
Die Beziehungen der Metallographie zur physikalischen Forschung.

Von J. CZOCHRALSKI, Frankfurt a. M.

I. Geschichtliches.

Vor etwa fünfzig Jahren hat es nur eine Hüttenchemie gegeben. Die Physik machte zu dieser Zeit die ersten schüchternen Antrittsbesuche im Bereich der Hüttenkunde. Veranlassung hierfür gab der Wettbewerb zwischen Stahl und Eisen, sowie zwischen Flußeisen und Schweißeisen und seit 1879 auch zwischen Thomas- und Bessemereisen im Eisenbahnbau, besonders im Hinblick auf Schie-

nenmaterial. 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 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 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 widerstreitend an die physikalisch-mechanischen Prüfungsmethoden, und es dauerte geraume Zeit, ehe er sich mit dieser konventionellen Form der Bewertung seiner Erzeugnisse durch die Behörden befriedete. 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. Maßgeblichen Einfluß haben später auf diese Entwicklung auch vereinzelte Forschungen der Technik gewonnen.

Die Errungenschaften der physikalischen Chemie brachten aber wohl nur dem Eisenhüttenmann, 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 Metallo-

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

So vielverheißen nun die ersten Versuche der vorgenannten Forscher waren, so zeigte sich alsbald die Schwierigkeit, weitere erfolgreiche Angriffs-punkte 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 „quasiisotropen“ 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.

II. Erzeugung von Einkristallen.

Der erste Versuch, einzelne Krystallindividuen durch Ausschälen aus grobkristallinen Gußstücken zu gewinnen, ist wohl 1913¹⁾ unternommen worden. Die Methode ist aber nur ein Notbehelf. Es gelingt auf diese Weise schwer, Krystalle von genügender Größe zu erzeugen, außerdem sind Gußkrystalle nur selten homogen und können demzufolge gewisse Schwächen aufweisen, die unzuverlässige Zahlenwerte ergeben können. Immerhin ist es möglich, unter günstigen Arbeitsbedingungen nach dem Verfahren Krystallindividuen bis zu Fingergröße zu erhalten. Einige auf diese Weise erzeugte Kupferkrystalle zeigen die Fig. 1 u. 2; die Krystalle sind mit Schlußflächen versehen, die dendritisches Ätzgefüge aufweisen und mit deren Hilfe die Orientierung der Krystalle sich unschwer feststellen läßt²⁾.

Lange Zeit hindurch war man nun auf dieses Verfahren angewiesen, zumal natürliche Metallkrystalle aus Sammlungen infolge verständlichen Besitzfeuers für Untersuchungszwecke so gut wie unzugänglich waren. Durch einen merkwürdigen Zufall hat Verfasser dann 1917 das „Capillarverfahren“ zur Erzeugung von Krystallfäden gefunden, und zwar auf Grund der Beobachtung, daß aus einer erstarrenden Schmelze an einem Glasstab od. dgl. entnommene Tropfen der Schmelze keine Kugelgestalt annehmen, sondern entgegen

¹⁾ MOELLENDORFF und CZOCHRALSKI, Zeitschr. d. Ver. dtsch. Ing. 1913, S. 931.

²⁾ Zeitschr. d. Ver. dtsch. Ing. 1923, S. 536.

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 Krystallsplitter) 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 Einkrystallfaden. Soweit es gelingt, den Krystallen von vornherein eine gewünschte Orientierung zu verleihen (gute Ergebnisse haben WARTENBERG, POLANYI und GRÜNEISEN erzielt), leistet das Verfahren gute Dienste; ein Aufteilen der Krystalle in verschiedenen 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 Krystallisationsgeschwindigkeit benutzt werden kann.

Etwa zu gleicher Zeit hat der Verfasser auch das sog. Rekrystallisationsschema und damit einen neuen Weg zur Erzeugung von Einkrystallen bekanntgegeben¹⁾. Dieser Weg erwies sich bald als besonders erfolgreich.

Im wesentlichen verfährt man wie folgt: Weichgeglühte Metallstreifen werden einer Kaltstreckung von einigen wenigen Prozenten unterworfen und darauf erneut rekrystallisiert. Bei geeigneten Graden der Kaltstreckung und der Glühtemperatur können die Metallstreifen bei der Rekrystallisation in Einkrystalle verwandelt werden. Besondere Wärmebehandlung kann sich hierbei als vorteilhaft erweisen. Solche Krystalle eignen sich für physikalische Untersuchungen ganz besonders, weil sie in allen Abmessungen hergestellt werden können und auch an der Oberfläche frei von krystallographischen Störungen sind²⁾. Man kann auf diese Weise Krystalle bis zu mehreren Zentimetern Dicke und mehreren Dezimetern Länge in bequemer Weise erzeugen. Durch Aufteilen solcher Krystalle erhält man alsdann das geeignete Versuchsmaterial für die Durchführung von umfassenden Versuchsreihen. Vom Verfasser wird fast ausschließlich dieser Weg als der sicherste und zuverlässigste benutzt.

III. 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

¹⁾ Int. Zeitschr. f. Metallographie 1916, S. iff.

²⁾ In diesem Zusammenhang sei auf das Verfahren von ORBIG und SCHALLER zur Erzeugung von Fadenkrystallen verwiesen, das mit dem soeben erörterten verwandt sein dürfte und auf der Erzeugung von Einkrystallen aus gepreßten Metallpulvern beruht. Dieses Verfahren wird von vielen Werken als Geheimverfahren zur Herstellung von Glühlampenfäden benutzt.

1917¹⁾). In Anlehnung an die früheren krystallographischen Forschungen bestätigen sie die Angaben REUSCHS und MÜGGES über das Auftreten von Gleitebenen an Einkrystallen 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 Einkrystall-Druckkörpern näher beschrieben. Wichtiger war die Feststellung, daß die Fließvorgänge auch im Innern der Einzelkrystalle verfolgt werden können und stets einschneidende Veränderungen in der gesetzmäßigen Gefügeausbildung hervorrufen. Diese Beobachtungen gaben den ersten Anlaß zu der Entwicklung der in der Folge als sehr erfolgreich erwiesenen Verlagerungshypothese. Im Zusammenhang mit ihr haben auch die Rekrystallisierscheinungen an Ein- und Vielkrystallen weitgehende Aufklärung gefunden. Die letzte der genannten Arbeiten behandelt die Capillarmethode der Krystallerzeugung und die Messung der Krystallisationsgeschwindigkeit an den Metallen Zink, Zinn, Blei.

Weitere physikalische Untersuchungen an solchen Capillarkrystallfäden des Zinks und Wolframs führte WARTENBERG²⁾ aus und stellte fest, daß elastische Nachwirkungserscheinungen an Einkrystallen dieser Metalle ebenso wie bei anderen Einkrystallen nicht nachgewiesen werden können.

Neueren Datums sind die Messungen der Elastizitätsgrenze an Aluminium-Einkrystallen verschiedener Orientierung, die der Verfasser durchgeführt hat, desgleichen des elektrischen Leitungsvermögens auch nach Kaltbearbeitung und die sehr exakten Messungen der elastischen Konstanten und des elektrischen Leitvermögens, die GRÜNEISEN an Zink und Cadmiumkrystallen durchgeführt hat³⁾.

Eine besondere Stellung unter den einschlägigen Arbeiten nehmen die eindringlichen Untersuchungen POLANYIS und seiner Schule⁴⁾ 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 Drehkrystall- und das DEBYE-SCHERRER-Verfahren, die diese Forscher anwenden, nicht, Raumgitterstörungen röntgenphysikalisch exakt zu deuten, alsdann sind röntgentechnische Fragen, insbesondere die der Strah-

¹⁾ MOELLENDORFF und CZOCHRALSKI, Zeitschr. d. Ver. dtsch. Ing. 1913, S. 931; CZOCHRALSKI, Int. Zeitschr. f. Metallographie 1916, S. iff; CZOCHRALSKI, Zeitschr. f. phys. Chemie 92, 219. 1917.

²⁾ Verhandl. d. dtsch. phys. Ges. 1918, S. 113.

