

17. JAHRG.
1925

ZEITSCHRIFT FÜR

JANUAR
HEFT 1

METALLKUNDE

Herausgegeben von der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde im Verein deutscher Ingenieure

Schriftleitung: Professor Dr. W. Guertler und Dipl.-Ing. H. Groeck
VDI-Verlag G. m. b. H. — Berlin SW 19, Beuthstraße 7

Metallkunde und physikalische Forschung.

Von J. Czochralski, Frankfurt a. M.

Die Arbeit ist auf dem Internationalen Kongreß für angewandte Mechanik in Delft im April 1924 und auf der Hauptversammlung der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde 1924 vorgetragen worden. — Geschichtliches über die Beziehungen zwischen Physik und Metallkunde. Die Erforschung der inneren Vorgänge beim Fließen der Metalle. Erzeugung von Einkristallen. Bisherige Forschungsergebnisse. Neue Ergebnisse und Ziele. Innere und äußere Fließerscheinungen. Methodik der Röntgenanalyse. Methodik der dislozierten Reflektion. Eigenschaften und Geometrie des Fließens.

Geschichtliches.

Vor etwa 50 Jahren hat es nur eine Hüttenchemie gegeben. Die Physik wurde damals zum erstenmal bescheiden im Bereiche der Hüttenkunde angewandt. Veranlassung hierfür gab der Wettbewerb zwischen Stahl und Eisen. Eine der für die praktische Verwendung wichtigsten physikalischen Eigenschaften des Eisens 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 Wöhlers 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 Bauarten, deren Entwicklung, die auch zu anderen Prüfgeräten führte, noch in die Neuzeit verfolgt werden kann. Das physikalisch-mechanische Prüfverfahren ist den Metallwerken durch die Behörden gewissermaßen aufgezwungen worden. Man kann wohl sagen, daß es unter diesem Druck entgegen dem Willen vieler Industriekreise seinen Anfang genommen hat.

Während nun die Chemie als zuverlässige Beraterin beim Hüttenmann bereits zu jener Zeit gut eingeführt war und ihm unschätzbare Dienste leistete, gewöhnte er sich nur langsam und widerstrebend an die physikalisch-mechanischen Prüfverfahren, und es dauerte geraume Zeit, ehe er sich mit dieser Form der Bewertung seiner Erzeugnisse durch die Behörden befreundete. Vielleicht ist hierin eine wichtige Ursache davon zu erblicken, daß die wissenschaftliche Erforschung vieler technologisch-mechanischer Fragen lange Zeit nicht recht vorangekommen ist.

Mit dem Emporblühen der physikalischen Chemie ging 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 gewaltiges Stück vorwärts gebracht worden; eine Frucht dieser Entwicklung ist die allgemeine Metallkunde. Sie wies in den beiden letzten Jahrzehnten ihre höchsten Erfolge auf. 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, allerdings vereinsamt, aber 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 besonders Bauschinger gegeben war. Aber erst neuerdings scheinen sich endgültige Verbindungswege zwischen den beiden Gebieten zu ergeben. Maßgeblichen Einfluß haben später auf diese Entwicklung auch vereinzelte Forschungen der Industrie gewonnen.

Die Errungenschaften der physikalischen Chemie brachten aber wohl nur dem Eisenhüttenmanne, der die Eigenschaften seiner Erzeugnisse mehr durch chemische als durch physikalisch-mechanische Verfahren 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 andern Metallen, eine verhältnismäßig geringe Rolle spielt.

Auf diese grundsätzlich verschiedene Art der Betätigungsgebiete wird bei der Ausbildung des Metallhüttenmannes allgemein noch nicht genügend Rücksicht genommen.

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

So vielverheißend die Versuche von Wedding, Ledebur, Wöhler und Bauschinger 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 größere Versuch, einzelne Kristalle durch Ausschälen aus grobkristallinen Gußstücken zu gewinnen, ist wohl 1913 unternommen worden.¹⁾ Das Verfahren war aber nur ein Notbehelf. Es gelang 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 war es möglich, unter günstigen Arbeitsbedingungen nach dem Verfahren Kristallindividuen bis zu Fingergröße zu erhalten. Einige auf diese Weise erzeugten Kupferkristalle zeigen Abb. 1 und 2; die

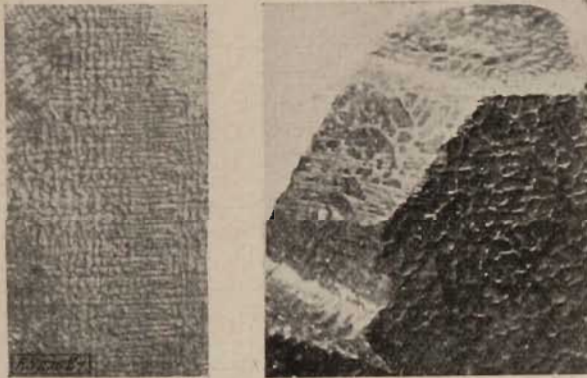


Abb. 1. Ätzdendriten, aus deren Anordnung man die Kristallorientierung ableiten kann. Kupferkristall geätzt mit Ammoniumpersulfat 1 : 10; schwach vergr.

Abb. 2. Synthetischer Kupferkristall mit Ätzdendriten. Geätzt mit Ammoniumpersulfat 1 : 10; schwach vergr.

Kristalle sind mit Schliffflächen versehen, die dendritisches Ätzgefüge aufweisen und mit deren Hilfe sich die Orientierung der Kristalle unschwer feststellen läßt.²⁾

Lange Zeit hindurch war man nun auf dieses Verfahren angewiesen, zumal natürliche Metallkristalle aus Sammlungen infolge verständlichen Besitzes für Untersuchungen 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 die aus einer erstarrenden Schmelze an einem Glasstab oder dergl. entnommenen Tropfen der Schmelze keine Kugelgestalt annehmen, sondern entgegen dem Gesetz der Oberflächenspannung zu einer Kegelspitze erstarren. Das Verfahren beruht im Grunde auf dem einfachen Vorgang, daß man die auf diese Weise erzeugte Kegelspitze (Metallstück oder Kristallsplitter) mit der Schmelze in Berührung bringt und alsdann mit geeigneter Geschwindigkeit stetig aus der Schmelze herauszieht; die durch Adhäsion mitgenom-

menen 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 hatten Wartenberg, Polanyi und Grüneisen aufzuweisen), leistet das Verfahren gute Dienste; ein Aufteilen der Kristalle in verschieden orientierte Stäbe kommt wegen der meist sehr geringen Dicke (rd. 1 mm) nicht in Frage. Bemerkenswert ist ferner, daß das Verfahren unmittelbar zur Messung der Kristallisationsgeschwindigkeit benutzt werden kann.

