

Technologische Schlüsse aus der Kristallographie der Metalle.¹⁾

Von W. v. Moellendorff und J. Czochralski.

(hierzu Textblatt 8 bis 10)

Die Einzelheiten der folgenden Arbeiten sind das wissenschaftliche Nebenergebnis der Tätigkeit eines Fabriklaboratoriums. Unsereiner muß bei dem Tempo seiner Studien oft auf die innige Verknüpfung mit der Literatur und meist auf den Versuch eines Hypothesenausbaues verzichten. Andererseits sammelt sich nirgends eine solche Fülle von Beobachtungsstoff und findet sich selten so schöne Gelegenheit zu komplexen technologischen Versuchsreihen wie im Bereich der Großindustrie. Deshalb mögen wenigstens unsere Bildertafeln geeignet erscheinen, den heutigen Erkenntnisstand durch Anregung und Ergänzung zu bereichern. Der Allgemeinen Elektrizitäts-Gesellschaft, insbesondere Hrn. Direktor A. Weber, schulden wir Dank für die Förderung der Versuche²⁾.

¹⁾ Sonderabdrücke dieses Aufsatzes (Fachgebiet: Materialkunde) werden abgegeben. Der Preis wird mit der Veröffentlichung des Schlusses bekannt gemacht werden.

²⁾ An Literatur wurde benutzt:

- O. Lehmann, Molekularphysik 1888.
H. Behrens, Das mikroskopische Gefüge der Metalle und Legierungen 1894.
H. Baumhauer, Die Resultate der Aetzmethode in der kristallographischen Forschung 1894.
Th. Liebisch, Physikalische Kristallographie 1896.
A. Martens, Materialienkunde für den Maschinenbau I 1898.
O. Mügge, Translationen an Kristallen, Neues Jahrbuch für Mineralogie 1898 I S. 71.
E. Heyn, Mikroskopische Untersuchungen tiefgeätzter Eisenschliffe, Mitteilungen aus dem Kgl. Materialprüfungsamt in Groß-Lichterfelde 1898 S. 310.
O. Mügge, Ueber neue Strukturflächen an den Kristallen der gediegenen Metalle, Neues Jahrbuch für Mineralogie 1899 II S. 55.
G. Tammann, Kristallisieren und Schmelzen 1903.
O. Lehmann, Die flüssigen Kristalle 1904.
W. Hort, Gegenwärtiger Stand unserer Kenntnis der Formänderungsvorgänge bei plastischen Körpern, Physikalische Zeitschrift 1907 S. 783.
F. Kick, Mechanische Technologie 1908.
Grand, Laitons et cuivre, Revue de Métallurgie 1909 S. 1069.
P. Ludwik, Elemente der Technologischen Mechanik 1909.
V. Pöschl, Die Härte der festen Körper 1909.
E. X. da C. Andrade, Ueber das zähe Fließen in Metallen und verwandte Erscheinungen, Physikalische Zeitschrift 1910 S. 709.
O. Faust und G. Tammann, Eine Methode zur Bestimmung der unteren und oberen Elastizitätsgrenze und über Verfestigung der Metalle, Zeitschrift für Physikalische Chemie 1910 Bd. LXXV S. 108.
O. Lehmann, Die neue Welt der flüssigen Kristalle 1910.
Th. v. Kármán, Festigkeitsversuche unter allseitigem Druck, Z. 1911 S. 1749.
P. P. v. Weimarn, Zur Systematik der Aggregatzustände der Materie, Kolloidchemische Beihefte 1912 Bd. IV S. 65.
M. Weidig, Metallographische und technologische Studien auf dem Gebiete der Legierungsindustrie, insbesondere über das Ausglühen von Metallen und Legierungen, Verhandlungen des Vereines zur Beförderung des Gewerbefleißes 1911.
M. C. Benedicks, Sur la cristallisation de la fonte blanche, Internationale Zeitschrift für Metallographie 1911 S. 184.
G. D. Bengough, A study of the properties of alloys at high temperatures, Engineering 1912 S. 166.
J. Alfred Ewing, The inner structure of metals, Engineering 1912 S. 651.
W. Guertler, Theoretisches zur Konstitution der Zinn-Kadmium-Legierungen, Internationale Zeitschrift für Metallographie 1912 S. 90 bis 102 und 172 bis 177.
G. Tammann, Ueber die Aenderung der Eigenschaften bei der Bearbeitung von Metallen, Zeitschrift für Elektrochemie 1912 S. 584.
G. Quincke, Die Schaumstruktur der Metalle, Internationale Zeitschrift für Metallographie 1912 S. 23 bis 36 und 79 bis 96.
A. Martens-E. Heyn, Materialienkunde für den Maschinenbau II A 1912.
A. Sauveur, Die strukturelle Zusammensetzung und die physikalischen Eigenschaften des Stahles, Referat in Ferrum 1912 S. 62.
W. Guertler, Metallographie 1912.
A. Seyrich, Ueber die Einwirkungen des Ziehprozesses auf die wichtigsten technischen Eigenschaften des Stahles, Mitteilungen über Forschungsarbeiten 1912 Heft 119.

In der Terminologie der Technik ist die Tatsache der Kristallinität der Metalle noch nicht durchgedrungen, und man findet z. B. in Patentschriften noch oft genug die Aufgabe behandelt, »ein Metall in seinem Erstarrungsgefüge mehr oder minder unkristallinisch zu machen«. Auch die Festigkeitslehre ist noch weit davon entfernt, rückhaltlos die Folgerungen aus der Erkenntnis der metallischen Kristallnatur zu ziehen. Und gar die Praxis der Werkstätten hält »Kristall« geradezu für den Gegensatz von »Metall«, dem allgemeinen Sprachgebrauch folgend, der ja mit dem Begriff »Kristall« etwa die Vorstellungen von Durchsichtigkeit, großer Härte und Sprödigkeit, sowie idiomorpher Außengestalt verknüpft. Wenn daneben auch mancher Ingenieur die neueren Arbeiten etwa von Heyn, Tammann, Gürtler kennen mag oder gar die letzten Endes grundlegenden Werke von O. Lehmann gelesen hat, so fehlt unserer Industrie leider doch noch die enge Fühlung zwischen metallographischer Forschung und Metalltechnik, wie sie etwa die überaus reichhaltigen Aufsätze in »Engineering« für England vermitteln. Darum haben wir absichtlich unsere Erläuterungen dem Leserkreis dieser Zeitschrift angepaßt und, so gut es ging, als Ingenieure für Ingenieure geschrieben. Eine Reihe elementarer kristallographischer und metallographischer Fachausdrücke mußte allerdings als bekannt vorausgesetzt werden.

A) Erstarrungsoberflächen (Textblatt 8, Abb. 1 bis 6).

Gelegentlich findet man an der Wand eines Lunkers ausgeprägte kristallinische Oberflächengliederung. Greift man den kristallographisch einfachsten Fall einer homogenen Schmelze von reinem Metall oder von Metallösungen heraus, so wird eine solche Oberfläche latent immer als die jeweilige Erstarrungsgrenze vorhanden sein. Man kann sie als die »Erstarrungsoberfläche festes Metall-flüssiges Metall« bezeichnen und spricht damit schon aus, daß sie nur äußerst selten und in der Technik nur unfreiwillig sichtbar werden kann, weil sich das Wachstumsphänomen nur im Gefolge einer Reihe von äußeren Umständen zufällig einmal unterbrechen läßt, ohne zugleich zerstört zu sein. In der Regel erscheinen selbst Lunkerwandungen makroskopisch glatt, weil durch Schwerkraft, Oberflächenspannung, Viskosität und Schrumpfung die Oberflächen meist stärker beeinflusst werden als durch Kristallisationskräfte; wenn außerdem noch Oxydation hinzutritt, wie an der normalen »Erstarrungsoberfläche Metall-Luft«, so wird die kristallinische Gliederung vollends verwischt. In dem Beispiel der Abbildung 1 blieb nur die obere, durch künstliche Kühlung schnell erstarrte Lunkerdecke im augenblicklichen Wachstumszustand erhalten, als plötzlich keine Schmelze dem Blockinnern mehr zufließt; die seitliche und die untere Lunkerwandung waren glatt. Ganz ähnlich ist die Bleibarrendecke, Abb. 2, entstanden. Manchmal hinterläßt die Schmelze im Lunker freischwebende Kristallgerippe (Ewing).

Man hat gelegentlich, um Kristallsysteme von Metallen kennen zu lernen, künstlich Drusen nach dem Verfahren hergestellt, das u. a. auch zur Erzeugung von rhomboedrischem Schwefel benutzt wird, nämlich nach einer verlangsamtten Erstarrung die über dem Regulus ruhende Schmelze plötzlich abgegossen (vergl. Behrens). Bei unsern derartigen Versuchen, vergl. Abb. 3 und 4, erwiesen sich Kupfer, Aluminium, Blei und ihre α-Mischkristalle als regulär, Wismut als rhomboedrisch, wie es nach der Literatur zu erwarten war. Nach einem andern bekannten Verfahren kann man durch Auffallen von Schmelztropfen auf kalte Metallplatten wenigstens mikroskopisch sichtbare Kristallgerippe (Dendriten usw., vergl. Abb. 5 und 6), oder durch Gießen gegen eine Glasebene infolge von Gaseinschlüssen ein kristallinisches Flachrelief (Ewing) erhalten.

Der Wert des Stadiums von Erstarrungsoberflächen ist im Hinblick auf die mechanische Technologie nicht zu

unterschätzen, weil es heute kein andres Hilfsmittel gibt, eindeutig die Lage der Kristallflächen zum Raum zu definieren; nur das Kristallsystem ist auch auf andern Wegen auffindbar. Da aber beispielsweise mit einiger Sicherheit Formänderung und Verfestigung von dem Winkel zwischen Kristallachse und Krafttrichtung abhängen, so genügt die Kenntnis des Kristallsystems hier nicht. Eine geschlossene Theorie der metallischen Formänderung wird vermutlich sogar erst dann möglich sein, wenn es gelingt, größere idiomorphe Stücke aus gut gegliederten Erstarrungskrusten herauszuschälen und systematisch zu deformieren. Einen Versuch dieser Art haben wir im Abschnitt F beschrieben.

B) Korngestalt (Textblatt 8, Abb. 7 bis 14).

Zwischen dem Metallmolekül einerseits und dem durch deutliche Grenzlinien als Individuum gekennzeichneten Metallkorn nimmt die heutige Metallographie (Heyn) keine Teilindividuen an, verzichtet also auf die ältere Vorstellung von Molekülkomplexen, die etwa zu idiomorphen Kristallbausteinen konstanten Volumens vereinigt wären. Sie setzt vielmehr in jedem beliebigen Ausschnitt einer homogenen Schmelze eine Anzahl durch äußere Umstände bedingter oder zufällig erster Kristallisationszentren voraus, von denen jedes ein Maximum an Volumen zu beherrschen trachtet. Jede Kristallisationsenergie wird anfangs ungehemmt in die flüssige Phase hinein wirken können und auch kleinere bewegliche erstarrte Nachbarkristalle als Gesamtheit umzuorientieren vermögen; dagegen wird sie dann an irgend welchen regellosen Grenzflächen auf gleichwertige Energien stoßen: die äußere Gestalt des soeben erstarrten Kornes im Haufwerk gleichartiger Nachbarn ist somit vom Kristallsystem unabhängig, die Kristallkörner sind allotriomorph, man gibt ihnen mit Recht den eigenen Namen »Kristalliten«. Während nun beim Erstarren die Kristalliten mit zahllosen Zacken in das Fleisch der Nachbarkörner eindringen, Abb. 7, zumal wenn bei kurzer Erstarrungsdauer kräftige Kristallisationsenergien gewaltet haben, scheint in der festen Phase in den Temperaturbereichen mit ausreichender Molekularbeweglichkeit die Zackigkeit der intergranularen Grenzflächen abzunehmen: schon allein durch Glühen, noch mehr durch gleichzeitiges oder aufeinanderfolgendes Kneten und Glühen glättet man die Kornumrisse, Abb. 8, das Gefüge wird »eingeformt«. Einige Metalle (wie Kupfer und seine α -Mischkristalle) neigen dabei zu Zwillingbildungen, andre (wie Eisen und β -Messing) sind selbst von diesem Einfluß der Kristallnatur frei. Je nach der kristallinen Aktivität findet man also Grenzflächen mit mehr oder weniger starkem idiomorphem oder banalem Einschlag. Als Ganzes bleiben die Kristalliten jedoch allotriomorph, ja das »Einformen« als das Bestreben günstigster Raumanfüllung mit geringster Oberfläche läuft, wenn es auch gelegentlich durch den Anteil von ebenen Grenzflächen irreleitet, geradezu dem Idiomorphismus entgegen (vergl. Heyn). Gewisse Metalle mit geringer kristallinischer Aktivität, z. B. Blei, kann man sogar schon mit den Umrisen der »dichtesten Polyederpackung«¹⁾ zum Erstarren bringen (s. Bilder von Heyn). Idiomorphismus im Innern des Haufwerkes trifft man nur, dort allerdings sehr stark ausgeprägt, bei gewissen heterogenen erstarrenden Legierungen an, Abb. 9 und 10, in denen z. B. eine hochschmelzende chemische Metallverbindung in einem tiefschmelzenden, kristallinisch indifferenten Entektikum eingebettet ist.

Die Korngestalt beeinflusst ohne Zweifel das mechanische Verhalten. Durch Nadeln, Zacken usw. dürften insbesondere oft die mechanischen Mängel von Metallguß gegenüber Walzguß bedingt sein. Die außerordentliche Geschmeidigkeit einiger Metalle beruht vielleicht mehr, als wir heute ahnen, auf der Tatsache des allotriomorphen Einformens der Kornhüllen; denn offenbar ist ein Haufwerk mit möglichst wenigen geometrischen Unterschieden auch mechanisch durch Gleichförmigkeit ausgezeichnet. Oder nadelige Struktur kann wenigstens als das mittelbare Anzeichen unerwünscht ähnlich orientierter Kristallscharen gelten, wie sie analog den mineralischen Kristalldrüsen häufig in den Randzonen des

Metallgusses auftreten. Der in Abb. 11 und 12 dargestellte Zerreißstab ist der Randzone eines Kokillengußbarrrens (vergl. auch Abb. 23 bis 26 auf Textblatt 9) entommen; er wurde beim Zerreißen infolge von mangelnder Quasiisotropie (vergl. Abschnitt D) auf seiner Oberfläche grobwarbig, die Durchmesserverjüngung war längs der Nadelachsen rd $\frac{2}{3}$ mal so groß wie quer zu den Nadelachsen, und zwar vermehrte sich die Proportion dieser Querschnittsverzerrung im Fließkegel nicht weiter, die Korngestalt hatte also besonders auf den ersten Teil der Formänderung, auf die sogenannte gleichförmige Dehnung, störend eingewirkt, weil diese vielmehr als die Fließkegeldehnung von der ursprünglichen Orientiertheit abhängt (s. Abschnitt F).

Einen Ausnahmefall von der Regel, daß Einformen für das mechanische Verhalten günstig sei, erläutern Abb. 13 und 14: Das Einformen der α -Körner im α - β -Gefüge macht das Messing bei Zimmertemperatur spröde, weil es das plastische sekundär ausgestoßene α -Netzwerk zwischen den spröden β -Körnern zerstört; deshalb vermeidet der Technologe bei derartigem Arbeitsgut Glühtemperaturen, die unterhalb der Umwandlungsgrenze $\alpha \rightarrow \beta$ liegen. Umgekehrt bedeutet in vielen andern heterogenen erstarrenden oder verunreinigten Legierungen das freiwillige Einformen des spröden Bestandteiles, z. B. des Kupferoxyduls im Kupfer, eine große technologische Annehmlichkeit, ohne die mancher technische Arbeitsprozeß scheitern müßte.