³⁾ Phys. Zeitschr. 24, S. 506. 1923.

⁴⁾ Lit. vgl. CZOCHRALSKI, Moderne Metallkunde 1924, S. 246 (Verlag Springer, Berlin).

lungsintensität gestörter Gitteranteile kaum einer näheren Untersuchung unterzogen worden¹⁾). Anomalien, die bei Aufnahme der Röntgendiagramme deformierter Metalle stets auftreten und die sich in verringelter 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 kaum eine 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 Rekrystallisation 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-Apparat nachgewiesen werden, eine Erscheinung, die zweifellos auf verborgene Rekrystallisation 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.

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 Ätzbild festgehalten werden konnten. Dieses „asymmetrische Fließen“ konnte aber bis vor kurzem nur qualitativ verfolgt werden, eine quantitative Erfassung und Auswertung war bislang noch nicht möglich. Erst neuerdings ist es dem Verfasser gelungen, ein Verfahren der quantitativen Messung, das sog. „Topometerverfahren“, auf das noch näher eingegangen werden soll, auszuarbeiten. Die von der Verlagerungshypothese gemachte Annahme tiefgreifender Raumgitterstörungen bei der überelastischen Beanspruchung von verfestigungsfähigen Krystallen 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

¹⁾ Der Verfasser konnte einen Rückgang der Intensität von 10 auf 1 feststellen.

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 Krystalle war es gelungen, dieses Ziel in erster Annäherung zu erreichen. Über das Ergebnis der einschlägigen Arbeiten des Verfassers soll in folgendem kurz berichtet werden.

IV. Neue Ergebnisse und Ziele.

Innere und äußere Fließerscheinungen.

Das Studium der inneren Vorgänge beim Fließen 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 Agentien angeätzt, so kann man beobachten, daß in den verschiedenen Krystallrichtungen der Angriff ein verschiedener ist und auf diese Weise bestimmte Reflexionswirkungen zustande kommen, die mit dem inneren Krystallaufbau in engem Zusammenhang stehen.

In Fig. 3 ist ein von zwei kleineren Nachbarkrystallen umgebener Aluminiumkrystall im Längsschnitt veranschaulicht; für die Vorätzung diente Flußsäure, für die Nachätzung Salzsäure. Der mittlere Krystall 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 Aluminiumkrystall einer Beanspruchung unterzogen, so kann man leicht Störungen im Bereich der anfänglich homogen reflektierenden Felder nachweisen. Ein zylindrischer Aluminiumeinkristall, der einem Torsionsversuch unterworfen und darauf im Längsschnitt nach anschließender Ätzung untersucht wird, zeigt beispielsweise das in Fig. 4 wiedergegebene Reflexionsbild. Das ursprünglich homogen reflektierende Feld ist mannigfaltig gestört. Man kann aus der symmetrischen Konfiguration der Bilder sogar die Zahl der Torsionen herauslesen; in der Figur 4 entsprechen je zwei Einzelfelder je einer Torsion.

Es ist ohne weiteres klar, daß diese Reflexions-



Fig. 1. Ätzdendriten, aus deren Anordnung man die Krystallorientierung ableiten kann. Kupferkrystall, geätzt mit Ammoniumpersulfat 1 : 10.

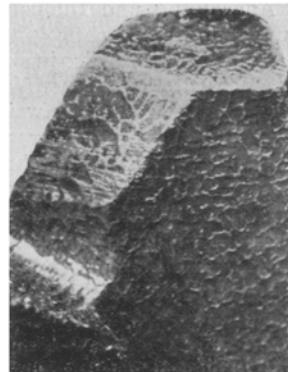


Fig. 2. Synthetischer Kupferkrystall mit Ätzdendriten. Geätzt mit Ammoniumpersulfat 1 : 10,



Fig. 3. Einkristallstab aus Aluminium mit zwei anders orientierten Nachbarkristallen. Längsschnitt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.



Fig. 4. Tordierter Aluminiumeinkristallstab. Längsschnitt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

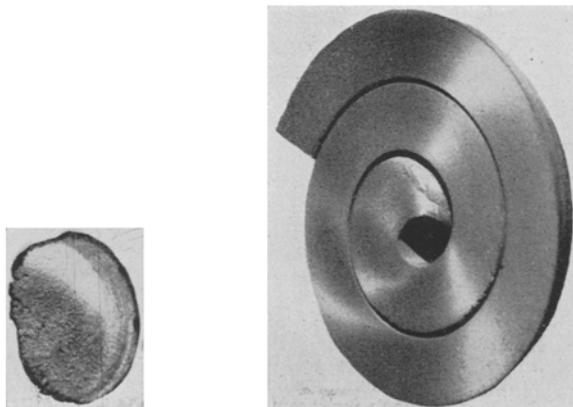


Fig. 5. Tordierter Aluminiumeinkristallstab. Querschnitt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

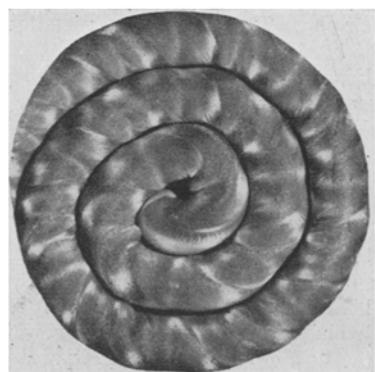


Fig. 6. Spiralartig gebogener Aluminiumeinkristall; Schnitt parallel zur Längsachse des Stabes. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

bilder 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 Fig. 5 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 Fig. 6 an einem spiralförmig gebogenen Aluminiumeinkristall mit einer parallel zur Längsachse verlaufenden Schnittfläche wiedergibt. Das Reflexionsbild entspricht einem dreistrahligem Stern, dessen Reflexionsintensität je nach dem Beleuchtungs- und Beobachtungswinkel kontinuierlich in der Weise wechselt, wie sich dies für einen ideal gebogenen Einkristall krystallgeometrisch ableiten und im voraus bestimmen läßt. Das Reflexionsbild muß sich also für die einzelnen Deformationsarten krystallgeometrisch voraussagen lassen, wenn die Orientierung sowie die Beleuchtungs- und Beobachtungswinkel gegeben sind. Durch die Mannigfaltigkeit im Reflexionswechsel erfreut das Auge insbesondere die Fig. 7, die von einem tordierten und darauf spiralartig gebogenen Aluminiumeinkristall 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 Krystallkörper ist dann krystallographisch in den Achsenrichtungen kaum noch ausgezeichnet. Seine Reflexionsintensität ist in allen Richtungen gleich, er ähnelt mehr oder weniger einem isotropen Körper. Fig. 8 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 folgenden Fig. 9 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 Krystall nicht aufgehört hat, ein einheitlicher Krystallkörper zu sein, lehrt leicht die Tatsache, daß auf keinerlei Weise eine Unterteilung oder Zertrümmerung an eben diesem Krystallindividuum nachgewiesen werden kann. Wird aus einem solchen Krystall wiederum ein zylindrischer Körper geschnitten und dem Torsionsversuch unterworfen, so können die Ein-

flüsse der Krystallnatur noch daran erkannt werden, daß der Stab seine zylindrische Form beim Torsionsversuch nicht beibehält, sondern sich in eigentlich gesetzmäßiger Weise verformt. Er

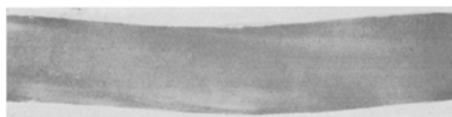


Fig. 8. Einkristallstab aus Aluminium, nach vorangegangener Torsion stark ausgewalzt. Die Fließfiguren sind fast bis zur Unkenntlichkeit verwischt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

