

METALLOGRAPHISCHE UNTERSUCHUNGEN AM ZINN UND IHRE FUNDAMENTALE BEDEUTUNG FÜR DIE THEORIE DER FORM-ÄNDERUNG BILDSAMER METALLE

Von J. Czochralski

Übersicht

- A) Allgemeines.
- B) Das natürlich kristallisierte Metall.
 - a) Das Ätzen.
 - b) Die dislozierte Reflexion und die Ätzfiguren.
 - c) Quasiisotropie.
 - d) Allotriomorphie.
 - e) Kristallisationsgeschwindigkeit und Korngröße.
 - f) Wachstumsunfähigkeit von festen Haufwerks-Kristallen, die sich im molekularen Lagegleichgewicht befinden.
 - g) Zwillinge und Zwillingsgeschrei.
 - h) Korngrenzen.
- C) Das dekristallisierte Metall.
 - a) Gefügeanomalien.
 - b) Die spezifischen Eigenschaften und ihre Abhängigkeit von den physikalischen u. a. Veränderlichen.
 - α) Die Abhängigkeit von den physikalischen und chemischen Veränderlichen.
 - β) Die Abhängigkeit von den umbildenden kinematischen Veränderlichen.
 - 1. Unzulänglichkeit der früheren Erklärungen über die Eigenschaftsänderungen (Einfluß der Korngröße, der Korngestalt und der Kornlagerung).
 - 2. Die Verlagerungshypothese.
 - 3. Abhängigkeit einiger mechanischer Eigenschaften des Zinns von der Verlagerung der kleinsten Gleitteilchen.
 - 4. Abhängigkeit der Gestalt der Kristalle des Zinns von Relativverschiebungen der kleinsten Gleitteilchen.
 - 5. Abhängigkeit der kristallographisch-optischen Eigenschaften von der Verlagerung der kleinsten Gleitteilchen.

6. Lagegeometrie der kleinsten Gleitteilchen und ihre kennzeichnenden Verlagerungsformen (erzwungene Homöotropie, Ultra-Quasiisotropie und Amorphie).
7. Gestaltsgeometrie der kleinsten Gleitteilchen.
- c) Die Zustandsgleichung.
- D) Das rekristallisierte Metall und die Rekristallisationsvorgänge.
 - a) Die „untere“ und die „obere“ Rekristallisationstemperatur.
 - b) Abhängigkeit der Dispersität des rekristallisierten Metalles vom Grade der vorangegangenen Verlagerung und von den Abmessungen.
 - c) Einfluß der Glühdauer, der Erwärmungsgeschwindigkeit auf den Charakter der Dispersitätskurven und ihre Unabhängigkeit von der ursprünglichen Korngröße.
 - d) Die Vorgänge bei der Neugruppierung des Gefüges und die lineare Rekristallisationsgeschwindigkeit.
- E) Molekulare Lageenergetik und ihre Theorie.

A) Allgemeines

Es ist bisher nur gelegentlich gelungen, das wahre Gefüge des Zinns bloßzulegen. Campbell, Behrens, Borchers u. a. haben das Gefüge des Zinns an Gußhäuten richtig erkannt. So oft aber künstlich hergestellte Querschnitte oder gewalzte, gehämmerte, sowie mit Schneidwerkzeugen behandelte Oberflächen untersucht wurden, gelangte man zu den widersprechendsten Ergebnissen.

Künstliche Schliffflächen auf Zinn herzustellen, ohne die Schliffhaut bei den Bearbeitungsprozessen stark zu verändern, ist wohl unmöglich. „Verlagerung“ und „Rekristallisation“ der obersten Kristallschichten sind die ständigen Störungserscheinungen.

Schon die ältere unausgebildete Metallographie legte dem in seinem Wesen nicht näher erkannten „Verlagern“ einen besonderen, freilich umschreibenden Namen bei; die bis zum Unkenntlichwerden verlagerten Schichten bezeichnete man als „verschmiert“. Als Ursache des Verschmierens nennen einige Forscher das sog. „Fressen“, das durch Verschweißen der beim Schleifen u. dgl. losgerissenen Metallteilchen an der Schlifffläche bedingt wird. Der wahre Grund des Unkenntlichwerdens des Gefüges ist aber nicht das „Fressen“, sondern eine tiefgreifende, gewaltsame Verlagerung der gesetzmäßig verketteten kleinsten Teilchen. Ob diese Verlagerung auf die eine oder die andere Weise erfolgt, ist auf die Art der Erscheinung ohne Einfluß.

Dazu kommt in den meisten Fällen noch der Einfluß der „Rekristallisation“ (die auch vielfach, wenn auch weniger zutreffend als Rekuperation bezeichnet wird), die in erster Linie in der Wieder-

gewinnung der ursprünglichen gesetzmäßigen Raumgittergruppierung der verlagerten Gleitteilchen beruht. Sie wird stets von einer Umgestaltung der einzelnen Kornindividuen begleitet.

Diese verlagerten bzw. unbemerkt rekristallisierten Schichten dienten den meisten Forschern als Grundlage ihrer Untersuchungen und gaben zu den widerspruchsvollsten Ergebnissen Veranlassung. Die methodischen Mißgriffe treten jedoch in ihrer Bedeutung hinter den aus ihnen abgeleiteten allgemeinen Schlußfolgerungen, die sich auf die Umformungsvorgänge der Metalle beziehen, weit zurück. Die Unhaltbarkeit aller dieser Angaben soll an dieser Stelle an Hand von Beweismaterial dargelegt werden; die sich hieraus ergebenden Schlußfolgerungen sind geeignet auf das Wesen des Kristallzustandes der Metalle neues Licht zu werfen.

B) Das natürlich kristallisierte Metall

Es ist bekannt, daß bei ca. 20° das Zinn in eine andere, die graue Modifikation übergeht. Diese Temperatur ist bei den in dieser Arbeit beschriebenen Versuchen nicht unterschritten worden, so daß dieser Einfluß außerhalb unserer Betrachtung bleibt. Es sei jedoch erwähnt, daß eine Gefügeumbildung auch beim Unterschreiten der Umwandlungstemperatur um 10 bis 20° in keinem der beobachteten Fälle festgestellt werden konnte, was sich aus der Verzögerung der Kernbildung erklärt.

a) Das Ätzen

Für das Studium der Gefügegliederung des Zinns genügen kleine durch Ausgießen der Schmelze auf einer polierten Stahlplatte erhaltene Gußblöckchen von etwa 1 ccm Größe. Überhitzung ist sorgsam zu vermeiden, da sonst infolge Oxydation der metallische Glanz und die Ebenheit der Gußhaut verloren geht, wodurch das Ätzen unnütz erschwert wird.

Als Ätzlösung bewährt sich am besten eine Salzsäure-Kaliumchloratlösung von der Zusammensetzung

1 g Kaliumchlorat auf 1000 ccm Salzsäure 1,12.

Schon nach sehr kurzer Einwirkungsdauer der Ätzlösung werden in der Regel die einzelnen Kristallkörner der Gußhaut makroskopisch deutlich sichtbar. Nach etwa 10 bis 30 Minuten wird das Ätzen unterbrochen, der Schliff gut abgespült und mit einem gut aufsaugenden Leinentuch trocken getupft. Solange die Ätzlösung freies Chlor ent-

hält, macht sich dieses durch die gelbe Farbe der Lösung bemerkbar; bleibt die Gelbfärbung aus, so muß etwas Kaliumchlorat ersetzt werden.

Der Schliff muß nach jedem Versuch neu geätzt werden, da ja bekanntlich Strukturveränderungen im Inneren des Metalles in der Regel keinen Einfluß auf das bereits vor dieser Änderung vorhandene Ätzbild ausüben.

b) Die dislozierte Reflexion und die Ätzfiguren

In Fig. 1 und 2 wird jedes Kristallkorn durch Helligkeitsunterschiede deutlich angezeigt und zwar erreicht jeder Kristall bei bestimmten Winkeln zwischen den Lichtstrahlen und den Kristallachsen ein Höchst- und Mindestmaß von Helligkeit. Daher verändern auch Relativbewegungen zwischen Schliff und Lichtquelle die Licht- und Schattenverteilung auf dem Schliff. Diese Reflexionsart wurde vom Verfasser schon früher als disloziert (unterbrochen) bezeichnet; es ist dies das „Moiré métallique“, das schon Behrens erwähnt und das an abgegriffenen Messing-Türklinen häufig zu beobachten ist.

Das Lichtspiel zeigt große Ähnlichkeit mit dem „Labradorisieren“, das bekanntlich durch innere Reflexe an Interpositionen des Labradors hervorgebracht wird.

Die Helligkeitsdifferenzen an Metallschliffen, wie sie Fig. 1 und 2 veranschaulichen, werden hervorgerufen durch mehr oder weniger gesetzmäßige Ausfressungen, die mit der inneren Kristallstruktur im strengen Zusammenhang stehen oder auch durch Bloßlegen von Kristallfiguren. Seit den Untersuchungen Behrens sind Kristallfiguren am Zinn wohl nicht beobachtet worden. In Fig. 3 sind ihre charakteristischen Gestalten wiedergegeben. Sie lassen sich mit der angegebenen Ätzlösung leicht bloßlegen. Behrens hat übrigens diese Gebilde als Kristallfiguren noch nicht angesprochen. Eine allgemeine Auslegung der Ätzfiguren im heutigen Sinne war durch die Untersuchungen Daniells, Leydolts und Baumhauers aber bereits bekannt. Die dislozierte Reflexion ist, wie die Kristallfigurenätzbarkeit, nur Stoffen eigen, die eine gesetzmäßige Verkettung der kleinsten Teilchen aufweisen. Sie bilden wichtige kristallographische und technologische Kennzeichen.

c) Quasiisotropie

Die technischen Metalle gehören zu der Klasse von festen Körpern, die man am besten nach W. Voigt als quasiisotrop bezeichnen kann. Die Orientierung der Kristallkörner ist in den quasiisotropen Körpern



Fig. 1. Lineare Vergr. 5.

Fig. 2. Lineare Vergr. 5.

Gefüge des Zinns.

Die einzelnen Kristalle werden infolge ungleicher Oberflächenreflexion durch Helligkeitsunterschiede (dislozierte Reflexion) angezeigt.

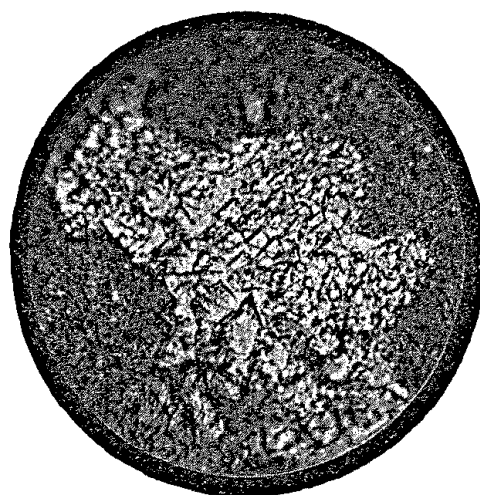


Fig. 3. Lineare Verg. 210.

Zinnkristall mit Ätzfiguren.

nach allen Richtungen gleichmäßig verteilt, so daß jeder Teil des Körpers, der gegen die einzelnen Kristallkörner verhältnismäßig groß ist, sich wenigstens in elastischer Hinsicht als isotrop erweist. Bei bleibenden Formänderungen tritt freilich der anisotrope Charakter der kleinsten Gleitteilchen deutlich und unverlierbar hervor.

d) Allotriomorphie

Aus der äußeren Gestalt der einzelnen Kristallkörner eines Haufwerks kann auf das Kristallsystem nicht geschlossen werden, die Kristallkörner sind „allotriomorph“. Dies kommt bekanntlich daher, daß rasch wachsende Kristalle nicht sogleich ihre volle Gestalt annehmen, sondern an Ecken und Kanten infolge besserer Ableitung der Kristallisationswärme und größerer Dichte des Diffusionsstromes in ihrem Wachstum begünstigt werden. Die Angliederung neuer Flüssigkeitsmolekel an die Kristallkerne wird anfangs in der noch flüssigen Umgebung ungehemmt erfolgen können, bis sie dann an irgend welchen entgegenwachsenden Grenzflächen der Nachbarkristalle ein Ende erreicht. Die zackigen Formen vieler Gußkristalle sind durch diese Art des Erstarrens bedingt. Um diese Kristallkörner von den durch regelmäßige Flächen begrenzten eigentlichen Kristallen zu unterscheiden, bezeichnet man sie wohl auch als „Kristalliten“.

e) Kristallisationsgeschwindigkeit und Korngröße

Die Größe der einzelnen Kristallkörner des erstarrten Metalles ist, wie Tammann gezeigt hat, von der Erstarrungstemperatur, der Kristallisationsgeschwindigkeit und der Anzahl vorhandener Kristallisationskerne abhängig. Kristallisationsgeschwindigkeit und Kernzahl nehmen beim Erstarren mit sinkender Temperatur erst rasch zu und dann ebenso schnell ab. Wie bei Schmelzflußkristallen, Laugenkristallen und überhaupt Kristallen des Mineralreichs liegen Gründe zur Annahme einer konstanten maximalen Kristallgröße auch bei den Metallkristallen nicht vor, was mit der Erfahrung durchaus übereinstimmt.

f) Wachstumsunfähigkeit von festen Haufwerks-Kristallen, die sich im molekularen Lagegleichgewicht befinden

Man glaubte bisher, die Fähigkeit der Kristalle zu wachsen bleibe auch noch nach dem völligen Erstarren des Metalles erhalten, und die Wachstumsgeschwindigkeit der festen Kristalle sei eine viel

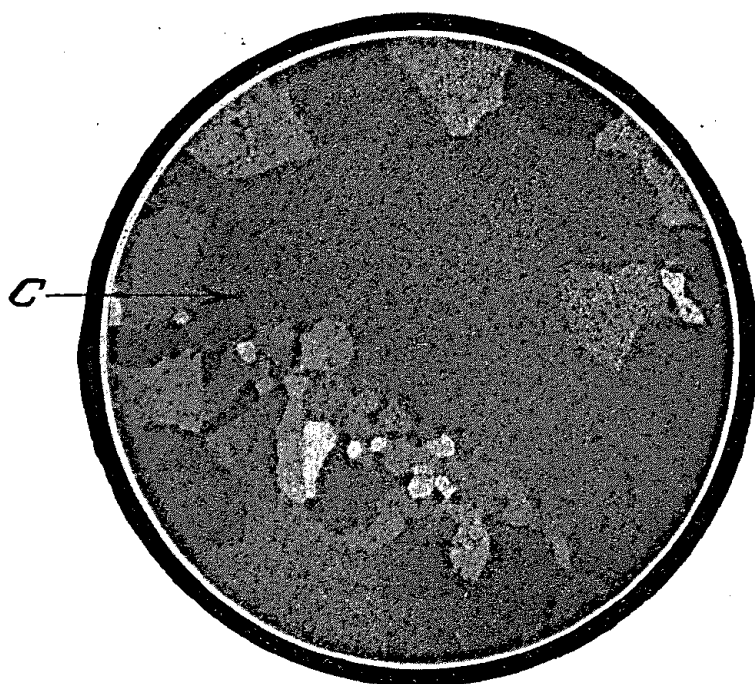


Fig. 4. Lineare Vergr. 6.
Zinn mit natürlicher Gußoberfläche vor dem Glühen.