C) Bruchflächen (Textblatt 9, Abb. 15 bis 20).

Die ältere unausgebildete Metallographie folgerte vielerlei aus der Bruchart der Metalle etwa nach folgendem Schema: »Manche Metalle brechen in kristallinen Flächen, sie bestehen also aus einem Haufwerk von idiomorphen Kristallen, und der Bruch verläuft intergranular.« Heute wissen wir von elementaren Metallen und Mischkristallen mit einiger Bestimmtheit, daß der Bruch nur in Ausnahmefällen, z. B. im Gefolge von Verunreinigungen des Gefüges und bei sehr hoher Temperatur, intergranular erfolgt und dann, wie im Abschnitt B erläutert wurde, gelegentlich zwar nahezu oder ganz ebene, niemals aber idiomorphe Korngrenzflächen bloßlegt. Kristallinische Bruchflächen, d. h. solche, die aus kristallinisch bestimmten Bruch-(Spalt-)Ebenen bestehen, sind vielmehr das Kennzeichen entweder von idiomorphen Bestandteilen eines heterogenen Gefüges (vergl. nochmals Abb. 9 und 10), oder von Sprödigkeit (Spaltbarkeit) eines homogenen Gefüges, dessen Kristalliten nach winziger oder gar keiner Formänderung intragranular zertrümmert werden, Abb. 15. Dagegen werden geschmeidige Metalle auch in ihren intragranularen Bruchflächen in der Regel keine Spur von kristallinischer Gliederung aufweisen, weil ihre Moleküle vor Eintritt des Bruches längst die ursprüngliche symmetrische Lagerung verlassen haben, Abb. 16. In Abb. 17 ist dasselbe Stück Weichblei, das in Abb. 16 normalen intragranularen Bruch zeigte, mit einem anormalen intergranularen Bruch dargestellt, der in einem Temperaturbereich der Sprödigkeit nahe unterhalb des Schmelzpunktes entstanden war, und dessen Gliederung den allotriomorphen Charakter der Korngestalt schön veranschaulicht. Gerade die Beobachtungen an diesem Bleistück haben uns veranlaßt, an vielen Metallen (z. B. Kupfer, Bronze, Messing, Aluminium, Zink, Zinn) das Wesen des »Warmbruches« nachzuprüfen, und wir gelangten dabei zu Schlüssen, die mit dem Beobachtungsmaterial von Bengough gut übereinstimmen und seine bemerkenswerten Hypothesen noch ergänzen. Wir fanden nämlich, daß alle untersuchten Metalle bei einer kritischen Temperatur, die mehr oder weniger weit vom Schmelzpunkt entfernt ist, beginnen, spröde zu werden und intergranular zu zerreißen. Bengough beschränkt nun seine Erörterungen im wesentlichen auf einen andern kritischen Punkt, nämlich die von ihm so genannte »Rekuperationstemperatur«, bei der es nicht mehr gelingt, unter bestimmten Versuchsverhältnissen (d. h. etwa unter einer gewissen Zuggeschwindigkeit) einen Zerreißstab durch Strecken zu verfestigen, bei der also jede gewaltsame Verlagerung der Moleküle im Korninnern durch die Orientierungsenergie während der gegebenen Zeit wieder in einen Zustand der orientierten Lagerung zurückverwandelt wird,

¹⁾ Das sei als die räumliche Analogie zur dichtesten Polyederpackung in der Ebene, d. i. zur hexagonalen Wabenstruktur, verstanden.

W. v. Moellendorff und J. Czochralski: Technologische Schlüsse aus der Kristallographie der Metalle.

Abb. 1. Lineare Vergrößerung 1,2.
Primäre Wachstumskristalle in einer Lunkerhöhle eines steigend
gegossenen α - β -Messingbarrens. (Das Stück wurde der Anschaulichkeit
zuliiebe von oben statt von unten her photographiert.)
Ungeätzt.



Abb. 2. Lineare Vergrößerung 2,4.
Wachstumskristalle von Blei, die als erstarrte Kruste
von der noch flüssigen Schmelze abgehoben wurden.
Ungeätzt.



Abb. 7. Lineare Vergrößerung 40.
Allotriomorphe Haufwerkskristalle von Kupfer
in uneingefomtem Guß.
Aetzipoliert mit ammoniakgetränktem Wattausch.



Abb. 8. Lineare Vergrößerung 120.
Allotriomorphe Haufwerkskristalle von Kupfer
in eingefomtem Glühgut.
Aetzipoliert mit ammoniakgetränktem Wattausch.

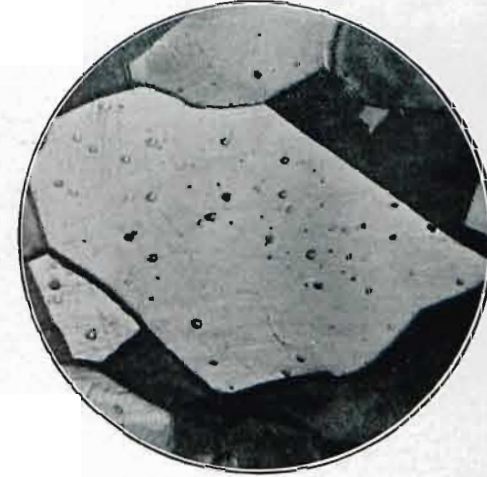


Abb. 11. Etwa $\frac{2}{3}$ natürl. Größe.
ZerreiBstab aus Aluminiumbronze, der,
infolge von Nadelstruktur beim ZerreiBen
elliptischen Querschnitt angenommen hat.
Ungeätzt.



Abb. 3. Lineare Vergrößerung 1,8.
Wachstumskristalle einer Legierung
aus 98 vH Pb + 2 vH Sn,
durch unterbrochene Kristallisation erhalten.
Ungeätzt.

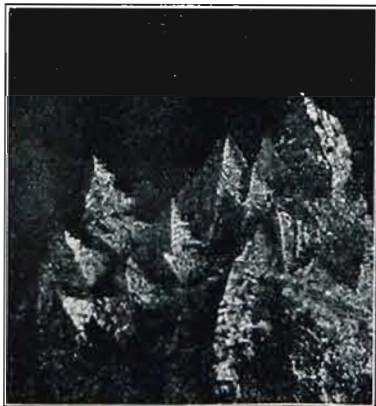


Abb. 4. Lineare Vergrößerung 1.
Wachstumskristalle von Wismut, durch unterbrochene Kristallisation erhalten.
Ungeätzt.



Stereoskopaufnahme

Abb. 9. Lineare Vergrößerung 180.
Idiomorphe Kristalle in der mehrphasigen Legierung
aus 50 vH Zn + 40 vH Sn + 10 vH Mg.
Geätzt durch Verdunsten eines Tropfens
Salzsäure auf der Schliiffäche.



Abb. 10. Lineare Vergrößerung 180.
Idiomorphe Kristalle (SbSn) in der mehrphasigen
Legierung aus 85 vH Sn + 10 vH Sb + 5 vH Cu.
Geätzt durch Verdunsten eines Tropfens
Salzsäure auf der Schliiffäche.

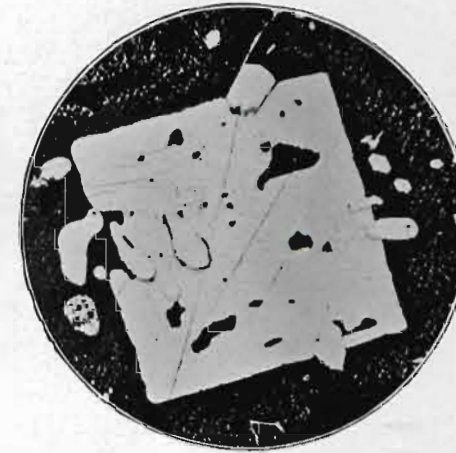


Abb. 5. Lineare Vergrößerung 60.
Wachstumskristalle von Wismut; Erstarrungsfläche
eines auf kalter Metallplatte aufgefangenen Metalltropfens.
Ungeätzt.



Abb. 6. Lineare Vergrößerung 60.
Wachstumskristalle von Aluminium; Erstarrungsfläche
eines auf kalter Metallplatte aufgefangenen Metalltropfens.
Ungeätzt.



Abb. 13. Lineare Vergrößerung 180.
Zusammenhängende, sekundär ausgeschiedene
nadelige α -Kristalle in α - β -Messing,
bei Zimmertemperatur noch plastisch.
Geätzt rd. 5 min in warmer Schwefelsäure 1:1



Abb. 14. Lineare Vergrößerung 180.
Unzusammenhängende, eingefomte rundliche
 α -Kristalle in α - β -Messing,
bei Zimmertemperatur glasspröde.
Geätzt rd. 5 min in warmer Schwefelsäure 1:1.



Abb. 12. Lineare Vergrößerung 1,4.
Querschnitt $a-a'$ des ZerreiBstabes Abb. 11.
Geätzt rd. 20 min
in 10prozentiger Ammoniumsulfatlösung.



W. v. Moellendorff und J. Czochralski: Technologische Schlüsse aus der Kristallographie der Metalle.

Abb. 15. Lineare Vergrößerung 1,8.
Intragranularer Kaltbruch in Rohzink.
Geätzt rd. 30 min in 10prozentiger Chromsäurelösung.

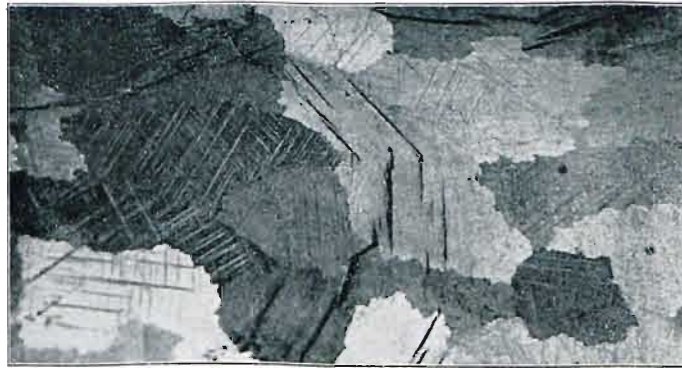


Abb. 16. Lineare Vergrößerung 1,8.
Intragranularer Kaltbruch im Weichblei.
Ungeätzt.



Abb. 19. Lineare Vergrößerung 450.
Intragranularer β -Kaltbruch in α - β -Messing.
Geätzt rd. 5 min in warmer Schwefelsäure 1:1.



Abb. 18. $\frac{2}{5}$ natürl. Größe.
Intergranularer Warmbruch in einer durch Zink
verunreinigten Aluminiumbronze.
Ungeätzt.

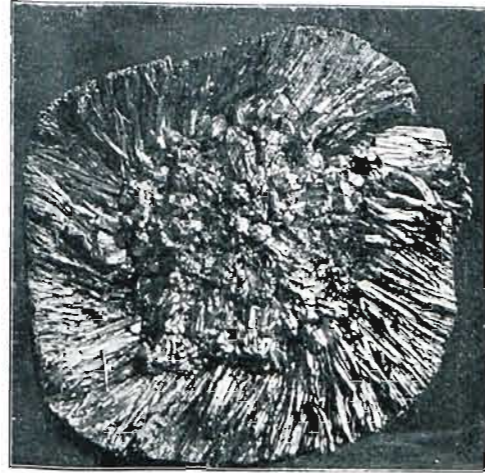


Abb. 17. Lineare Vergrößerung 1,8.
Intergranularer Warmbruch in Weichblei.
Ungeätzt.



Abb. 20. Lineare Vergrößerung 200.
Intergranularer α -Warmbruch in etwas kupferreicheren α - β -Messing.
Geätzt rd. 5 min in warmer Schwefelsäure 1:1.

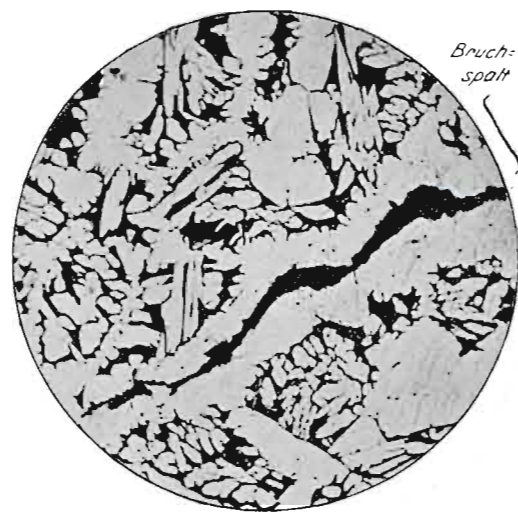


Abb. 21. $\frac{4}{5}$ natürl. Größe.
Eingeformtes α -Messing im kristallinischen
Gleichgewicht.
Geätzt rd. 30 min in 10prozentiger
Ammoniumpersulfatlösung.



Abb. 22. $\frac{4}{5}$ natürl. Größe.
Dasselbe α -Messing nach äußerst kräftiger
Kaltreckung; Kornverbände erhalten. Korn-
inneres bis zur Homöotropie verlagert.
Ätzung wie bei Abb. 21.



Abb. 23. $\frac{4}{5}$ natürl. Größe.
Nadeliges, uneingeformtes Gußgefüge
von Aluminiumbronze
im kristallinischen Gleichgewicht.
Geätzt rd. 30 min in 10prozentiger
Ammoniumpersulfatlösung.

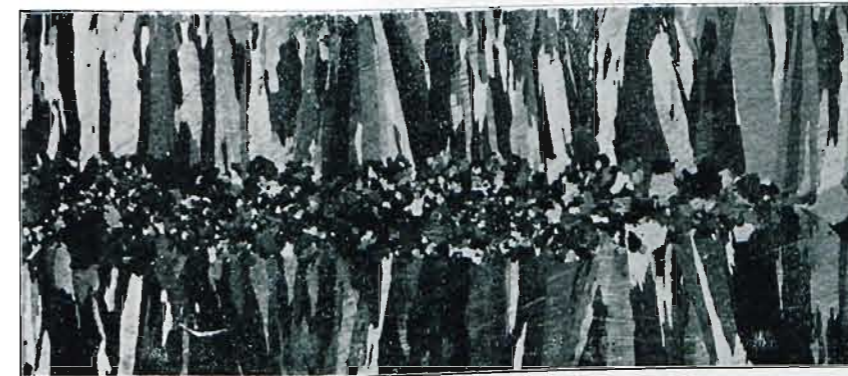


Abb. 24. $\frac{4}{5}$ natürl. Größe.
Beim Kaltrecken geknetete und
verbogene Gußkristalle aus
Aluminiumbronze; jedes
Kornindividuum als Ganzes erhalten.
Geätzt rd. 30 min in 10prozentiger
Ammoniumpersulfatlösung.



Abb. 25. $\frac{4}{5}$ natürl. Größe.
Zerfall und Neuordnung der
Aluminiumbronzekristalle beim Aus-
glühen nach dem Kaltrecken.
Geätzt rd. 30 min in 10prozentiger
Ammoniumpersulfatlösung.



Abb. 26. $\frac{4}{5}$ natürl. Größe.
Schwach gewalzte und danach ge-
glühte Aluminiumbronze; der Druck
hat von beiden Seiten nur bis zu $\frac{1}{4}$
der Arbeitsgutdicke gewirkt, bei nach-
folgendem Glühen sind nur die ge-
reckten Körner am Rande zerfallen,
die ungerecten im Innern ange-
schwollen.
Geätzt rd. 30 min in 10prozentiger
Ammoniumpersulfatlösung.



W. v. Moellendorff und J. Czochralski: Technologische Schlüsse aus der Kristallographie der Metalle.

Abb. 27 bis 30. Ätzfiguren auf Eisen (Ferrit). Geätzt rd. 10 bis 30 min in 10prozentiger Ammoniumpersulfatlösung.