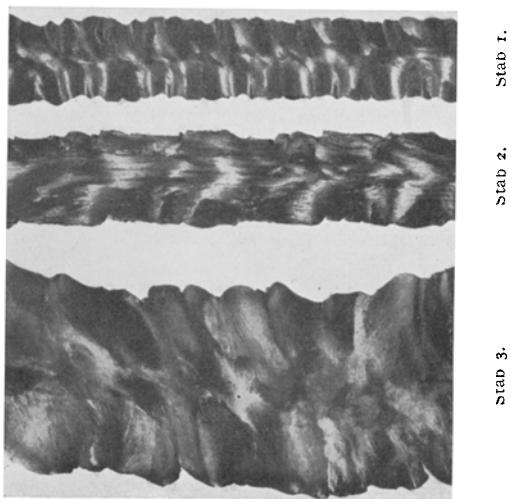


Fig. 9. Stab 1. Tordierter Einkristallstab aus Aluminium mit gesetzmäßigen Fließfiguren. Stab 2. Derselbe Einkristallstab nach dem Auswalzen. Querschnittsabnahme 80%. Stab 3. Derselbe Einkristallstab nach weiterem Auswalzen. Querschnittsabnahme 90%. Stab 4. Derselbe Einkristallstab bis zur Zertrümmerung ausgewalzt (Ausschnitt). Querschnittsabnahme 99%. Die Fließfiguren sind trotz stärkster Deformation wie bei den vorangehenden Bildern noch in voller Deutlichkeit wahrzunehmen. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

nimmt dann in der Regel die Gestalt einer flämischen Säule an, deren Form um so weniger ausgeprägt wird, je stärker der Grad der Verfestigung ist. Fig. 10 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 Fig. 11. Außer den stark ausgeprägten schraubenförmig verlaufenden Rippen sind an den Proben noch mehrere parallel zu diesen verlaufende Furchen sichtbar. Diese Furchen sind, wie durch Einritzten eines Netzes an der Oberfläche der Proben leicht festgestellt werden kann, durch starkes Einschnüren entstanden. Auch diese Verformungsscheinungen verlaufen nach einer bestimmten Gesetzmäßigkeit und lassen sich krystallgeometrisch im voraus bestimmen.

So verschieden die beobachteten Reflexionswirkungen an überelastisch beanspruchten Krystallen sind, so ist ihre Mannigfaltigkeit einzige und allein in der Ausgestaltung des Fließfeldes und den damit verbundenen Störungen im gesetzmäßigen Krystallaufbau 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 Ausdrucksmitte für diese Störungen zu erblicken ist.

Versuche, die Störungsscheinungen in der gesetzmäßigen Reflexion in anderer Weise, z. B. durch die Annahme von Krystallzertrümmerungen deuten zu wollen, sind ergebnislos, auch dann, wenn angenommen wird, daß sich die Krystalltrümmer unter der Einwirkung des Fließens in irgend einer Weise gesetzmäßig anordnen. Torsionsversuche an Vielkrystallproben zeigen nämlich die beschriebenen Verformungsscheinungen nicht. Dies veranschaulicht die Fig. 12 an einer Vielkrystallprobe, deren Torsionszahl den Proben 10 und 11 entspricht. Bezeichnend ist, daß solche Vielkrystallstäbe stets ihre zylindrische Form unverändert beibehalten, während Einkristalle selbst nach vorangegangenen starken Beanspruchungen sich in gesetzmäßiger Weise verformen.

Fig. 13, 14 und 15 veranschaulichen die Gefügeausbildung eben dieser 3 Versuchsstäbe im Längsschnitt. Der vorgereckte obere Krystallstab zeigt ähnlich wie der nur tordierte Stab ein manigfaltig ausgestaltetes Fließbild. Bemerkenswert ist, daß auch die Vielkrystallprobe ein geordnetes, wenn auch sehr verwaschenes Fließbild zeigt; dies hängt mit einem bevorzugten Fließen im einer bestimmten Achsenrichtung zusammen.

Diesen eindringlichen Tatsachen gegenüber erübrigt die Translationshypothese auch in der von POLANYI weiter entwickelten Form das Wesen des Fließens noch immer in Parallelverschiebungen der Krystallite. Daneben werden innere Verknüllungen und Verwackelungen zur Erklärung mit



Fig. 10. Stark gestreckter und darauf tordierter Einkristallstab aus Aluminium. Die Krystallnatur kennzeichnet sich noch durch die gesetzmäßige Verformung des Stabes.



Fig. 11. Torsionsbild eines Aluminiumeinkristallstabes, der keine vorangegangene Streckung erlitten hatte.



Fig. 12. Torsionsbild eines Vielkrystallstabes aus Aluminium, der seine zylindrische Form unverändert beibehalten hat.



Fig. 13.

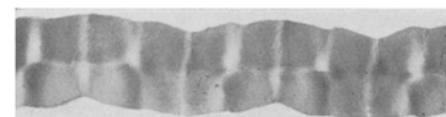


Fig. 14.

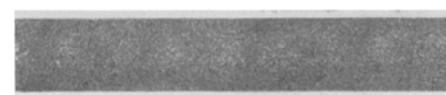


Fig. 15.

Fig. 13—15. Längsschnitte der in den Fig. 10, 11 und 12 wiedergegebenen Stäbe. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

herangezogen, von anderer Seite werden meist auch materielle Krystallitenzertrümmerungen erwogen. Es wäre zweckmäßig, wenn auch von anderer Seite in all diesen Fällen die metallographische Forschung stärker herangezogen würde.

Methodik der Röntgenanalyse.

Es wurde schon früher¹⁾ zu zeigen versucht, in welcher Weise sich die Krystallitenaufteilung im Lauediagramm darstellt. Fig. 16 zeigt das von

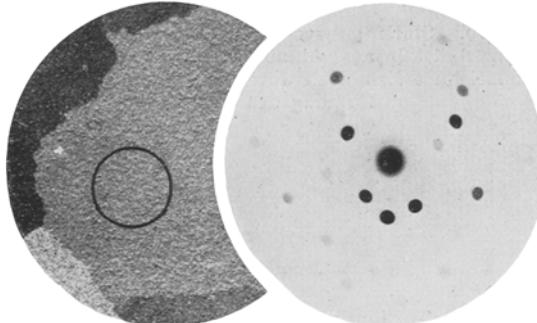


Fig. 16. Aluminiumkrystall mit eingezeichnetem Durchstrahlungsfeld. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure. Rechts: Laue-Diagramm des Aluminiumkrystals.

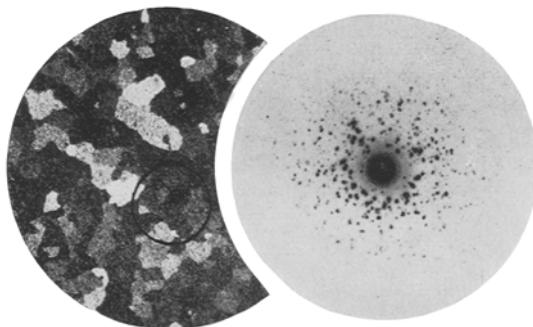


Fig. 17. Aluminiumblech mit eingezeichnetem Durchstrahlungsfeld (ca. 120 Krystalle). Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure. Rechts: Laue-Diagramm des Aluminiumbleches.

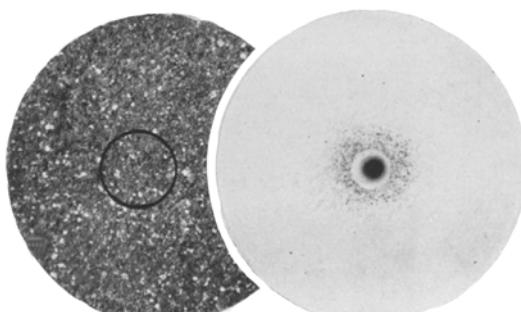


Fig. 18. Aluminiumblech mit eingezeichnetem Durchstrahlungsfeld (ca. 2000 Krystalle). Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure. Rechts: Laue-Diagramm des Aluminiumbleches.

einem Aluminium-Einkrystall erhaltene Lauediagramm, das schön ausgebildete Zonenkreise aufweist, daneben den dazugehörigen Krystalliten mit eingezeichnetem Durchstrahlungsfeld. In welcher Weise das Diagramm beeinflußt wird, wenn

ein Krystallhaufwerk in das Durchstrahlungsfeld eingeführt wird, zeigt die untere Fig. 17, das der mittleren Korngröße nach 120 Krystalle umfaßt. Das Diagramm zeigt zahlreiche verworren angeordnete Reflexionspunkte. Entsprechend der geringen Größe der Krystalle stellen sich die Reflexionspunkte in dem Diagramm auch als sehr kleine Flecken dar. Fig. 18 mit dem daneben dargestellten Durchstrahlungsfeld zeigt das Lauediagramm eines Krystallkomplexes von etwa 2000 Krystallen. 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 Krystallaufteilung zu suchen sein, so müßte die plastische Beanspruchung eines Metalls zu eben den gleichen Ergebnissen führen. Wie die folgenden Figuren aber lehren, gelangt man bei der überlastischen Beanspruchung von Metallkrystallen zu ganz anderen Ergebnissen. Die einzelnen Reflexionspunkte werden zu Strahlen verzerrt, die Lauefigur zeigt deutlich ausgeprägten Asterismus. Je nach der Orientierung der Krystalle werden gemäß den Fig. 19, 20 u. 21 verschiedene Figuren erhalten.

