Schubrichtung ist zugleich auch immer die Richtung geringer Atomdichte. Darin liegen ganz neuartige Ausblicke.

Die Schubvorgänge müssen also im einfachsten Falle 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 Kräftekomponente. Diese kann wohl auch mathematisch abgeleitet werden, ergibt sich aber unmittelbar aus der Gestalt des Dehnungskörpers. Versieht man diesen Körper mit Linienzügen gleichen Abstandes vom Mittelpunkt des Körpers, so erhält man Niveaulinien gleicher Dehnung. Die Dehnung steht in umgekehrtem Verhältnis zur inneren Reibung und diese wird in erster Linie durch die Lage der Fliesebeben bestimmt. Die jeweilige Lage der Fliesebeben und die innere Reibung stehen in gleichem Verhältnis zueinander. Um die Lage der Gleitebenen zu erfahren, muss man die der Orientierung zugeordnete Dehnung in den entsprechenden Betrag der inneren Reibung umwandeln, um aus dieser Zahl die Lage der Fliesebeben ableiten zu können. Wie man auf Grund dieser Ueberlegungen die spezifische Schiebung und die innere Reibung und mit Hilfe dieser die sogenannten Fliesskurven ableiten kann, ist anderorts gezeigt worden.*)

Die Vorgänge beim Fliessen widersprechen mithin allen kristallographischen Deutungsversuchen und sie scheinen wohl nur dann verständlich, wenn ihnen Störungen im gesetzmässigen Aufbau des Gitters zu Grunde gelegt werden. Gestützt auf reichhaltiges Beweismaterial wird dieser Standpunkt von der Verlagerungshypothese seit langem nachdrücklich vertreten. In erster Linie sind es die Reflexionsbilder, die eigenartigen Verformungserscheinungen, das widersprechende Verhalten im Hinblick auf die kristallographischen Gleitebenen, sowie die Beziehungen der physikalischen Eigenschaften zueinander, wie sie durch die körperliche Darstellung anschaulich gemacht werden, die diese Annahmen beweiskräftig stützen. Die Beziehungen, die sich zwischen den Eigenschaften und der Geometrie des Raumgitteraufbaus ergeben, erscheinen wohl geeignet, in besonderer Weise die Vorgänge der Umgestaltung des Raumgitters zu erhellen. Sie sprechen vielleicht dafür, dass die Atome nach und nach in der Weise verlagert werden dass die Abstände der Gitterpunkte zunächst einmal mehr oder weniger stark ausgeglichen werden. Dadurch wird die ursprüngliche Symmetrie der Netzebenen und des Raumgitters zerstört. Das Wesen des Fliessens und der Verfestigung würde also gewissermassen in einem 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 widersprechen.

*) CZOCHRALSKI, Moderne Metallkunde, S. 241.

Die ersten Untersuchungen, die mit Hilfe des DEBYE-SCHERRER-Verfahrens erhalten wurden, haben in der Problemstellung eine Krisis hervorgerufen. Die Möglichkeit von Raumgitterstörungen schien nach diesen Ergebnissen so gut wie ausgeschlossen. Allmählich kam eine deutliche Wendung im Hinblick auf die Deutung dieser Ergebnisse. Unter vielfachen Einschränkungen wird auch von GROSS*) dieser Standpunkt geteilt. Er kommt zu dem Schluss-ergebnis: „Es gibt keine Möglichkeit, durch Parallelverschiebungen irgendwelcher Art das kontinuierliche Herumschwenken der Achsen (beim Einkristall-Biegeversuch) zu erklären. Das muss als Grundsatz allen Verlagerungsstudien an die Spitze gesetzt werden.“

Mit der Möglichkeit der Gitterverlagerung wird man sich also *mutatis mutandis* abfinden müssen, daran ändern auch gelegentliche Anschauungen nichts, die für die Erhaltung des Kristallgitters sprechen. Man wird künftighin diese Erscheinungen, die für die Entwicklung der Vorstellungen über die inneren Vorgänge beim Fließen von grösster Tragweite sind, nicht auf Grund rein theoretischer Erwägungen beurteilen dürfen, sondern wird sie, nachdem die Wege zu fruchtbringender Arbeit auf Grund der Verlagerungshypothese erschlossen worden sind, mit der ihnen gebührenden wissenschaftlichen Aufmerksamkeit verfolgen müssen.