Etwa zu gleicher Zeit wurde auch das sogenannte Rekristallisations-Schema und damit ein neuer Weg zur Erzeugung von Einkristallen bekanntgegeben.³⁾ Dieser Weg erwies sich auch auf die Dauer als besonders erfolgreich.

Im wesentlichen wird wie folgt verfahren: Weichgeglühte Metallstreifen werden einer Kaltstreckung von einigen wenigen Hundertteilen unterworfen und darauf erneut rekristallisiert. Bei geeigneten Graden der Kaltstreckung und der Glüh-temperatur 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.⁴⁾ 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.

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 1917.⁵⁾ In Anlehnung an die früheren kristallographischen Forschungen bestätigen sie die Angaben von Reusch und Mügge über das Auftreten von Gleitebenen an Einkristallen des Kupfers bestimmter Orientierung, die aus Gußstücken gewonnen wurden. U. a. wurde auch die Peziehung der Gleitebenen zu den Ätzfiguren ermittelt und die asymmetrische Verformung von Einkristalldruckkörpern näher beschrieben. Wichtiger war die Feststellung, daß die Fließvorgänge auch im Innern der Einzelkristalle verfolgt werden können und stets einschneidende Veränderungen in der gesetzmäßigen Gefügeausbildung hervorrufen. Diese Beobachtungen gaben den ersten Anlaß zu der Entwicklung der Verlagerungshypothese. Im Zusammenhange mit ihr haben die Rekristallisationserscheinungen an Ein- und Vielkristallen weitgehende Aufklärung gefunden.

Weitere physikalische Untersuchungen an Kapillarkristallfäden des Zinkes und Wolframs führte

³⁾ Czoehrsalski, Intern. Z. f. Metallographie Bd. 8 (1916) S. 1 ff.

⁴⁾ In diesem Zusammenhang sei auf das Verfahren von Orbig und 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.

⁵⁾ Möllendorff und Czoehrsalski, Z. d. V. d. I. Bd. 33 (1913) S. 931; Czoehrsalski, Intern. Z. f. Metallographie Bd. 8 (1916) S. 1 ff.; Czoehrsalski, Z. physik. Chem. Bd. 92 (1917) S. 219.

¹⁾ Möllendorff und Czoehrsalski, Z. d. V. d. I. Bd. 33 (1913) S. 931.

²⁾ Czoehrsalski, Z. d. V. d. I. Bd. 44 (1923) S. 536.

K. Wartenberg⁶⁾ aus; er stellte fest, daß elastische Nachwirkungserscheinungen an Einkristallen dieser Metalle ebenso wie bei andern Einkristallen nicht nachgewiesen werden können.

In neuerer Zeit sind Messungen der Elastizitätsgrenze an Aluminium-Einkristallen verschiedener Orientierung des elektrischen Leitvermögens nach Kaltbearbeitung⁷⁾ und sehr exakte Messungen der elastischen Konstanten und des elektrischen Leitvermögens an Zink- und Kadmium-Kristallen durchgeführt worden.⁸⁾

Eine besondere Stellung unter den einschlägigen Arbeiten nehmen die eindringlichen Untersuchungen Polanyis und seiner Schule⁹⁾ 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, bildet nicht den Gegenstand ihrer Forschung. Das liegt im System ihres Arbeitsverfahrens. Einmal gestatteten das Drehkristall- und das Debye-Scherrer-Verfahren, die diese Forscher anwenden, nicht, Raumgitterstörungen röntgenphysikalisch exakt zu deuten; ferner sind röntgentechnische Fragen, insbesondere die der Strahlungsintensität gestörter Gitteranteile kaum einer näheren Untersuchung unterzogen worden¹⁰⁾. Anomalien, die bei Aufnahme der Röntgenstrahlen deformierter Metalle stets auftreten, und die sich in verringerter Schärfe der Spektralbänder und im Auftreten von schwachen Nebenhäutern äußern, sind einer Auswertung bislang nicht unterzogen worden.

Inwieweit die Ergebnisse der Röntgenanalyse als beweiskräftig anzusprechen sind, muß vor allem also vom Standpunkte der rein metallographischen Forschung untersucht werden. Diese führt aber zunächst zu einer Ablehnung der bei der Röntgenanalyse gewonnenen Ergebnisse. Schon winzige, bei der Deformation intakt gebliebene Gitterelemente müssen nämlich zu den

Den ersten Anhalt für das Auftreten asymmetrischer Fließvorgänge gab, wie bereits erwähnt, die Beobachtung von Gefügeveränderungen im Innern von Einzelkristallen, die durch vorausgegangene überelastische Beanspruchung hervorgerufen und im Ätzbild festgehalten werden konnten. Dieses „asymmetrische Fließen“ konnte aber bis vor kurzem nur qualitativ verfolgt werden. Erst neuerdings ist es dem Vortragenden gelungen, ein Verfahren der quantitativen Messungen, 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. 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 war es gelungen, dieses Ziel in erster Annäherung zu erreichen.

Neue Ergebnisse und Ziele.

Innere und äußere Fließerscheinungen.

Für das Studium der inneren Fließvorgänge waren homogene Einkristalle besonders geeignet. Werden Einkristalle angeätzt, so kann man beobachten, daß in den verschiedenen Kristallrichtungen der Angriff verschieden ist und auf diese Weise bestimmte Reflexionswirkungen zustande kommen, die mit dem innern Kristallaufbau in engem Zusammenhang stehen.



Abb. 3. Einkristallstab aus Aluminium mit zwei anders orientierten Nachbarkristallen. Längsschnitt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; nat. Größe.

gleichen Röntgenbildern führen wie gestörte Gitter, 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, so daß mit der Anwesenheit ungestörter Gitterelemente von vornherein gerechnet werden muß. Auch bei Einkristallen kann nämlich nach überelastischer Beanspruchung eine stetige Volumenänderung im Martens-Spiegel nachgewiesen werden, eine Erscheinung, die zweifellos auf verborgene Rekristallisation hinweist.

Alle Verfahren, die also auf die Bestimmung der unversehrten Gitteranteile hinzielen, müssen als nicht eindeutige Beweise gewertet werden; es ist überhaupt eine offene Frage, ob und inwieweit sich diese Verfahren in Zukunft für die Metallographie noch als ausbaufähig erweisen werden.

⁶⁾ Verhandl. d. deutsch. physik. Ges. (1918) S. 113.

⁷⁾ Czochralski, Z. d. V. d. I. Bd. 67 (1923) S. 592.

⁸⁾ Grüneisen, Physik. Ztschr. Bd. 24 (1923) S. 506.