Die in diesen Bildern auftretenden Verzerrungen der Reflexionsprodukte zu bestimmten Sternfiguren ist ein Kennzeichen von Raumgitterstörungen, die mit der überelastischen Beanspruchung einhergehen. Überall dort, wo Krümmungen und Wölbungen der Netzebenen im Spiele sind, tritt als kennzeichnende Erscheinung im Lauediagramm der „Asterismus“ auf. Im übrigen kann der Asterismus auch bei Krystallen von geordnetem Gitteraufbau erhalten werden, wenn der Krystall 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 Gross¹⁾ gezeigt hat, auch an gebogenen Glimmerplättchen beobachtet werden, die nach dem Aufhören des äußeren Zwanges normale Lauediagramme zeigen.

Vielfach wird noch die Anschauung vertreten, daß der Asterismus auch durch Krystallzertrümmerungen 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 Krystalle dieser Mineralien durch Deformation in ein zusammenhängendes Trümmerhaufwerk übergeführt, so zeigen sie als Beweis der Raumgitterstörung im Lauediagramm stets ausgeprägten Asterismus.

¹⁾ CZOCHRALSKI, Zeitschr. f. Metallkunde 1923, S. 60.

¹⁾ Zeitschr. f. Metallkunde 1924, S. 18.

mus, daneben je nach der Größe der Trümmerpartikel 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 Krystallzertrümmerung sich im Diagramm, wie Fig. 22 veranschaulicht, nicht mehr bemerkbar macht. Der Krystall wurde senkrecht zu der 010-Ebene zwischen zwei planen Stempeln zusammengestaucht, und zwar wurde seine Höhe um 80% vermindert. Fig. 23 zeigt das gleiche Experiment an einem Aluminium-Einkrystall als Druckflächen diente ein Würfelflächepaar, die

bildeten ein noch gut zusammenhängendes Plättchen. Das Ergebnis dieses Versuches veranschaulicht die Fig. 24. Das Diagramm baut sich aus zahlreichen singulären Reflexionspunkten auf, die von den größeren Krystalltrümern herrühren. Außerdem weist es einen deutlich ausgeprägten Hof auf, der die Anwesenheit staubfeiner Krystallite verrät. Der Asterismus ist sehr schwach ausgeprägt und läßt, wenn auch auf sehr geringfügige Raumgitterstörungen schließen. Die Krystallitenanzahl in Durchstrahlungsfeld betrug der mittleren Größe nach ungefähr eine Million Individuen.

Die aus den Lauediagrammen gewonnenen Er-

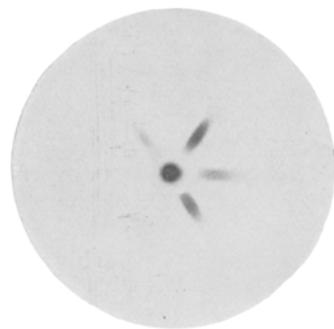


Fig. 19.

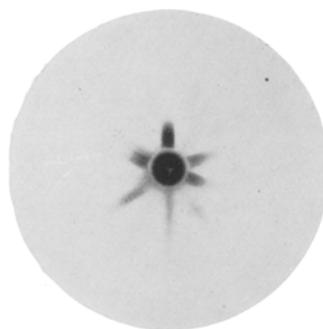


Fig. 20.

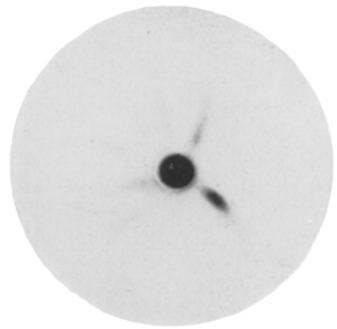


Fig. 21.

Fig. 19—21. Laue-Diagramme stark beanspruchter Aluminium-Einkrystalle verschiedener Orientierung.

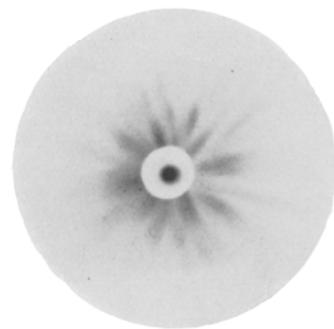


Fig. 22. Laue-Diagramm eines gestauchten Gipskristalls. Höhenabnahme 80%.

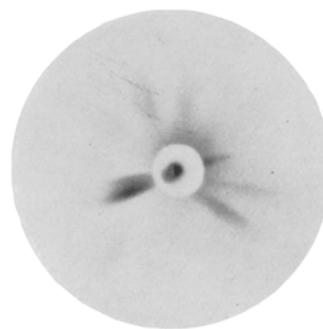


Fig. 23. Laue-Diagramm eines gestauchten Aluminiumkristalls. Höhenabnahme 80%.

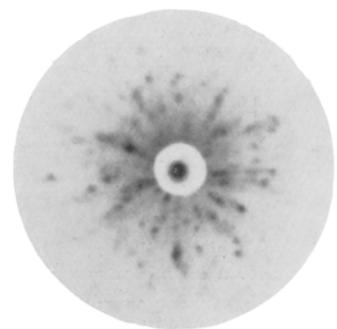


Fig. 24. Laue-Diagramm eines gestauchten Siliciumkristalls. Höhenabnahme 80%. Die Deformation hat zur Krystallzertrümmerung geführt.

Höhenabnahme bei dem Druckversuch betrug ebenfalls 80%. Eine Zertrümmerung macht sich in dem Lauediagramm 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 das Silicium. Zur Bestätigung des Gesagten wurde ein Silicium-Einkrystall parallel zu einer Spaltfläche in der oben angegebenen Weise zusammengestaucht; die Höhenabnahme betrug wie bei den beiden ersten Versuchen 80%. Die Trümmer

kenntnisse lassen also zwei deutlich verschiedene Gruppen von Stoffen unterscheiden, und zwar einerseits solche, die dem Lauediagramm deutliches asterisches Gepräge verleihen, andererseits solche, denen dieses Gepräge fehlt. Stoffe der ersten Art sind durch einen bestimmten Plasticitätsgrad charakterisiert, während die der zweiten Art als typisch spröd und unplastisch anzusehen sind. Wäre der Asterismus eine Folge der Zertrümmerung und besondes der Anordnung dieser Trümmerpartikel, so müßten alle überelastisch beanspruchten Stoffe ohne Ausnahme im Lauediagramm Asterismus aufweisen, was durch das Experiment nicht bestätigt wird.

*V. Methodik der dislozierten Reflexion.
Verwerfung der Krystallebenen.*

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, dürfte es wohl aber zweckmäßig sein, neben der Röntgenmethode tunlichst noch andere Prüfungsmethoden zur Klärung dieser sehr ver-

den. Durch eingehendes Studium der Wechselbeziehungen der Reflexionsintensität konnte festgestellt werden, daß das Maximum der Reflexionsintensität in 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 Metalles 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 Aluminiumkrystall veran-



Fig. 25.

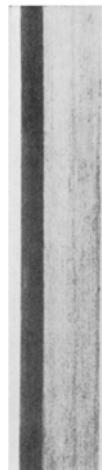


Fig. 26.