Es kann nach Ansicht des Vortragenden keinem Zweifel unterliegen, dass POLANYI und seine Schule eine ganz beiläufige Erscheinung als Ausgangspunkt ihrer Hypothese genommen haben, ohne das Gros der Erscheinungen auch nur entfernt mit in Betracht gezogen zu haben. Dies wird die zukünftige Forschung noch in vollem Umfange zu erweisen haben. Gegen die Translationshypothese und damit gegen die Annahme von Parallelverschiebungen lassen sich also folgende Argumente, um dies umfassend zu resumieren, ins Feld rücken:

- 1) der mikroskopische Befund, der auf keinerlei Kristallzertrümmerungen schliessen lässt;
- 2) das Auftreten von Aetzfiguren, die beweisen, dass die Grösse der Trümmerteilchen, falls solche auftreten sollten, endlich begrenzt sein müsste;
- 3) der ausgeprägte Asterismus der LAUE-Diagramme;
- 4) der Charakter der Fliessbilder als Analogon der Fliessbewegung;
- 5) die erwiesene Unwirksamkeit der Gleitebenen;
- 6) das isotrope Verhalten von höchst verfestigten Kristallen;
- 7) die Schwächung bzw. Beseitigung der dislozierten Reflexion durch überelastische Beanspruchung einerseits, und ihre Unzerstörbarkeit anderseits;
- 8) die Rekonstruktionsfähigkeit des Gitters bei der Rückbeanspruchung;
- 9) die Uebereinstimmung des Verdrehungsgrades der Gitterebenen mit dem Grade der Torsion; und als Hauptargument;
- 10) die gestörten Achsenwinkel.

Die Tragweite der sich aus diesen Feststellungen ergebenden Schlussfolgerungen kann heute noch nicht übersehen werden. Die Auswertungsgrundlagen der Röntgenverfahren sind, soweit sie Raumgitterstörungen betreffen, überhaupt noch nicht geschaffen. Dies wird eine der wichtigsten zukünftigen Aufgaben der Erforschung der DEBYE-SCHERRER-Methode bleiben müssen. Bis dahin muss aber die Metallkunde noch ihre eigenen Wege gehen, die, wie gezeigt werden konnte, nicht erfolglos zu sein scheinen.

Diskussion: Herr WOLFF (Amsterdam): Sie haben angegeben, dass die Festigkeit in verschiedenen Richtungen grosse Unterschiede aufweist; wie sind diese Messungen ausgeführt?

Herr CZOCHRALSKI: Die Kupferkristalle wurden in eine Anzahl Streifen zerlegt. Aus

*) Z. f. Metallkunde 1924, S. 18.

diesen wurden behutsam kleine Zerreissstäbe für die Prüfung herausgearbeitet. Die Prüfung erfolgte an Miniatur-Zerreissmaschinen.

Herr WOLFF: Wie bestimmen Sie die Richtung die diese Probestäbchen in Bezug auf das Kristallgitter einnehmen?

Herr CZOCHRALSKI: Die Bestimmung der Orientierung erfolgte nach dem topometrischen Verfahren. Ueber Einzelheiten der Bestimmung sei auf den Inhalt des Vortrages verwiesen.

Herr WOLFF: Ist die gefundene Höchstfestigkeit auf die Endquerschnitte nach dem Zerreißen bezogen?