⁹⁾ Vergl. Czochralski, Moderne Metallkunde (1924) Fußnote S. 246 (Verlag Springer, Berlin).

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

In Abb. 3 ist ein von zwei kleineren Nachbarn umgebener Aluminiumkristall 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 Aluminiumkristall einer Beanspruchung unterzogen, so kann man leicht Störungen im Bereiche der anfänglich homogen reflektierenden Felder nachweisen. Ein zylindrischer Aluminium-Einkristall, der einem Verdrillungsversuch in der Richtung der Längsachse unterworfen und darauf im Längsschnitt nach anschließender Ätzung untersucht wird, zeigt z. B. Reflexionsbilder, wie sie die beiden nächsten Stäbe (vergl. Abb. 4 und 5) für verschiedene Kristallrichtungen wiedergeben. Das ursprünglich homogen reflektierende Feld ist mannigfaltig gestört. Man kann aus der symmetrischen Anordnung der Bilder sogar die Zahl der Verdrehungen herauslesen; bei den beiden Abbildungen entsprechen je zwei Einzelfelder je einer Verdrehung.

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 müssen. Quer zur Stabachse, also in einer Schnittebene, in der die Massen-



Abb. 4. Verdrehter Aluminium-Einkristallstab, Längsschnitt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

Abb. 5. Verdrehter Aluminium-Einkristallstab anderer Orientierung. Längsschnitt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

teilchen einen Verdrehungswinkel von nur wenigen Graden aufweisen, ist das Reflexionsbild, wie dies Abb. 6 veranschaulicht, nicht so mannigfaltig wie im Längs-



Abb. 6. Verdrehter Aluminium-Einkristallstab, Querschnitt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

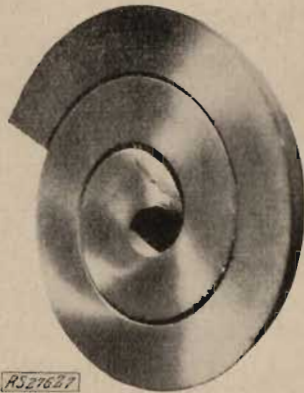


Abb. 7. Spiralartig gebogener Aluminium-Einkristall. Schnitt parallel zur Längsachse des Stabes. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

Abb. 8. Verdrehter und darauf spiralförmig gebogener Aluminium-Einkristall. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.



schnitt, in welchem die Verdrehung der Reflexionsebenen groß ist und daher in symmetrischer Anordnung und strenger periodischer Folge kenntlich hervortritt.

Bei einfacheren Deformationsarten erhält man weniger verwickelte Reflexionsbilder, wie dies Abb. 7 an einem ringförmig gebogenen Aluminiumeinkristall mit einer parallel zur Längsachse verlaufenden Schnittfläche wiedergibt. Das Reflexionsbild entspricht einem dreistrahligen Stern, dessen Reflexionsintensität je nach dem Beleuchtungs- und Beobachtungswinkel stetig 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.

Durch die Mannigfaltigkeit im Reflexionswechsel zeichnet sich besonders Abb. 8 aus, die von einem verdrehten und darauf spiralförmig gebogenen Aluminium-Einkristall herrührt. Je vielfältiger die Ausgestaltung des Fließfeldes, um so 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 ziemlich ausgeglichen, er ähnelt mehr oder weniger einem isotropen Körper. Abb. 9 veranschaulicht das an einer Verdrehungsprobe, 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 z. B. das Fließbild des in Abb. 10 wiedergegebenen Stabes trotz stärkster Beanspruchung nicht zum Verschwinden gebracht werden, und zwar sowohl nach einer Querschnittabnahme von 80 vH. (zweiter Stab, Abb. 11), als auch nach einer solchen von 90 vH. (dritter Stab, Abb. 12)



Abb. 9. Einkristallstab aus Aluminium, nach vorangegangener Verdrehung stark ausgewalzt. Die Fließfiguren sind fast bis zur Unkenntlichkeit verwischt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

und sogar nach einer solchen von 99 vH. (vierter Stab, Abb. 13). Dieser Fall sei besonders betont, da Polanyi und seine Schule über diese Erscheinung wohl zu leicht hinweggehen zu können glaubten. Daß auch ein derart be-

anspruchter Kristall nicht aufgehört hat, ein einheitlicher Kristallkörper zu sein, lehrt leicht die Tatsache, daß auf keinerlei Weise eine Unterteilung oder Zerkümmern an eben diesem Kristallindividuum nachgewiesen werden kann. Wird aus einem solchen Kristall wiederum ein zylindrischer Körper geschnitten und dem Verdrehungsversuch unterworfen, so können die Einflüsse der Kristallnatur noch daran erkannt werden, daß der Stab seine zylindrische Form bei diesem Versuch nicht beibehält, sondern sich in eigentümlich gesetzmäßiger Weise verformt. Er nimmt dann in der Regel die Gestalt einer flämischen Säule an, deren Form um so weniger ausgeprägt ist, je stärker der Grad der vorausgegangenen Verfestigung war. Abb. 14 zeigt dies an einem weitgehend beanspruchten und nachträglich verdrehtem Aluminiumeinkristall.

Stärker treten diese Verformungseinflüsse dagegen bei unbeanspruchten Einkristallen auf. In wie hohem Maße zylindrische Einkristalle durch Verdrehung verformt werden, zeigt anschaulich Abb. 15. 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 kristallographisch 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

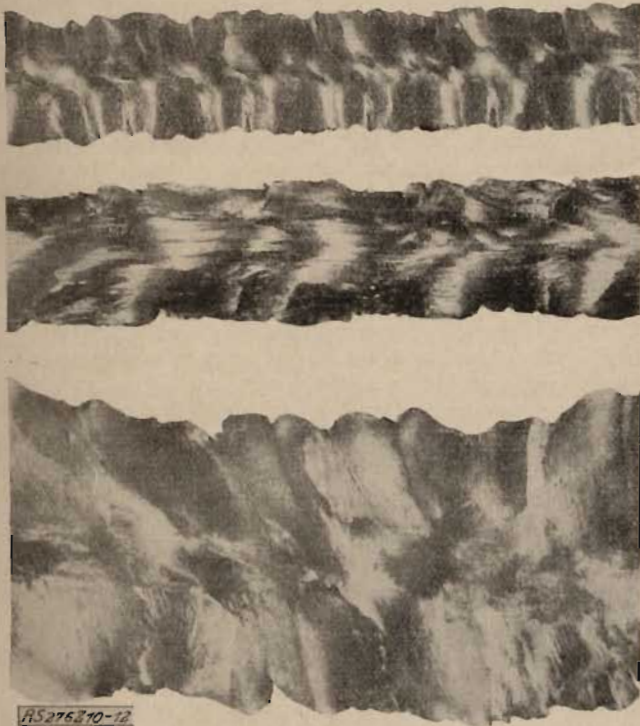


Abb. 10. Verdrillter Einkristallstab aus Aluminium mit gesetzmäßigen Fließfiguren.
Abb. 11. Derselbe Einkristallstab nach dem Auswalzen. Querschnittsabnahme 80 vH.
Abb. 12. Derselbe Einkristallstab nach weiterem Auswalzen. Querschnittsabnahme 90 vH.