Fig. 27.



Fig. 28.



Fig. 29.

Fig. 25. Einkristallstab aus Aluminium mit zwei anders orientierten Nachbarkristallen. Längsschnitt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

Fig. 27. Der in Fig. 26 dargestellte Krystall nach der Torsion um 360° . Die Würfelfläche gibt sich nach jeder Viertel-Umdrehung durch ein Reflexionsmaximum zu erkennen. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

Fig. 29. Modell einer durch Torsion verdrehten Würfelfläche.

Fig. 26. Aluminium-Einkristallstab, von Würfelflächen begrenzt. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

Fig. 28. Der in Fig. 27 dargestellte Krystall im Längsschnitt, bei dem die Reflexionsmaxima der Würfelflächen die gleiche Anordnung zeigen. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

wickelten Vorgänge anzuwenden. Eine sichere Führung gewährt eine physikalische Erscheinung, die als dislozierte bzw. topische Reflexion von dem Verfasser wiederholt beschrieben worden ist. Bekanntlich kann durch die topische Reflexion die Orientierung der Metallkristallite in bequemer Weise bestimmt werden.

In Fig. 25 ist ein Aluminiumstab, der aus drei Krystallen besteht, im Längsschnitt veranschaulicht. Die einzelnen Krystallfelder sind durch Ätzen bloßgelegt worden. Im Bereiche der einzelnen Krystallfelder kann gemäß der Figur einheitliche homogene Reflexion wahrgenommen wer-

schaulicht. Wird ein Aluminium-Einkristallstab von der Form eines vierseitigen Prismas, dessen Begrenzungsfächen den Würfelflächen entsprechen und der nach dem Ätzen einheitliche Reflexion zeigt (Fig. 26), einem Torsionsversuch unterworfen, so zeigt er nach erneutem Ätzen nicht mehr einheitliche Reflexion, sondern die Reflexionsintensität wechselt, gemäß Fig. 27 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 Fig. 28 zeigt, wechselt auch im Längsschnitt die Reflexionsintensität ebenso wie an der Oberfläche von Stelle zu Stelle. Durch diesen Versuch ist also erwiesen, daß die Würfelfläche des Krystals aus ihrer ursprünglichen Lage in gesetzmäßiger Weise herausgedreht worden ist. Nach jeder Vierteltorsion wird in regelmäßiger Wiederholung der Reflex der Würfelfläche angezeigt.

Werden in regelmäßigen Abständen Normale zu der auf diese Weise verdrehten Würfelfläche gefällt, so lassen sie sich zu einer wendeltreppenartigen Ebene verbinden. Eine ursprünglich ebenmäßige Würfelfläche wird also bei der Torsion zu einem Band, gemäß Fig. 29 verformt. Vergleicht man den auf diese Weise ermittelten Verdrehungsgrad der Würfelfläche mit denen der Torsion, so kann man eine völlige Übereinstimmung der Zahlen feststellen, wie aus der Zahlentafel I hervorgeht. Dieser Versuch beweist also zunächst, daß ein

tordierter Aluminiumkrystall sich so verhält, als ob mit der Torsion eine proportionale Raumgitterstörung einher schreiten würde.

In der topischen Reflexion liegt also offenbar ein Mittel vor, das gestattet, die Raumgitterstörungen

Zahlentafel I.

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

beim Fließen eines Krystals genau zahlenmäßig verfolgen zu können. Man kann sie also mit gewissen Einschränkungen, auf die noch zurückzukommen sein wird, auch als Mittel zur quantitativen Bestimmung des vorangegangenen Beanspruchungsgrades verwenden.

(Schluß folgt.)

Die Beziehungen der Metallographie zur physikalischen Forschung.

Von J. CZOCHRALSKI, Frankfurt a. M.

(Schluß.)

Retorsion.

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

Der in Fig. 30 wiedergegebene Aluminiumkrystall (ursprüngliche Orientierung 22° in der Richtung Phi und 3° in der Richtung Rho) 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 Nullage zurückzutordieren zu werden.

An diesem Stab konnten nun folgende bemerkenswerte Feststellungen gemacht werden. Das obere Ende des Stabes zeigte das typische Deformationsbild eines tordierten Einkrystalls. Entsprechend der Neigung der Hauptachsen zu der Stabachse weicht dieses Deformationsbild von dem der Fig. 28 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 Fig. 35 zeigt nun die mittlere Partie des gleichen Stabes in etwas stärkerer Vergrößerung, das dazugehörige Lauenogramm die Fig. 32. Das Diagramm zeigt die übliche Zonenausbildung und eine Anordnung, wie sich dies aus der Orientierung des Krystalls röntgenometrisch ableiten läßt. Die Reflexionspunkte sind etwas verzerrt.

In Fig. 31 ist das Lauenogramm des tordierten oberen Teiles der Probe (Fig. 30), der in Fig. 34 stärker vergrößert wiedergegeben ist, veranschaulicht. Der Unterschied zwischen diesem Diagramm und dem Diagramm des ungestörten Teiles ist sehr augenfällig. Der Asterismus ist von ausgesprochener Prägung. Viele der Strahlen zeigen schrau-

benförmige Gestaltung und geben so gewissermaßen ein Spiegelbild der schraubenförmig verdrehten Netzebenen. Man kann im Lauenogramm 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 Fig. 19–21 wiedergegebenen Sternfiguren noch in deutlicher Beziehung zu dem Diagramm des unbebeanspruchten Krystalls stehen. 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 Teils des Stabes, der in Fig. 36 stärker vergrößert wiedergegeben ist, zeigt die Fig. 33. 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 unbebeanspruchten Krystalls fast überein. Es ist sogar in der Ausbildung exakter als das des unbebeanspruchten 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 Figuren zum Ausdruck bringen, dürfen 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 ableiten.

Diese Diagramme beweisen also erneut, daß von einer Zertrümmerung des Krystallkörpers nicht mehr die Rede sein kann, zugleich aber auch, daß die Raumgitterstörung als solche nicht als die Ursache der Verfestigung angesprochen werden kann (da der Krystall sich auch nach Rekonstruktion des ursprünglichen Gitteraufbaus als verfestigt erweist), sondern offenbar noch andere mit der Raumgitterstörung einhergehende irreversible Vorgänge. Den Ansatz zu einer solchen Hypothese glaubte der Verfasser in der Vorstellung labiler Atombindungen gegeben zu haben¹⁾.

¹⁾ Zeitschr. d. Ver. dtsch. Ing. 1923, S. 592.

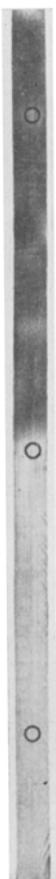


Fig. 30. Aluminiumeinkristallstab. Mitte: Untordiert. Oberer Teil: Um 360° toradiert. Unterer Teil: Um 360° toradiert und darauf um den gleichen Betrag zurücktoradiert. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

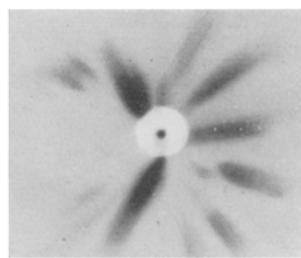


Fig. 31. Laue-Diagramm des oberen Teiles des in Fig. 30 dargestellten Stabes mit stark asteristischem Gepräge als Kennzeichen starker Raumgitterverlagerung.

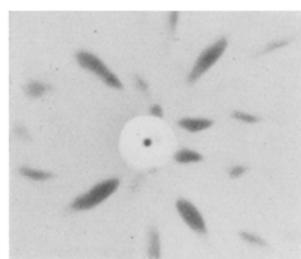


Fig. 32. Laue-Diagramm des mittleren, untordierten Teiles schwach verzerrt, da durch den Angriff der Spannbacken auch in diesem Teile leichte Deformationen aufgetreten waren.