Herr CZOCHRALSKI: Die Festigkeitszahlen entsprechen der Höchstlastgrenze. Unter Höchstlastgrenze ist derjenige Punkt des Zerreissdiagramms verstanden, bei dem die Spannung auf den ursprünglichen Querschnitt bezogen, den Kulminationspunkt überschreitet, was durch den Abfall der Last leicht festgestellt werden kann.

Herr WOLFF: Sind die Probestäbchen abgedreht worden oder auf andere Weise bearbeitet? Hat die oberflächliche Aenderung der Struktur durch diese Bearbeitung keinen Einfluss auf die gefundenen Werte?

Herr CZOCHRALSKI: Die Proben wurden mit einer Laubsäge zugeschnitten, fein geschliffen und darauf nur mit feinem Schmirgelpapier nachbearbeitet. Gegenüber unbearbeiteten Proben hat sich ein nennenswerter Unterschied in den Festigkeitswerten nicht feststellen lassen.

Herr POLANYI (Berlin-Dahlem): Durch die Angabe, dass bei Dehnung eines *Al*-Kristalls eine Veränderung des Gitterwinkels bis zum Betrage von 30° eintritt, ist eine erfreuliche Präzisierung des Standpunktes der Gitterstörung erfolgt. Allerdings steht diese Behauptung im Widerspruch zu dem Befund von TAYLOR und ELAM, die bei Dehnung eines *Al*-Kristalls die Konstanz der Gitterwinkel röntgenographisch bis auf 1° nachgewiesen haben.

Herr CZOCHRALSKI: Die Veränderung der Gitterwinkel steht nicht im Widerspruch mit den Ergebnissen von TAYLOR und ELAM, da es sich hierbei um inkommensurable Dinge handelt. TAYLOR und ELAM stellen ebenso wie POLANYI und seine Schule nur den Zustand der noch intakt gebliebenen Gitterelemente fest, da die Anteile mit gestörtem Raumgitter nach der von ihnen angewandten Röntgenmethode überhaupt nicht festgestellt werden können. Aber gerade hierin liegt ja der Kernpunkt des Verständigungskonfliktes. Soll die Diskussion fruchtbar sein, so ist sie auf diesen Punkt zu konzentrieren.

Herr POLANYI: Der Herr Vortragende hat gefunden, dass die Dehnung eines *Cu*-Kristalls am grössten ist, wenn eine Rhombendodekaederfläche quer zur Dehnungsrichtung steht. Nach Ansicht des Herrn Vortragenden spricht dies gegen die Translationstheorie. Einer solchen Folgerung kann ich nicht zustimmen. Die erreichbare Gesamtdehnung ist im Wesentlichen von der Form der Verfestigungskurve abhängig, also durch rein geometrische Ueberlegungen nicht vorauszusehen. Uebrigens sieht man am Beispiel von *Zn*, dass das Maximum der Dehnung auch hier mit der Querlage der Gleitfläche zusammenfällt, obzwar hier die Dehnung erwiesenermassen entlang der Gleitfläche vor sich geht.

Herr CZOCHRALSKI: Der Gesamtbetrag der Verfestigung wird meist umso grösser sein, je grössere Streckungen der Kristall verträgt. Dagegen werden grosse Streckungen nicht in allen Fällen den Kristall in gleichem Masse verfestigen. Typische Beispiele liefern Zink-, Zinn-, Blei sowie Alkalimetallkristalle. Zu dem Mechanismus der Gleitflächenausbildung habe ich bereits wiederholt Stellung genommen, *) sodass hierauf nicht näher eingegangen zu werden braucht.

*) Siehe z.B. CZOCHRALSKI, Moderne Metallkunde, S. 215.

Herr SCHIEBOLD (Berlin-Dahlem): Die vorgezeigten LAUE-Diagramme bilden m. E. keinen eindeutigen Beweis gegen eine eventuelle Zertrümmerung des Kristalles bei der Kaltreckung, da die Röntgenmethode zurzeit kleine Fehlorientierungen benachbarter Gitterteile $< 1'$ nicht anzeigt.