Fig. 6. Lineare Vergr. 5.
Gegossenes Zinn mit künstlicher vor dem Ätzen mit Salpetersäure stark abgebrannter Schlißfläche vor dem Glühen.

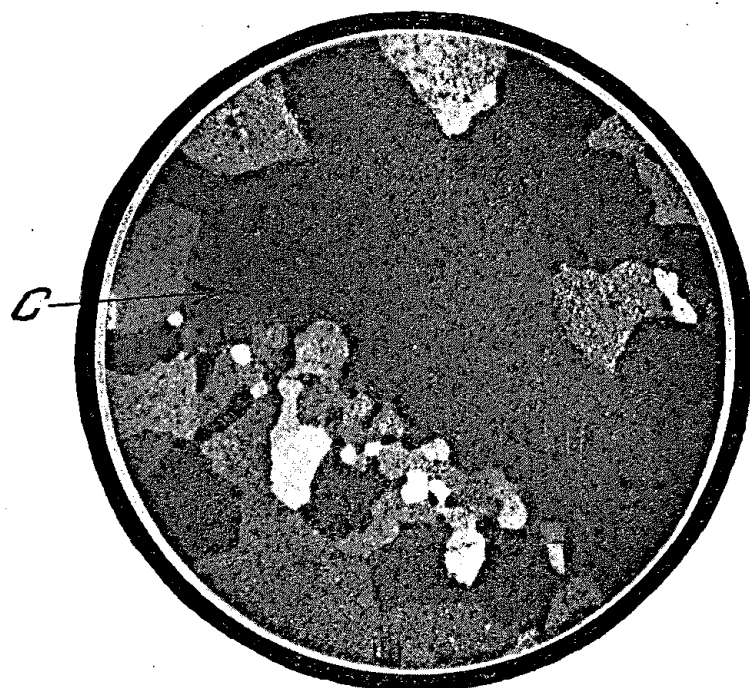


Fig. 5. Lineare Vergr. 6.
Das in Fig. 4 dargestellte Metallstück nach einmonatlichem Glühen bei 210°; das Korn ist unverändert geblieben.



Fig. 7. Lineare Vergr. 5.
Das in Fig. 6 dargestellte Metallstück nach 100 stündigem Erhitzen bei 200°. Gefüge infolge vorangegangener Strukturverwirrung beim Schleifen umgebildet.

geringere als die der aus dem Schmelzfluß erstarrenden. Die Wachstumsgeschwindigkeit sei ferner um so größer, je höher die Glühtemperatur und wahrscheinlich je größer die Abmessungen des Glühgutes sind. Dies trifft auch bis auf die letzte Behauptung bei den gereckten (dekristallisierten) Metallen bis zu einem bestimmten Grade zu; bei Kristallen, bei denen das molekulare Lagegleichgewicht nicht gestört ist (beispielsweise ungereckten Gußkristallen), ist dies indes keineswegs der Fall.

In der Fig. 4 ist das Gefüge eines gegossenen Zinn-Blöckchens von Fingernagelgröße wiedergegeben, in Fig. 5 das Gefüge derselben Schliffstelle nach einer einmonatlichen Glühung bei 210° . Ein Anwachsen der Kristalle konnte nicht nachgewiesen werden¹⁾.

Nach einer weiteren Auffassung soll die Größe der einzelnen Kristalle für bestimmte Temperaturen Maximalwerte erreichen, von denen an ein Weiterwachsen nicht mehr möglich sei. Da immerhin die Möglichkeit nicht von der Hand zu weisen war, daß es sich in unserem Fall um derartig ausgewachsene, nicht mehr wachstumsfähige Kristalle maximaler Größe handle, wurden die Versuche noch mit äußerst feinkristallinem Gußmetall mehrere Male wiederholt. Auch bei diesen Versuchen konnte ein Anwachsen der Gußkristalle nicht erzielt werden. Die Wachstumsunfähigkeit von festen Kristallen, die sich im natürlichen molekularen Lagegleichgewicht befinden, kann demnach wenigstens bei Zinn als erwiesen betrachtet werden, es sei denn, daß das Wachsen so träge von staten geht, daß noch längere Versuche erforderlich wären, um es überhaupt nachzuweisen. Gleiche Erfahrungen machte der Verfasser übrigens bereits schon früher bei gegossenem Messing und Kupfer.

Man nahm ferner an, daß die Gestalt der Gußkristalle durch Glühen verändert wird, indem die zackigen Kristalle mehr oder weniger abgerundete Formen annehmen. Auch diese Angaben finden, wie Versuche ergeben haben, bei Kristallen, die sich im natürlichen molekularen Lagegleichgewicht befinden, keine Bestätigung.

Bei der Kontrolle der hier beschriebenen Versuche ist sorgsam zu beachten, daß jede bleibende Formänderung zu Störungen Anlaß geben kann. Die Versuche können daher nur mit unverletzten Gußblöckchen ausgeführt werden. Künstlich hergestellte Schliffflächen sind für diese

¹⁾ Da Schleifen und Polieren, wie bereits in der Einleitung erwähnt, zu Anomalien an der Oberfläche des Schliffes führen würde, ist statt des üblichen Neupolierens hier, wie in allen ähnlichen Fällen, durch einmaliges Eintauchen in Salpetersäure 1,4 eine neue Oberflächenschicht bloßgelegt und neu geätzt worden.

Untersuchungen unbrauchbar, wie dies aus Fig. 6 und 7 zu ersehen ist¹⁾. Fig. 6 gibt das Gefüge eines mit großer Vorsicht hergestellten und stark abgebrannten Schliffes (siehe S. 7) des Gußmetalles wieder, Fig. 7 das Gefüge derselben Schliffstelle nach 100stündigem Erhitzen bei 200°. Die Gefügeumbildung deutet auf bereits vorausgegangene bleibende Verlagerung der gesetzmäßigen natürlichen Kristallstruktur des Metalles.

g) Zwillinge und Zwillingsgeschrei

Infolge der anfänglichen Tendenz geordneter Verschiebung der kleinsten Teilchen in kristallographisch definierten Gleitebenen, entstehen bei bleibenden Deformationen im Innern vieler Metalle zahlreiche Zwillinge. Diese Fähigkeit der Metalle geht aber mit fortschreitender Gefügeumbildung alsbald verloren. Zur Unterscheidung dieser Zwillinge von den bei der Kristallisation entstandenen gewöhnlichen Zwillingen erscheint es ratsam, sie als „Deformationszwillinge“ besonders zu kennzeichnen.

Die Erscheinungen der Zwillingsbildung in Metallkristallen sind äußerst mannigfaltig und kristallographisch noch völlig unaufgeklärt. Durchkreuzungs- und wahrscheinlich auch Berührungszwillinge treten besonders häufig bei Kupfer, Blei und Gold auf. Auch Durchwachsungszwillinge kann man bei diesen Metallen wohl beobachten; dagegen sind bei einigen Metallen (z. B. Aluminium) Zwillinge mit Sicherheit noch nicht beobachtet worden.

Bei Zinn ist die Neigung zur Bildung von Deformationszwillingen besonders stark ausgeprägt. Die Deformationszwillinge des Zinns gleichen etwa den an einigen monoklinen Kristallen (beispielsweise Äthylmalonamid) beobachteten Zwillingsformen. Ihnen schließen sich eng an die bis jetzt unaufgeklärt gebliebenen²⁾ und anlässlich dieser Untersuchung richtig erkannten Deformationszwillinge des Zinks; M. G. Timoféeff³⁾ sprach diese Zwillinge als Spaltbrüche an. Fig. 5 (siehe S. 7) zeigt das zwillingsfreie Gußgefüge des Zinns, Fig. 8 und 9 das Gefüge desselben Stückes nach schwacher Deformation. Der große

¹⁾ Daß die Figuren nicht genau die gleiche Lichtverteilung aufweisen, erklärt sich durch die Manipulationsschwierigkeit beim Einstellen und bei der Beleuchtung der Schliffe.

²⁾ Siehe J. Czochralski: Hauptarten der Ätzerscheinungen und die metallographischen Ätzverfahren, Stahl und Eisen, 1915, S. 1075.

³⁾ Revue de Métallurgie, Jahrgang 11, Heft 1.

Kristall C erscheint jetzt von Zwillingen stark durchsetzt. In Fig. 10 und 11 sind einige Zwillingslamellen, stark vergrößert, wiedergegeben.

Wärmespannungen können auch in Gußkristallen die Ausbildung von Zwillingen bewirken, wie dies bei großen Gußstücken auch häufig der Fall ist; sonst kommen in Gußkristallen und in rekristallisierten Kristallschichten des Zinns Zwillinge nicht vor. Sie treten also nur bei deformiertem Metall auf und verschwinden bei der Rekristallisation.

Bei Metallen wie Kupfer, Blei und Gold sind die Zwillinge dagegen wesentlich stabiler. Bei der Rekristallisation wird ihre Anzahl nicht vermindert, sondern in der Regel noch beträchtlich vermehrt, indem die zwangsweise verlagerten kleinsten Teilchen bei hinreichender molekularer Wärmebeweglichkeit in die vorgebildeten latenten Zwillingslagen einschnappen.

Die Entstehungsbedingungen des als Zinn- und Zinkgeschrei wohl bekannten akustischen Phänomens waren bisher nicht mit Sicherheit festgelegt. U. a. glaubte man, das eigenartige Geräusch sei durch Reibung der Kristalle aneinander bedingt; dem widerspricht aber die Tatsache des Festigkeitsvorsprungs der Grenzschichten (vgl. folgenden Abschnitt), wodurch ein Gleiten der Kristalle aneinander unmöglich wird, sowie das Auftreten der Geräusche bei isolierten, freien Kristallen des Metalles.

Bei der vorliegenden Untersuchung über die Natur der Zwillinge ist es gelungen nachzuweisen, daß das Geräusch, das bei der Deformation des Metalles auftritt, nicht durch Reibung der Kristalle, sondern lediglich durch das spontane Umklappen des Raumgitters in kristallographisch definierte Zwillingsstellungen entsteht. Auch diese Eigenheit des Metalles geht, zusammen mit der Fähigkeit der Zwillingsbildung durch Recken (der fortschreitenden Kristallstrukturverwirrung gemäß), nach und nach verloren. Bei stark gerecktem Metall ist daher das „Schreien“ nicht mehr wahrnehmbar, das, um im Bilde zu bleiben, besser den Namen „Zwillingsgeschrei“ erhalten sollte.

h) Korngrenzen

Es muß noch besonders hervorgehoben werden, daß den mikroskopisch als feine Linien sichtbaren Grenzschichten zwischen zwei benachbarten Kristallen eine ganz besondere Bedeutung zukommt, und daß es sich hier keineswegs nur um optische Täuschungen handelt, die zwei aneinander grenzende optisch dislozierte Flächen immer hervorrufen. Das Auftreten dieser Grenzschichten hat man bereits an Hand zahlreicher Hypothesen zu erklären versucht, ohne daß sich eine dieser Vor-

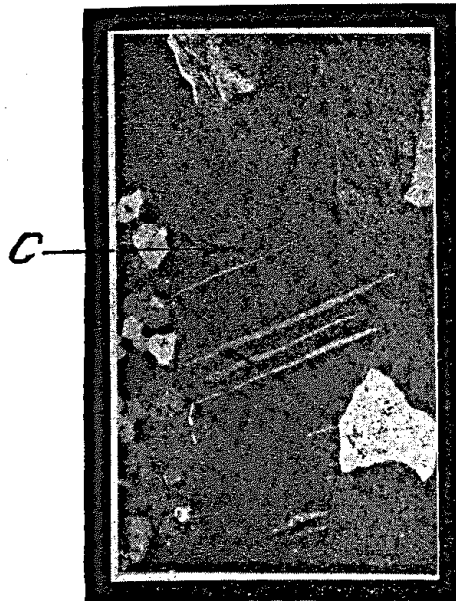


Fig. 8. Lineare Vergr. 6.

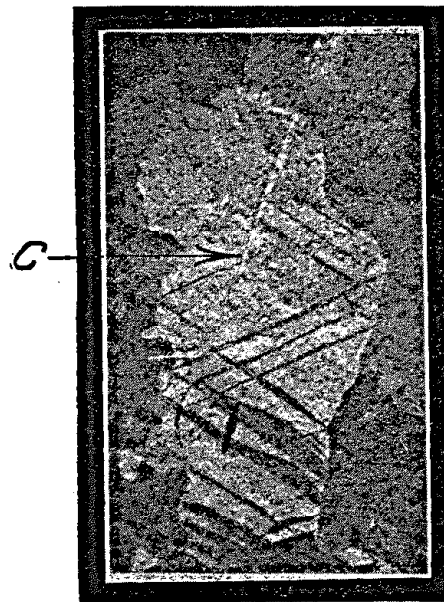


Fig. 9. Lineare Vergr. 6.

Das in Fig. 5 dargestellte Metallstück mit Deformationszwillingen.
In Fig. 9 ist die Beleuchtung um 90° versetzt.

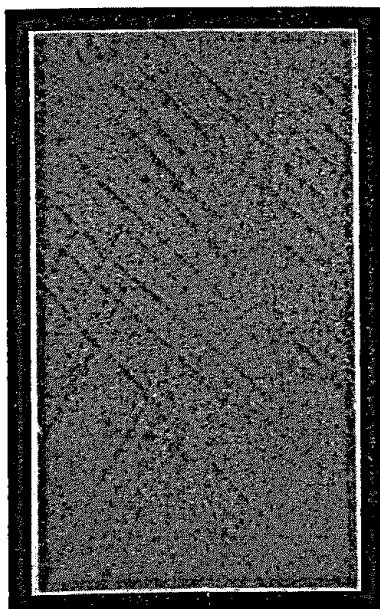


Fig. 10. Lineare Vergr. 210.



Fig. 11. Lineare Vergr. 210.

Zwillingslamellen stark vergrößert.

stellungen endgültig durchgesetzt hätte. Sie lassen sich am ungewungensten als Wände in der Richtung der Spannungslinien der Oberflächenenergie und der Adsorptionskraft abgelenkter Elementarteilchen auffassen. Bekanntlich bewirken diese Kräfte eine zwangsweise Gleichlagerung der dicht angrenzenden kleinsten Teilchen eines Stoffes.

Diese Schlußfolgerung ist um so berechtigter, als bei fast allen verfestigten Metallen eine tiefgreifende Verlagerung der gesetzmäßigen Verkettung der kleinsten Teilchen erwiesen worden ist¹⁾.

Auch die gegenüber der Ätzbarkeit des Korninneren voreilende bzw. nachbleibende Ätzbarkeit der Grenzschichten steht mit der teils zunehmenden, teils abnehmenden Löslichkeit der verfestigten Metalle in guter Übereinstimmung:

Bei Metallen, wie beispielsweise Eisen, die durch Verfestigung löslicher werden, greift das Lösungsmittel die Grenzschichten stärker an als das Korninnere und ätzt an Stelle der Grenzschichten feine Furchen aus. Bei Metallen, bei denen durch Verfestigung der Lösungswiderstand erhöht wird, beispielsweise Kupfer, bleiben die Grenzschichten in der Regel als schwach hervorstehende Rippen zurück. Aber auch noch andere Beobachtungstatsachen, z. B. der korndurchquerende (intragranulare) Bruchverlauf, die Abhängigkeit der Festigkeit von dem prozentualen Querschnittsanteil der Grenzschichten sprechen zugunsten eines durch die Verlagerung bedingten Festigkeitsvorsprunges der Grenzräume.

