

## 6. Änderung des Gefüges durch Kaltrecken und darauffolgendes Glühen<sup>1)</sup>.

### a) Allgemeines über bleibende Formveränderung von Kristallen.

264. Die Metalle und Legierungen sind aus einem Haufwerk von Kristallkörnern (Kristalle eines und desselben Stoffes oder verschiedener Stoffe) aufgebaut. Es fragt sich nun, wie sich solche Haufwerke bei Formänderung unter dem Einfluß äußerer Kräfte verhalten. Solange diese Formänderungen elastischer Art sind, wird auch die Formänderung der einzelnen das Haufwerk bildenden Kristalle elastischer Art sein müssen. Nach Aufhören der äußeren Kräfte werden das Haufwerk und die einzelnen dasselbe bildenden Kristalle bestrebt sein, wieder ihre ursprüngliche Gestalt und Lage anzunehmen.

Werden die Metalle und Legierungen bleibenden Formveränderungen bei gewöhnlichen Wärmegraden (Kaltrecken) unterworfen, so erstrecken sich diese auch auf die einzelnen Kristallkörner. Es ist sonach wichtig, die Gesetze der bleibenden Formveränderung von Kristallen kennen zu lernen, soweit sie bis jetzt erforscht worden sind.

Zwischen den sogenannten spröden kristallisierten Körpern, wie Kalkspat, Steinsalz, und den plastischen Kristallen des Goldes, Kupfers usw. scheint ein grundsätzlicher Unterschied kaum vorhanden zu sein. Man kann z. B. einen Kochsalzkristall, wenn er von vier Seiten vollständig umschlossen ist, durch hohen Druck in eine Art Fließen versetzen, ohne daß der Zusammenhang aufgegeben wird. Freilich erhält man dann keinen einheitlichen Kristall mehr, sondern ein innig zusammenhängendes Haufwerk kleinerer Kristallteilchen. In Gesteinschichten findet man vielfach Kristalle von Mineralien, z. B. Zyanit (Mügge, *L*<sub>3</sub>24), eingebettet, die deutliche Krümmung aufweisen, ohne daß dabei Zerbrechen des Kristalls eingetreten wäre. Aber auch, wenn der allseitige Druck, unter dem die eben beschriebenen Formänderungen vor sich gehen, wegfällt, kann man an den als spröde bekannten Kristallen immerhin noch überraschende Formänderungen bewerkstelligen, ohne daß der Zusammenhang aufgegeben wird, ja ohne daß Spuren von Trennungsf lächen erkennbar sind. Drückt man (nach Reusch, *L*<sub>3</sub>25 und Baumhauer) gegen die Ecken *EC* eines Kalkspat-Spaltungsrhomboeders, Abb. 212, oder preßt man in die durch einen Pfeil bezeichnete Kante senkrecht zur Kante eine Messerschneide ein, so geht eine Formveränderung vor sich, die Abb. 213 wiedergibt. Die Abbildung ist von einem mir freundlichst von dem verstorbenen Prof. Müller (Charlottenburg) überlassenen Schaustück entnommen. Man legt sich den Vorgang am einfachsten in folgender Weise zurecht: Durch das Rhomboeder, Abb. 212, wird eine Schnittebene durch die Punkte *ACGE* gelegt. Die Schnittfläche ist in Abb. 214 durch die Fläche *ACGE* dargestellt. Man denke sich

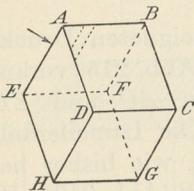
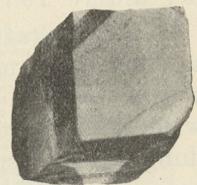


Abb. 212.

diese Fläche durch die Linien *JL* und *KM* in drei Teile *AJLE* = III, *JKML* = II, und *KCGM* = I zerlegt. Anstatt durch den starren Flächenteil II soll jetzt die Verbindung zwischen I und III so bewirkt werden, daß die einzelnen Punkte der Linie *MK*, also z. B. die Punkte *M*, *O*, *K* . . . mit den entsprechenden Punkten der Linie *LJ*, also *L*, *P*, *J* . . . durch je einen starren Draht

Abb. 213.  
Nat. Größe.

diese Fläche durch die Linien *JL* und *KM* in drei Teile *AJLE* = III, *JKML* = II, und *KCGM* = I zerlegt. Anstatt durch den starren Flächenteil II soll jetzt die Verbindung zwischen I und III so bewirkt werden, daß die einzelnen Punkte der Linie *MK*, also z. B. die Punkte *M*, *O*, *K* . . . mit den entsprechenden Punkten der Linie *LJ*, also *L*, *P*, *J* . . . durch je einen starren Draht

<sup>1)</sup> Darstellung nach E. Heyn, *L*<sub>3</sub> 23.