Herr CZOCHRALSKI: Als zwingend *eindeutig* werden auch von mir die vorgezeigten LAUE-Diagramme nicht angesprochen.

Herr SCHIEBOLD: Die von der Verlagerungstheorie geforderte beträchtliche Deformation des Elementarkörpers wird vom Röntgenexperiment nicht bestätigt, der Elementarkörper bleibt innerhalb der Fehlergrenzen (Winkel $1'$, Kantenlänge 1% - 1%) unverändert.

Herr CZOCHRALSKI: Diese Bemerkung ist auch von Herrn POLANYI gemacht worden; ich habe darauf oben geantwortet.

Herr SCHIEBOLD: Durch ein neues kristallographisches Auswertungsverfahren, worüber demnächst berichtet wird, ist es möglich, auch mit Hilfe der Röntgenmethode Kristalle mit wenigen Aufnahmen, z.B. beim kubischen System mit einer einzigen Aufnahme, zu orientieren. Die Methode hat den Vorteil grosser Genauigkeit, da sehr viele Netzebenen auf einmal zur Orientierung benutzt werden. *)

Herr CZOCHRALSKI: Es ist sehr dankenswert, dass es Herrn SCHIEBOLD gelungen ist, eine vereinfachte Methode zur Bestimmung der Orientierung von Einkristallen auszuarbeiten. Es ist zu wünschen, dass diese Methode alsbald der Allgemeinheit zugänglich gemacht wird.

Zusatz der Herausgeber: Die von Herrn CZOCHRALSKI in seinem Vortrag wiederholt erwähnten Arbeiten von Herrn POLANYI und dessen Mitarbeitern, sowie die in der Diskussion zur Sprache gebrachten englischen Arbeiten, können hier nicht alle vollständig aufgezählt werden. Es werden daher nur die nachfolgenden genannt:

M. POLANYI, Röntgenographische Bestimmung von Kristallanordnungen, Die Naturwissenschaften, Bd. 10, LAUE-Heft, S. 411, 1922.

H. MARK, M. POLANYI und E. SCHMID, Vorgänge bei der Dehnung von Zinkkristallen, Zeitschrift für Physik, Bd. 12, S. 58, 78 und 111, 1922.

M. POLANYI, Ueber Strukturänderungen in Metallen durch Kaltbearbeitung, ibidem, Bd. 17, S. 42, 1923.

E. SCHIEBOLD, Die Verfestigungsfrage vom Standpunkt der Röntgenforschung, Zeitschrift für Metallkunde, Bd. 16, S. 417, 462, 1924.

H. C. H. CARPENTER and Miss C. F. ELAM, The Production of Single Crystals of Aluminium and their Tensile Properties, Proc. Royal Society London, A, vol. 100, p. 329, 1921.

G. I. TAYLOR and Miss C. F. ELAM, The Distortion of an Aluminium Crystal during a Tensile Test, ibidem, A, vol. 102, p. 643, 1923.

Man vergleiche auch: E. SCHMID, Neue Untersuchungen an Metallkristallen (diese Verhandlungen, Vorträge der zweiten Sektion).

Weitere Literatur ist in diesen Arbeiten angeführt.

*) E. SCHIEBOLD, Ueber graphische Auswertung von Röntgenphotogrammen (vorläufige Mitteilung), Zeitschr. f. Physik, Bd. 28, S. 355, 1924.



Abb. 1.



Abb. 2.

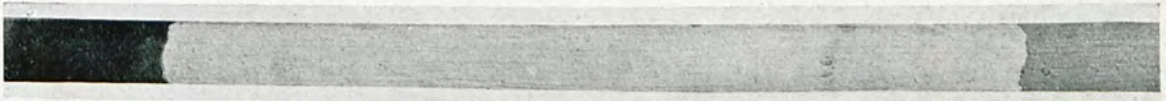


Abb. 3.



Abb. 4 u. 5.



Abb. 6.



Abb. 7.