Abb. 10 bis 13. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

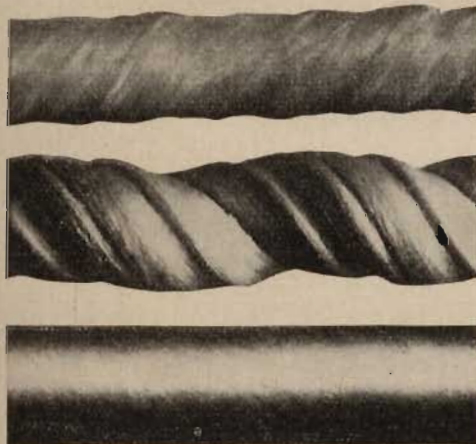


Abb. 14. Stark gestreckter und darauf verdrillter Einkristallstab aus Aluminium. Die Kristallnatur kennzeichnet sich noch durch die gesetzmäßige Verformung des Stabes; etwa nat. Größe.
Abb. 15. Verdrillungsbild eines Aluminium-Einkristallstabes, der keine vorangegangene Streckung erlitten hatte; etwa nat. Größe.
Abb. 16. Verdrillungsbild eines Vielkristallstabes aus Aluminium, der seine zylindrische Form unverändert beibehalten hat; etwa nat. Größe.

Störungen in 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 Störungserscheinungen 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. Verdrillungsversuche an Vielkristallproben zeigen nämlich die beschriebenen Verformungserscheinungen nicht. Dies veranschaulicht Abb. 16 an einer Vielkristallprobe, deren Verdrillungszahl den Proben der Abb. 14 und 15 entspricht. Bezeichnend ist, daß solche Vielkristallstäbe stets ihre zylindrische Form unverändert beibehalten.

Abb. 17, 18 und 19 veranschaulichen die Gefügeausbildung ebendieser 3 Versuchstäbe im Längsschnitt. Der vorgereckte Kristallstab, Abb. 17, zeigt ebenso ähn-

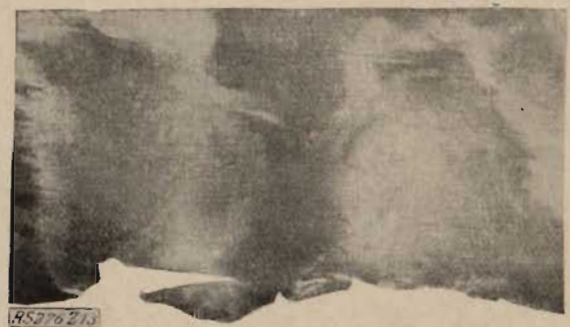


Abb. 13. Derselbe Einkristallstab bis zur Zertrümmerung ausgewalzt (Ausschnitt). Querschnittsabnahme 99 vH. Die Fließfiguren sind trotz stärkster Deformation wie bei den vorangehenden Bildern noch in voller Deutlichkeit wahrzunehmen.

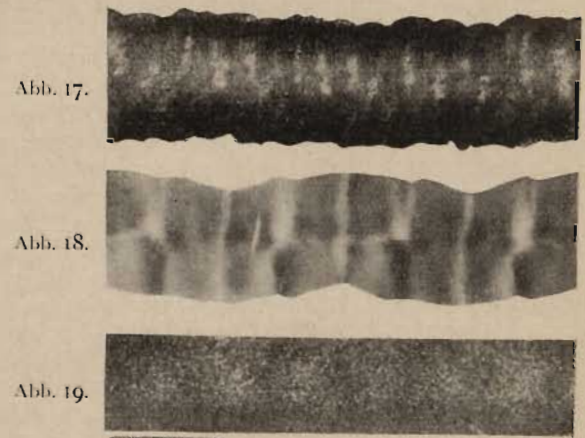


Abb. 17, 18 und 19. Längsschnitte der in den Abb. 13, 14 und 15 wiedergegebenen Stäbe. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

lich wie der nur verdrillte Stab ein mannigfaltig ausgestaltetes Fließbild. Bemerkenswert ist, daß auch die Vielkristallprobe ein geordnetes, wenn auch verwachsenes Fließbild zeigt; dies hängt mit einem bevorzugten Fließen in einer bestimmten Achsenrichtung zusammen.

Diesen eindringlich sprechenden 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 „Verknüpfungen“ und

Verwackelungen zur Erklärung mitherrangezogen, von anderer Seite werden meist auch materielle Kristallitenzertrümmerungen erwogen. Es wäre zweckmäßig, wenn auch von anderer Seite in allen diesen Fällen künftighin die metallographische Forschung als Beraterin stärker herangezogen würde.

Methodik der Röntgenanalyse.

Es wurde schon früher¹¹⁾ zu zeigen versucht, in welcher Weise sich die Kristallitenaufteilung im Lauebild darstellt. Das Lauebild eines Aluminium-Einkristalles zeigt stets die üblichen Zonenkreise. Wird ein Kristallhaufwerk in das Durchstrahlungsfeld eingeführt, so zeigt das Bild zahlreiche verworren angeordnete Reflexionspunkte. Entsprechend der geringen Größe der Kristalle stellen sich die Reflexionspunkte im Diagramm auch als sehr kleine Flecken dar. Den Ergebnissen ist zu entnehmen, daß nach Maßgabe des immer kleiner werdenden Kornes 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 Beobachtung aber lehrt, gelangt man bei der überelastischen Beanspruchung von

wenn auch sehr geringfügige Raumgitterstörungen schließen. Die Kristallitenanzahl im Durchstrahlungsfeld betrug der mittleren Größe nach ungefähr eine Million Individuen. Bei Gipskristallen sind die Einflüsse der Raumgitterstörungen bereits so überwiegend, daß eine Kristallzertrümmerung sich im Diagramm, wie Abb. 20 veranschaulicht, nicht mehr bemerkbar macht. Der Kristall wurde senkrecht zu der 010-Ebene zwischen zwei ebenen Stempeln zusammengestaucht, und zwar wurde seine Höhe um 80 vH vermindert. Abb. 21 zeigt den gleichen Versuch mit einem Aluminiumeinkristall; als Druckflächen diente ein Würfelflächenpaar, die Höhenabnahme bei dem Druckversuch betrug ebenfalls 80 vH. Eine Zertrümmerung macht sich im Lauebild genau so wenig bemerkbar, wie in dem Diagramm des um den gleichen Betrag deformierten Gipskristalls.