Abb. 27 und 28. Lineare Vergrößerung 200.

Abb. 29 und 30. Lineare Vergrößerung 400.

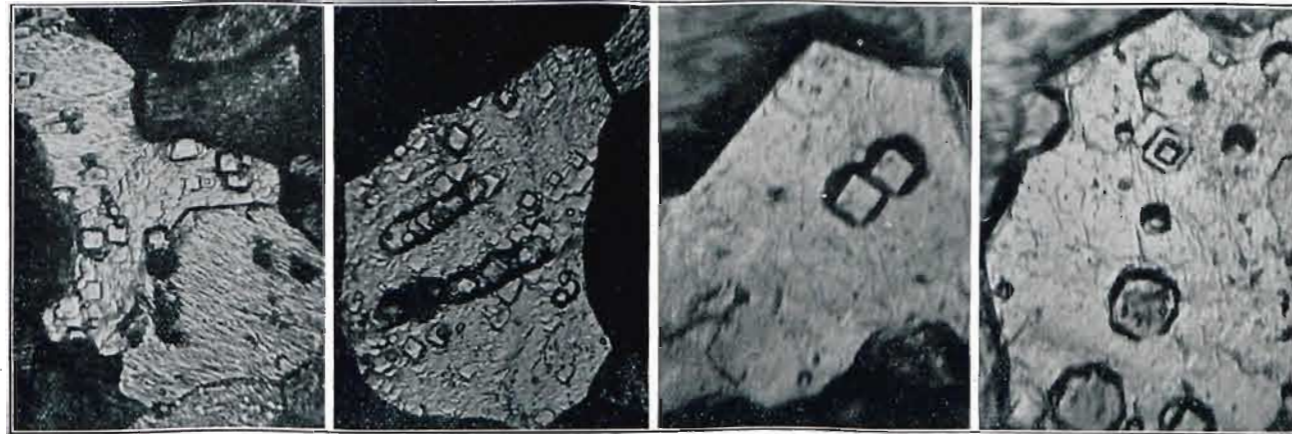


Abb. 31. Lineare Vergrößerung 200.

Ätzabbau eines Kupferkristalles in 10prozentiger Ammoniumpersulfatlösung

nach 10 min.

nach 20 min.

nach 30 min.

nach 50 min.

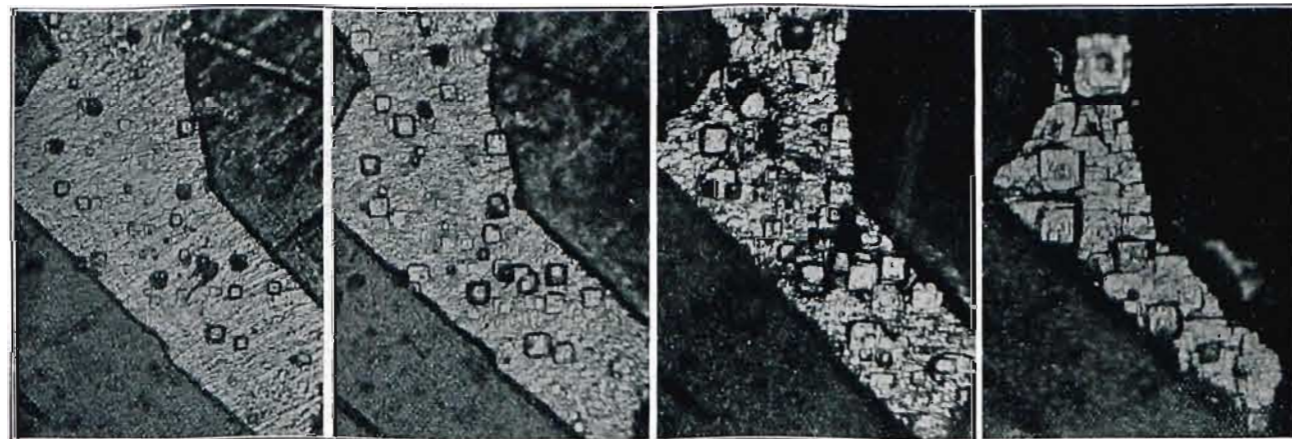


Abb. 32 bis 34. Lineare Vergrößerung 200.

Ätzfiguren auf Kupferkristallen. Geätzt rd. 10 bis 50 min in 10prozentiger Ammoniumpersulfatlösung.

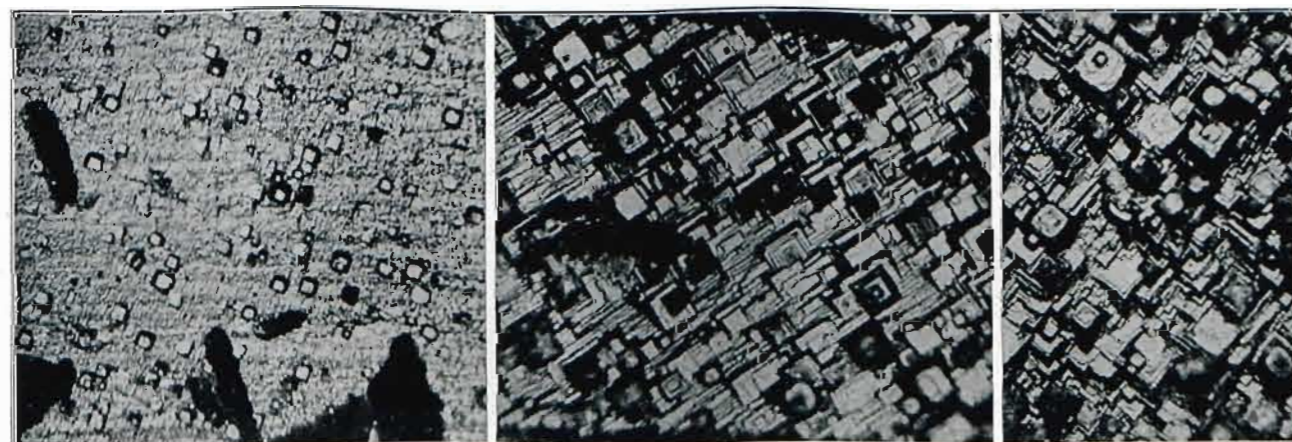


Abb. 35. Lineare Vergrößerung 400.
Ätzfiguren auf einem
Messing- α -Kristall.
Geätzt rd. 40 min in 10prozentiger
Ammoniumpersulfatlösung.



Abb. 36. Lineare Vergrößerung 200.
Ätzfiguren auf einem β -Kristall
in α -Messing.
Geätzt rd. 40 min in 10prozentiger
Ammoniumpersulfatlösung.



Abb. 37. Lineare Vergrößerung 200.
Ätzfiguren auf einem
Aluminiumbronze- α -Kristall.
Geätzt rd. 60 min in 10prozentiger
Ammoniumpersulfatlösung.
(Äußerst schwer ätzbar.)



Abb. 38 und 39. Lineare Vergrößerung 60.
Ätzgefüge von Rohzinkkristallen. Geätzt rd. 30 min in konzentrierter Chromsäurelösung.

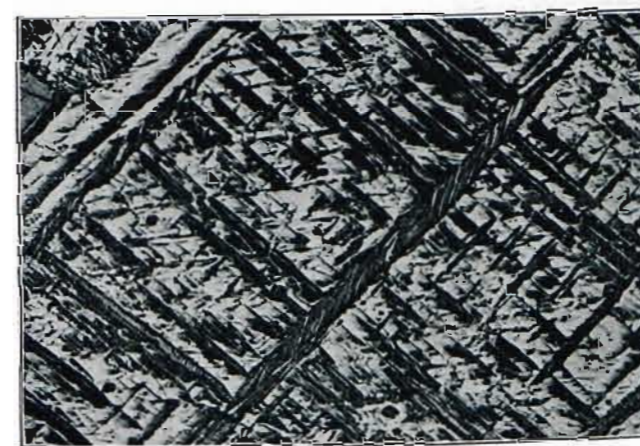
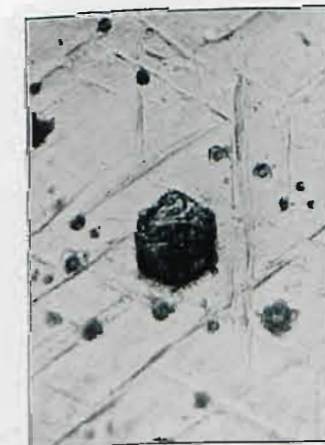
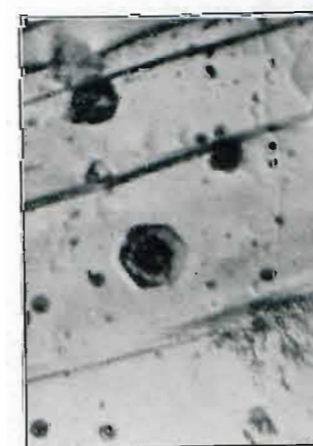


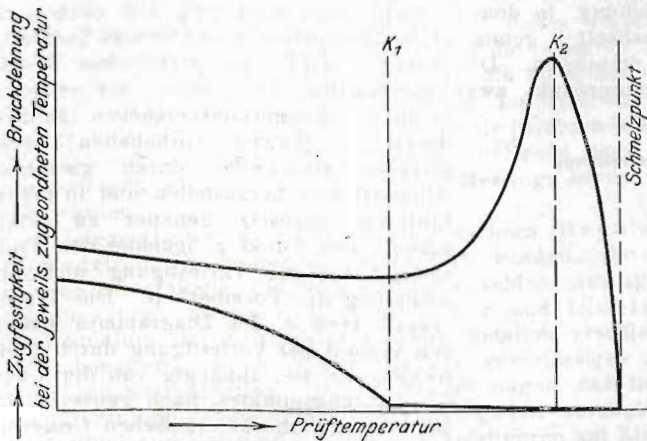
Abb. 40 und 41. Lineare Vergrößerung 400.
Ätzfiguren auf Rohzinkkristallen. Geätzt rd. 60 min in konzentrierter Chromsäurelösung.



so daß jede weitere Streckung immer wieder denselben molekularen kristallinen Gleichgewichtszustand und dieselben Widerstände vorfindet. Soweit sind wir ganz der Meinung von Bengough, dagegen verdient es unseres Erachtens die größte Beachtung — und hier hat Bengough seine schönen Kurven (vergl. Textabb. 1) nicht ganz ausgewertet —, daß die Dehnung über die erste kritische Temperatur (K_1) hinaus beträchtlich ansteigt und erst bei einer zweiten kritischen Temperatur (K_2) einen Höchstwert erreicht. Bei diesem zweiten kritischen Punkt, der zugleich mit genügender Annäherung den Beginn intergranularer Brüche

Textabb. 1.

Abhängigkeit der Festigkeit und Dehnung von der Prüftemperatur (nach Bengough).



anzeigt, wird unseres Erachtens auch die »von Natur verfestigte intergranulare Grenzschicht« zwischen den Kristalliten rekristallisiert. Wir vermuten, daß infolge von Orientierungsablenkungen und Oberflächenspannungen die Grenzschichten eine Sonderstellung im Gefüge einnehmen, und daß es höherer Temperaturen bedarf, um auch sie völlig zu orientieren, als um das Korninnere vor Störungen der Orientiertheit zu bewahren. Das Haufwerk völlig orientierter Kristalliten ohne verfestigte Grenzschichten kann zwanglos als spröde angesehen werden, weil die allotriomorphe Grenzfläche in bezug auf die an sich geringen reinkristallinen Molekularenergien als äußerst geschwächt und gegen Zugkräfte somit als praktisch widerstandslos gelten muß. Durchaus folgerichtig neigen also gewisse Metalle, deren »zweite kritische Temperatur« nach Bengoughs Kurven auffallend tief liegt, wie z. B. α -Messing, besonders stark zu intergranularen Warmbrüchen und lassen sich deshalb in der Werkstättenpraxis nur dann warm strecken, wenn sie völlig von Zug entlastet sind (geschlossene Kaliber); das Walzen von Platten erzeugt z. B. in den gezerrten Fasern an den Seitenwänden des Arbeitsgutes Warmbrüche. Abb. 18 auf Textblatt 9 gibt einen Aluminiumbronzebaren wieder, der nach der Zubereitungsvorschrift vorzüglich warm walzbar sein mußte, infolge von unfreiwilliger Verunreinigung durch Zink jedoch beim Walzen ähnlich wie α -Messing intergranular brach.

Die Abkehr der Metallographie von der Ueberschätzung des Bruchaussehens scheint durchaus geboten; nur im Verein mit andern Beobachtungen läßt sich gelegentlich auch einmal die Beschaffenheit einer Bruchfläche für ein Urteil verwerten. Abb. 19 und 20 verdeutlichen ein Anwendungsgebiet der Bruchkriterien: im α - β -Messing läßt sich der ungefähre Temperaturbereich für eine mechanische Ueberanstrengung dadurch ermitteln, daß man die intragranulare Sprödigkeit von β bei niederen Temperaturen und die intergranulare Sprödigkeit von α bei hohen Temperaturen kennt und zur Diagnose heranzieht.

Die oft bemerkte Brüchigkeit von scheinbar gesundem Metallguß hat manchen Technologen zu der Annahme einer besondern »Guß-Kristallinität« verleitet. Solche Hypothesen sind mindestens unnötig; denn intergranulare Schäden (bei der Kristallisation rings um die Kristalliten ausgestoßene Häute von Verunreinigungen, mikroskopisch feine Lunkerräume,

ungünstige Korngestalt und -größe) sowie intragranulare Mängel (Dendriten, Lunker, Orientierungs-, Konzentrations- und wieso wahrcheinlich, daß gegossenes Metall viel mehr kranke Flächen enthält als gestrecktes und eingeformtes Arbeitsgut, bei dem neue Korngrenzen gebildet, die Verunreinigungen zu Körnchen zusammengeballt, die luftleeren Hohlräume verschweißt und die Konzentrationsunterschiede durch Diffusion ausgeglichen sind. Metallguß, der von den hier aufgezählten Störungen frei ist, hat auch mechanisch keine Schwächen. An sich bringt also der Uebergang der flüssigen in die feste Phase keine spezifische Gefügebeschaffenheit in kristallographischer Beziehung mit sich (vergl. Quincke). Daß übrigens die Erstarrungskrankheiten unter Umständen technologisch erwünscht sind, beweisen die dendritischen Lagerbronzen.

D) Korngröße (Textblatt 9, Abb. 21 bis 26).