C) Das dekristallisierte Metall

a) Gefügeanomalien

Am einfachsten kann man sich über die Störungserscheinungen bei der Herstellung von Schliffen ein anschauliches Bild verschaffen, wenn man bei der Probeentnahme Stücke wählt, deren unbearbeitete Gußoberfläche eine der Begrenzungsebenen des Probestückes bildet. Die übrigen Begrenzungsebenen werden durch Sägen, Meißeln oder Schleifen künstlich hergestellt. Schon nach sehr kurzer Ätzdauer werden die einzelnen Kristallkörner der Gußhaut makroskopisch sichtbar, während die künstlich erzeugten Begrenzungsflächen des Schliffes selbst nach sehr langem Ätzen keine Spuren der ursprünglichen kristallinen Gliederung mehr erkennen lassen. Die obersten Kornschichten sind gemäß der Verlagerung und Erwärmung, die das Metall bei der mechanischen Bearbei-

¹⁾ Siehe J. Czochralski, Gegen die Translationshypothese als Ursache der Bildsamkeit von Metallkristallen, diese Zeitschrift 1914, S. 289.

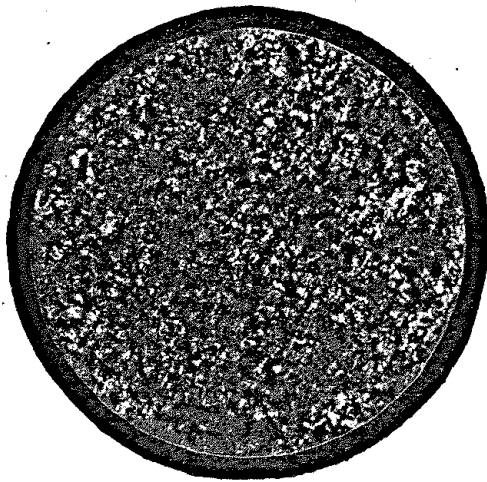


Fig. 12. Lineare Vergr. 210.
Gegossenes Zinn mit künstlicher vor dem Ätzen nicht abgebrannter Schlifffläche; die winzigen Kristalle sind bei der Rekristallisation entstanden.



Fig. 13. Lineare Vergr. 210.
Gefüge der in Fig. 12 dargestellten Schliffstelle nach starker Tiefätzung. Das Korn erscheint stark vergrößert.

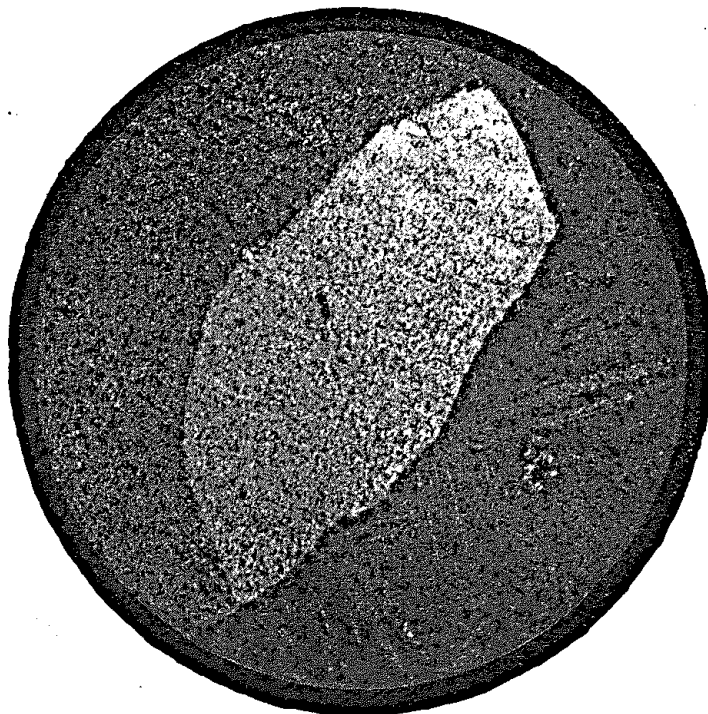


Fig. 14. Lineare Vergr. 48.
Das eigentliche Innengefüge des in Fig. 12 und 13 dargestellten Metallstückes nach dem Abbrennen der vorgelagerten rekristallisierten Kristallschichten in Salpetersäure.

tung erfuhr, stark verändert worden. Selbst Schneiden oder Feilen unter mäßiger Kühlung bedingt schon eine Rekristallisation (Wiedergewinnung der ursprünglichen gesetzmäßigen Raumgittergruppierung) und Umgestaltung der verlagerten Kristallschichten.

Bei unzureichender Erwärmung braucht indes eine Rekristallisation und Gefügeumbildung nicht aufzutreten; die tiefgreifende Verlagerung der kleinsten Gleitteilchen bleibt dann unverändert weiter bestehen, das Gefüge läßt in diesem Fall auch mikroskopisch keine Spuren kristallinischer Gliederung erkennen, es erscheint optisch unauflösbar.

In vielen Fällen, bei denen die Beanspruchung sehr gering ist, beispielsweise beim Blankpolieren mit einem Tuch oder mit dem Fingernagel, kann das Gefüge dieser Stellen durch Nachätzen leicht bloßgelegt werden; auch mäßiger Druck beeinflußt die Ätzbarkeit nur wenig. Dagegen führt jede Bearbeitung, die mit einer bleibenden Relativverschiebung der kleinsten Gleitteilchen verbunden ist, beispielsweise mit Schneidwerkzeugen oder Walzen eine Verlagerung und bei nennenswerter Wärmeentwicklung auch eine Rekristallisation der obersten Schlifflschichten regelmäßig herbei. Bei sehr starker Beanspruchung unter erheblicher Wärmeentwicklung kann sogar eine völlige Rekristallisation des ganzen metallischen Querschnittes erfolgen.

Bei der Rekristallisation wird das Gefüge der Metalle völlig umgestaltet und zwar nimmt der Körnungsgrad (Dispersitätsgrad) mit dem Grade der vorangegangenen Verlagerung zu. Gemäß dieser Überlegung leuchtet es ohne weiteres ein, daß das Korn eines Schliffes um so feiner sein wird, je näher wir uns an der äußersten, mechanisch am stärksten beanspruchten Schlifflfläche befinden, und daß es um so gröber sein wird, je tiefer wir in das Metall eindringen. Ehe wir demnach auf das wahre Innengefüge des Metalles stoßen, müssen wir eine mehr oder weniger dicke Schicht allmählich gröber werdender Kristalle durchdringen. In Fig. 12 ist das Gefüge einer durch Kaltsägen künstlich hergestellten, geätzten Schlifflfläche wiedergegeben. Die winzigen Kristalle sind bei der Rekristallisation entstanden. Durch stunden- oder tagelanges Ätzen können immer tiefer liegende Kristallschichten des Metalles bloßgelegt werden. Fig. 13 gibt das Gefüge derselben Schlifflstelle nach starker Tiefätzung wieder. Das Korn erscheint stark vergrößert. Da man für die Kornvergrößerung bisher keine Erklärung geben konnte, glaubte man vielfach fälschlich, daß das Korn durch langandauerndes Ätzen anschwelle. In der Tat ist aber die Erscheinung durch die verschiedene Körnung (Dispersität) der zerfallenen Schichten bedingt.

Eine Beseitigung der vorgelagerten rekristallisierten dicken Haut durch Salzsäureätzung gelingt nicht, weil die Säure bei sehr langer Einwirkung immer Löcher frißt. Auch ist die erforderliche Einwirkungs-dauer viel zu lang, um unter Umständen 0,1 bis 1 mm dicke Schichten des veränderten Metalles fortzuätzen.

Hier leistet mehrmaliges Abbrennen des Schliffes in konzentrierter Salpetersäure 1,4 vorzügliche Dienste. Die Ätzdauer beträgt etwa 30 Sekunden. Der Schliff wird nach jeder Ätzung gut abgespült und der Zinnsäureüberzug mit einem nassen Schwamm gut abgerieben. In der Regel genügt fünf- bis sechsmaliges Abbrennen der Schlifffläche. Der Schliff wird hierauf in der Salzsäure-Kaliumchloratlösung nachgeätzt. Auf diese Weise gelingt es schließlich, das wahre Gefüge des Metalles, wie es Fig. 14 veranschaulicht, bloßzulegen. Die Schliffstelle ist auch hier dieselbe wie bei Fig. 12 und 13.

b) Die spezifischen Eigenschaften und ihre Abhängigkeit von den physikalischen u. a. Veränderlichen

Eigenschaften, die sich mit der Beschaffenheit der Stoffe ändern, aber nicht willkürlich an demselben Stoffe geändert werden können, bezeichnet man allgemein als spezifische Eigenschaften und das Gesetz, das die zwangsweise Abhängigkeit aller dieser Eigenschaften voraussetzt, als das Stoffgesetz.

Die Eigenschaften aller bekannten Stoffe ändern sich mit der Temperatur. Außer durch die Temperatur werden bekanntlich die Eigenschaften der Stoffe auch noch durch andere Faktoren geändert; diese können physikalischer oder auch chemischer Natur sein. Als erstere kommen neben der bereits vorweggenommenen Temperatur also in Frage: allseitiger Druck, Einflüsse der Schwere und der Körnung, etwaige elektrische und magnetische Kräfte usw., als letztere Änderungen der chemischen Zusammensetzung.

Außer durch die bereits angeführten werden auch noch durch andere Faktoren die Eigenschaften der bildsamen Metalle verändert. Durch „Kaltrecken“ wird z. B. die Härte, die Elastizitätsgrenze und die Bruchgrenze bei vielen Metallen stark erhöht, wenn letztere auch in geringerem Maße, so daß das Verhältnis der Elastizitätsgrenze zur Bruchgrenze sich seinem Grenzwert 1 zu nähern sucht. Dagegen wird die Dehnung stark verringert oder auch vielfach praktisch fast völlig beseitigt. Das spezifische Gewicht, die elektrische Leitfähigkeit usw. erleiden ebenfalls geringere oder größere Veränderung. Es muß daraus

gefolgert werden, daß außer durch die bereits angeführten Veränderlichen auch noch durch die umbildenden kinematischen Einflüsse die Eigenschaften vieler Stoffe geändert werden können. Bei den verfestigungsfähigen metallischen Stoffen spielen diese physikalischen Veränderlichen eine äußerst wichtige Rolle. Nach der prinzipiellen Anknüpfung an die physikalischen und chemischen Faktoren kommen wir auf diese Veränderlichen ausführlicher zurück.

a) Abhängigkeit von den physikalischen und chemischen Veränderlichen

Änderungen der Eigenschaften physikalischer Natur treten nur auf, wenn der Stoff Änderungen des mittleren Molekelabstandes, der Gewichtsmenge der verschiedenen Kristallarten (Phasen), ihres Körnungsgrades, ihrer Lagerung u. dgl. erleidet; Änderungen der Eigenschaften chemischer Natur unter den gleichen Bedingungen werden dagegen nur bei Modifikations- und Zustandsänderungen, die durch Änderungen des Atom-, Molekel- oder Raumgitteraufbaues verursacht werden, beobachtet.

Auf die Abhängigkeit der spezifischen Eigenschaften von den physikalischen und chemischen Veränderlichen kann in diesem Zusammenhange nicht eingegangen werden, da ihre Beziehungen ja im wesentlichen den Inhalt dieser Wissenschaften darstellen.

β) Die Abhängigkeit von den umbildenden kinematischen Veränderlichen

1. Unzulänglichkeit der früheren Erklärungen über die Eigenschaftsänderungen (Einfluß der Korngröße, der Korngestalt und der Kornlagerung)

„Veränderungsfähigkeit der spezifischen Eigenschaften metallischer Stoffe durch Kaltbearbeitung war das bisher mit Sicherheit Erkannte“. Die Gesetze, von denen alle diese Vorgänge beherrscht werden, harren noch immer einer befriedigenden Lösung, aber selbst die elementaren Grunderscheinungen qualitativer Natur werden noch von vielen ernstern Forschern auf diesem Gebiete völlig mißkannt. So ist auch der mehrfach ausgesprochene Satz, die Kornzahl pro Querschnittseinheit bleibe wahrscheinlich während der Verfestigung dem spezifischen Fließdruck proportional, bis jetzt durch Versuche nicht bestätigt worden. Auf Grund neuerer Untersuchungen kann sogar als allgemein gültige Regel ausgesprochen werden, daß beim wahren Kaltrecken ein Kornzerfall

überhaupt nicht stattfindet (s. S. 20). Die Vorstellung, daß die Eigenschaften eines Metalles nur ausschließlich von dem Körnungsgrad abhängig seien, ist also als unzutreffend zu verwerfen; gestützt wird diese Folgerung ferner durch die Tatsache, daß selbst bei amikroskopisch-dispersen Metallen nicht annähernd die Wirkungen erreicht werden können, die durch mäßiges Kaltrecken erzielt werden¹⁾.

Auch der Einfluß der natürlichen oder auch durch „Kaltrecken“ den Kristallen aufgezwungenen Korngestalt ist an sich von geringer Bedeutung und zahlenmäßig kaum nachweisbar. Bekanntlich sind ja die spezifischen Eigenschaften eines Stoffes, wenigstens in gewissen Grenzen, von seiner Gestalt unabhängig. So ist es beispielsweise gleichgültig, ob man die Eigenschaften eines Stoffes an würfelförmigen Kristallen oder an Spaltplättchen ermittelt. Wird ferner die Streckung des Kornes aufgehoben, beispielsweise durch Stauchen senkrecht zu der ursprünglichen Streckrichtung, so wird dadurch die Verfestigung nicht beseitigt. Es ist also möglich, ohne daß Streckung des Kornes nachgewiesen werden kann, ein Metall beliebig stark zu verfestigen; andererseits kann auch das Korn eines Metalles gestreckt erscheinen, ohne daß Verfestigung vorliegt, beispielsweise bei nadeligen Gußkristallen oder bei nadelig rekristallisiertem Korn (s. S. 42). Verfestigung und Streckung des Kornes steht demnach in keinem zwangsläufigen Zusammenhang. Streckung braucht also nicht notwendig als Kennzeichen vorangegangener Kaltrecken zu gelten und umgekehrt. Die Bestimmung des Streckgrades²⁾ hat aber insofern einen praktischen Wert, als Isometrie wenigstens beim rekristallisierten Korn am häufigsten vorausgesetzt werden kann (s. S. 42) und in der Mehrzahl der einfacheren mechanischen Arbeitsprozesse auch die Streckung nur in einer Hauptrichtung erfolgt.

Wird aber bei den Versuchen eine ideale Deformation nach nur einer Richtung erzeugt, so fällt der Begriff „Streckung“ qualitativ mit dem der Verfestigung bzw. Verlagerung zusammen und sie kann durch erstere gemessen werden. Wie man mit Hilfe dieser Definition den Ver-

¹⁾ Über den Einfluß der Dispersität auf Festigkeit und Dehnung vgl. W. v. Moellendorff und J. Czochralski, Technologische Schlüsse aus der Kristallographie der Metalle. Z. V. d. Ing. 1913, S. 934.

²⁾ Werden die Abmessungen der einzelnen Körner parallel und senkrecht zur größten Streckung bestimmt, so erhält man Parallelopipedone, deren Achsenabschnitte alle möglichen Werte aufweisen können. Bezeichnet man ihre Länge mit c , den Mittelwert der Breite und Dicke mit a , so gibt der Wert $\frac{c}{a}$ den ungefähren Grad der Streckung.

lagerungsgrad indirekt auch in denjenigen Fällen bestimmen kann, in denen Isometrie und Gleichförmigkeit der Beanspruchung nicht mehr vorausgesetzt werden kann, soll im Abschnitt D gezeigt werden.