Die aus den Lauebildern gewonnenen Erkenntnisse lassen also zwei deutlich verschiedene Gruppen von Stoffen unterscheiden, und zwar einerseits solche, die dem Lauebild deutliches asteristisches Gepräge verleihen, andererseits in 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.¹²⁾

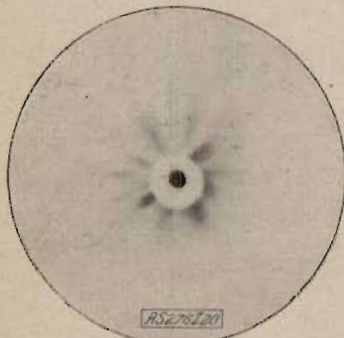


Abb. 20. Lauebild eines gestauchten Siliziumkristalls. Höhenabnahme 80 vH. Die Deformation hat zur Kristallzertrümmerung geführt.

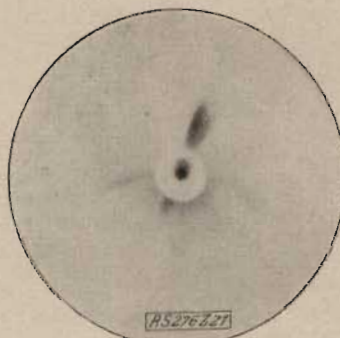


Abb. 21. Lauebild eines gestauchten Gipskristalls. Höhenabnahme 80 vH.

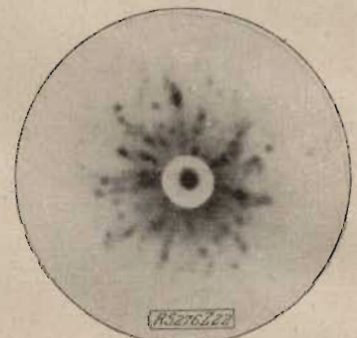


Abb. 22. Lauebild eines gestauchten Aluminiumkristalls. Höhenabnahme 80 vH.

Metallkristallen zu ganz andern Ergebnissen. Die einzelnen Reflexionspunkte werden zu Strahlen verzerrt, das Lauebild zeigt deutlich ausgeprägten Asterismus. Je nach der Orientierung der Kristalle werden verschiedene Figuren erhalten.

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. Hierfür kommen u. a. in Frage Quarz, Bor, Arsen, Antimon, Schwefel und Silizium. Zur Bestätigung des Gesagten wurde ein Siliziumeinkristall parallel zu einer Spaltfläche zusammengestaucht; die Höhenabnahme betrug 80 vH. Die Trümmer bildeten ein noch gut zusammenhängendes Plättchen. Das Ergebnis dieses Versuches veranschaulicht die Abb. 20. Das Diagramm baut sich aus zahlreichen singulären Reflexionspunkten auf, die von den größeren Kristalltrümmern herrühren. Außerdem weist es einen deutlich ausgeprägten Hof auf, der die Anwesenheit staubfeiner Kristallite verrät. Der Asterismus ist sehr schwach ausgeprägt, und läßt auf,

Methodik der dislozierten Reflexion.

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 ohne sich in wissenschaftlich noch nicht ganz einwandfrei erwiesene Betrachtungen zu verlieren, sollte man wohl aber zweckmäßig, neben dem Röntgenverfahren tunlichst noch andere Prüfverfahren zur Klärung dieser sehr verwinkelten Vorgänge heranziehen. Eine sichere Führung gewährt eine physikalische Erscheinung, die als „dislozierte“ bzw. „topische“ Reflexion vom Vortragenden wiederholt bekanntgegeben worden ist.

In Abb. 23 ist ein Aluminiumstab, der aus drei Kristalliten besteht, im Längsschnitt veranschaulicht worden. Im Bereiche der einzelnen Kristallfelder kann gemäß der Abbildung einheitliche homogene Reflexion wahrgenommen werden. Durch eingehendes Studium der Wechselbeziehungen der Reflexionsintensität konnte

¹²⁾ E. Schiebold übersieht bei seinen Auswertungsversuchen (Z. f. Metallk. Bd. 16 (1924) S. 472), daß es für die Auswertungsgrundlagen nicht gleichgültig ist, ob man von den verzerrten Strahlen das Symmetriezentrum wählt oder auch die Peripherizonen der Strahlenbilder mit berücksichtigt.

¹¹⁾ Czoehrański, Z. f. Metallk. Bd. 15 (1923) S. 60.

festgestellt werden, daß der Höchstwert der Reflexionsintensität in der Würfel-Normalen, der Mindestwert in der Richtung der Oktaeder- und die mittlere Reflexionsintensität in der Richtung der Dodekaeder-Normalen liegt. Man kann also auf diese Weise die Orientierung eines Kristalles aus dem Maße seiner Reflexionsintensität ab-

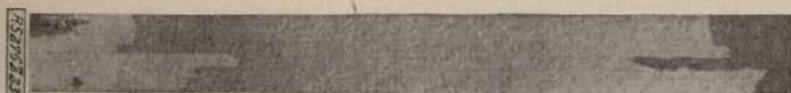


Abb. 23. Einkristallstab aus Aluminium mit zwei anders orientierten Nachbarkristallen. Längsschnitt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

leiten. Andererseits 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 Aluminiumstab von der Form eines vierseitigen Prismas, dessen Begrenzungsflächen den Würfelflächen entsprechen und der nach dem Anätzen einheitliche Reflexion zeigt (Abb. 24), einem Verdrillungsversuch unterworfen und neu geätzt, so wechselt seine Reflexion gemäß Abb. 25, von Stelle zu Stelle, und zwar nach Maßgabe des Verdrillungsgrades.

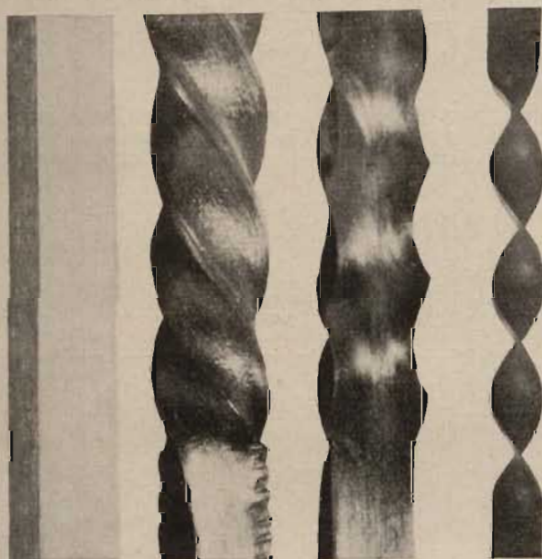


Abb. 24. Aluminium-Einkristallstab, von Würfelflächen begrenzt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

Abb. 25. Derselbe Kristall nach der Verdrillung um 360° . Die Würfelfläche gibt sich nach jeder Viertel-Umdrehung durch einen Reflexionshöchstwert zu erkennen. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

Abb. 26. Der in Abb. 25 dargestellte Kristall im Längsschnitt bei dem die Reflexionshöchstwerte der Würfelflächen die gleiche Anordnung zeigen. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure; etwa nat. Größe.