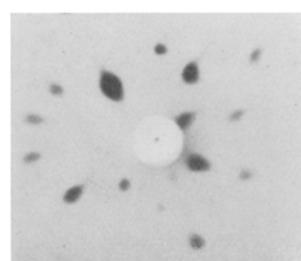


Fig. 33. Laue-Diagramm des unteren, zurücktoradierten Teiles, ähnlich dem von völlig unbeanspruchten Kristallen, da die Raumgitterstörungen bis zu einem gewissen Grade wieder rückgängig gemacht wurden.



Fig. 34. Oberes Ende des in Fig. 30 dargestellten Aluminiumeinkristallstabes, stärker vergrößert. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.



Fig. 35. Mittlerer Teil des in Fig. 30 dargestellten Aluminiumeinkristallstabes, stärker vergrößert. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.



Fig. 36. Unterer Teil des in Fig. 30 dargestellten Aluminiumeinkristallstabes mit deutlich ausgeprägten Zwillingen, die regelmäßig bei der Retorsion auftreten. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

Es dürfte nun von Interesse sein, zu verfolgen, in welcher Weise die Rekrystallisation des in Fig. 30 wiedergegebenen Stabes sich vollzieht. Die Gefügeumbildung des Stabes nach einer mehrstündigen Rekrystallisation bei 620° veranschaulichen die Figg. 37, 38 und 39, und zwar Fig. 37 das obere Ende des Stabes, dessen Torsionsgrad 360° betrug. Fig. 38 den unbeanspruchten Teil des Stabes, während Fig. 39 dem zurücktordierten Stabteile entspricht. Bemerkenswert ist, daß nur in dem um 360° tordierten Teil starke Rekrystallisationswirkungen 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 Rekrystallisationswirkungen nicht auf. Es ist ferner bemerkenswert, daß die Rekrystallisation zur Ausbildung schraubenartiger Zonen entlang der Mantelfläche des tordierten Teiles geführt hat. Es ist dies ein Beweis für die verschiedenenartige Verhalten des Einkristalles in den verschiedenen Achsenrichtungen. Die Rekrystallisationsfelder zeigen noch deutliche Überdeckung mit der ursprünglichen Deformationsfigur, wie dies leicht an den noch nicht rekrystallisierten Teilen des Querschnittes zu erkennen ist.

Es ist ferner bemerkenswert, daß die neu gebildeten Krystalle in der Nähe der Zwillinge des unteren zurücktordierten Stabteiles einheitliche Orientierung zeigen, und daß ihre Orientierung sowohl von der ursprünglichen des Stabes, sowie von der der bei der Beanspruchung entstandenen Zwillingsslamellen verschieden ist.

Die gesetzmäßig angeordneten Streifen in der unteren Stabhälfte sind als eine ziemlich seltene Erscheinung anzusprechen. Daß es sich hierbei um Zwillingsslamellen handelt, konnte einwandfrei unter Zuhilfenahme der topischen Reflexion bestimmt werden. Bei einer um 90° veränderten Beleuchtung kann ein gesetzmäßiges Umschlagen der topischen Reflexion festgestellt werden, wie dies aus den Figg. 40 und 41 zu ersehen ist. Zwillingsbildungen in Aluminium scheinen nur bei der Retorsion aufzutreten, das ist 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 Rekrystallisation, wie dies Fig. 42 an einem dreimal um 360° tordierten Einkristallstab veranschaulicht. Derartig hoch beanspruchte Krystalle zeigen auch nach der Retorsion um den gleichen Betrag die gleiche Neigung zur Rekrystallisation, wie dies Fig. 43 an der anderen Hälfte des in Fig. 42 wiedergegebenen Aluminiumeinkristalls veranschaulicht. Während also bei dem schwach beanspruchten Einkristall ein Widerspruch mit dem Rekrystallisationsgesetz besteht, kann bei stärkerer Deformation ein Einklang mit dem Rekrystallisationsgesetz festgestellt werden. Erfolgt die Beanspruchung von Einkristallen durch Zug, so kann ebenfalls ein gesetzmäßiger

Verlauf der Rekrystallisationserscheinungen beobachtet werden. Fig. 44 veranschaulicht dies für 3 Aluminiumeinkristalle verschiedener Orientierung, die nach der Zugbeanspruchung der Rekrystallisation unterworfen worden. Die eingeschnürten Teile des Querschnittes entsprechen den Fließkegelpartien.

Bei den Rekrystallisationsversuchen an Einkristallen kann nun ganz allgemein beobachtet werden, daß das rekrystallisierte 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 Rekrystallisationsprozeß fortschreitet. Zu ähnlichen Ergebnissen gelangt auch auf Grund röntgenographischer Untersuchungen GLOCKER¹⁾. Hierin liegt aber eines der wichtigsten Gegenargumente gegen die von POLANYI und seiner Schule getroffenen Auswertung ihrer Ergebnisse. Winzige Rekrystallisationskerne, 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 Rekrystallisationsprozesses 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 Rekrystallisation festgestellt werden kann. Die statistische Auswertung der Beziehungen, die zwischen Deformationsrichtung und der resultierenden Orientierung von nach dem Rekrystallisationsverfahren 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 erhellend, welche Rolle der Metallographie als Beraterin vorläufig noch immer zukommt.

Verschiebung des Achsenwinkels.

Aber auch diese Ergebnisse dürften wohl spekulativer Undeuterei noch nicht jede Angriffsbasis nehmen. Sind alle diese hinzugezogenen krystallgeometrischen Überlegungen richtig, so müssen die Achsenwinkel derart verformter Krystalle 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 Fig. 45 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 $\overline{111}$ von ca. 6° festgestellt werden. Bei einem anderen Aluminiumkrystall wurde eine mittlere Neigung von

¹⁾ Zeitschr. f. Metallkunde 1924, S. 377.



Fig. 37. Oberes Ende des in Fig. 30 dargestellten Aluminiumeinkristallstabes nach mehrstündiger Rekristallisation bei 620° . Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.



Fig. 38. Mittlerer, unbeanspruchter Teil des in Fig. 30 dargestellten Aluminiumeinkristallstabes, ausgeglüht bei 620° . Die Rekristallisation ist ausgeblichen. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

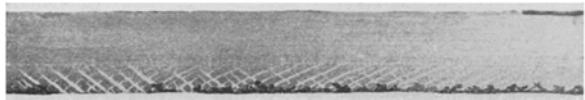


Fig. 39. Unteres Ende des in Fig. 30 dargestellten Aluminiumeinkristallstabes, bei 620° ausgeglüht. Nur die von Zwillingen durchsetzte Partie ist zonenweise rekristallisiert. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.



Fig. 40. Unterer Teil des in Fig. 30 dargestellten Aluminiumeinkristallstabes mit deutlich ausgeprägten Zwillingssstreifen, starker vergrößert. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.



Fig. 41. Der in Fig. 40 dargestellte Aluminiumkristall bei verändertem Einfallswinkel der Lichtquelle. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.



Fig. 42. Aluminiumeinkristall um 3mal 360° tordiert und darauf bei 620° rekristallisiert. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

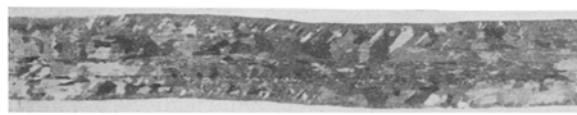


Fig. 43. Aluminiumeinkristall um 3mal 360° tordiert und um den gleichen Betrag zurücktordiert. Darauf bei 620° rekristallisiert. Die Korngröße ist entsprechend dem Rekristallisationsschema kleiner wie bei der in Fig. 42 wiedergegebenen Probe. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

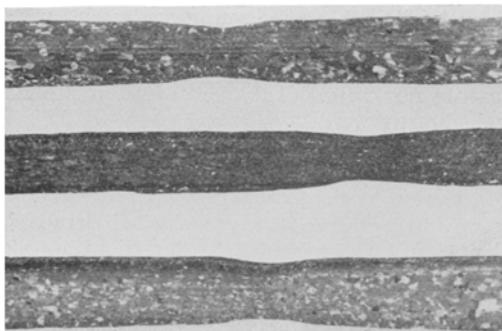


Fig. 44. Drei Aluminiumeinkristallzerrreibstäbe mit Fließkegeln nach der Rekristallisation bei 620° . Die Korngröße steht in gesetzmäßigem Zusammenhang mit dem Rekristallisationsschema; sie steht in umgekehrtem Verhältnis zur Festigkeit und Dehnung. Geätzt mit Flußsäure-Salzsäure.