Kristallographisch ähnlich orientierte Kristallaggregate, wie sie gelegentlich an den Erstarrungswänden von Gußmetallen zu beobachten sind, haben auf das mechanische Verhalten etwa einen ähnlichen Einfluß wie Dispersitätsänderungen, sie nehmen jedoch an den Verfestigungsvorgängen ebenfalls keinen grundsätzlichen Anteil. Es handelt sich hier um die kristallographisch wohlbekannte Erscheinung der Transkristallisation¹⁾.

2. Die Verlagerungshypothese

Da Änderungen der spezifischen Eigenschaften eines Stoffes durch Umbildung (Plastizierung) unter sonst gleichbleibenden Bedingungen dem Stoffgesetz widersprechen und da ihre tiefgreifende Veränderung durch den Körnungsgrad, die Korngestalt und die Korngliederung allein nicht zu erklären war, mußte naturnotwendig noch auf andere unbekannte Vorgänge geschlossen werden. Als solche kommen, wie wir weiter sehen werden, in Frage: Änderungen in der gesetzmäßigen Gleichgewichtsgruppierung der kleinsten Gleitteilchen. Es kann heute als allgemein gültige Regel ausgesprochen werden, daß Verfestigung von reckbaren Stoffen nur möglich ist, wenn durch das Recken auch gleichzeitig eine Verlagerung der regelmäßigen Kristallstruktur erfolgt. Wo dies nicht der Fall ist, ist eine Verfestigung des Metalles nicht möglich. Eine weitere experimentelle Argumentation dieses Satzes muß einer späteren Arbeit vorbehalten werden. Auf Grund dieser Tatsachen muß aber notwendig gefolgert werden, daß Relativverschiebungen, die eine dauernde Verlagerung der gesetzmäßig verketteten kleinsten Gleitteilchen hervorzubringen vermögen, zu durchgreifenden Eigenschaftsänderungen führen können.

3. Abhängigkeit einiger mechanischer Eigenschaften des Zinns von der Verlagerung der kleinsten Gleitteilchen

Über das Verhalten des Zinns beim Kaltrecken konnten infolge der zahlreichen, unaufgeklärten Gefügeanomalien bis jetzt einheitliche Werte nicht erzielt werden. Der Einfluß des Kaltreckens auf einige Eigenschaften des Metalles unter strenger Berücksichtigung der Schliffbilder ist aus der Zahlentafel I zu ersehen. Bei den Zerreißversuchen

¹⁾ Siehe Z. V. d. Ing. 1913, S. 934.

Das in Fig. 15 dargestellte Metallstück nach schwachem Kaltrecken. Kristalle gestreckt, Kornverbände erhalten.
Fig. 16. Lineare Vergr. 5.

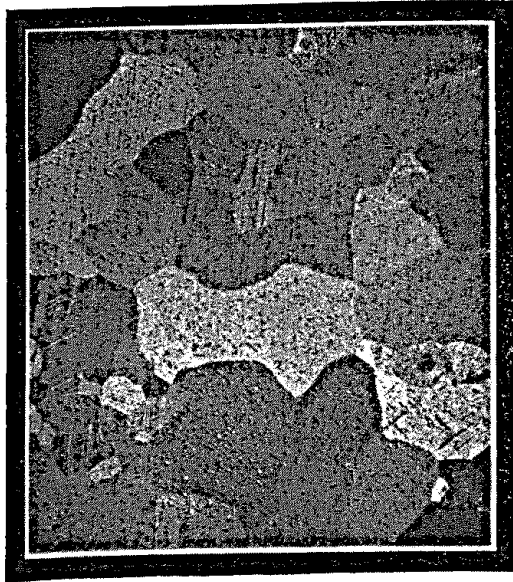


Fig. 15. Lineare Vergr. 5.
Gefüge des Zinns vor dem Recken.

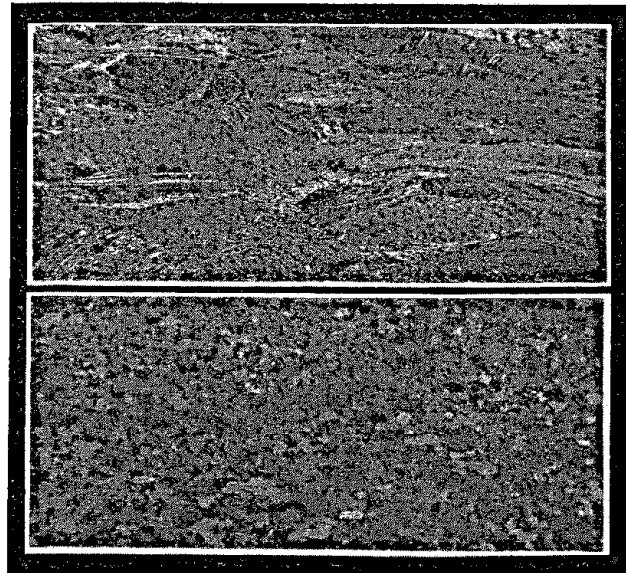
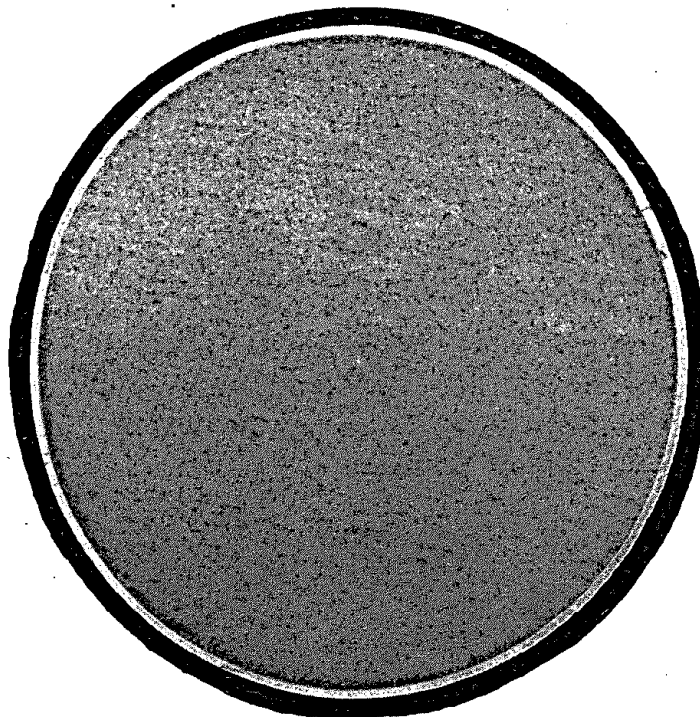


Fig. 17. Lineare Vergr. 5.
Das in Fig. 16 dargestellte, gereckte Metallstück nach dem Erwärmen im siedenden Wasser. Kornverbände gelöst und neu geordnet. Erwärmungsdauer 1 Minute.

Gefüge des
Guß-
metalles nach
äußerst kräf-
tigem Kalt-
recken.



Korninneres
bis zur
Homöotropie
verlagert.

Fig. 18.

Lineare Vergr. 5.

war die Belastungsgeschwindigkeit in allen Fällen die gleiche. Die Versuchswerte sind also miteinander vergleichbar. Als Ausgangsmaterial diente reines Bankzinn.

Zahlentafel I

Nr.	Zustand	Korngröße qcm	Festigkeit kg/qmm	% Dehnung ($l = 11,3 \sqrt{q}$)	Härte ¹⁾ ($P = 50 \text{ kg}$) kg/qmm
1	Gußmetall	ca 0,2	1,9 2,1	20 } ²⁾ 25 } ³⁾	5,4 } ⁴⁾ 5,8 } 5,8 }
2	Gußmetall, Höhenabnahme beim Kaltstauchen 90 %	0,2 (stark gestreckt)	3,0 3,4	26 29	7,4 } ⁴⁾ 7,2 } 7,4 }
3	dgl., jedoch 10 Min. in siedendem Wasser erhitzt	0,0001	2,3 2,4	46 46	5,3 5,4 5,6

Das Metall zeigt, wie nach dem mikroskopischen Befund von vornherein zu erwarten war und entgegen den Angaben anderer Autoren⁵⁾, vollkommen regelmäßiges Verhalten. Nur die starke Nachwirkung bei der Härteprüfung ist bemerkenswert (vgl. S. 22). Betreffs der stark abweichenden Ergebnisse anderer Autoren ist es kaum noch nötig, darauf hinzuweisen, daß bei diesen Versuchen infolge unbeabsichtigter Wärmezufuhr (Reibungswärme) eine teilweise Rekristallisation des Metalles eintrat und daß das scheinbare Kaltrecken in Wirklichkeit einem Warmrecken oder einem Ausglühen gleichkam.

4. Abhängigkeit der Gestalt der Kristalle des Zinns von den Relativverschiebungen der kleinsten Gleitteilchen

Die heutige Wissenschaft der technologischen Metallbearbeitung nimmt allgemein an, daß beim Zinn durch Kaltrecken nur eine Verkleinerung, aber keine Streckung des Kornes auftritt. Mit der irrigen Annahme, daß Zinn eine Streckung der Kristallkörner nicht erleide,

¹⁾ Kugeldruckhärte nach Brinell-Meyer.

²⁾ Infolge mangelnder Quasiisotropie sehr ungleiche Dehnung.

³⁾ An einzelnen Kristallen gemessen.

⁴⁾ Sehr starke Nachwirkung vorhanden.

⁵⁾ Siehe Handbücher der Materialienkunde.

stand schon das mechanische Verhalten des Metalles beim Kaltrecken insofern im Widerspruch, als eine Verfestigung des Metalles beim Kaltrecken regelmäßig nachgewiesen werden konnte, was nur bei dauernder Verlagerung der kleinsten Gleitteilchen und bei bevorzugter Streckrichtung, also nur bei dauernder Kornstreckung möglich ist.

Den wahren Hergang der Gestaltsänderung der Kristalle beim „Kaltrecken“ erläutern Fig. 15 und 16. Die mehr oder weniger körnigen Kristalle werden beim „Kaltrecken“ gelängt, verzerrt, verbogen und in den Zustand einer starken inneren Verspannung versetzt. Die Körner, die ursprünglich keine bevorzugte Streckrichtung zeigten (Fig. 15), erscheinen jetzt in der Fließrichtung stark gelängt (Fig. 16), auch ist jeder ursprüngliche Kornverband noch deutlich zu erkennen. Die Kristalle werden demnach beim Kaltrecken nicht verkleinert, sondern bleiben jeder für sich betrachtet ein ganzes Individuum. Würden die Kristalle beim Kaltrecken in mikroskopische Teilchen zerfallen, so müßte dies auch optisch nachweisbar sein. Das Gefüge stark gereckter Kristalle ist aber mikroskopisch nicht auflösbar und optisch gleichartig (siehe nächsten Abschnitt). Nur wenn das Recken unter erheblicher Wärmeentwicklung erfolgt, also das scheinbare Kaltrecken in Wirklichkeit einem wenigstens vorübergehenden Warmrecken gleichkommt, findet eine Umgestaltung der einzelnen Kornverbände statt (Fig. 17).

5. Abhängigkeit der kristallographisch-optischen Eigenschaften von der Verlagerung der kleinsten Gleitteilchen

Außer durch die Verfestigung und durch die Streckung der Kristalle gibt sich die Verlagerung auch noch durch andere Anzeichen zu erkennen; alle Erscheinungen beispielsweise, die an eine gesetzmäßige Verkettung der kleinsten Teilchen gebunden sind, verschwinden in dem Grade, wie die Verfestigung zunimmt. Die Helligkeitsdifferenzen an Metallschliffen (dislozierte Reflexion) wie sie Fig. 15 wiedergibt, werden verwaschen (Fig. 16) oder verschwinden im Endzustand höchster Verfestigung völlig (Fig. 18). Auch die Zwillinge, als Spuren der anfänglichen Tendenz geordneter Verschiebung der kleinsten Gleitteilchen in kristallographisch definierten Gleitebenen verschwinden bei fortgesetzter Formänderung wieder von selbst. Bei fortgesetzter Ätzung wird das Gefüge griesig und schließlich entstehen statt regelmäßig begrenzter Ätzfiguren zahlreiche unregelmäßige und verwaschene Ätzgruben und Ätzhügel auf der Schlifffläche. Es handelt sich hier um dasselbe verlagerte Metall, das wir schon im Abschnitt A unter dem Namen

„verschmiert“ kennen lernten. Die dislozierte Reflexion ist direkt abhängig von dem Grade der Dekristallisation, sie ist jedoch infolge ihrer Meßunsicherheit zur Bestimmung des Grades der stattgehabten Verlagerung nicht geeignet.

Das Verhalten der Metalle beim Kaltrecken erklärt auch übrigens zur Genüge, warum es, wie allgemein bekannt, schwierig, ja unter Umständen sogar unmöglich ist, die Einzelkristalle auf Schlifflen kaltgereckter Metalle durch Ätzen abzugrenzen. Alle Erscheinungen, die an eine natürliche nur den kristallisierten Stoffen eigentümliche gesetzmäßige Verkettung der kleinsten Teilchen gebunden sind, werden eben durch das Kaltrecken nach und nach gänzlich abgeschwächt oder völlig unwahrnehmbar.

6. Lagegeometrie der kleinsten Gleitteilchen und ihre kennzeichnenden Verlagerungsformen (Erzwungene Homöotropie, Ultra-Quasiisotropie und Amorphie)

Durch das Kaltrecken wird die gesetzmäßige Verkettung der kleinsten Teilchen gestört; Punktreihen, die ursprünglich eine gerade Linie bildeten, werden nach und nach in solche umgewandelt, die irgend einer nach Maßgabe der äußeren Kraft ununterbrochen verlaufenden Raumkurve folgen. Die ursprünglich regelmäßige Raumgitterstruktur der Kristalle wird bei fortgesetzter Formänderung unter Bildung mehr oder weniger verlagerter Übergangszonen völlig verwirrt, wenn auch eine mindestens einachsiale mechanische Bevorzugung des Reckgutes unverlierbar erhalten bleibt¹⁾. Die Endlage der kleinsten Gleitteilchen nach Erschöpfung der Bildsamkeit ist nicht ungeordnet, sondern infolge der stattgehabten Rollbewegung (Drehung und Schub) nach Maßgabe des äußeren Zwanges „umgerichtet“ oder mit dem Erstentdecker der flüssigen Kristalle gesprochen „erzwungen homöotrop“; die Hauptachsen der Molekel nehmen dabei eine bestimmte von der Richtung des Schubes abhängige Lage ein. Die erzwungene Homöotropie wird definiert als die gewaltsame Gleichlagerung vektorieller Molekel quer zu der Richtung des Schubes (Lehmann). Fallen die Schubrichtungen zweier nacheinander folgenden Verlagerungen (nach v. Moellendorff „Prüf- und Reckfluß“) nicht zusammen, so führt dies, solange die Bildsamkeit des Metalles nicht völlig erschöpft ist, zu Nachwirkungen im elastischen oder plastischen Gebiet (s. auch S. 20). Es handelt sich hierbei um

¹⁾ Siehe S. 1016 des auf S. 17 als Anmerkung genannten Aufsatzes.