Kornverfeinerung ist neben dem Einformen die wichtigste Aufgabe der technologischen Prozesse. Aber auch darüber sind heute noch viele irrige Meinungen verbreitet. Bis in die jüngste Zeit hinein ist trotz gegenteiligen Beweismaterials immer wieder die Hypothese verfochten worden, das Gefüge werde durch »Kaltrecken«, d. i. Recken unterhalb der jeweils zugeordneten Rekristallisationstemperatur, zertümmert, auch wenn es nicht bis zum Bruch angestrengt sei. Tammann hat darauf sogar den Satz gegründet, die Kornzahl auf die Querschnittseinheit bleibe wahrscheinlich während der Verfestigung von der »unteren« bis zur »oberen« Elastizitätsgrenze dem spezifischen Fließdruck proportional, um schließlich jenseits der oberen Elastizitätsgrenze ebenso wie der spezifische Fließdruck konstant zu werden; das hieße z. B., die Kornzahl in einem Kupferquerschnitt werde während des Kaltreckens anfänglich auf das Dreizehn- bis Vierzehnfache anwachsen und sich schließlich während der nun folgenden ungleich größeren Fließperiode nicht mehr ändern. Dieser Anschauung können wir uns in keiner Beziehung anschließen. In späteren Abschnitten (F und G) wird das Kaltrecken noch im einzelnen erörtert werden; hier genügt zunächst der Hinweis auf Abb. 21 und 22, in denen ein und dasselbe Metallstück vor und nach beträchtlicher Kaltreckung dargestellt ist, wobei sich jeder ursprüngliche Kornverband (infolge der im Abschnitt C beschriebenen voreilenden Verfestigung der Kornhäute, die man in Abb. 22 noch deutlich erkennt) als unzertrümmert erwies: Kornverfeinerung durch eigentliches Kaltrecken tritt erst ein, wenn zugleich die Formbarkeit des Metalles erschöpft, das Arbeitsgut also bis zum Bruch angestrengt und verfestigt ist. Den wahren Hergang des Kornzerfalles erläutern Abb. 23 bis 26. Die Kristalliten des Gusses werden beim Kaltrecken geknetet, verbogen und in den Zustand einer starken elastischen inneren Verspannung versetzt, bleiben jedoch, jeder für sich betrachtet, ein ganzes Individuum. Erst beim Glühen, d. i. oberhalb der dem Material mit seinem Bearbeitungszustand zugehörigen Rekristallisationstemperatur, erlangen die Moleküle soviel Beweglichkeit, daß aus der vorangegangenen gewaltsamen Verlagerung willkürliche neue kristallinische Orientierung, wahrscheinlich oft in Form von Zwillingen, hervorgeht, s. Abb. 45 auf dem späteren Textblatt 11. O. Lehmann vergleicht das bei flüssigen Kristallen der Verwandlung eines gebogenen Stabes in einen vielfach geknickten. Je länger die molekulare Beweglichkeit anhält, desto mehr werden die zahllosen winzigen neuen Kristalliten sich zu größeren zusammenscharen. In Abb. 26 hat der Druck von beiden Walzen her nur je bis zu einem Viertel der Dicke des Arbeitsgutes kräftig gewirkt; beim nachfolgenden Glühen sind die stark-gereckten Körner am Rande zerfallen, die gar nicht oder schwach gereckten im Innern angeschwollen. Es ist nach dem Gesagten kaum nötig, auch noch das »Warmrecken« als die Kombination von Recken und Glühen zu schildern. Heyn hat auch schon den Sonderfall behandelt, in dem die Zimmertemperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur liegt, wie bei Zinn und Blei, scheinbares Kaltrecken in Wirklichkeit also einem Warmstrecken gleichkommt, so daß Kornzerfall neben Streckung, aber ohne merkliche Verfestigung der Körner eintritt.

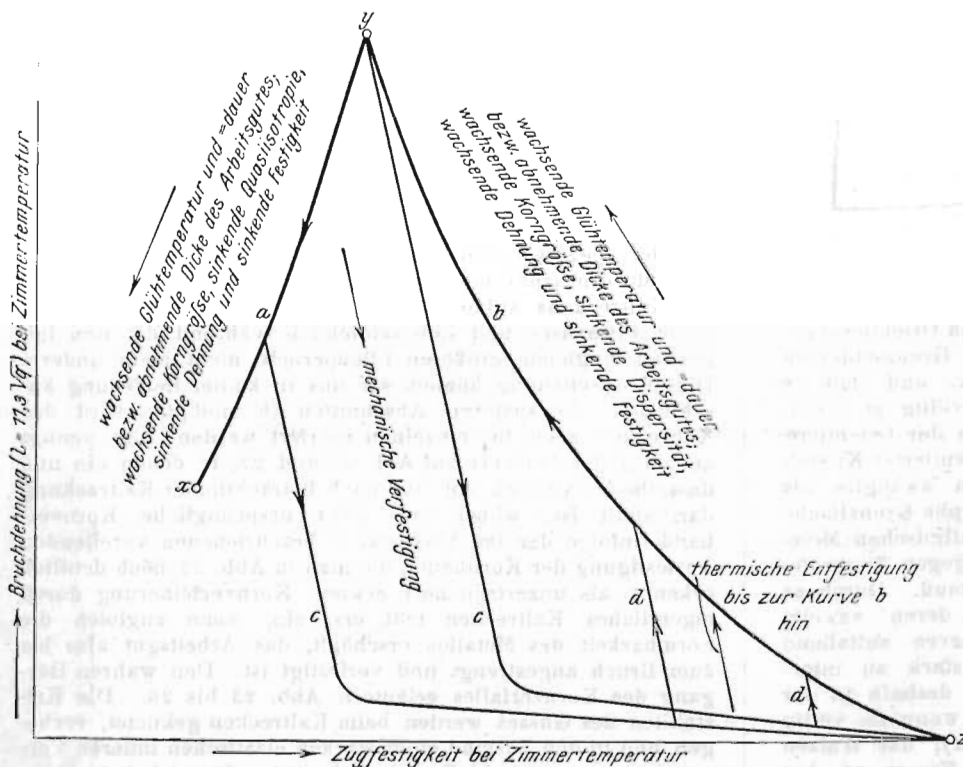
Wir verweisen zur Ergänzung auf die Eigenart des Ziehprozesses, der das Arbeitsgut unter erheblicher Wärmeentwicklung bei schlechter Wärmeabfuhr streckt und deshalb für viele Metalle, z. B. für Kupfer und nach Heyns Beobachtungsmaterial wahrscheinlich auch für Eisen, wenigstens vorübergehend ebenfalls ein Warmrecken darstellt. Deswegen bewirkt Drahtziehen vielfach Kornzerfall (neben Streckung und verzögerter Verfestigung¹⁾ der Körner), während wahres Kaltrecken gleicher Größenordnung (etwa beim Blechwalzen oder beim Zerreißversuch) die Kornverbände erhält.

Da ohne Frage die Quasiisotropie der Metalle als Voraussetzung für gleichförmiges mechanisches Verhalten nach allen Richtungen anzusehen ist, d. h. die Summenwirkung der einzelnen anisotropen Kristalliten tunlichst dem eines isotropen Stoffes in bezug auf Gleichförmigkeit ähneln soll, so spielt die Korngröße in der mechanischen Technologie eine wichtige Rolle, zumal wenn das Arbeitsgut geringe Fleischdicke aufweist. Die Korngröße wird besonders bei Druckblech, Feindrähten und dergl. von sachverständigen

grenzo¹⁾ nicht identisch wäre (vergl. Lehmann und Weimann). Nadeliges Gefüge erscheint in seinen Hauptschnitten ungleich dispers; auch dieser Umstand trägt zu seiner mechanischen Ungleichförmigkeit (s. Abschnitt B) bei.

Wir haben jahrelang statistisch die einander zugeordneten Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen bei Zimmertemperatur für einige chemisch gleichmäßige Legierungen gesammelt und die in Textabb. 2 aufgezeichneten Kurvenscharen als typisch z. B. für eine α -Messing-Sorte herleiten können. Der Kurvenast *a* symbolisiert die Abhängigkeit des geglihten Materials von der Quasiisotropie, der Kurvenast *b* die Abhängigkeit vom Dispersitätsgrad des untersuchten Querschnittes. Die Kurve *a* erreicht praktisch im Punkt *x* ihre Mindestwerte. Im Punkt *y* schneiden sich *a* und *b*: das Arbeitsgut befindet sich hier im Zustand günstigster Erweichung, in dem es nicht allzu feinkörnig und doch noch quasiisotrop genug ist, um besonders gleichförmige Dehnung zu verbürgen. Die Kurve *b* wird vom praktischen Werkstättenprodukt zwar durchlaufen, aber selten festgehalten; es blieb Laboratoriumsversuchen (ähnlich denen von Grand) vorbehalten, hochdisperse Haufwerke durch geeignete Glühverfahren herzustellen und in ihrem Entfestigungsgesetz genauer zu erforschen. Der Punkt *z* bedeutet den Endzustand völliger Verfestigung und Erschöpfung der Formbarkeit. Die Transversalkurven *c* des Diagrammes geben den Verlauf der Verfestigung durch Kaltrecken, wie sie, abhängig von der Lage des Ausgangspunktes, nach gewissen für das Material charakteristischen Gesetzen zum Punkt *z* hin fortschreitet. Die gegenläufigen Transversalkurven *d* kennzeichnen die Entfestigung zwischen einem beliebigen Zustand und Kurve *b*. Auf der heutigen Vorstufe wissenschaftlicher Erkenntnis genügt es, einer solchen Statistik die Tatsache zu entnehmen, daß die absolute und relative Korngröße eine Veränderliche darstellt, als deren Funktion die überraschende Mannigfaltigkeit chemisch gleicher und technologisch ähnlich behandelte Metallprodukte erklärlich wird. Instinktiv strebt die moderne Technologie deshalb auch danach, diejenigen Einflüsse, die die Korngröße beherrschen, d. h. den Zusammenhang zwischen Zustand vor dem Glühen, Dicke des Arbeitsgutes sowie Glühzeit und -dauer, gründlicher zu erkennen und schärfer einzugrenzen (vergl. Heyn, Weidig, Grand u. a.). Die ältere empirische Vorstellung von der Simplität

Textabb. 2.
Charakteristik einer α -Messing-Sorte für den Verlauf der thermischen Entfestigung und mechanischen Verfestigung.



Technologen schon vielfach als Wertmesser benutzt. Aber nicht nur die relative, sondern auch die absolute Korngröße, der Dispersitätsgrad, erweist sich als einflußreich, was unter der Voraussetzung von intergranularen verfestigten Grenzschichten nicht wundern kann. Diese Schichten erfüllen immerhin einen Raum, den man quantitativ nicht vernachlässigen darf; denn sie erscheinen im Mikroskop nach dem Ätzen als deutlich sichtbare Linien oder gar Streifen, haben also sicherlich eine endliche Dicke. Bei wachsendem Dispersitätsgrade wächst der prozentuale Anteil der verfestigten Schichten für die Querschnittseinheit und erreicht theoretisch den Grenzfall, wo infolge äußerster Dispersität eine ähnliche Verfestigung des ganzen Querschnittes auftreten würde wie nach äußerst weit getriebenem Kaltrecken, wenn auch der eine Grenzfall der völligen Isotropie mit dem andern der erzwungenen Homöotropie (vergl. Abschnitt F) in der molekularen Lagerung und in bezug auf die Elastizitäts-

des Glühprozesses kann als überwunden gelten. Insbesondere steht es jetzt fest, daß und warum ein durch Glühen verdorbenes homogenes Metall nur durch den Umweg über kräftiges Recken aufgebessert werden kann: Die Pfeile in Textabb. 2 zeigen schematisch das Wesen des nicht umkehrbaren Kreisprozesses, auf dem alle mechanisch-thermische Metallvergiftung beruht. Verwickeltere Metallsysteme und polymorphe Metalle unterliegen natürlich an etwaigen Umwandlungsgrenzen außerdem den Einflüssen der chemisch bedingten Gefügeänderungen, so das geköhlte Eisen und das α - β -Messing; Metallvergiftungen wie das Stahlhärten gehören also nicht in den Bereich unseres Themas.

E) Ätzfiguren (Textblatt 10, Abb. 27 bis 41).

Die heute gebräuchlichen Ätzverfahren auf Metallschliffen gehen im wesentlichen darauf aus, die Kornindivi-

¹⁾ Man denke in diesem Zusammenhang auch an die unterschiedliche Wirkung einerseits von mehreren getrennten Einzelzügen und andererseits von Mehrfachzügen. Die Mehrfachzüge, bei denen sich die Wärme aufspeichert, erlauben größere Formänderung und erzeugen weniger Verfestigung.

¹⁾ Im Abschnitt G ist zu ersehen, inwiefern die Molekularlagerung trotz gleicher Festigkeit (Höchstlastgrenze) ungleiche Elastizitätsgrenze bewirken kann; bei völliger Isotropie könnte die spezifische Höchstlast zwar ebenso hoch liegen wie bei völliger Homöotropie, nur würde dem Erreichen der Höchstlast ein „Kehren“ der Moleküle unter kleiner äußerer Formänderung des Versuchskörpers vorangehen.

duen abzugrenzen, teils indem sie nur die Korngrenzen bloßlegen, teils indem sie die Schlißfläche gemäß ihrer Neigung zu den Kristallachsen jeden Kornes verschieden faszitieren. Unsere Äußerungen (in Abschnitt C und D) über die Natur der Kornhüte haben wir hier nur noch hinzuzufügen, daß gerade deren voreilende Aetzbarkeit in der Literatur schon als Kennzeichen voreilender Verfestigung gegenüber dem Korninnern gedeutet wurde. Auf Textblatt 9 war ferner wie in vielen älteren Abbildungen metallographischer Veröffentlichungen zu erkennen, daß die Facettenätzung den Bereich jedes Kristalliten durch Lichtreflex klar anzeigt, sofern sich das Gefüge im ungestörten natürlichen kristallischen Gleichgewicht befindet, Abb. 21 und 23, daß dagegen das Phänomen auf Schliffen kaltgestreckter Metalle verwaschen wird, Abb. 24, und schließlich im Endzustande höchster Verfestigung, Abb. 22, völlig verschwindet. Wir haben in unserem Arbeitsgebiet keinen Anlaß gehabt, dieses Verfahren weiter auszubauen, glauben jedoch, daß die neueren Hinweise (Rosenhain und Gärtler) auf die eigentümlichen Abarten der Lichtreflexe von eutektischem und dystektischem Gefüge gute Dienste tun könnten, wenn sie insbesondere bei der Stahlprüfung (vergl. Benedicks), vielleicht auch bei Sonderfragen wie nach der Natur des β -Messings berücksichtigt würden.

Gelegentlich sind von mehreren Forschern (Heyn u. a.) beim Ätzen Erscheinungen beobachtet worden, die den in der Mineralogie plaumäßig durchforschten Ätzfiguren ähneln (vergl. hierzu u. a. Baumhauer und Liebisch). Zum Studium der Kristallsysteme von Metallen erschien es wünschenswert, ein in dieser Hinsicht zuverlässiges Ätzverfahren auszuarbeiten. Abb. 27 bis 37 zeigen, daß in der zehnprozentigen Ammoniumpersulfatlösung ein vorzügliches Hilfsmittel zur Erzeugung deutlicher Ätzfiguren auf Eisen¹⁾,

¹⁾ Die Ammoniumpersulfatlösung dürfte auch außerhalb des Themas dieser Arbeit für die Mikrographie des Eisens von einigem Wert sein.

Kupfer, Messing und Bronze gefunden wurde; alle diese Stoffe erwiesen sich als regulär. Besondere Beachtung verdient Abb. 31 mit dem systematischen Ätzabbau eines Kupferkristalliten. Das hexagonale Zink war in konzentrierter Chromsäurelösung am ehesten zugänglich, Abb. 38 bis 41. Unsere Erfahrungen sind zu jungen Datums, um etwa heute schon Rückschlüsse aus dem Kristallsystem auf gewisse physikalische Eigenschaften zu erlauben; wir erinnern aber daran, daß für Mineralien u. a. von Pöschl Beziehungen zwischen Kristallsystem, Härte und Zähigkeit bereits behauptet wurden, und in diesem Zusammenhang gibt die Zugehörigkeit des spröden Zinkes zum hexagonalen System einiges zu denken.

Für die Technologie erscheint die Kristallfigurenätzung insofern als ein bequemes Prüfverfahren, als sie unmittelbar das Kristallsystem und mittelbar unter Umständen auch die absolute Lage der Kristallachsen im Raum aufdeckt. Wir haben an definierten Kristallen (vergl. Abschnitt A) aus Kupfer festgestellt, daß die Ammoniumpersulfatlösung auf jeder beliebigen Schnittfläche eines Kupferoktaeders konkave oder konvexe Körper bloßlegt, deren Begrenzungsebenen den Hauptsymmetrieebenen des regulären Systems (d. h. auch den Würfelflächen) parallel laufen. In jedem Einzelfall, für den die Angriffsweise des Ätzmittels ebenso genau ermittelt ist, kann man nunmehr mit Hilfe der Ätzfiguren den Zusammenhang zwischen Orientierung der Kristalliten und technologischem Verhalten erforschen.