$\sim 16^\circ$ ermittelt (vgl. schematische Fig. 46.). 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 Krystall seinen Zusammenhang aufzugeben vermöchte. Dieses Material spricht unabweisbar für gesetzmäßige und tiefgreifende Störungen des

Zahlentafel 2.

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

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 bezeichnet werden.

VI. Räumliche Darstellung der Eigenschaften.

Über die wahren physikalischen Eigenschaften der Metallkrystalle 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 krystallographisch definierten Richtung. Ein umfassender Einblick in die Physik der Metallkrystalle dürfte wohl erst dann zu erschließen sein, wenn es gelänge, ähnlich wie dies W. VOIGT bei Mineralien gezeigt hat, die Eigenschaften in Abhängigkeit der Krystallorientierung körperlich darzustellen. Die vorgezeichnete Lösung des Problems dürfte auch die gesamte Fragestellung dem Gedankenkreis der exakten Wissenschaft näherbringen. Es wurde daher vom Verfasser versucht, eine solche Darstellung der physikalischen Eigenschaften zunächst einmal an einem Kupferkrystall 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 Fig. 47 ist ein vollständiger Körper der Festigkeit an einem Modell veranschaulicht. Bekanntlich krystallisiert das Kupfer regulär. Das Achsenkreuz des Modells entspricht also den drei Hauptachsenrichtungen des regulären Krystallsystems. 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 Würfflfäche unter Einschluß eines gewissen Streubereiches die Festigkeitsminima, während senkrecht zur Dodekaederfläche etwa die mittleren Festigkeitswerte sich ergeben.

In der Fig. 48 ist weiter der vollständige Körper der gleichförmigen Dehnung wiedergegeben. Auch an diesem Körper fallen die großen Unterschiede

der Dehnungswerte in den verschiedenen Krystallrichtungen auf. In Übereinstimmung zum Festigkeitskörper fallen die Dehnungsminima mit den Minima der Festigkeit zusammen, 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 zugrunde liegenden Modell zu ziehen? Praktisch bedeutet dies, daß es durch entsprechendes Aufteilen eines großen Kupferkrystalls möglich ist, Materialien von den verschiedensten Eigenschaften zu gewinnen. Ein Stab senkrecht zur Würfflfäche wäre ausgezeichnet (vgl. Zahlentafel 3) durch eine Festigkeit von 14,6 kg/qmm (Höchstlastgrenze) und einer gleichförmigen Dehnung von 10%. Ein gleicher Stab senkrecht zur Oktaederfläche entnommen würde neben der sehr hohen Festigkeit von 35 kg/qmm 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 Vielkrystallproben 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/qmm Festigkeit bei 33% Dehnung. Umgekehrt sind die Dehnungsmaxima mittlere Festigkeitswerte zugeordnet, 50/50/55% Dehnung bei 20/23/25/ kg/qmm Festigkeit.

Neu an diesen Feststellungen ist vor allem auch der Minimalwert der Festigkeit von 12,9 kg/qmm, 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 *Zerreißversuch* 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 Zieheisen 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 Kupferkrystalles in den verschiedenen Achsenrichtungen ausübt, veranschaulicht die Fig. 49. Die Senkungen auf den ursprünglichen Würfflfächen, gemäß Fig. 47 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 kaum noch wiedergeben, da die Dehnungsbeträge hierfür zu klein sind.

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 Krystalle, Gleitflächen auszubilden, zur Klärung der inneren Fließvorgänge herangezogen. Nach den Untersuchungen von MÜGGE u. a. tritt die Gleitflächenbildung beim Kupfer parallel zu den

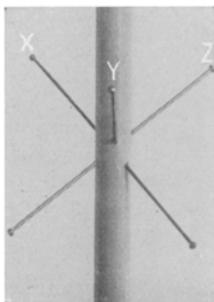


Fig. 45. Aluminiumeinkrystall mit markierten Krystallachsen.

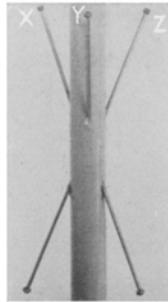


Fig. 46. Der in Fig. 45 wiedergegebene Krystall nach der Deformation. Die Achsenwinkel haben eine weitgehende Verschiebung erlitten.

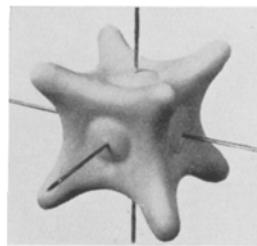


Fig. 47. Festigkeitskörper eines Kupferkrystals.

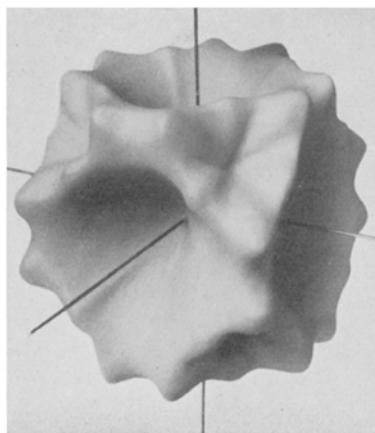


Fig. 48. Dehnungskörper eines Kupferkrystals.

Ein auf diese Weise verfestigter Krystallkörper verhält sich demnach Zugbeanspruchungen gegenüber schlechthin ähnlich einem isotropen Stoff; seine Festigkeit ist in allen Krystallrichtungen praktisch gleich, seine Dehnbarkeit für Zug erschöpft. Der Körper hat also seine Krystallnatur fast völlig eingebüßt, sein Verhalten ist ähnlicher dem eines isotropen Körpers denn eines Krystals.

Widersprüche der Beobachtungen mit der Translationshypothese.

Welche Schlußfolgerungen ergeben sich nun aus diesen Versuchsergebnissen für das Verhalten

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

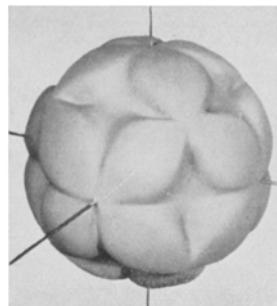


Fig. 49. Verfestigungskörper eines Kupferkrystals.

aufreten, in denen die Lage der Ebenen am meisten einem Winkel von rund 45° entspricht¹⁾. 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

¹⁾ CZOCHRALSKI, Zeitschr. d. Ver. dtsch. Ing. 1923, S. 534.

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. Gesichts-

Winkel, in dem stets die ersten bleibenden Materialverschiebungen auftreten, wenn Einflüsse vektorieller Natur nicht in Betracht zu ziehen sind. Über die Schubvorgänge in Krystallen war bisher nur wenig oder gar nichts bekannt.

Wertet man den in Fig. 48 veranschaulichten Dehnungskörper, der die Dehnungszahlen in den verschiedenen Krystallrichtungen des Kupfers wiedergibt, analytisch aus, so gelangt man, da

Zahlentafel 3.