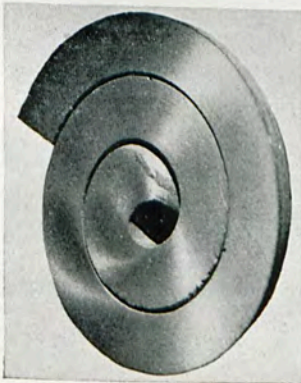


Abb. 8.

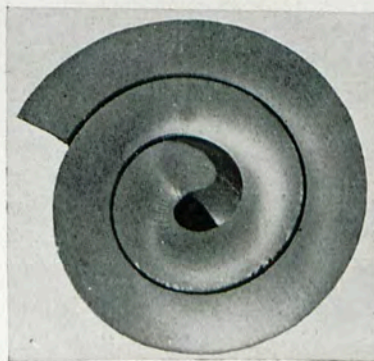


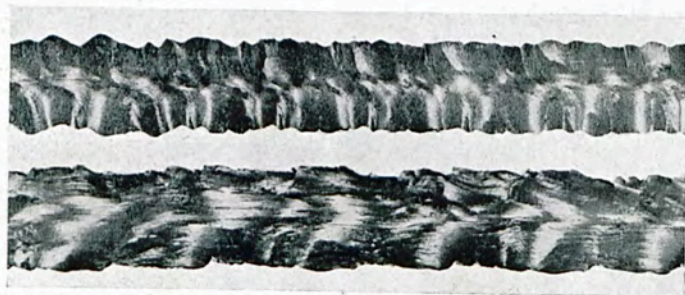
Abb. 9.



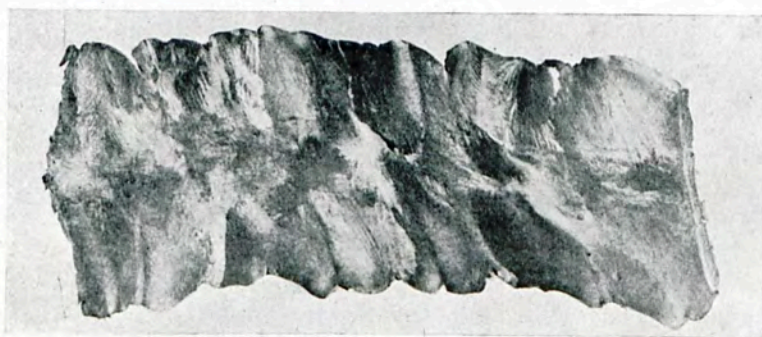
Abb. 10.



Abb. 11.



Stab 1 und 2.



Stab 3.



Stab 4.

Abb. 12.



Abb. 13.



Abb. 16.



Abb. 14.



Abb. 17.



Abb. 15.



Abb. 18.

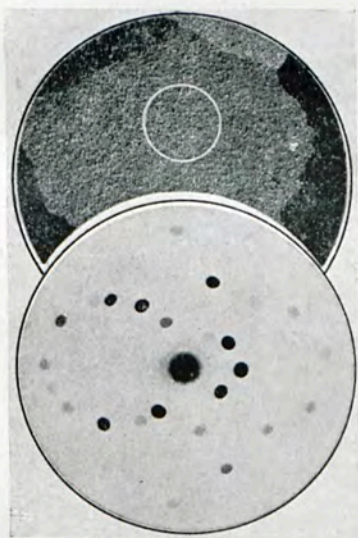


Abb. 19.

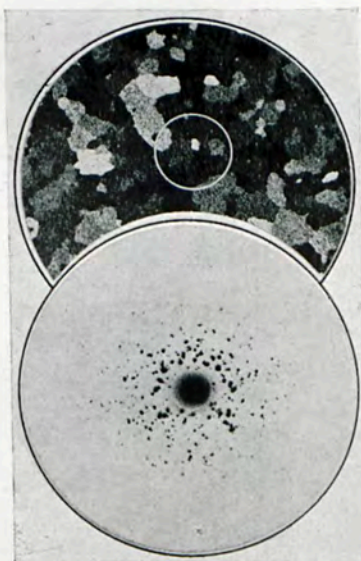


Abb. 20.