Abb. 27. Modell einer verdrillten Würfelfläche.

Daß es sich hierbei um keine Oberflächenwirkung handelt, lehrt das Schliffbild des Längsschnittes. Wie Abb. 26 zeigt, wechselt nämlich im Längsschnitt die Reflexionsintensität ebenso wie an der Oberfläche von Stelle zu Stelle. Durch diesen Versuch ist also erwiesen, daß die Würfelfläche des Kristalls aus ihrer ursprünglichen Lage in gesetzmäßiger Weise herausgedreht worden ist. Nach jeder Viertelverdringung wird in regelmäßiger Wiederholung der Reflex der Würfelfläche angezeigt.

Werden in regelmäßigen Abständen Normale zu der auf diese Weise verdrillten Würfelfläche gefällt, so lassen sie sich zu einer wendeltreppenartigen Ebene verbinden. Eine ursprünglich ebenmäßige Würfelfläche

wird also bei der Verdrillung zu einem Band, gemäß Abb. 27 verformt. Vergleicht man den auf diese Weise ermittelten Verdrillungsgrad der Würfelfläche mit dem Grad der Verdrillung, so kann man eine völlige Übereinstimmung der Zahlen feststellen, wie aus der Zahlentafel 1 hervorgeht. Dieser Versuch beweist also zu-

nächst, daß ein verdrillter Aluminiumkristall sich so verhält, als ob mit der Verdrillung eine proportionale Raumgitterstörung einherschreiten würde.

Zahlentafel 1. Verdrillungsgrad und Verdrehungsgrad der Würfelfläche.

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

In der topischen Reflexion liegt also offenbar ein Mittel vor, das gestattet, die Raumgitterstörungen beim Fließen eines Kristalls genau zahlenmäßig verfolgen zu können. Man kann sie demnach mit gewissen Einschränkungen, auf die noch zurückzukommen sein wird, auch als Mittel zur quantitativen Bestimmung des vorausgegangenen Beanspruchungsgrades verwenden.

Rückdrillung.

So instruktiv die angeführten Beispiele auch sein mögen, so beweisen sie zunächst doch nur, daß man einen plastischen Kristall in der Weise umgestalten kann, indem man ihn als Ganzes von Stelle zu Stelle so zu verdrehen vermag, daß ein jeder Teil des Kristalls gegen einen andern verdreht erscheint. Wenn man wollte, könnte man diese Erscheinung also noch mit nicht mehr wahrnehmbaren Zertrümmerungen in Zusammenhang bringen und zu erklären versuchen. Dem kann aber noch mit weiteren Beweisgründen entgegengetreten werden. Dieser Nachweis beruht ebenfalls auf der Anwendung des Verfahrens der topischen Reflexion. Folgende Beispiele mögen das dartun.

Der in Abb. 28 wiedergegebene Aluminiumkristall, (ursprüngliche Orientierung 22° in der Richtung φ und 3° in der Richtung ζ) wurde im oberen Teil des Stabes in der Richtung der Längsachse um genau 360° verdrillt, das mittlere Stück wurde nicht beansprucht, während das untere Ende ebenfalls um 360° verdrillt wurde, um darauf in die Nullage zurückgedrillt zu werden.

An diesem Stabe konnten nun folgende bemerkenswerte Feststellungen gemacht werden. Das obere Ende des Stabes zeigte das typische Deformationsbild eines verdrillten Einkristalls. Entsprechend der Neigung der Hauptachsen zu der Stabachse weicht dieses Deformationsbild von dem der Abb. 26 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.

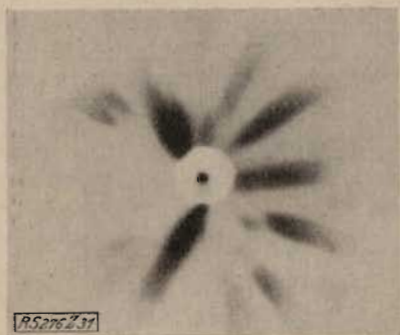
Abb. 29 zeigt nun den mittleren Teil des gleichen Stabes in etwas stärkerer Vergrößerung, das dazu-

gehörige Lauebild Abb. 30. Das Bild zeigt die übliche Zonenausbildung und eine Anordnung, wie sich dies aus der Orientierung des Kristalls nach dem Röntgenverfahren ableiten läßt. Die Reflexionspunkte sind etwas verzerrt.

In Abb. 31 ist das Lauebild des verdrehten oberen Teiles der Probe (Abb. 28), der in Abb. 32 stärker vergrößert wiedergegeben ist, veranschaulicht. Der Unterschied zwischen diesem Diagramm und dem Dia-

gramm 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 ausschalten. Diese Diagramme beweisen also erneut, daß von einer Zerkümmung des Kristallkörpers nicht mehr die Rede

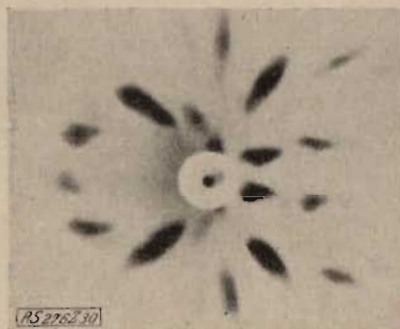
← Abb. 28. Aluminium-Einkristallstab. Mitte nicht verdreht. Oberer Teil um 360° verdreht. Unterer Teil um 360° verdreht und darauf um den gleichen Betrag zurückgedreht. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure etwa nat. Größe.



← Abb. 31. Lauebild des oberen Teiles des in Abb. 28 dargestellten Stabes mit stark asteristischem Gepräge als Kennzeichen starker Raumgitterstörung.



Abb. 32. Oberes Ende des in Abb. 28 dargestellten Aluminium-Einkristallstabes, stärker vergrößert. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.



← Abb. 30. Lauebild des mittleren unverdrehten Teiles; schwach verzerrt, da durch den Angriff der Spannbacken auch in diesem Teile leichte Deformationen aufgetreten waren.