Noch deutlicher als die Facettenätzung zeigt die Kristallfigurenätzung den Grad der Kaltgerecktheit an: die Figurenätzbarkeit verschwindet entsprechend den in den nächsten Abschnitten erörterten Veränderungen des Korninnern, indem sich unter wachsender Kaltreckung die Orientiertheit mehr oder minder schnell in ununterbrochen ineinander übergreifenden Zonen verwirrt.

(Schluß folgt.)

Zum Ätzen von Stahl wird die Lösung zweckmäßig mit dem gleichen Volumen Alkohol verdünnt.

Technologische Schlüsse aus der Kristallographie der Metalle.¹⁾

Von **W. v. Moellendorff** und **J. Czochralski**.

(Schluß von S. 935)

(dazu Textblatt 18 und 19)

F) Fließlinien (Textblatt 18 und 19, Abb. 42 bis 69).

Unter dem Sammelnamen Fließlinien lassen sich aus der mineralogischen und metallographischen Literatur viele verstreute Angaben vereinigen, die im Grunde das Eine gemeinsam beschreiben, daß nämlich auf der Oberfläche bleibend deformierter kristallinischer Körper Liniensysteme sicht-

bar würden, deren Verlauf teils kristallographisch bestimmt, teils banal erschiene, und die als Spuren von Gleitflächensystemen gedeutet werden könnten. Ueber die wichtigsten Beobachtungen dieser Art gibt wiederum das klassische Buch von Martens-Heyn eine anschauliche Uebersicht. Leider werden die grundstürzenden Forschungsergebnisse von O. Lehmann merkwürdig selten berücksichtigt; so lassen die jüngsten einschlägigen Aufsätze von Faust und Tammann, die gerade aus den Fließlinien neue Schlüsse für die Formänderung von Kristallen ziehen, die Lehmannschen Theorien beiseite, obgleich mindestens der Versuch ihrer Entkräftung gelohnt hätte, ehe man neue Hypothesen aufstellte. Faust und Tammann vertreten radikal den Standpunkt, die Kristal-

¹⁾ Sonderabdrücke dieses Aufsatzes (Fachgebiet: Materialkunde) werden an Mitglieder des Vereines und Studierende bezw. Schüler technischer Lehranstalten gegen Voreinsendung von 75 M postfrei abgegeben. Andre Bezueher zahlen den doppelten Preis. Zuschlag für Auslandsporto 5 M . Lieferung etwa 2 Wochen nach dem Erscheinen der Nummer.

liten seien kristallographisch unveränderlich und würden lediglich dadurch plastiziert, daß sich in ihnen eine dem jeweiligen Fließdruck entsprechende Zahl von Gleitflächen ausbilde. Mit einigen Abweichungen könnten wir uns diesem Satz für das Warmrecken anschließen. Aber von vornherein müssen wir es als *contradictio in adjecto* bezeichnen, wenn man beim Kaltrecken zwar das Raumbgitter der Kristalliten ungestört, also nur durch mathematische Gleitflächen unterteilt, aber das Hautwerk durch Vermehrung solcher Gleitflächen verfestigt nennt; denn Gleitflächen ohne Raumbgitterstörung lassen sich etwa als Translationsebenen verstehen, wie sie zwischen je zwei Molekularverbänden in den möglichen Translationsrichtungen vor der Gleitung vorhanden wären und nach der Gleitung unverändert vorhanden blieben: man könnte sie also weder vermehren noch als neue Korngrenzen auslegen, wenn selbst in ihnen eine Gleitung stattgefunden hätte, noch aus ihrer vorübergehenden Benutzung eine Verfestigung herleiten. Bei der Annahme von Zwillingbildung statt Translation, als der andern Form reinkristallinischer und beim Warmrecken sich einstellender Molekularbewegung, könnte man in Fausts und Tammanns Sinn allenfalls von Kornzerfall, aber wieder nicht von Verfestigung sprechen; denn erstens würden intragranulare Zwillinge mit oder ohne verfestigte Zwischenschichten die untere Elastizitätsgrenze des Kristalliten nicht verschieben können, zweitens leugnen Faust und Tammann letzten Endes auch den Einfluß der Dispersität auf die Festigkeit (Höchstlastgrenze), wie wir ihn im Abschnitt D mit der Raumbgitterstörung infolge von Oberflächenspannung begründeten; denn wie wollen sie ihn einer auf die Orientiertheit unwirksamen Oberflächenspannung zuschreiben? Dazu kommt, daß Faust und Tammann es unterließen, das Innere kaltgereckter Metallkörper genügend nachzuprüfen, wo sie mit Hilfe der im Abschnitt E beschriebenen Aetzverfahren erstens die kristallographische Störung und zweitens sogar sichtbare Streifung gefunden hätten: sie hätten dann vermutlich die Translationshypothese fallen lassen, da ja Translation grundsätzlich nur auf den Außenflächen der Versuchskörper als Fältelung sichtbar sein dürfte. Ferner verzeichnen Faust und Tammann ein empirisches (von uns bestätigtes) Gesetz, wonach für die Last P und den Winkel α zwischen Krafrichtung und Streifung die Beziehung

$$P_1 : P_2 = \sin \alpha_2 : \sin \alpha_1$$

bestünde, und verkennen, daß dieses Gesetz der Geometrie des Schubes zuwiderläuft, die ja vielmehr die angenäherte Erfüllung der Formel

$$P_1 : P_2 = \sin 2\alpha_2 : \sin 2\alpha_1$$

verlangt. Weiter erwähnen Faust und Tammann bei einigen reinen Metallen eine Abart des Fließens insofern, als dort die ersten Gleitflächen mit den ursprünglichen Kornhüllen zusammenfielen; wir glauben, in den vorigen Abschnitten einige Beweise für die allotriomorphe Gestalt und die voreilende Verfestigung dieser Flächen erbracht zu haben, und erblicken in der Unterschlebung eines primären intergranularen Gleitens ein nochmaliges Versagen der Gleitflächentheorie? auch hier ließen sich die Autoren durch den Anblick der Außenflächen täuschen, auf denen die Wölbung der Körner naturgemäß die Kornränder als Furchen oder Rippen bloßlegte. Schließlich behaupten Faust und Tammann fälschlich, die Ritzhärte des Korninnern bleibe konstant; ihre Zahlen enthalten immerhin Fehlergrößen von 50 vH, und sie werden sich bei einiger Ausdehnung ihrer Versuche von ihrem Irrtum leicht überzeugen: wir haben z. B. die Ritzhärte von α -Messing (bei 20 vH Meßgenauigkeit) durch kräftiges Kaltrecken nahezu verdoppelt gefunden.

Wir haben mit unsern Einwänden gegen die Sätze von Faust und Tammann zur Genüge angedeutet, daß fremde und eigene Beobachtungen uns zu einer völlig anders garteten Auffassung der Fließvorgänge beim Kaltrecken zwingen, aber wir wollen gerade deswegen nicht unterlassen, als wertvolles und anregendes Material auch die von Faust und Tammann verzeichneten Tatsachen hervorzuheben. Unsere Versuche bezweckten in erster Linie, den kristallogometrischen Verlauf der Deformation an definierten Kristallindividuen klarzulegen. Einigen Anhalt boten die Angaben von Mügge,

der von einem Kupferwürfel parallel zu einer Körperdiagonale eine Ecke abschor, wobei der Druck auf den drei betroffenen Würfelflächen feine Streifen in Form von Spuren der senkrecht gedrückten Oktaederfläche erzeugte, und wobei nach der Skizze zu urteilen die Scherung in Nebensymmetrieebenen (Dodekaederflächen) erfolgte. Wir schälten aus einer Erstarrungskruste ein Kupferoktaeder von rd. 7 mm Kantenlänge heraus, drückten es senkrecht zu einem Paar paralleler Oktaederflächen, also ebenfalls in Richtung der körperlichen Würfeldiagonale, und fanden im wesentlichen Mügges Befund bestätigt, jedoch mit der Ergänzung, daß zuerst Spuren der senkrecht zur Druckrichtung stehenden, bei höherer Belastung auch der anders geneigten Oktaederflächen erschienen, und daß noch wesentlich höhere Drücke nötig waren, um dann noch Spuren der Dodekaederflächen zu erzeugen. Die Tabelle auf S. 1016 enthält eine Zusammenfassung dieser Beobachtungen mit solchen, die wir im Innern kaltgereckter Kupferlegierungen gemacht haben.

(Mit den Ausdrücken »erster, zweiter, dritter, vierter Typ Fließlinien« wollen wir zunächst keineswegs eine unbeschränkte Gültigkeit der Reihenfolge andeuten; wir haben im Gegenteil an andern Metallen als den in der Zahlentafel zusammengestellten Kupferlegierungen öfters eine andre Reihenfolge bemerkt, die Bezeichnungen sollen nur zur Unterscheidung dienen. Den Ausdruck »Fließlinien« haben wir vorläufig beibehalten, obgleich er weder den Charakter der Molekularbewegung genau wiedergibt noch die Vorbedingungen der Erscheinung klar abgrenzt: er bietet immerhin heute einen allgemein verständlichen Sammelbegriff und läßt sich zurzeit kaum durch zutreffendere Ausdrücke ersetzen; denn auch die Worte »Recklinien« oder »Kaltrecklinien« träfen das Wesen der Sache nicht genauer.)

Der erste Typ Fließlinien ist seiner Geometrie nach als abhängig vom Kristallsystem und als die Folge einer Molekularbewegung gekennzeichnet, die nicht Schub sein kann. Wir halten den durch diese Fließlinien bloßgelegten Vorgang für ein Drehen von Molekülen in ebenen Verbänden (Oktaederflächen im Kupfer), das sich mit dem militärischen »Kehren auf der Stelle« vergleichen läßt und eine geringe normale Näherung oder Entfernung der Verbände untereinander mit sich bringt, und zwar erfolgt, wie die Aetzerscheinungen und die Verfestigung beweisen, die Drehung ununterbrochen, also nicht wie ein Schnappen in eine neue symmetrische Gleichgewichtslage, sondern durch beliebige banale Zwischenlagen hindurch: das Raumbgitter wird derart gestört, daß sich in ihm Scharen ursprünglich gerader Linien-systeme wellenlinienförmig verzerren. Je regelmäßiger und sanfter solche Drehungswellen verlaufen, desto schwerer werden sich die sanft gewölbten Zonen voreilender Desorientierung, Verfestigung und Aetzbarkeit veranschaulichen lassen; dagegen macht sich der Grenzfall scharf gebogener Zickzackzonen optisch am leichtesten bemerkbar. Unsere Auffassung deckt sich mit der rechnerischen Zerlegung des Fließvorganges (von Kupfer und Blei), die Andrade aus der Zeit-Dehnungs-Kurve abgeleitet und seinerseits mit Ewings Studien an einem magnetomotorischen Modell verglichen hat. Wir nennen diese Molekularbewegung »quasikristallinische Drehung« und schlagen für diese Gattung von Fließlinien den Ausdruck »Kehrlinien« vor. Die vektorielle Natur der Moleküle äußert sich naturgemäß in vektoriellen Widerständen gegen Molekularbewegung. Es bleibt späteren kristallographischen Studien vorbehalten, aus der Kristallgeometrie der Bewegungsarten die sehr wohl denkbare gesetzmäßige Verkettung zwischen den Elastizitätsgrenzen für »Drehung« und »Gleitung« aufzufinden. Empirisch gesprochen, tritt jedenfalls nach unsern Beobachtungen die »quasikristallinische Molekulardrehung« in homogenen Kristallen als die absolut erste bleibende Deformationsart auf, und durchgehends dürften auch die andern banalen Fließarten als Drehung beginnen.

In solchen homogenen Kristallen (z. B. reinen Metallen und Mischkristallen) scheint der Grad der »quasikristallinischen Drehbarkeit« vom Grade der banalen Molekularkohäsion abzuhängen; ist diese sehr gering, so führt die Drehung bei gegebener Geschwindigkeit zum Bruch, weil sie benachbarte Moleküle weiter voneinander entfernt, als die Wirkung der Kohäsion reicht. Spröde und zähe Stoffe sind also in dieser

	erster Typ Fließlinien	zweiter Typ Fließlinien	spätere Zustände der Fließlinien des ersten und zweiten Typs	Verhalten der Kornhäute	dritter Typ Fließlinien	vierter Typ Fließlinien
Lage im Haufwerk	intragranular	intragranular	intragranular	intergranular	unabhängig von Orientiertheit und Korngefüge	unabhängig von Orientiertheit und Korngefüge
optische Merkmale auf der ungeätzten eben polierten Ober- fläche	mikroskopisch feine geradlinige Streifung	makroskopisch sicht- bare geradlinige Faltung	gekrümmte Linien	sichtbar als Furchen und Rippen infolge Wölbung des Korninnern	makroskopisch sicht- bare gerad- oder krümmelige Strei- fung	makroskopisch sicht- bare geradlinige, event. sekundär gekrümmte Streifung
optische Merkmale im geätzten Querschnitt	je nach der Metallart, mehr oder minder häufig als mikrosko- pisch feine geradlinige Streifung sichtbar	als Zonen ungleicher Aetzbarkeit sichtbar	als gekrümmte Linien und Zonen sichtbar	als allotriomorphe stärker ätzbare Grenzschichten sichtbar	unsichtbar	unsichtbar
Winkel zwischen Druckrichtung und »Fließflächen« in dem isolierten Idiomorphen Kupferoktaeder, das in Richtung einer kör- perlichen Würfeldiag- onale gedrückt wurde	bei wachsendem Druck zuerst 90° , danach rd. 20°	bei wachsendem Druck zuerst rd. 55° , danach 0°	im Endzustand kurz vor dem Bruch vorwiegend 90°	—	wegen Kleinheit des Gegenstandes nicht beobachtet, wahr- scheinlich wie auf Haufwerken im Mittel 90°	wegen Kleinheit des Gegenstandes nicht beobachtet, wahr- scheinlich wie auf Haufwerken im Mittel 45°
kristallgeometrische Definition der »Fließ- flächen«, gültig für das reguläre System	Okttaederflächen	Dodekaederflächen	banalisierte ge- krümmte Flächen	allmählich länglich verzerrte allotrio- morphe Flächen	banale Flächen, allein durch die Kraftrichtung, Kör- pergestalt und Me- tallart bestimmt	banale Flächen, allein durch die Kraftrichtung, Kör- pergestalt und Me- tallart bestimmt
ältere Synonyma aus der Literatur	Translationen (Heyn, Tammann, Mügge u. a.)		—	—	Lüders-Hartmannsche Linten (Martens, Hort, Heyn u. a.)	

Hinsicht nicht qualitativ, sondern quantitativ verschieden; ersetzt man die innere Kohäsion durch äußeren allseitigen hydrostatischen Druck, so gelingt es, wie Kick bewiesen hat, spröde Gesteine zu plastizieren und, wie Kármáns Abbildungen und Verfestigungskurven beweisen, in ihnen die »quasikristallinische Drehung« zu erzwingen. Die Spaltebenen sehr spröder Kristalle sind wahrscheinlich mit den »Kehrebenen« zäher Kristalle identisch. In unserer Abbildung 15 (Textbl. 9) findet sich für Zink ein deutliches Beispiel. Es mag allerdings auch Fälle geben, in denen die »quasikristallinische Molekulardrehung« von einem Kristall noch schadlos überstanden wird und erst beim Beginn der nächsten Art von Molekularbewegung der Bruch eintritt; dort wären die Spaltebenen dann etwa mit den »quasikristallinischen Gleitebenen« identisch (vergl. nächsten Absatz). Wegen der intimeren molekularmechanischen Fragen verweisen wir nochmals auf O. Lehmann.