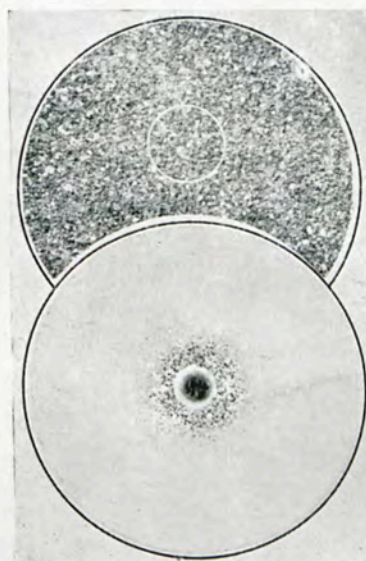


Abb. 21.

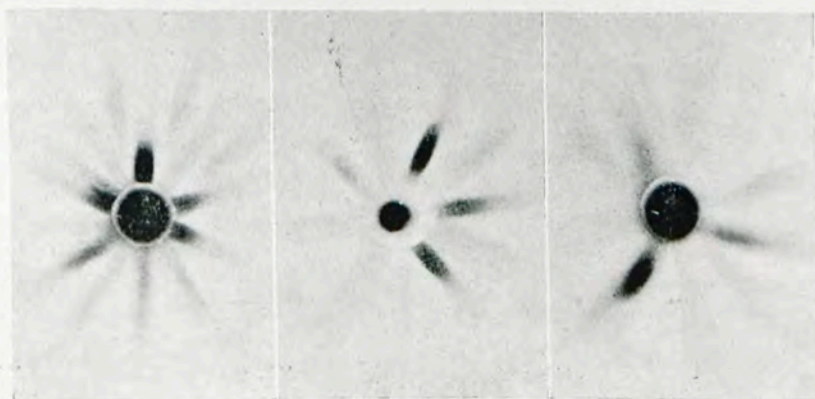


Abb. 22.

Abb. 23.

Abb. 24.

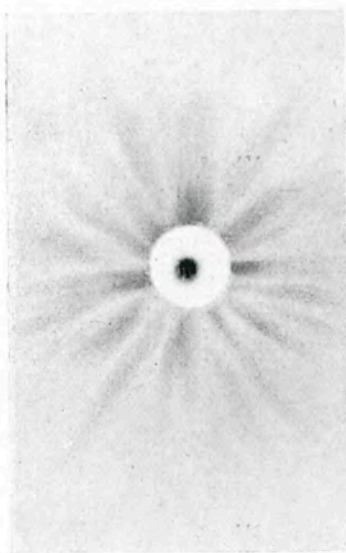


Abb. 25.

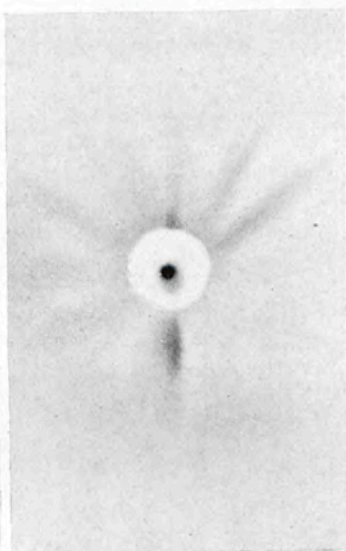


Abb. 26.

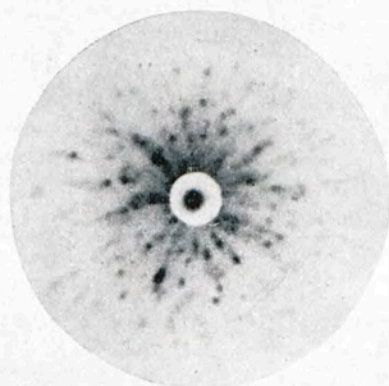


Abb. 27.