Abb. 29. Mittlerer Teil des in Abb. 28 dargestellten Aluminium-Einkristallstabes, stärker vergrößert. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.



← Abb. 34. Lauebild des unteren zurückgedrehten Teiles, ähnlich dem von völlig unbeanspruchten Kristallen, da die Raumgitterstörungen bis zu einem gewissen Grade wieder rückgängig gemacht wurden.



Abb. 33. Unterer Teil des in Abb. 28 dargestellten Aluminium-Einkristallstabes mit deutlich ausgeprägten Zwillingen, die regelmäßig bei der Rückdrillung auftreten. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

gramm des ungestörten Teiles 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.

Am wichtigsten dürfte wohl die Prüfung des zurückgedrehten Teiles des Stabes auf sein Verhalten hin sein. Das Bild dieses Teiles des Stabes, der in Abb. 33 stärker vergrößert wiedergegeben ist, zeigt Abb. 34. Es ist in der Tat höchst überraschend, daß die zu erwartende asteristische Prägung des Bildes bis auf Spuren durch die Rückdrillung wieder rückgängig gemacht worden ist. Das Diagramm stimmt nunmehr mit dem des unbeanspruchten Kristalls fast überein. Es ist sogar in der Aus-

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, nicht umkehrbare Vorgänge. Den Ansatz zu einer solchen Hypothese glaubt der Vortragende in der Vorstellung labiler Atombildungen gegeben zu haben¹²⁾.

Es dürfte nun von Wert sein, zu verfolgen, in welcher Weise sich die Rekristallisation, des in Abb. 28 wiedergegebenen Stabes vollzieht. Diese Gefügeumbildung nach einer mehrstündigen Rekristallisation bei 620° veranschaulichen Abb. 35, 36 und 37, und zwar

¹²⁾ Z. d. V. d. I. Bd. 34 (1923) S. 592.

Abb. 35 das obere Ende des Stabes, dessen Verdrillungsgrad 360° betrug, Abb. 36 den unbeanspruchten Teil des Stabes, während Abb. 37 dem zurückverdrillten Stabteil entspricht. Bemerkenswert ist, daß nur in dem um 360° verdrillten Teil starke Rekristallisationswirkungen wahrgenommen werden können, während sie in dem zurückgedrillten 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 verdrillten Teiles geführt hat. Es ist dies ein Beweis für das verschiedenartige Verhalten des Einkristalles in den verschiedenen Achsenrichtungen. Die Rekristallisationsfelder zeigen noch deutliche Überdeckung 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 zurück-



MS276235

Abb. 35. Oberes Ende des in Abb. 28 dargestellten Aluminium-Einkristallstabes nach mehrstündiger Rekristallisation bei 620° . Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.



MS276236

Abb. 36. Mittlerer unbeanspruchter Teil des in Abb. 28 dargestellten Aluminium-Einkristallstabes, ausgeglüht bei 620° . Die Rekristallisation ist ausgeblieben. (Flußsäure-Salzsäure.)



MS276237

Abb. 37. Unteres Ende des in Abb. 28 dargestellten Aluminium-Einkristallstabes, bei 620° ausgeglüht. Nur die von Zwillingen durchsetzte Partie ist zonenweise rekristallisiert. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

gedrillten Stabteiles einheitliche Orientierung zeigen und daß ihre Orientierung sowohl von der ursprünglichen des Stabes, sowie von der der bei der Beanspruchung entstandenen Zwillingslamellen verschieden ist.

Die gesetzmäßig angeordneten Streifen in der unteren Stabhälfte sind beim Al eine ziemlich seltene Erscheinung. Bei einer um 90° veränderten Beleuchtung kann ein gesetzmäßiges Umschlagen der topischen Reflexion festgestellt werden, wie dies aus den Abb. 38 und 39 zu ersehen ist. Zwillingsbildungen in Aluminium scheinen den Ergebnissen dieser Untersuchung gemäß nur bei der Rückdrillung aufzutreten, daß ist also bei einem Wechsel des Kraftangriffes. Unter Beachtung dieser Maßnahme läßt sich ihre Ausbildung allerdings regelmäßig wiederholen.

Erreicht die Verdrillung genügend hohe Beträge, so gelangt der ganze Querschnitt zur Rekristallisation, wie dies Abb. 40 an einem dreimal um 360° verdrilltem Einkristallstab veranschaulicht. Durch Verdrillung derart hoch beanspruchte Kristalle zeigen auch nach völliger Rückverdrillung die gleiche Neigung zur

Rekristallisation, wie Kristalle, die nur einfach verdrillt worden sind. Dies veranschaulicht Abb. 41 an der anderen Hälfte des in Abb. 40 wiedergegebenen Aluminiumeinkristalls. Während bei dem schwach beanspruchten Einkristall ein Widerspruch mit dem Rekristallisationsgesetz besteht, ist dies bei stärkerer Deformation nicht mehr der Fall.



MS276238-41

Abb. 38. Unterer Teil des in Abb. 28 dargestellten Aluminium-Einkristallstabes mit deutlich ausgeprägten Zwillingsstreifen, stärker vergrößert. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

Abb. 39. Der in Abb. 38 dargestellte Aluminiumkristall bei verändertem Einfallswinkel der Lichtquelle, Flußsäure-Salzsäure.

Abb. 40. Aluminium-Einkristall um 3 mal 360° verdrillt und darauf bei 620° rekristallisiert. (Flußsäure-Salzsäure.)

Abb. 41. Aluminium-Einkristall um 3 mal 360° verdrillt und um den gleichen Betrag zurückgedrillt, darauf bei 620° rekristallisiert. Die Korngröße ist entsprechend dem Rekristallisationsschema kleiner als bei der in Abb. 40 wiedergegebenen Probe. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

Werden Einkristalle durch Zug beansprucht, so kann ebenfalls ein gesetzmäßiger Verlauf der Rekristallisationserscheinungen, eine Tatsache, die auch häufig bezweifelt wird, beobachtet werden. Abb. 42 bis 44 veranschaulichen das für drei Aluminiumeinkristalle verschiedener Orientierung, die nach der Zugbeanspruchung der Rekristallisation unterworfen wurden.



MS276242-44

Abb. 42 bis 44. Drei Aluminium-Einkristallzerfällstäbe mit Fließkegeln nach der Rekristallisation bei 620° . Die Korngröße steht in gesetzmäßigem Zusammenhang mit dem Rekristallisationsschema; sie steht in umgekehrtem Verhältnis zur Festigkeit und Dehnung. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

Die eingeschnürten Teile des Querschnittes entsprechen den Fließkegelpartien.