Nachreckungserscheinungen, die durch Umlenkung der Molekel in die neuen Schubebenen beim Wechsel des Kraftangriffes verursacht werden.

Die erzwungene Homöotropie ist zu unterscheiden von dem Grenzfall der Quasiisotropie d. i. der fast molekularen Verlagerung äußerst disperser Haufwerke verworrengerichteter Molekel z. B. hochdisperser Haufwerke, bei denen die gestörten intergranularen Zwischenschichten substantiell vorherrschen, wie in äußerst feinkörnigen Gußmetallen, Elektrolytmetallen u. a. Die kleinsten Teilchen dieser „ultra-quasiisotropen“ Haufwerke bilden alle möglichen Winkel mit ihren Nachbarn. Bekanntlich übt diese Art der Lagerung einen ziemlich beträchtlichen Einfluß auf einige mechanische Eigenschaften aus, indem beispielsweise bei hoher Festigkeit auch hohe Dehnungsziffern erreicht werden können¹⁾.

Charakteristisch unterschieden wird dieser Zustand andererseits von dem amorphen dadurch, daß er ohne weiteres in den erzwungen homöotropen übergeführt werden kann, während das Wesen der amorphen Stoffe bekanntlich darin besteht, daß sie nie dauernde achsiale Bevorzugung aufweisen. In dem unverlierbaren Richtungssinn des Arbeitsgutes ist aber auch ein beweiskräftiges Argument gegen den Amorphismus kaltgereckter Metalle ausgesprochen.

7. Gestaltsgeometrie der kleinsten Gleitteilchen

Zahlreiche molekular-mechanische Anzeichen weisen darauf hin, daß den kleinsten Gleitteilchen nicht amorpher Stoffe eine mindestens einachsigal bevorzugte Gestalt zukommt. Diese Rückschlüsse erscheinen um so berechtigter, als neue Erfahrungstatsachen diese Annahme immer deutlicher unterstreichen. Insonderheit ist es der unverlierbare Richtungssinn dekristallisierter Metalle, der auf eine anisometrische Gestalt der kleinsten Gleitteilchen hinweist und sofern eine Behandlung der Frage als rein mechanisch-geometrisches Problem gebilligt wird, auch mit hinreichender Exaktheit erweist.

Richtungssinn nach vorangegangener molekularer Verlagerung (Dekristallisation) zeigen nur Haufwerke, deren Teilchen oder Kraftzentren ungleichachsige Gestalt zukommt, dank welcher die kleinsten Gleitteilchen sich mit ihren Hauptachsen quer zu der Richtung des Schubes einzustellen vermögen. Das ist bei isometrischen Gleitteilchen oder symmetriellosen Kraftzentren nicht möglich, wenn nicht gleichzeitig

¹⁾ Siehe besonders v. Moellendorff: Bemerkungen gegen den Amorphismus der Metalle, diese Zeitschrift 1914, S. 45.

auch ihre Gestalt geändert wird. Unter dem Einfluß eines elastischen Zwanges, durch den eine Verzerrung der molekularen Gestalt höchstwahrscheinlich bedingt wird, zeigen auch amorphe Stoffe ausgesprochene Richtungsabhängigkeit. Doch handelt es sich hier nur um eine vorübergehende Erscheinung, die sofort wieder von selbst verschwindet, sobald der äußere Zwang aufhört; der Grad der bleibenden Formänderung ist auf sie ohne Einfluß. Es liegt nahe, in der molekularen Gestaltsenergie die Ursache der Elastizität selbst zu erblicken. Die Elastizität der verlagerungsfähigen Metalle nimmt demgemäß auch mit dem Grade der Verfestigung d. i. mit wachsendem Verlagerungswiderstand der kleinsten Gleitteilchen stetig zu. Erst nachdem die kleinsten Teilchen gewissermaßen eine starre Verkettung miteinander erlangt haben, kann ihre wahre Gestaltsenergie zur völligen Entfaltung gelangen. Daher mangelt es auch wohl Stoffen, bei denen die Schubwiderstände so gering sind, daß die kleinsten Teilchen schon den leichtesten Kraftangriffen auszuweichen vermögen, an einer positiven Elastizitätsgrenze. Wird durch allseitigen Druck dieses „Ausweichen“ verhindert, so äußert sich die molekulare Gestaltsenergie neben der Zentralkraft in dem Kompressions- und Dilatationswiderstand.

Über weitere mechanisch-geometrische Beziehungen fehlen eingehendere Untersuchungen. Der Untersuchungsmethodik mangelt es aber auch vor allem noch an elementaren Grunderkenntnissen, ferner werden die Reckvorgänge nicht nur durch ihre verwickelte Geometrie stark kompliziert, sondern auch durch die mechanischen Widerstandsunterschiede der Ausgangsmaterialien; nur das Studium freier Metallkristalle verspricht hier Wandel zu schaffen, zumal Kristalle von Walnußgröße und darüber aus vorgeätzten Blöckchen heute mit Leichtigkeit isoliert werden können¹⁾. In erster Linie wird wohl diese Aufgabe der physikalischen Kristallographie mit ihren verfeinerten, dem Studium freier Kristalle angepaßten Hilfseinrichtungen zufallen. Der modernen kristallographischen Forschung steht hier, wie überhaupt in der Metallographie, noch ein weites, technologisch wichtiges Betätigungsgebiet offen, das die umfassenden theoretischen Ergebnisse dieser Wissenschaft auch der Praxis dienstbar zu machen verspricht.

c) Die Zustandsgleichung

Einen umfassenden Standpunkt gegenüber dem Verhalten metallischer Stoffe unter den verschiedensten Bedingungen gewinnt man erst,

¹⁾ Siehe S. 1015 des auf S. 17 als Anmerkung genannten Aufsatzes.

wenn es gelingt, irgend eine der vorerwähnten Eigenschaften, beispielsweise eines gleichartigen Stoffes, deren Zustandswert durch q bezeichnet werden möge, in ihrer funktionalen Abhängigkeit von den Veränderlichen, also von:

Temperatur	t
Zusammensetzung	c
Verlagerungsgrad	d ¹⁾
Korngröße	k
Symmetriegrad der Kornlagerung .	l

etwa in der Form:

$$q = f(t, c, d, k, l)$$

darzustellen. Dies ist für einige Metalle, wie im Abschnitt D gezeigt wird, auch bereits möglich. Während der Einfluß von l in der Regel vernachlässigt werden kann, ist der Einfluß von

t , c und k , besonders aber von d

auf die Zahlenwerte der Eigenschaften q von ausschlaggebender Bedeutung.

D) Das rekristallisierte Metall und die Rekristallisationsvorgänge

a) Die „untere“ und die „obere“ Rekristallisationstemperatur

Über die Vorgänge bei der Rekristallisation und über ihre zahlenmäßigen Beziehungen herrschen in der heutigen Literatur die verworrensten Ansichten. Einige der zuverlässigsten Literaturdaten sind in der Zahlentafel II zusammengestellt.

Zahlentafel II

Metall	Durch die Änderung der Festigkeitseigenschaften beim Glühen ermittelte Rekristallisationstemperatur	
	Untere Grenze ca	Obere Grenze ca
Eisen	400° (Heyn)	600° (Heyn)
Kupfer	{ 100° (Heyn) 125 bis 200° (Grard)	{ 200° (Heyn) 700° (Grard) 650° (Bengough)
Messing 67/33 . . .	275° (Grard)	830° (Grard)

¹⁾ Definition siehe S. 17.

Die abweichenden Angaben der einzelnen Autoren berechtigen schon zu der Schlußfolgerung, daß die Rekristallisation nicht an einen bestimmten Temperaturpunkt gebunden ist, sondern scheinbar innerhalb eines größeren Temperaturgebietes verläuft.

Heyn hat schon früher die Vermutung ausgesprochen, daß die Rekristallisationstemperatur um so tiefer liegen kann, je stärker der Grad des Kaltreckens war; Beweise sind aber für diese Annahme bisher nicht erbracht worden. Für das Studium dieser praktisch und theoretisch gleich bedeutungsvollen Fragen hat sich das Zinn in hohem Grade als Ausgangsmaterial bewährt. Die vom Verfasser mit diesem Metall erzielten Versuchsergebnisse sind in der Zahlentafel III kurz mitgeteilt.

Zahlentafel III

Zeitdauer des Erhitzens in Min.	Versuchstemperatur °C						
	100		50		40		30
	Rekristallisiert; Flächenprocente ¹⁾						
	Höhenabnahme beim Kalt-Stauchen ‰:						
	50	90	50	90	90	98	98
5	20	100	unveränd.	unveränd.	n. b.	n. b.	n. b.
10	50	—	"	Spuren	unveränd.	unveränd.	"
40	100	—	"	20	n. b.	n. b.	"
70	—	—	"	50	unveränd.	unveränd.	"
90	—	—	"	80	n. b.	n. b.	"
140	—	—	"	n. b.	"	Spuren	unveränd.
180	—	—	"	"	"	n. b.	n. b.
200	—	—	"	100	"	"	"
380	—	—	n. b.	—	"	10	"
400	—	—	unveränd.	—	Spuren	n. b.	"
1200	—	—	—	—	20	100	unveränd.
1700	—	—	Spuren	—	50	—	"

In Fig. 19 sind einige dieser Zahlenwerte entsprechend ergänzt schaubildlich eingetragen. Der große Einfluß des Kaltreckens auf die untere Rekristallisationsgrenze ist aus dem Schaubild ohne weiteres ersichtlich. Ob die untere Rekristallisationstemperatur des Zinns noch

¹⁾ Infolge herdweiser Rekristallisation meßbar.

unterhalb der hier angegebenen Grenze herabgedrückt werden kann, erscheint immerhin nicht unwahrscheinlich. Bei 20 bis 25° konnte nach dreimonatlicher Versuchsdauer bei sehr stark gestauchtem Metall (Höhenabnahme 98 %) Rekristallisation noch eben beobachtet werden.

(Die scheinbar noch bei niedrigeren Wärmegraden einsetzende Rekristallisation an Schliffhäuten haben wir schon früher als Folge von gelegentlichen, unbeabsichtigten Wärmeeinflüssen erkannt. Es erscheint zweckmäßig, diese durch unbeabsichtigte Wärmezufuhr (beispielsweise

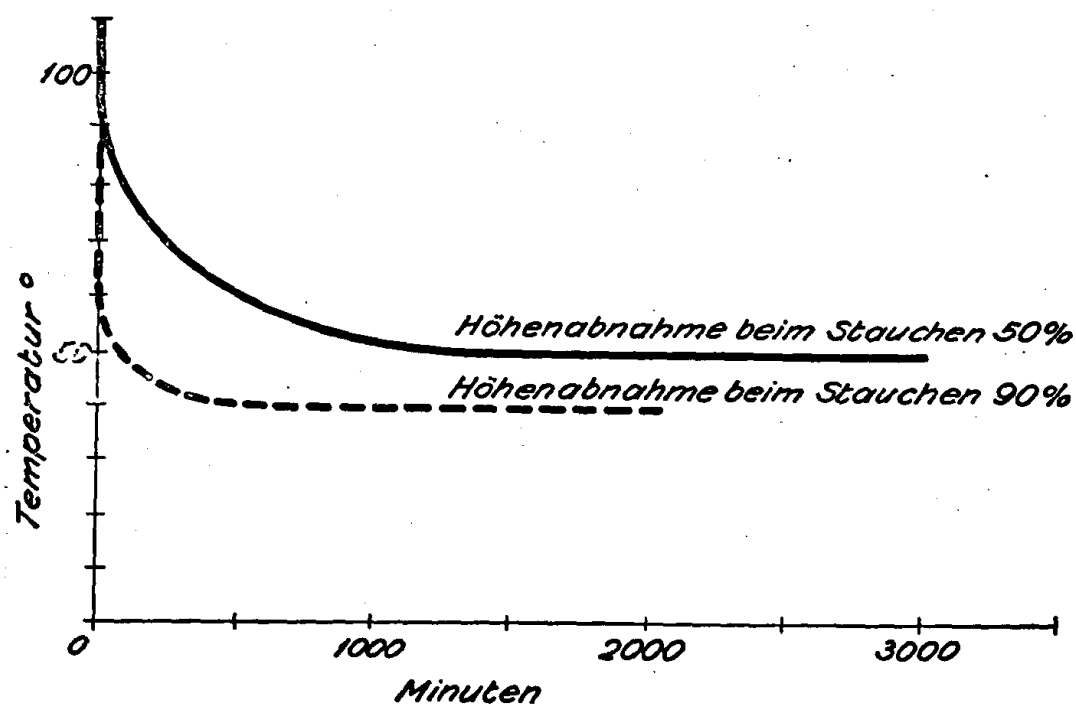


Fig. 19.

Einfluß der Verlagerung auf den Beginn der Rekristallisation beim Zinn.

innere Reibung) äußerst leicht einsetzende Rekristallisation der gewaltsam verlagerten Molekelgruppen als „subduzierte“ Rekristallisation zu bezeichnen, um sie von der durch zusätzliche äußere Wärmezufuhr absichtlich herbeigeführten Rekristallisation, die wir aus gnostischen Gründen „induzierte“ Rekristallisation nennen wollen, zu kennzeichnen. Liegt endlich die Rekristallisationstemperatur unterhalb der Zimmertemperatur, so spricht man von einer freiwilligen Rekristallisation oder nach Le Chatelier von einem freiwilligen Ausglühen. Daß dieser Fall in der Tat auch eintreten kann, soll später gezeigt werden; bei Zinn trifft dies jedoch nicht zu.)

Noch zweifelhafter als die Lage der „unteren“ ist die Lage der „oberen“ Rekristallisationsgrenze. Es ist nicht sicher, ob diese mit der Schmelztemperatur der Metalle zusammenfällt, oder ob die Rekristallisation bereits vor dem Erreichen der Schmelztemperatur eine obere Begrenzung findet. Auf die Festigkeits- und Dehnungseigenschaften üben in der Regel Temperaturen, die unter Umständen mehrere hundert Grade unter dem Schmelzpunkt liegen, keinen wesentlichen Einfluß mehr aus; andererseits zwingen aber Beobachtungen, die sich auf die Gefügeumbildung bei der Rekristallisation beziehen, zu der Annahme, daß die Rekristallisation wohl bei den meisten Metallen erst dicht unterhalb der Schmelztemperatur ihren Abschluß findet (s. S. 37).