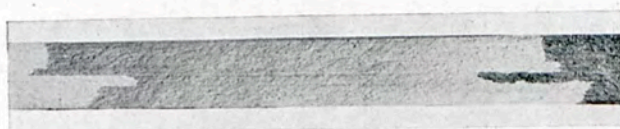


Abb. 28.

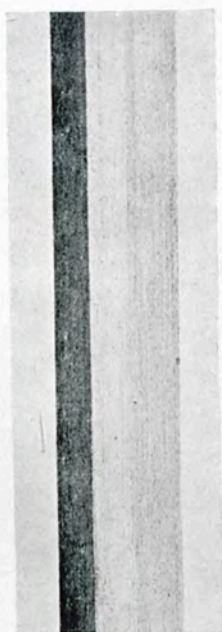


Abb. 29.



Abb. 30.

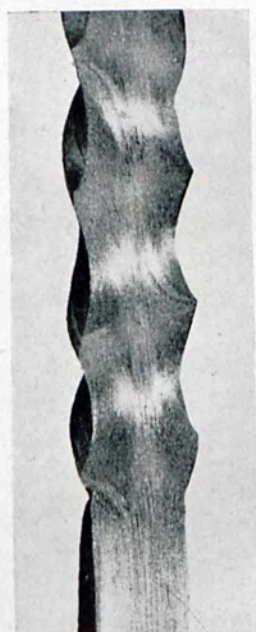


Abb. 31.

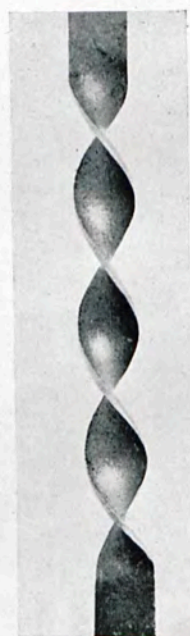


Abb. 32.

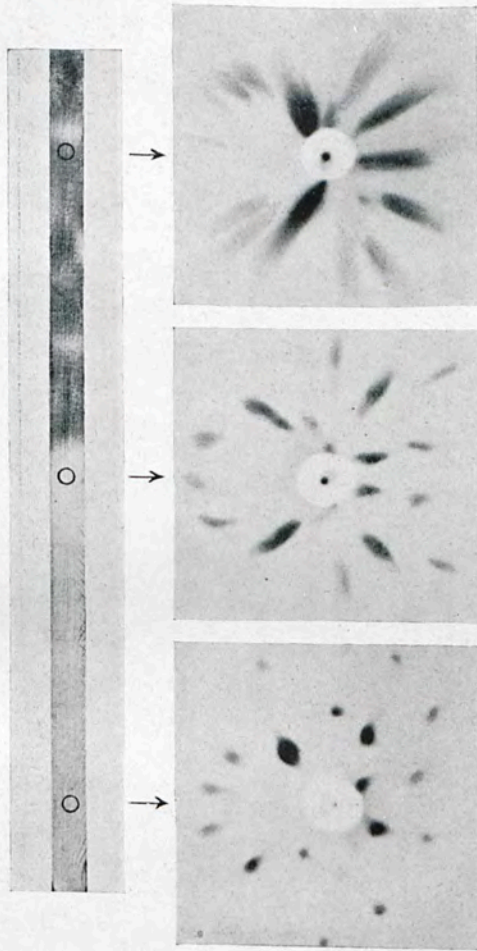


Abb. 33.

Abb. 34, 35, 36.



Abb. 40.

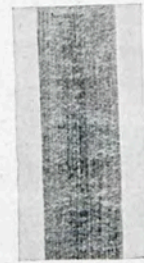


Abb. 41.