Der zweite Typ Fließlinien ist seiner Geometrie nach ebenfalls noch abhängig vom Kristallsystem und charakterisiert sich als die Folge einer Schubbewegung; auch hier springen die Moleküle nicht von der einen kristallographischen Gleichgewichtslage in die nächste, sondern durchlaufen ununterbrochen jede beliebige banale Zwischenlage. Wir nennen deshalb diese Molekularbewegung »quasikristallinische Gleitung« und diesen Typ Fließlinien »Gleitlinien«. Er ist oft unsichtbar oder nur mittelbar an den Korngrenzen erkennbar, wenn die Gleitung eine einzige ununterbrochene Wölbung hervorruft, z. B. in sehr kleinen Kristalliten. Praeter propter gilt das über »Kehrlinien« Gesagte auch hier. Im Haufwerk der ungleich orientierten Kristalliten sind für beide Fließarten gewisse Körner »am günstigsten« orientiert. Mit steigender Belastung nehmen die andern Körner in trigonometrischer Abhängigkeit von ihrer Achsenlage am Fließen teil.

Die »Kehrlinien« und »Gleitlinien« krümmen sich bei weiterer Formänderung allmählich. Die gemeinsame Dreh- und Schubbewegung kann man nach O. Lehmann Rollen nennen. Der ursprünglich orientierte anisotrope¹⁾ Molekular-

¹⁾ In mechanischer Hinsicht ist natürlich auch das reguläre Kristallsystem anisotrop.

verband eines Kristalliten wird banalisiert. Infolge der überaus hohen Viskosität pflanzt sich jedoch erst allmählich der Druck von Zone zu Zone fort, und mit ununterbrochenen Uebergängen findet man Inseln verzögerter neben Bändern voreilender Kristallverwirrung. Ist dann an einer gewissen Grenze jedes Korn im Haufwerk an allen Stellen kristallinisch erschüttert, so ähnelt das Metall einem isotropen Stoff, die Zahl der »Kehr- und Gleitlinien« nimmt nicht mehr zu, und ganz folgerichtig begegnet man nunmehr bei fortschreitender Kaltreckung den Symptomen banaler Formänderung. Aber ebenso folgerichtig äußert sich auch dann noch immer die vektorielle Natur der Moleküle in der Neigung und Fähigkeit zu geordneter Lagerung. Der Endzustand, dem der plastische Kristall beim Fließen zustrebt, heißt nach O. Lehmann »erzwungene Homöotropie« und ist vom Amorphismus ebensowohl zu unterscheiden wie vom hypothetischen isotropen Zustand eines äußerst dispersen Haufwerkes vektorieller, aber ungeordneter Moleküle. Die erzwungene Homöotropie kann etwa als die gewaltsame Gleichlagerung vektorieller, aber in ihrer geometrischen oder energetischen Gestalt gewaltsam verzerrter Moleküle definiert werden. Einen Beweis für die Einflüsse der vektoriellen Natur der schon gereckten Moleküle bot unser Stanchversuch am Kupferoktaeder: Nachdem wir ihn um 63 vH der Ursprungshöhe gestaucht hatten, wurde er in seinem Grundriß quadratisch zugeschnitten, derart, daß zwei Seitenwände der einen Nebensymmetrieebene und damit der einen schwach geneigten Hauptsymmetrieachse parallel liefen; wir erwarteten nunmehr ein nach allen Seiten gleichförmiges Fließen, stellten jedoch senkrecht zur genannten Hauptsymmetrieachse rd. 50 vH mehr lineare Formänderung als parallel zu ihr fest; das wiederholte sich, nachdem wir den Versuchskörper nochmals mit quadratischem Grundriß zugeschnitten und nochmals gestaucht hatten, und zwar betrug der Unterschied danach rd. 80 vH.

Der dritte und vierte Typ Fließlinien, den wir die wahren »Fließlinien« nennen wollen, darf als das Kennzeichen völlig banaler, vorwiegend vom Kraftfeld abhängiger Molekularbewegung angesprochen werden. Er tritt oberflächlich auf, wenn ein isotropes oder doch hochgradig quasiisotropes Haufwerk in Dreh- oder Gleit- oder Rollbe-

W. v. Moellendorff und J. Czochralski: Technologische Schlüsse aus der Kristallographie der Metalle.

Abb. 42. Lineare Vergrößerung 180.
Kupferkristall mit Aetzfiguren.
Geätzt rd. 2 Stunden in 10prozentiger
Ammoniumpersulfatlösung.



Abb. 45. Lineare Vergrößerung 180.
Aluminiumbronze- α -Kristalle mit zahlreichen
Zwillingsbildungen.
Aetzpoliert mit ammoniakgetränktem Wattebausch.



Abb. 48. Lineare Vergrößerung 350.
Nach dem Aetzen im metallischen Querschnitt
sichtbare, teilweise banalisierte Kehrlinien auf
einem Aluminiumbronze- α -Kristall.
Aetzpoliert mit ammoniakgetränktem Wattebausch.

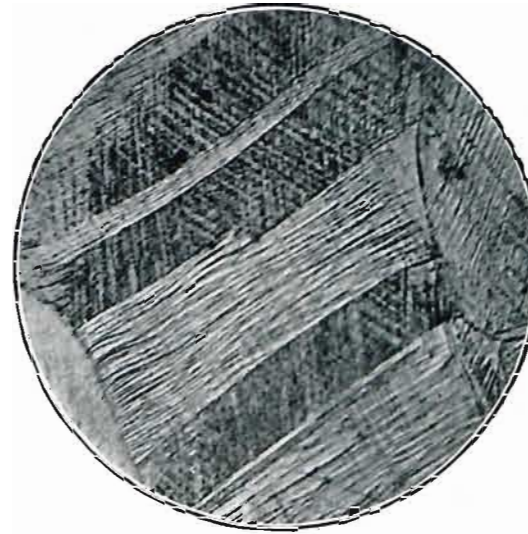


Abb. 49. Lineare Vergrößerung 180.
Nach dem Aetzen im metallischen Querschnitt sichtbare
banalisierte Kehr- und Gleitlinien auf
einem stark gereckten Aluminiumbronze- α -Kristall.
Aetzpoliert mit ammoniakgetränktem Wattebausch.



Abb. 43. Lineare Vergrößerung 180.
Derselbe vorgeätzte Kupferkristall nach schwachem
Kaltrecken.

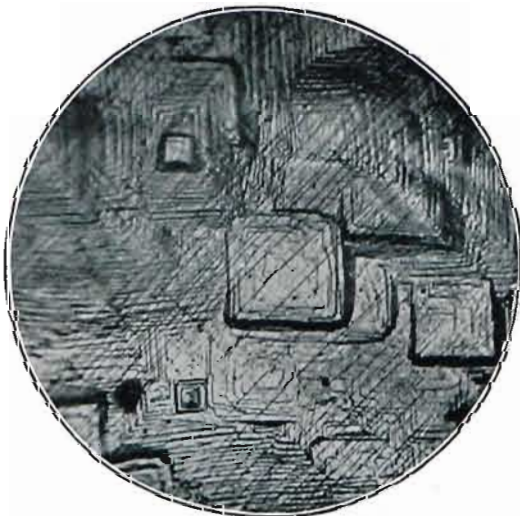


Abb. 46. Lineare Vergrößerung 180.
Auf der polierten ungeätzten Schlißfläche
eines α -Messingkristalles nach dem Kaltrecken
sichtbare Kehrlinien.

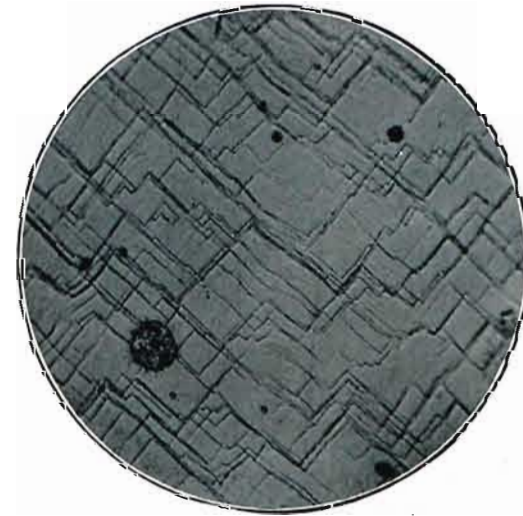


Abb. 50. Lineare Vergrößerung 200.
Wie Abb. 49.



Abb. 51. Lineare Vergrößerung 400.
 α -Messing nach äußerst kräftiger Kaltreckung;
Korninneres bis zur Homöotropie verlagert.
Geätzt rd. 30 min in 10prozentiger
Ammoniumpersulfatlösung.



Abb. 44. Lineare Vergrößerung 180.
Dosl. etwas kräftiger kaltgereckt.

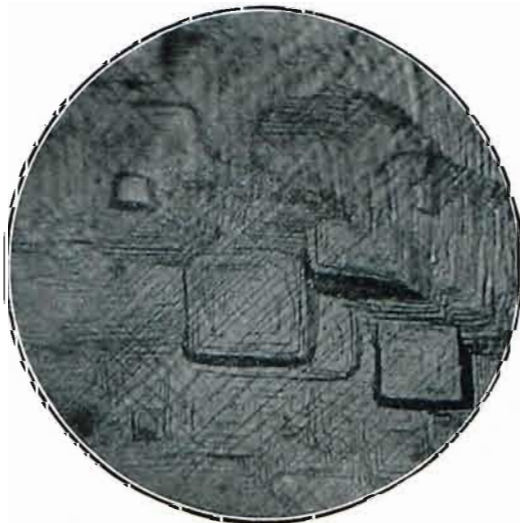


Abb. 47. Lineare Vergrößerung 350.
Nach dem Aetzen im metallischen Querschnitt sichtbare
Kehrlinien auf einem Aluminiumbronze- α -Kristall.
Aetzpoliert mit ammoniakgetränktem Wattebausch.

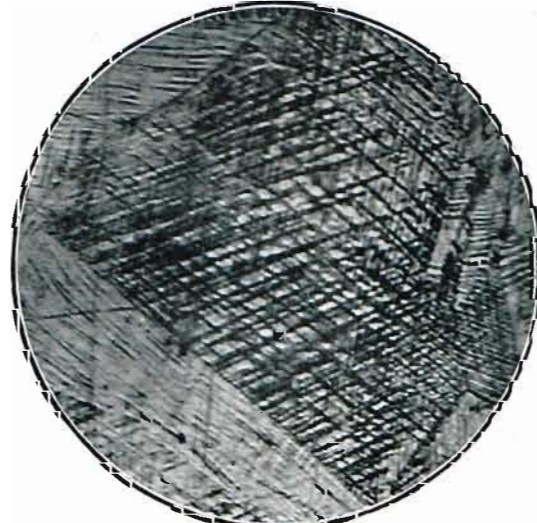


Abb. 52. $\frac{9}{10}$ der natürl. Größe.
Primäre banale Fließlinien auf ungeätztem eben poliertem
Flußeisensband (die Drehung in den Horizontallinien ging
der Gleitung in den schrägen Linien voran).

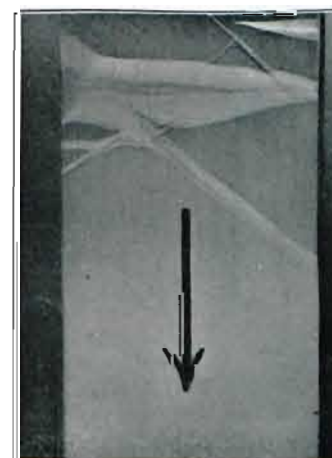


Abb. 53. $\frac{9}{10}$ der natürl. Größe.
Sekundäre banale Fließlinien auf Hartaluminiumblech
(die Drehung in den Horizontallinien ging der Gleitung
in den schrägen Linien voran).



W. v. Moellendorff und J. Czochralski:
Technologische Schlüsse aus der Kristallographie der Metalle.

Abb. 54 bis 69. Lineare Vergrößerung 200.
Aenderung der Korngestalt und des Kristallzustandes beim Kaltziehen.

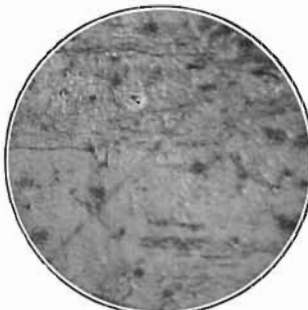
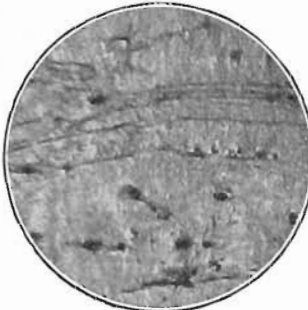
→ Walzrichtung.

10 mm dickes geglähtes
Kupferblech.

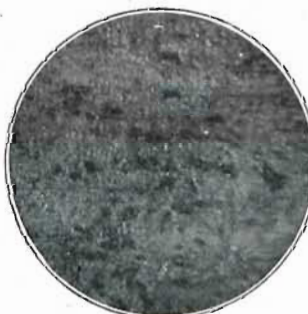
Dasselbe Blech
kalt auf 6 mm gewalzt.

Dasselbe Blech
kalt auf 3 mm gewalzt.

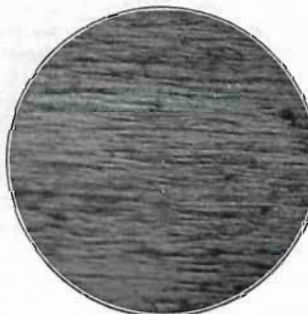
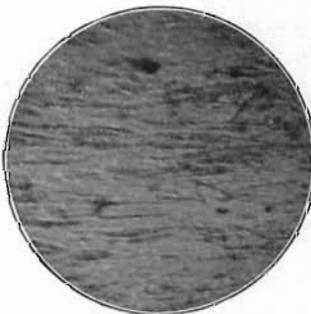
Dasselbe Blech
kalt auf 0,5 mm (Bruch) gewalzt.



Schliff parallel
zur Walz-
oberfläche.
Ätzipoliert mit
ammoniak-
getränktem
Wattebausch.



Schliff parallel
zur Walz-
oberfläche.
Geätzt
etw. 20 min in
10 prozentiger
Ammonium-
persulfat-
lösung.



Schliff
senkrecht zur
Walz-
oberfläche.
Ätzipoliert mit
ammoniak-
getränktem
Wattebausch.



Schliff
senkrecht zur
Walz-
oberfläche.
Geätzt
etw. 20 min in
10 prozentiger
Ammonium-
persulfat-
lösung.

wegung gerät. (Auch hier eilen in allen uns bekannten Fällen die Drehbewegungen vor.) Derartige Haufwerke kenn die Technologie einerseits für homogene zähe Metalle in dem schon geschilderten kristallographisch völlig erschütterten (vorgereckten) Zustande, der zwischen Anisotropie und Homöotropie den Uebergang bildet, andererseits aber auch in den eutektoiden und dystektoiden hochdispersen Haufwerken mancher mehrphasiger Metalle. Unter diesen nimmt das technische gekohlte Eisen an Bedeutung die erste Stelle ein. Zwanglos lassen sich nun unsere Betrachtungen dahin vereinigen, daß ungerichtetes kohlenstoffhaltiges Eisen genau so wie vorgerecktes Kupfer oder Messing z. B. beim ZerreiBversuch wahre »Fließlinien« zeigt. Das Charakteristikum derjenigen »Fließlinien«, die beim gekohnten Eisen als primärer Typ auftreten, ist ihre Unbeständigkeit. Dieser Umstand sowie die Auslegung des Eisen-ZerreiBdiagrammes haben uns bestimmt, dreierlei Fließperioden des gekohnten Eisens anzunehmen: 1) das vorübergehende banale Fließen (bestehend aus banaler Drehung und banalem Schub) des übergeordneten dystektoiden Gefüges, 2) das quasikristallinische Fließen (bestehend aus wenigstens indirekt an den Kornrissen erkennlicher »quasikristallinischer Drehung und Gleitung«) des untergeordneten Ferritgefüges, 3) das fortgesetzte banale Fließen des banalisierten Gesamtgefüges.