Der Mangel einer scharfen Übergangsgrenze verwischt auch die kennzeichnenden Merkmale der Standhaftigkeit des Zustandes unterhalb der unteren Rekristallisationsgrenze, daher kann auch die Verlagerung der kleinsten Raumteilchen in diesem Gebiete, wenn sie auch praktisch als beständig bezeichnet werden kann, weder als völlig stabil noch als völlig instabil angesprochen werden. Untersuchungen von Hadfield sowie von Hanemann an etwa 2000 Jahre alten Stahlproben haben ergeben, daß auch instabilen Zuständen (wahrscheinlich infolge eines nur logarithmischen Abfalles der Umwandlungsgeschwindigkeit) ungeheure Beständigkeit innewohnen kann und daß sie von stabilen Zuständen nicht mehr streng unterschieden werden können. Liegt ferner die Rekristallisationstemperatur eines Metalles bereits bei so niedrigen Wärmegraden, wie dies beispielsweise bei Zinn der Fall ist, so genügt eine vorübergehende intensive Sonnenbestrahlung, um starke Glühwirkungen auszuüben, die leicht als Folgen von Unbeständigkeit gedeutet werden können.

b) Abhängigkeit der Dispersität des rekristallisierten Metalles vom Grade der vorangegangenen Verlagerung und von den Abmessungen

Bis in die jüngste Zeit hinein schenkte man der Umgestaltung des Gefüges bei der Rekristallisation, wenigstens was den „Wärmezerfall“ der Kristalle betrifft, nur geringe Beachtung. Soweit aus der einschlägigen Literatur zu entnehmen ist, scheinen hierüber sogar betreffs der Größenordnung feste Angaben zu fehlen; daher sei beiläufig erwähnt, daß die ursprüngliche Korngröße bei der Rekristallisation nicht selten um das Millionenfache und darüber zurückgehen oder auch ansteigen kann. Es handelt sich demnach um Vorgänge, die auf die Eigenschaften metallischer Stoffe einen kennzeichnenden Einfluß aus-

üben und daher wenigstens in vielen Fällen nicht vernachlässigt werden dürfen. Manche technologischen Arbeitsprozesse (Drücken, Chemo-Gravüre) sind sogar im hohen Maße von dem Körnungsgrad des Arbeitsgutes abhängig.

Fig. 20 veranschaulicht in räumlicher Darstellung, welche Änderung die Größe der Körner verlagelter Metalle durch das Ausglühen erleidet. Auf der mit v bezeichneten Achse ist der Grad der Verlagerung (= Höhenabnahme beim Stauchen) abgetragen; Achse t gibt die Temperatur an, bei der die Erhitzung erfolgte. Als Ordinaten sind die Durchmesser der rektistallisierten Kristallkörner in mm verwendet. Unterhalb der „unteren“ Rekristallisationstemperatur, die je nach dem Grade der vorangegangenen Verlagerung verschieden hoch liegen kann (gestrichelte Kurve in der Fig.), ist es nicht möglich, eine Änderung der Korngröße praktisch zu erreichen. Wird die „untere“ Rekristallisationstemperatur jedoch überschritten, so nimmt das Korn die der Temperatur- und Verlagerungskurve zugeordnete, mittlere Größe an, bzw. nähert sich ziemlich rasch diesem maximalen Grenzwert. Darauffolgendes Weitererwärmen bei der zuletzt angewandten Höchsttemperatur vermag keine nennenswerte Änderung der Korngröße mehr hervorzubringen; erst durch weitere Temperatursteigerung ist es möglich, eine Vergrößerung des Kornes herbeizuführen. Die Steigerung der Korngröße findet ihre natürliche Begrenzung nach der Auslösung sämtlicher Reckspannungen des Arbeitsgutes. Bei sehr schwacher Reckung (innerhalb des elastischen Gebietes) kann der Rekristallisationsvorgang gänzlich ausbleiben. Dann kann aber auch, wie bei Gußmetallen, eine Änderung der Korngröße nicht herbeigeführt werden. An örtlich beanspruchten Metallen hat Deutsch auch die Identität der Grenzen des Rekristallisationsfeldes mit denen des Elastizitätsbereiches auf Grund dieser Tatsachen in einer anschaulichen Weise nachgewiesen¹⁾. Aus den aus Fig. 20 abgeleiteten Ergebnissen und dem sonstigen Verhalten der verlagerten Metalle bei der Rekristallisation folgt als allgemein gültige Regel: die Korngröße eines verlagerten Metalles nimmt mit steigender Temperatur zu und zwar umsomehr, je geringer die Zahl der Rekristallisationskerne, d. i. je weniger es verlagert ist. Durch geeignete Wahl von Glüh-temperatur und Verlagerungsgrad ist man an der Hand eines vorhandenen Schaubildes imstande, einem Metall innerhalb gewisser Grenzen jede beliebige Korngröße zu verleihen, es also in einen bestimmten mechanisch-physikalischen Zustand zu ver-

¹⁾ Siehe die folgende Arbeit.

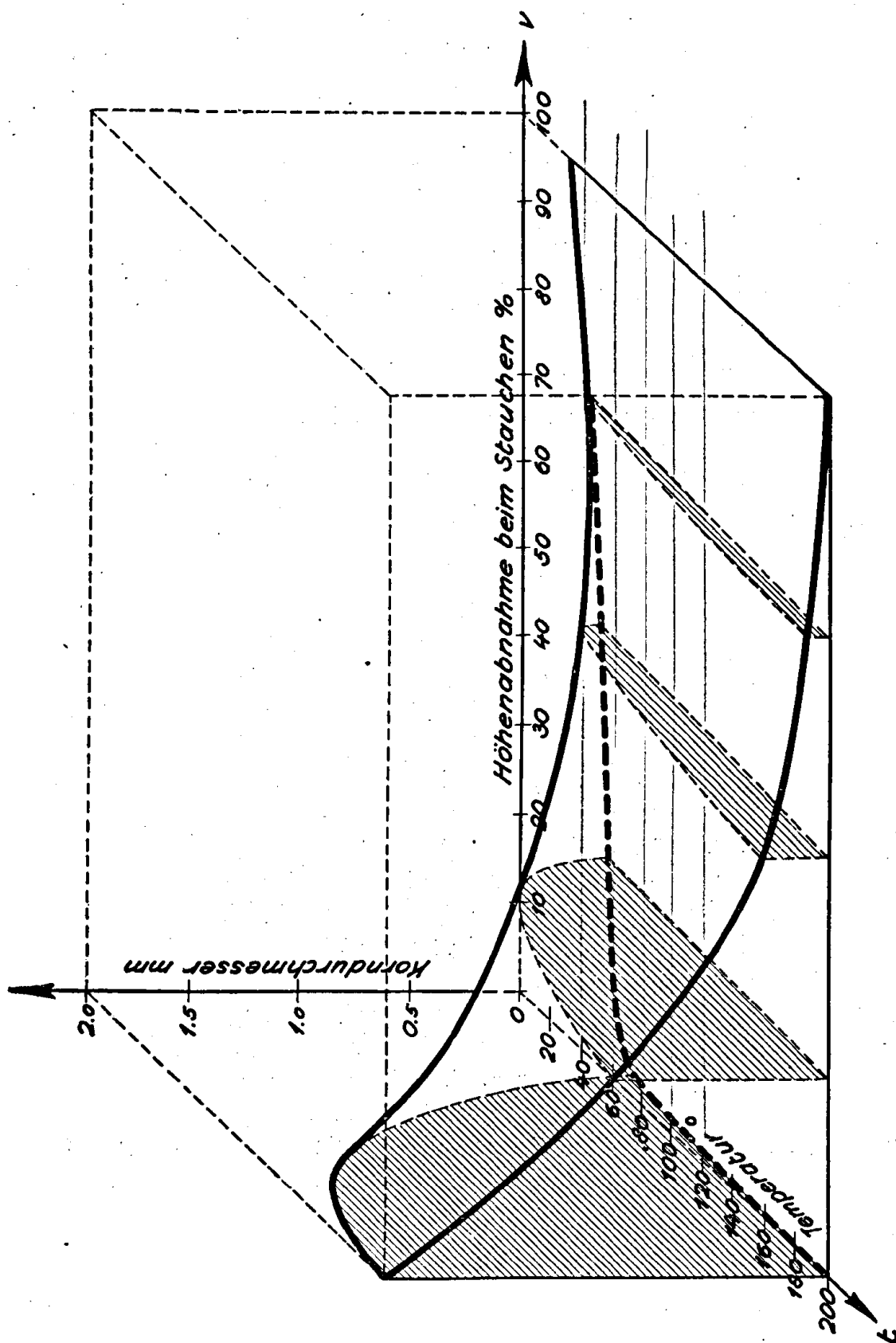


Fig. 20. Einfluß des Glühens nach stattgehabter Verlagerung auf die Korngröße.

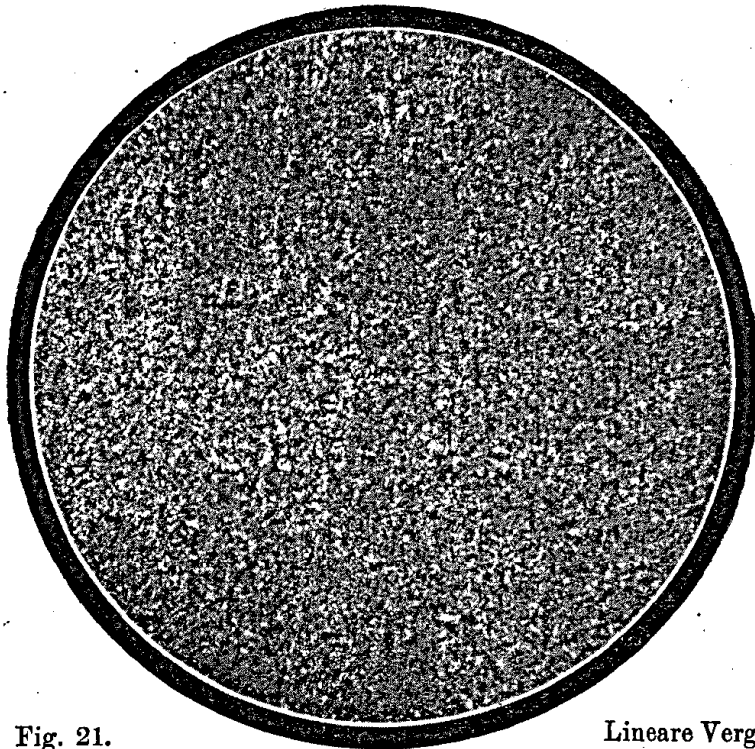


Fig. 21.

Lineare Vergr. 6.

Stark verlagertes und darauf bei 100° rekristallisiertes Walzblech.
Rekristallisationsdauer 2 Minuten.

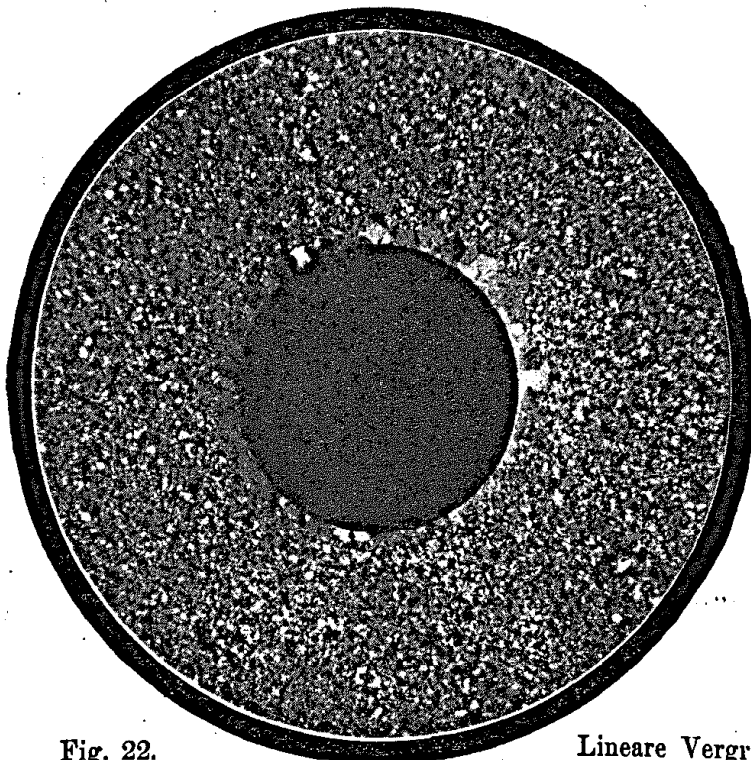


Fig. 22.

Lineare Vergr. 6.

Das in Fig. 21 wiedergegebene, rekristallisierte Walzblech nach dem Lochen und
erneutem Rekristallisieren bei 150° . Beginn der Nadelbildung am Innenrand.
Rekristallisationsdauer 2 Minuten.

setzen. Die Korngröße kann nicht nur als Kriterium der Glüh Temperatur, sondern auch des Grades der Verlagerung benutzt werden, indem man das verlagerte Metall einer nachträglichen Glühung unterwirft und aus dem Zustandsdiagramm den Grad der Verlagerung ableitet. Bei bereits geglühten Metallen muß die Glühung bei höheren Wärmegraden erfolgen, als die zuletzt angewandten. Wie im vorigen Abschnitt gezeigt wurde, ist der Streckgrad kein eindeutiger Ausdruck des Grades der Verlagerung. In der Korngröße hat man dagegen ein geeignetes Mittel zu seiner zahlenmäßigen Fixierung. Als die einfachste Anordnung zur Ermittlung solcher Diagramme ergibt sich der Stauchversuch, da er wohl am bequemsten einheitlich ausgeführt werden kann und sich geometrisch einigermaßen übersehen läßt.

Ein etwaiger Einfluß der Abmessungen der Probestücke auf die Korngröße konnte entgegen den Angaben anderer Autoren nicht nachgewiesen werden. Die Versuchsergebnisse sind in der Zahlentafel IV niedergelegt.

Zahlentafel IV

Versuchs-Nr.	Metall	Rekristallisations-		Blechdicke mm	Mittlere Korngröße qmm
		Temperatur °	Dauer Min.		
1.	Zinn, kaltgestaucht	200	15	0,3	0,1066
		200	15	2,5	0,1060
2.	"	200	15	0,3	0,1043
		200	15	2,5	0,1043
3.	"	200	15	0,3	0,1041
		200	15	2,5	0,1043
4.	"	200	15	0,3	0,1060
		200	15	2,5	0,1054

Aus der Zahlentafel ist ohne weiteres zu ersehen, daß die Abmessungen der Metallmasse auf die Geschwindigkeit des Anwachsens keinen Einfluß ausüben, sofern man von Abweichungen absieht, die die Grenzen der Versuchsfehler nicht übersteigen. Daß das Korn der dünneren Probestücke im Mittel etwas größer ist, kann auch mit ihrer geringeren Wärmekapazität im Zusammenhang stehen. Nach den Beobachtungen anderer Forscher soll gerade umgekehrt die Geschwindig-

keit des Anwachsens mit der Dicke der Metallmasse steigen. Diese durch zufällige Gefügeanomalien bedingten irrigen Angaben reichen gemeinsam auf die 1904 von Campbell am Zinn angestellten Untersuchungen zurück.

c) Einfluß der Glühdauer, der Erwärmungsgeschwindigkeit auf den Charakter der Dispersitätskurven und ihre Unabhängigkeit von der ursprünglichen Korngröße

Der Einfluß der Glühdauer auf die mittlere Korngröße ist nur von geringer Bedeutung, da die Rekristallisationsgeschwindigkeit schon etwa die Größenordnung der „Kristallisationsgeschwindigkeit“ erreicht; wenn daher auch Überschreitungen der Glühtemperatur um wenige Grade auf die Korngröße einen stärkeren Einfluß ausüben als eine Glühdauer von mehreren Stunden bei gleichbleibender Temperatur, so ist doch ein anfänglicher Einfluß der Zeitdauer des Glühens auf die Korngröße nicht verkennbar. Inwieweit durch dieses Verhalten der Charakter der Dispersitätskurven beeinflusst wird, muß noch durch weitere Versuche ermittelt werden. Bei den hier beschriebenen Versuchen waren die Rekristallisationszeiten so gewählt, daß die Korngröße sich durch weiteres Glühen nicht mehr nennenswert änderte.