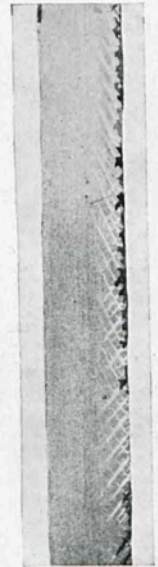


Abb. 42.



Abb. 37.



Abb. 38.



Abb. 39.



Abb. 43.



Abb. 44.



Abb. 45.



Abb. 46.

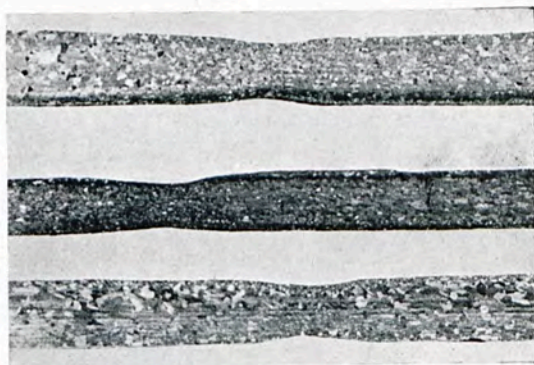


Abb. 47.

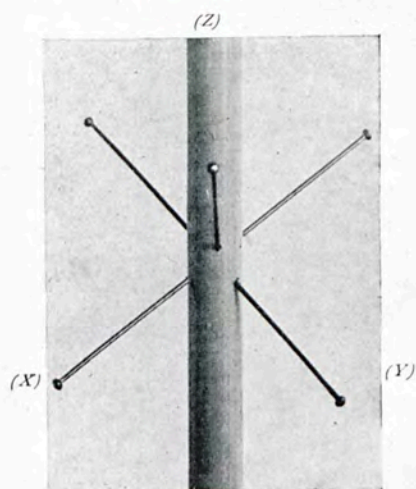


Abb. 48.

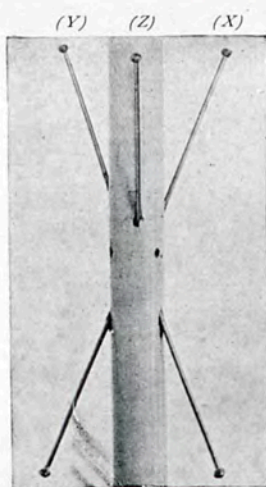


Abb. 49.



Abb. 50.

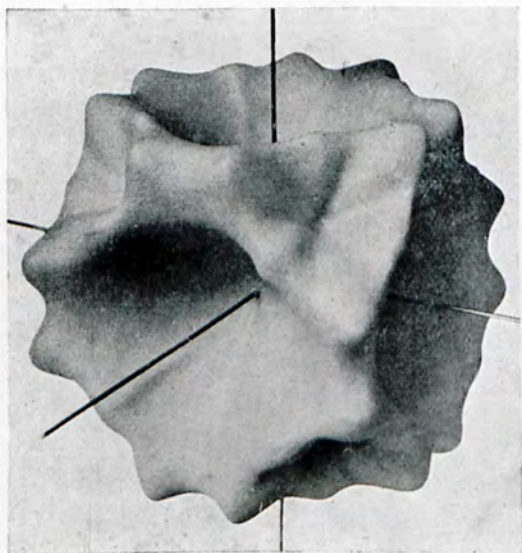


Abb. 51.

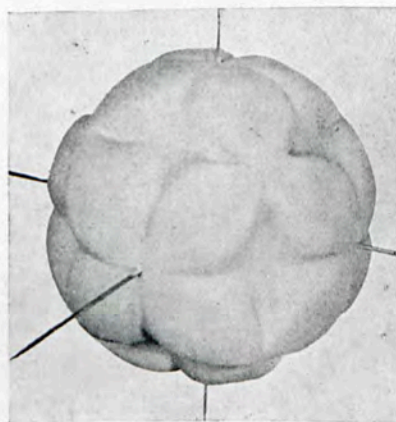


Abb. 52.