Wir haben in Abb. 42 bis 44 auf Textblatt 18 »Kehrlinien« des Kupfers, in Abb. 45 zum Vergleich Zwillingszerfall (beim Warmrecken oder Glühen) dargestellt. In Abb. 46 erkennt man mehrere Scharen von »Kehrlinien«, wie sie mit wachsender Kaltreckung erscheinen, in Abb. 47 bis 50 spätere Stufen der gekrümmten banalisierten »Kehrlinien«. »Gleitlinien« finden sich u. a. in Abb. 11 und ähnlichen Bildern von ZerreiBstäben, wie sie in der Literatur als oberflächlich »gefältelt« oder »knitterig« geschildert werden, sowie als Zonen voreinander Gewöltheit und Aetzbarkeit in Abb. 49 und 50. Abb. 51 gibt einen erzwungen homöotropen Querschnitt¹⁾. Wahre »Fließlinien« haben wir nur der Vollständigkeit halber abgebildet, Abb. 52 und 53, obgleich sie jeder Technologe vom Eisen und von vorgereckten andern Metallen her zur Genüge kennt; man beobachtet sie besonders häufig und klar auf Flachstäben, bei denen sie oft auch den Verlauf des Bruches bestimmen (vergl. Martens). Abb. 54 bis 69 auf Textblatt 19 schließlich schildern im Zusammenhang das ununterbrochene Ineingreifen der scheinbar so verwickelten Einzelvorgänge.

Die Neuheit mancher Behauptung hat uns gezwungen, die Fließlinien verhältnismäßig weitläufig zu besprechen. Wenn selbst mancher Satz später einmal durch vervollkommnete Methodik widerlegt werden sollte, so wäre doch unser Wunsch erfüllt, wenn die sinnfällige und vielfältige Erscheinung der Fließlinien öfter, als es bisher geschah, zum Ausbau einer wissenschaftlichen mechanischen Technologie herangezogen würde.

G) Verfestigung.

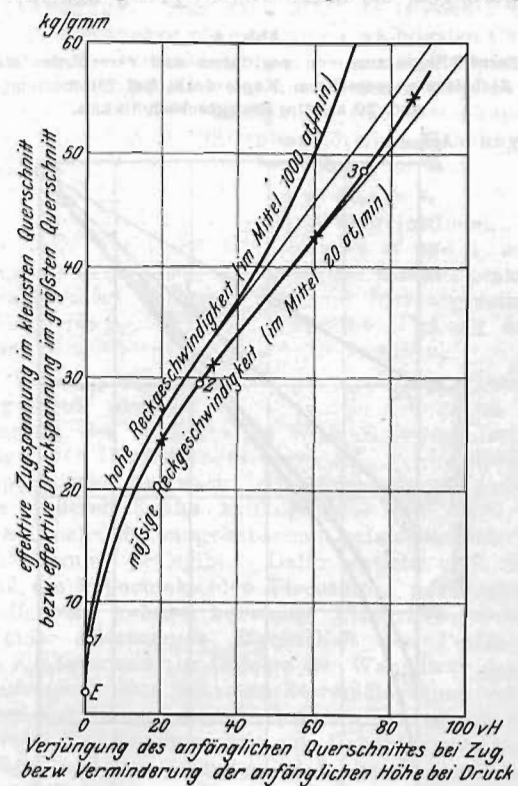
Unsere Auslegung der Fließvorgänge findet gute Bestätigung in den Verfestigungsgesetzen der Kaltreckprozesse. Die Verfahren der Materialprüfung und unter ihnen besonders die ZerreiB- und Stauchversuche bieten einfache und eindeutige Mittel zur Erforschung der Kaltreckgesetze. Trotzdem nahm bis in die neueste Zeit hinein die Materialkunde fast ausschließlich das Interesse des Konstrukteurs und kaum einmal das Interesse des Technologen wahr. Die übliche Kennzeichnung der Metalle durch »Festigkeit« (gleich Höchstlast durch unbelasteten Querschnitt des Versuchskörpers) und »Dehnung oder Stauchung« (gleich prozentuale Verlängerung oder Verkürzung einer Meßlänge bis zum Bruch) ist insofern symptomatisch, als diese Zahlen wenn auch rohe und unvollständige, so doch meist brauchbare Wertmesser für einen Baustoff bieten, aber über das Verhalten desselben Stoffes als eines technologischen Arbeitsgutes sehr wenig aussagen. Wer den ZerreiB- oder Stauchversuch als Reckprozeß auswerten will, muß zunächst zu

¹⁾ Natürlich wird völlige Homöotropie praktisch nur in den Bruchflächen erreicht; in dem benachbarten Gefüge herrscht immer nur angenäherte Homöotropie.

neuen Darstellungsformen greifen, die das Gesetzmäßige herausheben und sich doch möglichst den Hauptarbeitsarten der Werkstätten anpassen. Auf diesem Wege sind in neuerer Zeit Ludwik und andre vorgegangen. Daneben sind möglichst die Störungsquellen der Werkstatt aufzudecken, z. B. die Einflüsse der Reckgeschwindigkeit, -temperatur, -richtung; sonst können die an sich sorgsamsten Messungen zu Trugschlüssen führen, wie sie in einiger Hinsicht Bengough, Seyrich, Faust und Tamman untergelaufen sind.

Wir haben in Textabb. 3¹⁾ ZerreiB- (und Stauch-)Diagramme des Weichkupfers bei Zimmertemperatur für verschiedene Reckgeschwindigkeiten aufgetragen, derart, daß als Ordinaten die effektiven Zugspannungen im kleinsten bzw. Druckspannungen im größten Querschnitt, als Abszissen die prozentualen Verjüngungen des anfänglichen Querschnittes (in Analogie zum Ziehprozeß) bzw. die prozentualen Ver-

Abb. 3.
ZerreiB- und Stauchdiagramme von Weichkupfer bei Zimmertemperatur.



○ Grenzen E, 1, 2, 3 für Zug
× Punkte aus einem Stauchversuch

minderungen der ursprünglichen Höhe (in Analogie zum Walzprozeß) benutzt wurden. Es zeigt sich erstens, daß bei diesen Koordinatennetzen die Zug- und Druckkurven zusammenfallen, zweitens, daß bemerkenswerte Beziehungen zwischen dem Verlauf der Kurven und den Fließliniensystemen bestehen:

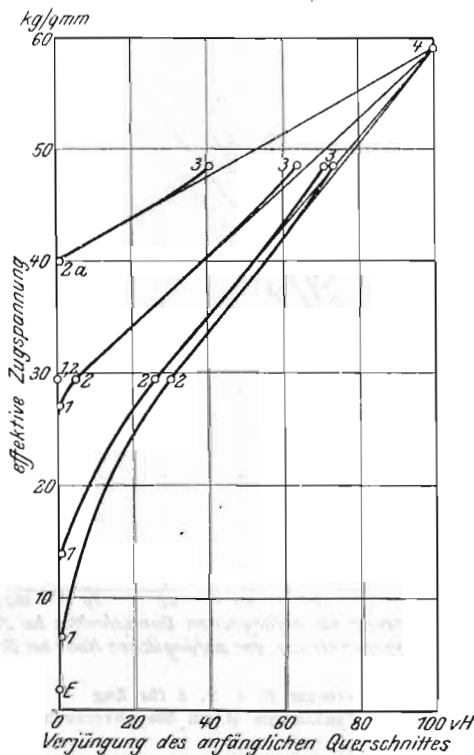
- Im Punkt E (untere Elastizitätsgrenze) beginnen die »Kehrlinien« aufzutreten.
- Im Punkt 1 (Streckgrenze) beginnen die »Gleitlinien« aufzutreten.
- Im Punkt 2 (Höchstlastgrenze beim Zugversuch) beginnen die »Fließlinien« aufzutreten.
- Im Punkt 3 (Bruchgrenze) ist unter Zug im kleinsten Querschnitt die homöotrope Molekularlagerung erzwungen und damit die Vorbedingung des Bruches geschaffen, während unter Druck Kupfer über diese Grenze hinaus weiter fließt, weil hier nacheinander theoretisch alle Schichten homöotrop werden können, ehe der Körper bricht.

¹⁾ In allen Kurven ist nur die bleibende Formänderung, nicht die elastische, berücksichtigt.

Als eigentliche Verfestigungskurve kann man nur diejenige ansehen, die man mit mäßiger Reckgeschwindigkeit gewinnt, indem man jeder Last Zeit läßt, sich auszuwirken, und den allmählich eintretenden stationären Zustand verzeichnet. Höhere Reckgeschwindigkeiten beschleunigen die Verfestigung nur scheinbar, indem sie eine höhere Reckspannung vortäuschen, aber eine geringere Festigkeit hinterlassen¹⁾; setzt man an irgend einer Stelle des so gewonnenen Schaubildes die Spannungssteigerung zeitweise aus, so spielt sich dann auch wieder der stationäre bewegungslose Zustand ein. Während bei mäßiger Reckgeschwindigkeit der Kurventeil 2 bis 3 nahezu gerade verläuft, erhebt er sich bei hoher Geschwindigkeit ziemlich steil von der Tangente aufwärts (und zwar nach logarithmischem Gesetz, was den Einfluß der Viskosität bestätigt, vergl. Andrade); bei verschwindend kleiner Geschwindigkeit — wir haben gelegentlich Versuche bis zu 1 at/min herunter ausgeführt — nähert man sich immer mehr einer Geraden, und das leitete uns zu Folgerungen, die denen von Seyrich ähneln, sie aber

Abb. 4.

Zerreißdiagramme von geglühtem und verschieden stark im Zieheisen vorgerecktem Kupferdraht bei Zimmertemperatur und 20 at/min Reckgeschwindigkeit.



zu berichtigen und schärfer zu fassen erlauben. Aus Textabb. 4 geht hervor, daß nämlich auch die Verfestigungskurven von verschieden stark im Zieheisen vorgerecktem Draht in einen geradlinigen Ast münden, und daß alle diese Geraden einander in einem gemeinsamen virtuellen Endpunkt 4 schneiden, dessen effektive Spannung s_4 doppelt so groß ist wie die effektive Spannung s_2 im Punkt 2. Bezeichnet man die jeweilig kleinsten Querschnitte der Zerreißstäbe mit q oder die Höhen der Stauchkörper mit h , so ergeben sich oberhalb von Punkt 2 die Gesetze:

- a) für Recken durch Zug $\frac{s - s_2}{s_2} = \frac{q_2 - q}{q_2}$
- b) » » » Druck $\frac{s - s_2}{s_2} = \frac{h_2 - h}{h_2}$ 2)

¹⁾ Hierher gehört auch die bekannte Werkstättenbeobachtung, daß schnelllaufende Ziehbanken unter sonst gleichen Verhältnissen das Arbeitsgut weniger verfestigen als langsam laufende.

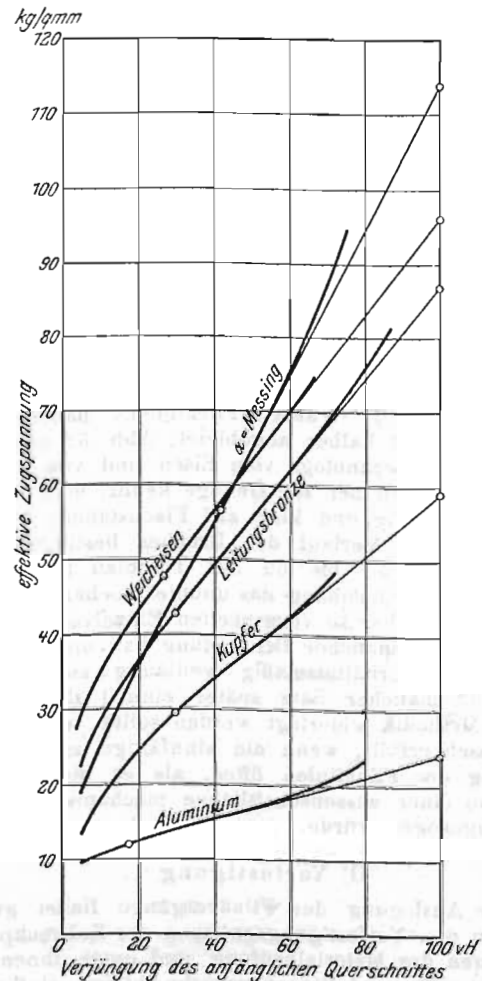
²⁾ oder genauer $= \frac{q - q_2}{q}$, wobei q den jeweilig größten Querschnitt des Druckkörpers bezeichnet; wir haben die mit h gebildete Formel für die Praxis vorgezogen, weil sie im Bereich der praktischen Anwendbarkeit (Blechwalzen) genau genug und handlicher ist.

Daß diesen Gesetzen eine allumfassende Bedeutung innewohnt, erkennt man auch aus Textabb. 5, in der mehrere Metalle verschiedener Beschaffenheit mit ihren Diagrammen vereinigt sind. Aus alledem ist die große Bedeutung der Spannung s_2 für die Verfestigung zu ersehen.

Ziemlich genau denselben Punkt haben auch Faust und Tammann, und zwar als absolute »obere Elastizitätsgrenze« hervorgehoben, über die hinaus es nicht gelinge, ein Metall zu verfestigen. Darin hatten sie insoweit recht, als sie sich bei ihren Versuchen in dem Sonderfall befanden, nach jeder Versuchstufe, die einem Vorrecken gleichkam, den Probekörper nachzuschneiden und nun wenigstens für die Randzonen in etwas veränderter Richtung weiter zu recken: »Reckfluß« und »Prüffluß« wichen voneinander ab, und unter diesen Umständen gilt tatsächlich der überaus wichtige Satz,

Abb. 5.

Zerreißdiagramme einiger Metalle bei Zimmertemperatur und 20 at/min Reckgeschwindigkeit.

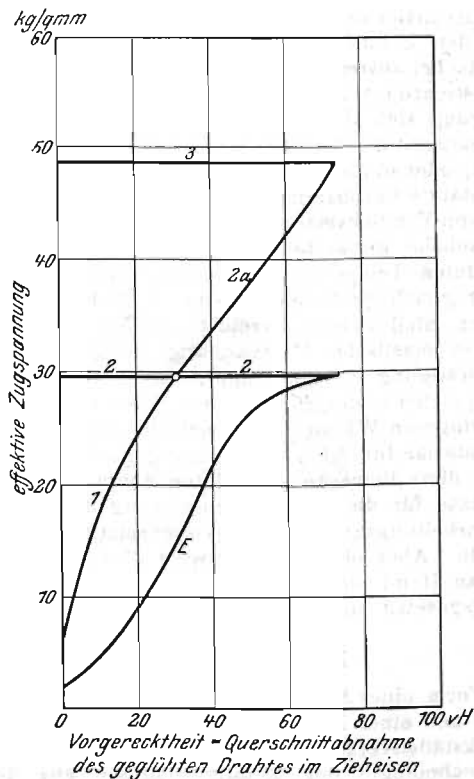


daß dann immer unter der Spannung s_2 eine neue bleibende, wenn auch winzige Molekularbewegung (Drehung) einsetzt, bis bei einer höheren Spannung s_{2a} (Höchstlastgrenze) der nahezu gerade Kurvenast erreicht wird und nun die Spannung wieder die ihr zugeordneten größeren Bewegungen (vorwiegend Gleitungen) unter Fließkegelbildung nach den linearen Gesetzen auslöst. Sind dagegen »Reckfluß« und »Prüffluß« gleichgerichtet, so ist der Satz von Faust und Tammann falsch; vielmehr lassen sich dann die Metalle unter Zug (allerdings nur im Fließkegel)¹⁾ bis s_3 , unter Druck sogar noch höher verfestigen. In Textabb. 6 sind zur Er-

¹⁾ Unter Umständen ließe sich aber ein praktisches Verfahren ausbilden, bei welchem alle Querschnitte durch reine axiale Zerrung ins Kegelfließen gerieten und so nacheinander mit ihrer Elastizitätsgrenze über s_2 hinaus gelangten, ohne daß die äußere zylindrische Drahtgestalt litte. Ein solches Verfahren ist nur in Ermangelung besserer Erkenntnis bisher in den Werkstätten nicht angestrebt worden.