Bei Probekörpern größerer Abmessungen ist außerdem auch die Zeit, die vergeht, bis das Probestück den gewünschten Glühgrad in seiner ganzen Masse erreicht hat, erheblich größer als bei Probekörpern winziger Abmessungen; bei verschiedenen metallischen Stoffen spielt ferner auch die Wärmeleitfähigkeit, die Wärmekapazität und die Strahlung eine größere Rolle. Die Rekristallisation erfolgt in um so kürzerer Zeit, je schneller das Probestück den gewünschten Glühgrad in seiner ganzen Masse erreicht. In dem Schaubild Fig. 23 äußert sich dies durch immer Steilerwerden der auf- und absteigenden Kurvenstücke, die bei sehr dünnen Probestücken mit der Senkrechten praktisch zusammenfallen können¹⁾.

Die ursprüngliche Korngröße steht mit dem Körnungsgrad des rekristallisierten Metalles in keinem Zusammenhang. Bringt man sie mit dem Körnungsgrad nach stattgehabter Rekristallisation trotzdem in Beziehung, so hat es den Anschein, als ob die Rekristallisation einmal im Wachstum, ein andermal im Zerfall des ursprünglichen Kornes ihren Grund hätte. In Wirklichkeit trifft weder das eine, noch das andere

¹⁾ Über die technologischen Schlußfolgerungen vgl. „Die Wärmebehandlung der Metalle“. Gießerei-Zeitung 1915, S. 289.

zu. Fig. 23 veranschaulicht die Beziehungen, die zwischen dem Körnungsgrad vor und nach stattgehabter Rekristallisation bestehen. Wir gehen von der ursprünglichen Korngröße K_1 aus, die auch nach dem Verlagern unverändert beibehalten worden ist. Erfolgt die Glühung unterhalb der „unteren“ Rekristallisationstemperatur, die, wie im vorigen Abschnitt gezeigt worden ist, für die verschiedenen metallischen Stoffe und auch für ein und denselben metallischen Stoff je nach dem Grade der vorangegangenen Verlagerung verschieden hoch liegen kann, so wird eine Rekristallisation nicht erfolgen. Beim Überschreiten der „unteren“ Rekristallisationstemperatur nimmt aber die relative Korngröße nach Maß-

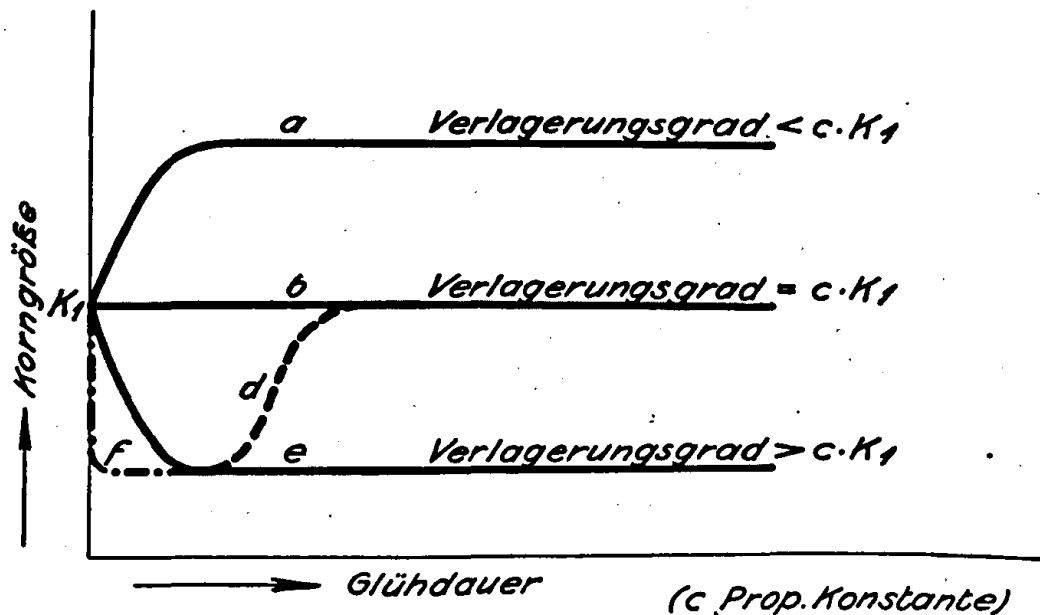


Fig. 23.

Beziehung zwischen der ursprünglichen Korngröße und der Korngröße nach stattgehabter Verlagerung und Rekristallisation bei konstanten Vergleichstemperaturen.

gabe der vorangegangenen Verlagerung rasch ab ($\text{Verlagerungsgrad} > c \cdot K_1$) oder zu ($\text{Verlagerungsgrad} < c \cdot K_1$) und nähert sich einem maximalen Grenzwert etwa so, wie es die Schaulinien a und e andeuten; weitere Vergrößerung des Kornes kann dann nur noch durch Temperatursteigerung herbeigeführt werden, wie dies durch das gestrichelte Kurvenstück d zum Ausdruck gebracht wird. Nur in einem bestimmten Singularfall ($\text{Verlagerungsgrad} = c \cdot K_1$) bleibt die relative Korngröße trotz der völligen Neugruppierung des Gefüges unverändert.

Die Erforschung der Abhängigkeit der Korngröße von der Temperatur und dem Verlagerungsgrad ist in ihren Hauptzügen durchgeführt

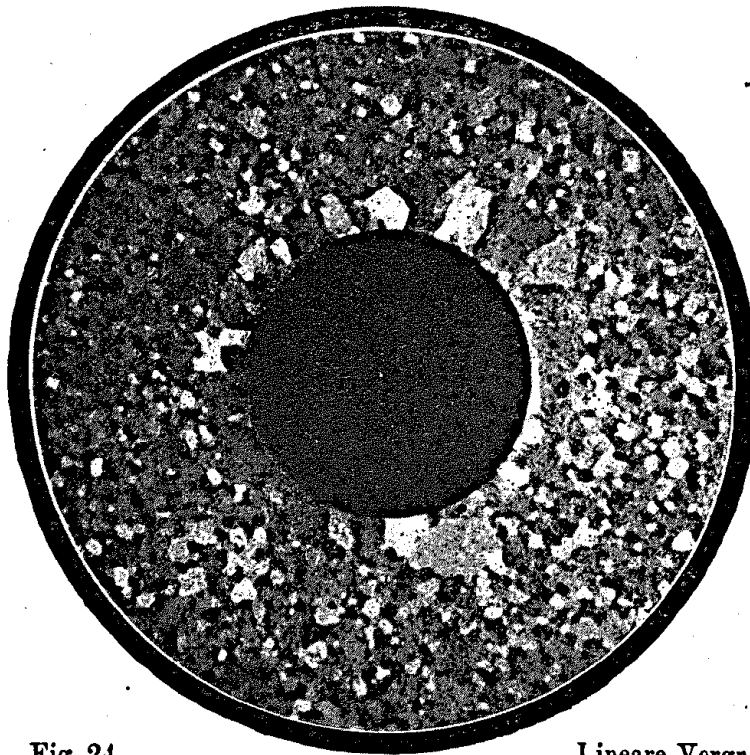


Fig. 24.

Lineare Vergr. 6.

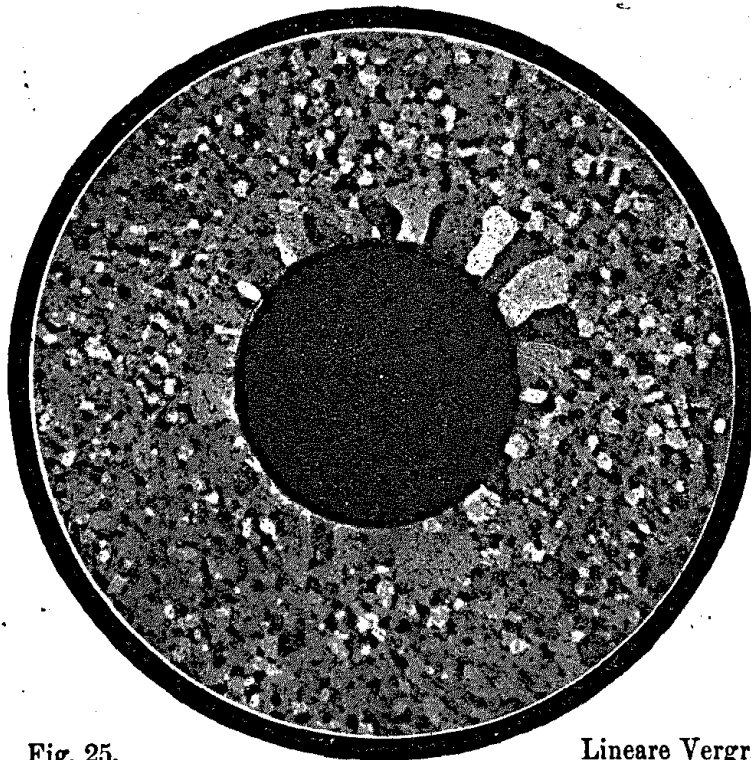


Fig. 25.

Lineare Vergr. 6.

Fig. 24 u. 25. Das in Fig. 22 wiedergegebene Walzblech nach fortgesetzter Rekristallisation bei 220° . Fortschreiten der Nadelbildung von Zonen höherer zu Zonen niedrigerer Spannung. In Fig. 25 ist die Beleuchtung um 90° versetzt. Rekristallisationsdauer 2 Minuten.

und dadurch der Weg zu ihrem weiteren zahlenmäßigen Ausbau angebahnt; aber auch zahlreiche widersprechende Forschungsergebnisse finden durch die Aufdeckung der Beziehungen zwischen dem Körnungsgrad vor und nach der Rekristallisation ihre Erklärung und Begründung.

d) Die Vorgänge bei der Neugruppierung des Gefüges und die lineare Rekristallisationsgeschwindigkeit

Soweit sich die Erscheinungen bis jetzt überblicken lassen, sind die Vorgänge bei der Rekristallisation etwa folgende: Bei den niedrigsten wirksamen Glühtemperaturen gelangen nur die höchst verlagerten Molekelgruppen zur Rekristallisation. Dies führt zur Bildung winziger neuer Kristallkerne in jedem ursprünglichen verlagerten Korn. Die Rekristallisation wird zunächst ähnlich wie die Kristallisation flüssiger Schmelzen ungehemmt fortschreiten können, bis sie dann an irgend welchen schwächer verlagerten Stellen auf nicht mehr überwindbare Richtwiderstände stößt und so ein Ende erreicht. Bei gesteigerter molekularer Beweglichkeit (Temperaturerhöhung) werden auch diese Richtwiderstände von der molekularen Richtkraft überwunden und die ihren Zwangszustand verlassenden Molekel nach Maßgabe des inneren Spannungsverlaufes umgerichtet; dies führt bei identischem Spannungsverlauf zur Angliederung neuer Molekel an die bereits vorhandenen Kristallkerne oder, was seltener der Fall ist, zur Bildung neuer Rekristallisationszentren. Nur so ist es erklärlich, warum die Dispersität des Metalles bei der Rekristallisation sinkt statt steigt. So oft die Glühtemperatur die zuletzt angewandte übersteigt und solange sämtliche innere Reckspannungen nicht zur völligen Auslösung gelangt sind, wiederholen sich die hier geschilderten Ausrichtungsvorgänge in stufenweiser Folge. In welcher Richtung die Rekristallisation fortschreitet, ist einzig und allein abhängig von der Spannungsverteilung im Innern des Reckgutes und zwar ergibt sich dabei die Regel, daß die Rekristallisation von Stellen höchster Spannung zu solchen geringerer fortschreitet. Fig. 21 bis 22 sind zur Bestätigung des Gesagten beigegeben. In Fig. 21 ist ein bei 100° rekristallisiertes Zinnblech von 0,5 mm Dicke wiedergegeben, das nachträglich mit einer Lochung von 7 mm versehen wurde. In Fig. 22, 24 und 25 ist dasselbe Blech nach kurzer Rekristallisation bei 150° und 220° wiedergegeben; die Richtung folgt hier in der Tat dem Kraftlinienverlauf.

(Die Radialanordnung der Kristalle in den Fig. 24 und 25 ist im übrigen auf die gleichen Ursachen zurückzuführen, wie sie bei der

Kristallisation flüssiger Schmelzen auftreten und zwar auf die Wachstumsbenachteiligung der schräg gegen die Richtung des stärksten Wärmeabfalles gerichteten Kristalle gegenüber den senkrecht zur Abkühlungsfläche gerichteten Individuen; nur steht hier die Radialgliederung nicht mit der Wärmeverteilung, sondern mit dem inneren Spannungsverlauf im Zusammenhang. An schwach gezogenen und geglühten Profilen ist diese Erscheinung manchem Technologen bei der Gefügeuntersuchung wohl aufgefallen (Kranzgefüge), obwohl sie in der Literatur noch nicht eingehender beschrieben sein dürfte.)

Nach der bisherigen Wachstumshypothese glaubte man, daß die großen Kristalle auf Kosten der in ihrem Wachstum zurückgebliebenen Nachbarn anwachsen, indem sie letztere nach und nach aufzehren. Eine Reihe mehr oder weniger wahrscheinlicher Annahmen wurden zur Begründung dieser Hypothese herangezogen, ohne den Erscheinungen näher zu kommen. In Wirklichkeit verlaufen die Vorgänge nicht in der vorerwähnten Weise, sondern in dem durch die innere Spannungsverteilung vorgeschriebenen Sinne. Fig. 26 bis 29 veranschaulichen, wie die großen verlagerten Kristalle bei ihrer Rekristallisation die neugebildeten Kristallkerne vergrößern und weiter aufbauen.

Besonderes Interesse bieten die Kristalle A und B (siehe Hilfspause). Der große schwach verlagerte Kristall A ist nach viertelstündigem Erwärmen bei 200° teilweise rekristallisiert (Fig. 27). Ein dreistündiges Erwärmen bei 210° und ebenso ein zwanzigstündiges bei 220° hat noch weitere, wenn auch relativ geringe Schichten des Kristalles an den bereits rekristallisierten Kern angegliedert. Von dem ursprünglichen Kristall ist nur noch wenig übrig geblieben (Fig. 29). Bemerkenswert ist auch, daß die Zackigkeit des neuen Kristalles immer mehr abnimmt; was offenbar auf den Ausgleich von zonalen Spannungen zurückgeführt werden muß. Guertler bezeichnet diesen Vorgang als „Einformen“. Welche Rolle dem Einformungsprozeß zukommt und unter welchen Bedingungen er sich vollzieht, läßt sich vorläufig noch nicht übersehen. Daß bei Gußkristallen, die sich im ungestörten molekularen Lagegleichgewicht befinden, Einformung nicht auftritt, wurde schon anfangs erwähnt. Im Kristall B sehen wir bei der ersten Glühung einen winzigen Kern sich bilden, dem bei den nachfolgenden Glühungen ganze Kristallkomplexe sich angliedern.

Um über die Abmessungen der einzelnen Kristallkörner Anhaltspunkte zu gewinnen, wurde für diese Versuchsreihe ein Schliff von nur 0,3 mm Dicke hergestellt. Das Gefüge der Vorder- und Rückseite des

Schliffes zeigte keine grundsätzlichen Unterschiede. Bei diesen Feststellungen, besonders aber bei der Anfertigung der Hilfspausen für die Korngrenzen wurde von den Reflexwirkungen, die bei Relativverschiebungen zwischen Schliff- und Lichtquelle auftreten, erfolgreich Gebrauch gemacht. Auf diese Weise war es möglich, ähnlich orientierte Kristalle, die bei einer gegebenen Beleuchtung einheitlich erschienen, noch zu differenzieren.