Bezeichnung der Proben	Orientierung des Krystallstreifens zur Zugrichtung	Prüfungsergebnisse der unbeanspruchten Krystallproben				Prüfungsergebnisse der kaltgereckten Krystallproben			
		1 Abmessungen der Probe (Messlänge) mm	2 Höchst- last- grenze kg/mm ²	3 Gleich- förmige Dehnung %	4 Härte (Brinell) kg/mm ²	5 Dicken- abnahme beim Walzen mm	6 Abmessungen der Probe mm	7 Höchst- last- grenze kg/mm ²	8 Dehn- ung %
1	Senkrecht zur Dodekaederfläche (senkrecht zu $\bar{1}10$ und parallel zu $\bar{1}\bar{1}0$)	1,5 \times 2,00 \times 10	20,15	50	37,2	1,46/0,15	0,15 \times 3,60 \times 30	34,0	< 1
2	In der Zone Würfel- zur Dodekaederfläche um $22\frac{1}{2}$ ° zur Würfelnormalen geneigt (Um $22\frac{1}{2}$ ° geneigt gegen die Senkrechte auf $\bar{o}o1$ in der Zone $o\bar{o}1$ zu $1\bar{o}0$ gegen $1\bar{o}1$ hin und parallel zu $1\bar{o}1$)	1,44 \times 2,00 \times 10	12,9	20	37,5	1,44/0,175	0,175 \times 3,0 \times 30	36,2	< 1
3	Senkrecht zur Oktaederfläche (Um 35° geneigt gegen die Senkrechte auf $\bar{1}10$ in der Zone 110 zu $o\bar{o}1$ gegen $o\bar{o}1$ hin und parallel zu $1\bar{o}1$ gleich senkrecht zu 111)	1,46 \times 2,00 \times 10	35,0	33	35,0	1,36/0,12	0,12 \times 4,25 \times 30	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 110 zu $o\bar{o}1$ gegen 111)	1,47 \times 2,00 \times 10	24,4	55	--	1,44/0,13	0,13 \times 3,7 \times 30	34,0	< 1
5	In der Zone Würfel zu Oktaederfläche um 25° zur Würfelfläche geneigt . . . (Um 25° geneigt gegen die Senkrechte auf $\bar{o}o1$ in der Zone 110 zu $o\bar{o}1$ gegen 111 hin und parallel zu 110)	1,49 \times 2,00 \times 7,0	22,6	50	35,5	1,49/0,25	0,25 \times 3,2 \times 30	39,5	< 1
6	Senkrecht zur Würfelfläche (Senkrecht zu $o\bar{o}1$ und parallel zu $1\bar{o}1$)	1,49 \times 1,98 \times 10	14,6	10	38,3	1,49/0,15	0,15 \times 3,9 \times 30	36,8	< 1

punkte 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 krystallographischen 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

die Krystallrichtungen größter Dehnung und das stärkste Fließen 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 dem senkrecht zu der Dodekaederfläche und nahe dieser nach der Oktaederfläche hin gelegenen Zerreißstäben, nicht ganz so günstig bei einer Neigung um 25° zur Würfelnormalen nach der Oktaederfläche hin. In der Richtung senkrecht zu der Oktaederfläche, in der ein schwächeres Fließen auftritt, müssen die

mechanischen Schubebenen schon eine ungünstigere Lage und endlich eine ganz ungünstige in der Richtung senkrecht zur Würfelfläche 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 Dehnungen einschließen dürften. Freilich verlaufen in einem Streubereich 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 krystallographischen Gleitebenen gegenüber, so gelangt man zu der in Zahlentafel 4 wiedergegebenen Übersicht ihrer Lage in den geprüften Krystallstäben. Bei den Proben der ersten Zahlenreihe besteht keine Gesetzmäßigkeit der Dehnung zur Lage der krystallographischen Gleitebenen. Die Reihe wird willkürlich durchbrochen. Schlechthin ist die Dehnung um so 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 zweiten Reihe stehen in gesetzmäßiger Beziehung zur Dehnung; die Dehnung ist um so 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.

So sehr die aus dieser Übersicht gewonnenen Ergebnisse zugunsten der mechanischen Schubebenen sprechen, so sehr beweisen sie auch die Unwirksamkeit der vermeintlichen krystallographischen Gleitebenen beim Fließen. Es drängt sich daher die Frage auf, welche Stellung neben den mechanischen Schubebenen die krystallo-

graphischen Gleitebenen (Translationsebenen) wohl einnehmen mögen, denn als bevorzugte Ebenen sind die durch manche Anzeichen zweifellos gekennzeichnet.

Nach diesen Darlegungen findet aber ein bevorzugtes Fließen in der Richtung der krystallographischen 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 krystallographischen 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 „Hemmungs-

Zahlentafel 4.

Bezeichnung der Proben	Orientierung des Krystallstreifens zur Zugrichtung	Winkel der vermeintl. krystallogr. Gleitebenen „Hemmungsebene H“ zur Zugrichtung	Winkel der „Fließebenen 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

mäßigkeit der Dehnung zur Lage der krystallographischen Gleitebenen. Die Reihe wird willkürlich durchbrochen. Schlechthin ist die Dehnung um so 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 zweiten Reihe stehen in gesetzmäßiger Beziehung zur Dehnung; die Dehnung ist um so 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.

ebenen“. Ihre Kennzeichnung als „Hemmungsebenen“ vermittelt erst eine geordnete Behandlung der Vorgänge beim Fließen. Diese Hemmungsebenen stimmen mit den Spaltebenen, wie sie die Mineralogie kennt, wahrscheinlich überein. Bei plastischen Krystallen wird ihre Ausbildung durch den Einfluß der Fließebenen *F* verhindert. Die Fähigkeit der Teilchenverschiebung ist in der Richtung der krystallographischen Gleitebenen am geringsten, in der Richtung der Fließebenen *F* am größten. Die Verschiebarkeit 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 Streuungs-

bereich von etwa 30° hierzu verlaufen, wie erwähnt, aber 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 Krystallen hinreichend geklärt. Infolge des großen Streubereiches 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 krystallographisch rationellen Ebenen (Würfel-, Dodekaeder-, Oktaederflächen, Spaltebenen usw.) einnehmen können, wenn sie auch in gewissen Krystallrichtungen, aber unter Einschluß großer Streubereiche 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 Krystallebenen versetzen zu müssen. Die Literaturangaben dieser Art sind äußerst widersprüchsvoll. Die Vorstellung der scharenweise auftretenden veränderlichen Fließebenen legt aber sofort nahe, daß bei den Fließvorgängen der regulär krystallisierenden Metalle, wie Kupfer und Aluminium, nicht so sehr die rationalen krystallographischen 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 krystallographischen 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 von 45° und 60° und beim Tetraeder in einem solchen von 30° . Bei Schubbeanspruchungen ist dieser Neigungswinkel von einem Massenteilchen zum anderen ausschlaggebend für das Verhalten. Die günstigste Schubrichtung ist zugleich immer auch 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 Einzelelemente 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 ein Symmetrieelement dieses Körpers 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 Fließebenen bestimmt. Die jeweilige Lage der Fließebenen 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 Fließebenen ableiten zu können. Wie man auf Grund dieser Überlegungen die spezifische Schiebung und die innere Reibung und mit Hilfe dieser die sogenannten Fließkurven ableiten kann, ist anderorts gezeigt worden¹⁾.

Die Vorgänge beim Fließen widersprechen mithin allen krystallographischen 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 Verformungsercheinungen, das widersprechende Verhalten im Hinblick auf die krystallographischen 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 Raumgitteraufbaues 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.

Die ersten Untersuchungen, die mit Hilfe des Debye-Scherrer-Verfahrens erhalten wurden, haben

¹⁾ CZOCHRALSKI, Moderne Metallkunde 1924, S. 241 (Verlag Springer, Berlin).

in der Problemstellung eine Krisis hervorgerufen. Die Möglichkeit von Raumgitterströmungen 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 GROSS¹⁾ dieser Standpunkt geteilt. Er kommt zu dem Schlußergebnis: „Es gibt keine Möglichkeit, durch Parallelverschiebungen irgendwelcher Art das kontinuierliche Herumschwenken der Achsen (beim Einkrystall-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 Krystallgitters 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

¹⁾ Zeitschr. f. Metallkunde 1924, S. 18.

Argumente, um dies umfassend zu resümieren, ins Feld rücken:

1. Der mikroskopische Befund, der auf keinerlei Krystallzertrümmerungen 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 Laue-diagramme.
4. Der Charakter der Fließbilder als Analogon der Fließbewegung.
5. Die anderorts erwiesene Unwirksamkeit der Gleitebenen.
6. Das isotrope Verhalten von höchst verfestigten Krystallen.
7. Die Schwächung bzw. Beseitigung der dislozierten Reflexion durch überelastische Beanspruchung einerseits und ihre Unzerstörbarkeit andererseits.
8. Die Rekonstruktionsfähigkeit des Gitters bei der Retorsion.
9. Die Übereinstimmung 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 überschauen 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.