Bei den Rekristallisations-Versuchen 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 die Rekristallisation fortschreitet. Zu ähnlichen Ergebnissen gelangt auch auf Grund von Röntgen-Untersuchungen Glocker¹⁴⁾. Hierin liegt aber einer der wichtigsten Gegengründe 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 der bereits begonnenen Rekristallisation sind. Soweit das Beobachtungsmaterial hinreicht, scheint die von Polanyi und seiner Schule festgestellte Abhängigkeit der Achsenrichtung von der Deformationsrichtung die gleiche Gesetzmäßigkeit zu ergeben, wie dies allgemein bei der Rekristallisation festgestellt werden kann. Die statistische Auswertung der Zahlenergebnisse von Deformationsrichtung und von der resultierenden Orientierung nach der Rekristallisation ergibt eine ausgesprochene Bevorzugung in der Richtung der Dodekaeder-Normalen, das ist in der Richtung des ausgiebigsten Fließens. Aus diesem Beispiel dürfte es erhellen, welche Rolle der Metallographie als Beraterin bei diesen Fragen vorläufig noch immer zugesprochen werden muß.

Verschiebung des Achsenwinkels.

Aber auch diese Ergebnisse dürften wohl noch nicht jede Angriffsgrundlage zunichte machen. Sind alle hinzugezogenen kristallgeometrischen Überlegungen richtig, so müssen sich die Achsenwinkel derart verformter Kristalle einschneidend verändert haben. Die Beweiskette wäre vielleicht erst dann geschlossen, wenn es gelänge, diese Veränderungen zahlenmäßig zu bestimmen. Durch das topometrische Verfahren kann nun in der Tat auch dieser letzte Beweis beigebracht werden.

In Abb. 45 ist ein Aluminiumeinkristall wiedergegeben, in dem die Lage des Achsenkreuzes durch

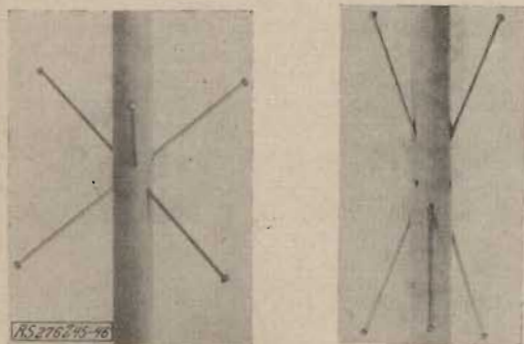


Abb. 45. Aluminium-Einkristall; markierte Kristallachsen. Abb. 46. Der in Abb. 45 wiedergegebene Kristall, bei dem die Achsenwinkel bei der Deformation eine weitgehende Verschiebung erlitten haben.

Markierungen sichtbar gemacht worden ist. Nach dem Zerreißversuch konnte in der Richtung φ eine Neigung der Hauptachsen von 7° , in der Richtung ζ eine solche von 12° ermittelt werden (Abb. 46). Bei einem andern

¹⁴⁾ Z. f. Metallk. Bd. 16 (1924) S. 377.

Zahlentafel 2. Änderung des Achsenverhältnisses.

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

Aluminiumkristall wurden Neigungen von 20 und 30° gefunden. Eine Reihe von Messergebnissen ist in der Zahlentafel 2 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 aufzugeben vermöchte. 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 sehr bedeutungsvoll werden, nachdem so Art und Betrag der Störung nunmehr numerisch exakt beziffert werden können.

Eigenschaften und Geometrie des Fließens.

Über 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. Voigt¹⁵⁾ 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, wodurch in vielerlei Hinsicht überraschende Ergebnisse zutage traten, in erster Annäherung¹⁶⁾, zu lösen.

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° entspricht¹⁷⁾. Wie die Prüfung aber ergeben hat, 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 wurden in vollem Gegensatz zu der Theorie die Höchstwerte der Dehnung gefunden. Die größte Dehnung tritt 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

¹⁵⁾ Ann. d. Phys. Neue Folge. (1893) S. 636.

¹⁶⁾ Czocharski, Z. d. V. d. I. Bd. 67 (1923) S. 533; Z. f. Metallk. Bd. 16 (1923) S. 7.

¹⁷⁾ Czocharski, Z. d. V. d. I. Bd. 43 (1923) S. 534.

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 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. der Winkel, in dem stets die ersten bleibenden Materialverschiebungen auftreten, wenn Einflüsse vektorieller Natur nicht in Betracht zu ziehen sind.

Nach diesen Darlegungen findet also 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 Gleitungen nicht begünstigen, sondern ganz im Gegenteil in stärkstem Maße hemmen.

Eine geschlossene Erklärung der Fließvorgänge mit Hilfe von Gleitebenen ist überhaupt nicht möglich. Aus Gründen der Einfachheit können aber in roher Annäherung die Würzelflächen 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 Fließebenen 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 kristallographischen rationalen Ebenen (Würfel-, Dodekaeder-, Oktaederflächen, Spaltebenen usw.) einnehmen können, wenn sie auch in gewissen Kristallrichtungen, aber unter Einfluß 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 in jene rationalen Kristallebenen versetzen zu müssen. Die Literaturangaben dieser Art sind äußerst widerspruchsvoll.

Die Vorgänge beim Fließen widersprechen allen kristallographischen Deutungsversuchen und sie scheinen wohl nur dann verständlich, wenn ihnen Störungen im gesetzmäßigen Aufbau des Gitters zugrunde 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 Kugel-

packung. Dieser Vorstellung scheinen auch Ergebnisse der Röntgenforschung keineswegs zu widersprechen.

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 Groß¹⁸⁾ dieser Standpunkt geteilt. Er kommt zu dem Schlußergebnis: „Es gibt keine Möglichkeit, durch Parallel-Verschiebungen 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 heute 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 Beweisgründe, um dies zusammenzufassen, ins Feld rücken:

1. der mikroskopische Befund, der auf keinerlei Kristallzertrümmerungen schließen läßt,
2. das Auftreten von Ätzfiguren, die beweisen, daß die Größe der Trümmerteilchen, falls solche auftreten sollten, endlich begrenzt sein müßten,
3. der ausgeprägte Asterismus der Lauebilder,
4. der Charakter der Fließbilder als Analogen 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 Übereinstimmung des Verdrehungsgrades der Gitterebenen mit dem Grade der Verdrillung und als Hauptbeweisgrund
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 wichtigen zukünftigen Aufgaben der Erforschung des Debye-Scherrer-Verfahrens bleiben müssen. Bis dahin muß aber die Metallkunde noch ihre eigenen Wege gehen, die, wie gezeigt werden konnte, nicht erfolglos zu sein scheinen. RS [276]

Eingegangen am 1. Dezember 1924.

¹⁸⁾ Z. f. Metallk. Bd. 16 (1924) S. 18.