Die Geschwindigkeit, mit der sich das „Ausrichten“ vollzieht, ist ziemlich beträchtlich; so können bei den höheren Wärmegraden ($> 200^\circ$) Rekristallisationsgeschwindigkeiten bis zu 10 mm in der Minute bei der für die in Fig. 22 und 24 angewandten Versuchsanordnung leicht beobachtet werden; bei den niedrigen Wärmegraden sinkt die Rekristallisationsgeschwindigkeit dagegen zu verschwindend geringen Beträgen herab. Einige Beobachtungen machen es wahrscheinlich, daß die Rekristallisationsgeschwindigkeit auch mit dem Grade der Verlagerung wächst.

Den Rekristallisationsvorgängen zufolge hat die umrichtende Kraft offenbar ihren Sitz im verlagerten Korn. Der Begriff „Wachstum“ ist demnach im Sinne einer exakten Ausdrucksweise bei den Rekristallisationsvorgängen besser zu verwerfen und durch „Ausrichten“ oder „Neugruppieren“ zu ersetzen.

Zu ähnlichen Ergebnissen über das „Ausrichten“ gelangte auch O. Lehmann bei der Erforschung der spontanen Homöotropie bei den flüssigen Kristallen. Die Verwandtschaft der bildsamen Metallkristalle mit den flüssigen ist viel enger als die mit den unbildsamen des Mineralreiches; man kann heute sogar sagen, daß die bildsamen Metallkristalle die Brücke zwischen den flüssigen und den völlig unbildsamen Kristallen bilden.

E) Molekulare Lageenergetik und ihre Theorie

Gemäß den bekannten Grundtatsachen der modernen Molekularmechanik werden die kleinsten Teilchen gesetzmäßig verketteter Molekelgruppen durch die Anziehungskraft (Zentralkraft) zusammen gehalten, durch die Richtkraft zu gesetzmäßigen Raumgittergebilden geordnet und durch die Gestaltkraft selbst zu bestimmten geometrischen Gebilden (Molekulargestalt) geformt. Erstere äußert sich als Widerstand gegen Änderung des mittleren Molekular-Abstandes, die folgende als Widerstand gegen Änderung der Richtung der Molekel und die letztere als Widerstand gegen Änderung ihrer Gestalt. Der natürliche Kristall-

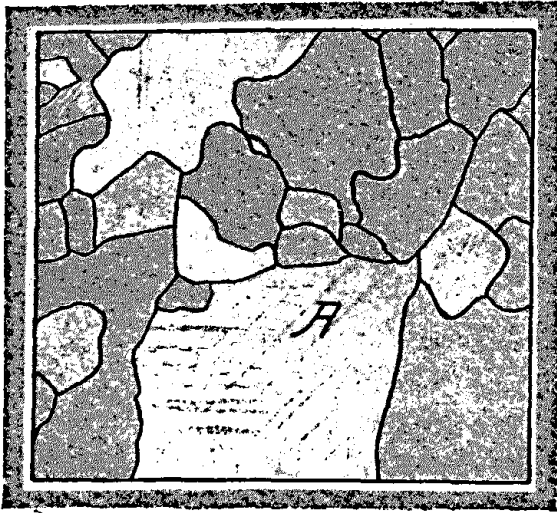


Fig. 26. Lineare Vergr. ca. 4.
Gefüge eines schwach deformierten Schliffes
vor dem Glühen.



Fig. 27. ⁶ Lineare Vergr. 4.
Das in Fig. 23 dargestellte Metallstück nach
viertelstündigem Erwärmen bei 200°. U. a.
ist Kristall B neu entstanden; Korn A ist in
Rekristallisation begriffen.



Fig. 28. Lineare Vergr. 4.
Dasselbe Stück nach 3stündigem Weiter-
erwärmen bei 210°. An den rekristallisierten
Kern haben sich weitere Schichten des Korns A
angegliedert; der winzige Kristall B ist größer
geworden.



Fig. 29. Lineare Vergr. 4.
Dasselbe Stück nach 20stündigem Weiter-
erwärmen bei 220°. An den Kern B haben
sich ganze Kornkomplexe angegliedert.

zustand wird charakterisiert durch ein vollkommenes Gleichgewicht der beteiligten molekularen Kräfte. In Frage kommen also Gleichgewichte:

1. des molekularen Abstandes
2. der molekularen Lage (Orientierung)
3. der molekularen Gestalt.

Durch Beanspruchungen, die gleichzeitig mit einer Gestaltsänderung irgend welcher Art verbunden sind, können Störungen der Gleichgewichtszustände auftreten, jedoch brauchen dabei nicht alle Gleichgewichtszustände eines gegebenen Systems Störungen zu erleiden. So ist beispielsweise der Widerstand gegen Änderung der Molekelrichtung bei isotropen Flüssigkeiten und bei den sog. amorphen Stoffen nicht zahlenmäßig ausdrückbar, vielleicht auch überhaupt nicht vorhanden, bei vielen plastischen Kristallen dagegen schon häufig recht beträchtlich, um schließlich bei den meisten spröden und unbildsamen Kristallen unüberwindbar zu werden, während bleibende Störungen anderer Art nicht in allen Fällen aufzutreten brauchen. Art und Größe der molekularen Verlagerungssphäre sowie das Verhältnis der wirksamen Molekularkräfte zueinander sind bestimmend für das mechanische Verhalten eines gegebenen Stoffes, sowohl in qualitativer als auch in quantitativer Hinsicht.

J. Stark hat in seinen „Prinzipien der Atomdynamik“¹⁾ diese Fragen in einer anregenden und scharfsinnigen Weise auch vom Standpunkte der Strukturtheorie aufgeworfen und in einer späteren Arbeit²⁾ auf die Umbildungsvorgänge bei den plastischen Metallen zu übertragen versucht. Leider hat diese sehr bedeutende Arbeit keinen Bezug auf die erst später bekannt gewordene und hier in ihrer Gesamtheit dargestellte „Verlagerungshypothese“. Hier liegt aber auch anderseits die Grenze, wo sich die Molekularmechanik mit der Strukturtheorie der Atome zu berühren beginnt und somit ihr eigenstes Betrachtungsgebiet verläßt. Es wäre falsch, irgendwelche Schlüsse über die Atomstruktur aus den hier beschriebenen Erscheinungen herleiten zu wollen. Für unsere Zwecke ist dies auch nicht einmal erforderlich, da eine rein mechanische Beschreibung wenigstens die rudimentäreren Annahmen über die Atomstruktur, denen man in der Literatur hier und da begegnet, vollauf ersetzt. Es ist auch für unsere Zwecke gleichgültig, ob wir von materiellen oder energetischen Kraftzentren ausgehen und ob wir die Verlagerungsfähigkeit der kleinsten Gleitteilchen auf Störungen periodischer Atom- oder Elektronenschwingungen zurückführen, oder sie

¹⁾ Leipzig, 1910.

²⁾ Über elektrische und mechanische Schubflächen in Metallen; PhysZ 1912, S. 585.

in dem Begriff des Richtwiderstandes zum Ausdruck bringen; eines kann indes als sicher angesehen werden, es können aus den molekularmechanischen Betrachtungen wohl begründete Rückschlüsse auf die Gestaltsgeometrie der kleinsten Gleitteilchen oder Gleitzentren und auf die Art ihrer Schubbewegungen sowie auf ihre endliche Lage gemacht werden und es kann ferner gefolgert werden, daß die kleinsten Gleitsysteme Atome oder Molekel sein müssen. Letzteres ergibt sich aus rein mechanisch geometrischen Betrachtungen. Es muß daraus weiter gefolgert werden, daß jede plastische Deformation in erster Linie an eine Wanderung der Atomkerne geknüpft ist.

Ob die Bewegungen dieser Teilchen in der Richtung der Kristallachsen oder schief zu den Kristallachsen und in beiden Fällen unter gemeinsamer Drehung erfolgen, ist für unsere Betrachtungen gleichgültig. Wesentlich ist, daß alle diese Gleitungen zur zwangsweisen Gleichlagerung der kleinsten Gleitteilchen und zu einer Verwirrung der regelmäßigen Kristallstruktur führen. Würde durch das Gleiten die Symmetrie der Raumgittergruppierung der kleinsten Gleitteilchen nicht gestört, wie es beispielsweise die Translationshypothese annimmt, so käme den Gleitvorgängen nur eine vermittelnde Rolle zu; ein Gleitteilchen könnte hier das andere, etwa wie beim Warmrecken, substituieren. Eigenschaftsänderungen würden hierbei nur insoweit in Frage kommen, als die Gestalt in der Tat einen Einfluß auf die Eigenschaften der Stoffe ausübt; dieser Einfluß ist jedoch in der Regel nicht zahlenmäßig ausdrückbar. Derartigen Translationen käme demnach an sich nur eine imaginäre Bedeutung zu; denn Gleitungen, die keine Störung in der gesetzmäßigen Anordnung der kleinsten Gleitteilchen eines Systems hervorbringen, müssen in ihrer Wirkung mit dem zwischen den möglichen Translationsebenen eines Systems vor der Gleitung herrschenden Zustand identisch sein. Solche Gleitebenen könnten demnach substantiell weder vermehrt werden, noch irgendwelche Eigenschaftsänderungen hervorrufen.

Auf eine Widerlegung der sehr umfangreichen Literatur sowie vieler zweifelhafter Hypothesen (Translationshypothese, Hypothese der Änderung des spezifischen Gewichtes und der elektrischen Leitfähigkeit durch Kaltrecken infolge Ausbildung von Bruchspalten neben beträchtlicher Festigkeitssteigerung (!), Modifikationshypothese, Hypothese des biologischen Kristallwachstums) kann hier nicht näher eingegangen werden, da sie sich aus den unmittelbaren Ergebnissen elementarer molekular-mechanischer Betrachtungen erklären lassen. Ein gemeinsames Merkmal aller bisherigen Verfestigungs-, Rekristallisationshypothesen usw. ist, daß sie

alle diese Fragen über die innerkristallinen Vorgänge gänzlich unbeantwortet lassen, dagegen konnte die Molekularmechanik diese Aufgaben konsequent, wenigstens prinzipiell im voraus beantworten; sie wandelte grundsätzlich unsere Anschauungen über das Wesen des Kristallzustandes und eröffnete uns weitere Ausblicke in manche bisher noch unverständliche Zusammenhänge zwischen den Eigenschaften und dem Aufbau der gesetzmäßig zusammengefügteten Materie.

Wo hier von Gleichgewichten die Rede war, sind stets das molekulare Lagegleichgewicht, das Gleichgewicht des molekularen Abstandes und das Gleichgewicht der molekularen Gestalt gemeint. Wenn heute einige Forscher von einem Gleichgewicht der Korngröße und der Korngestalt sprechen, so benutzen sie die Begriffe wohl nur in bildlicher Sprache, denn erstens ist die Korngröße von Metallen, die sich im ungestörten natürlichen kristallinen Lagegleichgewicht befinden, von der Temperatur unabhängig, zweitens ist es nicht möglich, den säuligen Aufbau von eben denselben Kristallen durch Glühen zu beseitigen. Hier tritt schon der Widerspruch, der seinen Ursprung der falschen Interpretation der innerkristallinen Vorgänge verdankt, voll in Erscheinung. Das Bestreben der Metalle, bei der Rekristallisation Kristallkörner zu bilden, die keine bevorzugte Wachstumsrichtung haben, muß notwendig darauf zurückgeführt werden, daß die Rekristallisation von Zentren ausgeht, die sich in ihrer weiteren Ausbildung gegenseitig an irgend welchen Stellen beeinflussen und hemmen, und auf die geringen Unterschiede der Rekristallisationsgeschwindigkeit in den verschiedenen Achsenrichtungen der Kristalle. Wie Fig. 24 und 25 veranschaulichen, ist dies übrigens nicht immer die Regel. Durch Beeinflussung des Rekristallisationsverlaufes kann man sogar langgestreckte Kristallindividuen bei der Rekristallisation erzielen. So zeigt das rekristallisierte Korn in Fig. 24 und 25 trotz der gegenseitigen Forderung der auf der Oberflächenspannung begründeten Theorie des „Schrumpfens“ neben radialer Anordnung auch säuligen Aufbau. Gemäß dem auf S. 36 ausgesprochenen Satz ist das Verhalten leicht verständlich, da ja die Rekristallisation stets von Stellen höherer Spannung (Richtkraft) zu solchen geringerer Spannung verläuft.

Das Gleichgewicht der molekularen Lage ist bei den meisten bildsamen Metallkristallen von vorherrschender Bedeutung. Es ist beispielsweise ausschlaggebend für ihre Verfestigungsfähigkeit und für die Änderungsfähigkeit der meisten übrigen Eigenschaften. Die Richtenergie E_v der verlagerten kleinsten Teilchen entspricht der zur Ablenkung oder

Verlagerung dieser Teilchen erforderlichen mechanischen Energie. Ist E_0 die gesamte, von außen zugeführte mechanische Energie und E_t derjenige Anteil, der in Wärme umgesetzt wird, ferner E_g derjenige, der zur Änderung der Molekelgestalt (Elastizität) benötigt wird, so ist:

$$E_v = E_0 - (E_t + E_g + \dots).$$

In dieser kurzen Ausdrucksweise dürften die Verfestigungsvorgänge in den Hauptzügen enthalten sein. Ihre quantitative Erforschung steht noch aus. Wenn die Hypothesen auch bis zu diesem Ausbau noch als unzureichend betrachtet werden müssen, so berechtigen die hier gegebenen Hinweise zu der Hoffnung, daß die wichtigsten diesen Annahmen zugrunde liegenden Vorstellungen von den tatsächlichen Vorgängen nicht sehr abweichen.

Begleitwort

Über das mechanische Verhalten metallischer Stoffe beim Kaltrecken ist bislang eine abgeschlossene Darstellung nicht niedergelegt worden. Die Ursachen hierfür liegen neben dem spärlichen, natürlichen Vorkommen der Metallkristalle zum großen Teil auch an ihrer Undurchsichtigkeit, die zur Schaffung besonderer Arbeitsmethoden und eigener technischer Hilfseinrichtungen Anlaß gaben. Der Hauptgrund aber, der auch zugleich die Verworrenheit der Anschauungen über die Umformungsvorgänge beim Kaltrecken erklärt, ist, daß die Metallkristalle entgegen ihrer früheren mutmaßlichen Simplizität die nicht metallischen Kristalle in ihrem physikalischen Verhalten an Mannigfaltigkeit der Erscheinungen weit übertreffen. Gerade ihre alltäglichsten Vertreter, von denen man mit ihren Namen lange genug zu wissen glaubte, erweisen sich als äußerst anregend und fruchtbar für die metallographische Forschung. Wir begegnen hier einer Fülle von Erscheinungen, die noch jahrzehntelang den Physiker, den Kristallographen und den Technologen beschäftigen werden, und die berufen erscheinen eine epochale Weiterentwicklung der Molekularphysik in die Wege zu leiten. Das durch O. Lehmann seit fast 30 Jahren heiß verteidigte Gebiet der Kristallzustände und ihrer energetischen Beziehungen erweist sich als dominierend in der Natur; es betrifft nicht, wie viele ernste Forscher noch heute glauben, „nur einige Dutzend“ von Stoffen untergeordneter Bedeutung, sondern erstreckt sich auch auf die technologisch wichtigsten Metalle.