Abb. 6.

Lagenänderung der Grenzen E , 1, 2 usw. mit wachsender Kaltgerecktheit für den Fall, daß »Reckfluß« und »Prüffluß« in der Richtung voneinander abweichen (Zugversuche an Drähten, die im Zieheisen vorgereckt sind), gültig für Zimmertemperatur und 20 at/min Zerreißgeschwindigkeit.

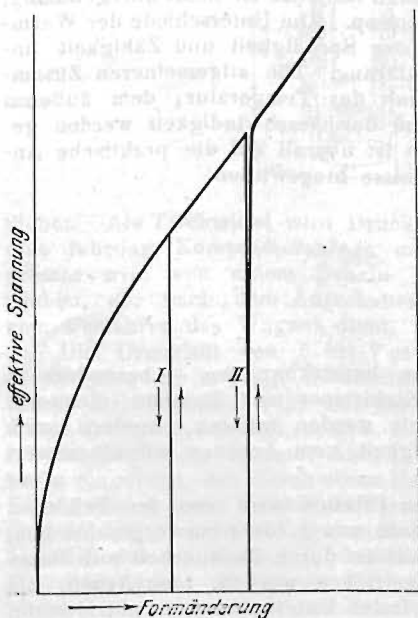


läuterung die Kurven von Textabb. 4 in andrer Darstellungsform aufgetragen, indem der Grad der Vorgerecktheit und die durch Vorreckung verursachte Lagenänderung der wichtigsten Prüfgrenzen einander zugeordnet wurden: es sind nun nicht mehr wie in Textabb. 3 beim gleichgerichteten Recken etwa die Grenze E bis 1, E und 1 bis 2 usw. in ununterbrochenem Kurvenzug emporgehoben, sondern der Richtungswechsel zwischen »Reckfluß« (Zieheisen) und »Prüffluß« (Zerreißmaschine) hat den Anstieg von Grenze E und 2

teils verzögert, teils verhindert. In Textabb. 7 sind der besseren Anschaulichkeit zuliebe auch noch Ausschnitte aus Stanchdiagrammen gegeben, von denen der Fall I eine Unterbrechung des Versuches ohne Gestaltänderung, der Fall II eine solche mit Gestaltänderung des Versuchskörpers erläutert; beim darauffolgenden Recken mündet im Fall I die Kurve der bleibenden Stauchung senkrecht in den Hauptkurvenzug ein, im Fall II mit merklicher Ablenkung von der Senkrechten. Daß von der Fließrichtung gerade die Grenzen E und 2, nicht aber 1 und 2a betroffen werden, kann nach

Abb. 7.

Reckdiagramm von Weichkupfer mit Unterbrechungen, I ohne Richtungswechsel, II mit Richtungswechsel zwischen den Reckperioden.



dem im vorigen Abschnitt Gesagten nicht überraschen; denn der Richtungswechsel beim Fließen vektorieller Moleküle muß vornehmlich Drehbewegungen auslösen, die teils noch in kristallographisch bestimmten Verbänden, teils in banalen Verbänden erfolgen mögen, je nach der Reichweite des vorangegangenen Druckes im Zieheisen. Als eine allbekannte Folgerung äußert sich der Einfluß der Fließrichtung in den mechanischen Unterschieden längs und quer zur Walzrichtung von Blechen und Bändern.

In einem andern Sinne, als es Faust und Tammann annahmen, zeigen sich also die einschneidenden Wirkungen der Kristallnatur an der Grenze 2 (Höchstlastgrenze des gegliihten Materiales): unterhalb dieser Grenze nachweisliches Vorhandensein von Orientiertheit, gleichförmige prismatische Dehnung¹⁾ der Versuchskörper und beträchtliche Abweichung der Verfestigung vom linearen Gesetz, oberhalb jedoch nachweisliche Erschöpfung der Kristallinität, Fließkegelbildung unter Zug und (vom Einfluß der Geschwindigkeit abgesehen) lineare Verfestigung. Man kann also die Grenze 2 des gegliihten Metalls geradezu als eine seiner wichtigsten Charakteristiken ansehen. Indirekt ist auch eine Verknüpfung der alten Materialprüfungszahlen mit unsern neuen möglich; wenn man nämlich mit F die »Festigkeit« (für Weichkupfer rd. 21 kg/qmm) und mit D die »gleichförmige Dehnung« (für Weichkupfer rd. 40 vH = 0,4) bezeichnet, so muß

$$F(1 + D) = 21 \cdot 1,4 = 29,4 \approx s_2$$

sein, was mit unsern Versuchen gut übereinstimmt. Wenn man nun noch die Lage der Grenzen E und 1 und die Bruchkontraktion kennt, so ist das Metall für den praktischen Bedarf ausreichend definiert, und der hier abgeleitete Zusammenhang erlaubt, die wahrscheinliche Wirkung des mechanischen Werkstättenprozesses voranzusagen.

Das Verfestigungsdiagramm des gekühlten Eisens und ähnlich gefügter Stoffe wird durch die voreilende banale Formänderung des dystektoiden Gefüges kompliziert. Die Reihenfolge der Fließlinienerscheinungen deutet darauf hin, daß das perlitische Netzwerk anfänglich wie ein steifes Gerippe die äußeren Kräfte auffängt und erst nach seinem »Zusammenbruch« die eingekapselten weicheren Ferritkörner der Formänderung preisgibt. Dafür spricht auch die Tatsache, daß die hypoentektoiden Eisensorten mit wachsendem Kohlenstoffgehalt nahezu konstante Elastizitätsgrenzen (im Gefolge einer immanenten Eigenschaft des Perlits), aber steigende Fließgrenzen (im Gefolge der Wanddicke des Perlitnetzes) aufzeigen. Das bekannte Zerreißdiagramm von Flußeisen erscheint, unter diesem Gesichtswinkel betrachtet, in seinem ersten Teil durchaus wie eine Ueberdeckung mehrerer Kurvenzüge, und wir vermuten, daß chemisch reines Eisen einen grundsätzlich vom Kupfer nicht verschiedenen Kaltreckverlauf ergeben würde. Für die Möglichkeit, oberhalb der Fließgrenze das Verhalten von Eisen- und Stahlsorten aus der Summenwirkung des Perlits und Ferrits bzw. des Perlits und Zementits zu errechnen, hat Sauveur lehrreiche Beispiele beigebracht. Man wird mit diesem Zerlegungsverfahren nach strukturellen Wirkungsanteilen die mechanische Technologie des Eisens noch vielfach befruchten können.

Wenn man einen umfassenden Standpunkt gegenüber den mannigfaltigen Einzelbeobachtungen zu gewinnen sucht, so findet man einige bemerkenswerte Grundtatsachen, nämlich erstens, daß die Molekularbewegung, die wir nach dem Verlauf der Fließlinien als Drehung erkannten, kleine Formänderung bei starker spezifischer Verfestigung erzeugt; zweitens, daß beim Eintritt der Gleitung größere Formänderung unter geringerer spezifischer Verfestigung einsetzt; drittens, daß das Drehungsbestreben der vektoriellen Moleküle als eine Voraussetzung der primatischen Dehnung der Hautwerke anzusprechen ist, während reine oder überragende Gleitung des banalisierten Hautwerkes zur Fließkegel-(Tropfen-)bildung

¹⁾ Das gilt mit derjenigen Annäherung, die bei kürzeren Zerreißstablängen trotz der Einflüsse der Einspannköpfe bzw. bei höheren Stauchkörpern trotz der Einflüsse der Kopfflächen überhaupt erreicht werden kann. Wir haben deshalb mit möglichst langen Zerreißstäben und mit möglichst niedrigen Stauchkörpern gearbeitet und die Formänderung grundsätzlich auch dann noch nach den Veränderungen des freiließenden Querschnittes berichtigt.

führt¹⁾; viertens, daß die Orientiertheit der Kristalliten das lineare Reckgesetz der isotropen festen Stoffe merklich beeinflusst, indem sie die spezifische Verfestigung beschleunigt; fünftens, daß die vektorielle Natur der Moleküle sich in dem Einfluß der Krafttrichtung äußert, weshalb die schon erörterte natürliche Quasisisotropie der Haufwerke (vergl. Abschnitt D) für äußerlich gleichförmige Formänderung mit glatter Oberfläche unentbehrlich ist.

Wir haben schon mehrfach darauf hingewiesen, daß die einmal ermittelten Zusammenhänge zwischen Formänderung und Verfestigung nur immer unter bestimmten äußeren Umständen Gültigkeit haben, daß dagegen eine geschlossene Hypothese der Reckerscheinungen erst unter Berücksichtigung dieser äußeren Veränderungen aufzubauen wäre. Als solche kommen in Betracht: erstens der äußere hydrostatische Druck, der als Ersatz der inneren (banalen) Kohäsion Formänderung und Verfestigung zu vermehren gestattet (vergl. Kármán, insbesondere Abb. 5 und 6 seines hier zitierten Aufsatzes); zweitens die Reckgeschwindigkeit, deren Einfluß wir in Textabb. 3 geschildert haben und die man bei der Metallprüfung heute noch viel zu wenig einschränkt, obgleich etwa an dünne Hartkupferdrähte auf handbetriebenen Zerreißmaschinen scheinbare Bruchlasten vom 1,5fachen der richtigen angehängt werden können; drittens die Temperatur und ihre von der Reckgeschwindigkeit abhängige Wirkungsdauer, d. i. also die Wärmezufuhr während des Reckens, für deren Bedeutung die Kurven von Bengough einigen Anhalt bieten, wenn sie auch naturgemäß aus der Summe der Möglichkeiten nur Einzelfälle herausgreifen.

Als Kriterium des festen Aggregatzustandes ist die Elastizität und das Vorhandensein einer positiven Elastizitätsgrenze ($E > 0$) anzusehen. Man kann also folgern, daß unterhalb der Erstarrung die mit sinkender Temperatur sinkenden orientierungshemmenden Energien, wie z. B. die molekularen Wärmebewegungen, von den orientierungsfördernden Energien, z. B. der bis zum absoluten Temperatur-Nullpunkt hin ansteigenden vektoriellen Kohäsion, überragt werden. Die vektorielle Kohäsion kann sich als Widerstand gegen normale oder tangentialer Entfernung ebener Molekularverbände voneinander (Raumgitterstörung) äußern und bleibende Drehung bzw. Gleitung erschweren, sie sichert nebenbei eine gewisse geometrische oder energetische Gestaltsteifigkeit der Moleküle; sie ist jedoch kein Kriterium der Plastizität, nach ihrer Ueberwindung kann ebensowohl Bruch (Spaltung), als auch Fließen beginnen. Den Grad der Plastizität ergibt vielmehr der Unterschied zwischen der vektoriellen und einer ihr übergeordneten, durch äußeren hydrostatischen Druck ersetzbaren banalen Kohäsion, die den Molekularverband trotz der Raumgitterstörung und trotz der molekularen Gestaltverzerrung erhält. Nach Kármán's Angaben läßt sich denn auch die absolute Grenze E , die Kármán »intragranulare« Festigkeit nennt, bei gegebener Temperatur durch äußeren allseitigen Druck nicht erhöhen, sehr wohl aber die Grenzen 1, 2, 3. Die banale Kohäsion

¹⁾ Die Molekularverbände befinden sich in bezug auf Drehung in »Serienschaltung«, in bezug auf Gleitung in »Parallelschaltung«. An jener Bewegung sind alle geneigt, nacheinander teilzunehmen, an dieser jedoch brauchen sich nur diejenigen zu beteiligen, die aus inneren oder äußeren Gründen als erste ins Fließen gerieten.

tritt je nach der Stoffart allmählich oder auch plötzlich unterhalb der Erstarrungstemperatur auf und kann entweder mit sinkender Temperatur ununterbrochen wachsen, oder auch an eine gewisse Temperaturstufe gebunden sein (vergl. die kleine Temperaturzone, in der Zink plastisch ist). Ob bei ausreichend großer Reckgeschwindigkeit der Beginn der banalen Kohäsionswirkungen (Plastizierung und Verfestigung) bis an den Schmelzpunkt herangerückt werden kann, ob andererseits bei ausreichend kleiner Reckgeschwindigkeit durch die molekularen Wärmebewegungen und Richtenergien jede Verfestigung sich allmählich zerstören läßt und demnach bei jeder Temperatur oberhalb -273°C theoretisch nur metastabil ist, oder ob es oberhalb -273°C für bestimmte Temperaturen stabile Verfestigungen gibt, das entzieht sich in Ermangelung von Versuchsmaterial heute noch unserm Urteil. Eines aber erscheint unzweifelhaft sicher, daß nämlich spätestens im absoluten Temperatur-Nullpunkt vektorielle und banale Kohäsion gleich groß sein müssen, weil hier absolute Starrheit aller Stoffsysteme erreicht werden muß. Uebrigens macht die elastische Verspannung (»Eigenspannung«), die der Verfestigung parallel läuft, die verfestigten Stoffe zu Energiespeichern, die zur Erhöhung des Orientierungsgrades einer geringeren Wärmezufuhr bedürfen als ungerectete Stoffe; Beweismaterial für diese Erscheinung gibt u. a. Heyn.

Alle diese Bemerkungen bilden kaum noch eine bescheidene Skizze für die künftige Einordnung der technologischen Metallbearbeitungsarten in die Wissenschaft einer allgemeinen Stoffkunde. Aber ohne Zweifel wird diese Wissenschaft sich gerade an Hand des Studiums der Metalle und ihrer Verfestigungsgesetze noch unabsehbar erweitern können.

Zusammenfassung.

In Form eines Sammelberichtes über einige einschlägige Literatur und einer Zusammenstellung eigener Laboratoriums- und Werkstättenversuche werden insbesondere für die mechanische Technologie der Metalle Schlüsse aus der Kristallnatur gezogen. Aus dem Charakter der Erstarrungsoberflächen sowie der strukturellen Beschaffenheit der Querschnitts- und Bruchflächen wird die kristallographische und banale Anordnung der metallischen Haufwerke abgeleitet. Aus der methodischen Definition des Kristallsystems und seiner Achsenlage im Versuchskörper ergibt sich die Möglichkeit, die Reckungen kristallgeometrisch zu verfolgen. Dabei finden sich wertvolle Beziehungen zwischen Kristallgeometrie und Verfestigung insofern, als die kristallographisch bedeutsamen Grenzen sich auch in den Reckdiagrammen klar ausprägen. Reckung und Verfestigung erweisen sich als eine ununterbrochene, wenn auch in der zeitlichen Folge verschobene Raumgitterstörung des kristallinen Gefüges. Die Störung wird optisch durch Verschwinden der Facetten- und Kristallfiguren-Aetzbarkeit angezeigt. Die Endlage der Moleküle nach Erschöpfung der Plastizität ist nicht unregelmäßig, sondern erzwungen homöotrop. Die Unterschiede der Warm- und Kaltreckung sowie der Sprödigkeit und Zähigkeit finden ihre zwanglose Erklärung. Die allgemeineren Zusammenhänge des Reckens mit der Temperatur, dem äußeren hydrostatischen Druck und der Geschwindigkeit werden gestreift. Nach Möglichkeit ist überall auf die praktische Anwendbarkeit der Erkenntnisse hingewiesen.