verbunden sind, wobei die Befestigung der Drähte mit den Teilen I und II in den Punkten  $M, O, K \dots, L, P, J \dots$  gelenkartig sein soll. Übt man nun in der Richtung der Pfeile bei  $E$  und  $C$  einen Druck aus, so geht die Fläche  $AJKCGMLE$  über in die Fläche  $A'J'KCGML'E'$ . Statt der Drähte  $ML, OP, KJ \dots$  hat man sich nun im Kalkspatrhomboider Molekülreihen vorzustellen, deren gegenseitige Verkettung eine ebensolche Beweglichkeit zulassen muß wie das durch die Gelenkdrähte verbundene System I und II. Infolge des Druckes bei  $E$  und  $C$  wird die Molekülreihe  $ML$  um  $M$  gedreht und gelangt nach einer Drehung um den Winkel  $\alpha$  in die Lage  $ML'$ . Die Molekülreihen  $OP$  und  $KJ$  gelangen nach Drehung um den gleichen Winkel  $\alpha$  in die entsprechenden Lagen  $OP'$  und  $KJ'$ . Winkel  $\alpha$  ist hierbei kein beliebiger, sondern, wie kristallographische Messungen zeigen, durch die Beziehung Winkel  $AEM =$  Winkel  $L'MK$  bestimmt, so daß die Lamelle  $L'J'KM$  nach der Deformation dem Rhomboid  $\varepsilon\alpha\gamma\delta$

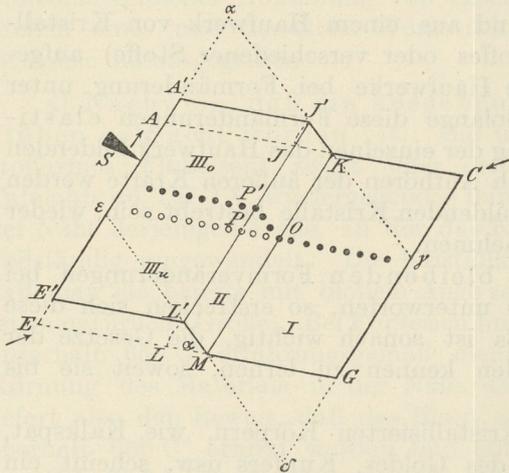


Abb. 214.

angehört, das sich nach mineralogischer Bezeichnungsweise zu dem Rhomboid  $EAAC$  in Zwillingstellung befindet. Die Formänderung des Kalkspates ist somit durch einen Übergang der Lamelle  $LJKM$  in die Zwillingstellung  $L'J'KM$  ermöglicht worden; diese Art der Formänderung soll als Formänderung unter Zwillingbildung bezeichnet werden. Bei der Drehung der Molekülreihe  $ML$  usw. tritt diese aus ihrer ursprünglichen stabilen Gleichgewichtslage  $ML$  heraus und durchwandert labile Gleichgewichtstellungen, um dann in ein neues stabiles Gleichgewicht in der Stellung  $ML'$  zu gelangen.

Gleiches wird erreicht, wenigstens für den oberen Teil  $III_o$ , wenn mit einer Messerschneide  $S$  senkrecht zur Kante  $AE$  gedrückt wird. Durch die Keilwirkung der Schneide wird sowohl in der Richtung  $SA$  wie in der Richtung  $SE$  ein Druck ausgeübt. Wegen der geringeren zu verschiebenden Masse in der Richtung  $SA$  wird der obere Teil  $III_o$  aus Lage  $AJKC$  in die Lage  $A'J'KC$  gebracht, während der untere Teil  $III_u$  in seiner Lage verharret.

**265.** Statt einer einzigen Zwillinglamelle können unter geeigneten Druckverhältnissen natürlich auch mehrere Lamellen entstehen, wie Abb. 215 veranschaulicht, so daß statt der ursprünglichen Rhomboederflächen  $AC$  und  $EG$  wiederholt abgestufte neue Flächen  $A'C'$  und  $E'G'$  entstehen. Die Lamellenbildung im Kalkspat erfolgt nun nicht allein parallel der Kante  $EA$ , wie bisher besprochen, sondern auch noch parallel den beiden Kanten  $AD$  und  $AB$  (Abb. 212). Es leuchtet ein, daß durch diese Art der Deformation der Kristall sehr gut in den Stand gesetzt ist, sich der Form des ihm während der Formänderung verfügbaren Raumes innig anzuschmiegen. Die Lamellen können zu dünnen Streifen zusammenschrumpfen wie bei 1, 2, 3 in Abb. 215. Die Formänderung wird dann durch diese „Zwillingstreifung“ kenntlich.

Die Formänderung des Kalkspatkristalles unter einfacher oder wiederholter Zwillingbildung ist an der Oberfläche des Kristalles durch Abstufung der Flächen oder Streifung gekennzeichnet, sie muß aber auch wegen der stattgehabten Drehung der Moleküle sowohl optisch als auch mit Hilfe der Ätzfiguren im Schliiff bemerklich sein. Innerhalb der Zwillinglamelle muß das Ätzgefüge ein anderes sein als

außerhalb derselben. Wenn in den Teilen I und III, s. Abb. 214, die Ätzfiguren eine bestimmte Lage zu  $OP$  einnehmen, müssen sie in II nach der Deformation die gleiche Lage in bezug auf  $OP'$  zeigen. Sind die Lamellen sehr dünn, so erscheinen auf dem geätzten Schliiff „Ätzfurchen“, gebildet durch zusammenhängende Reihen der Ätzfiguren, deren Lage eine andere ist als diejenige der Ätzfiguren in der Umgebung. Solche Ätzfurchen habe ich an Spaltungsstücken eines verbrannten Eisens deutlich ausgeprägt gefunden (E. Heyn, *L<sub>3</sub> 13*, Fig. 5, Tafel III). Die Furchen gehen teils diagonal zu den Würfel­flächen, teils bilden sie mit der Diagonale einen Winkel. Sie sind jedenfalls identisch mit den Neumannschen Linien, die von Neumann 1850 in würflichem Meteoreisen entdeckt wurden (vgl. Emil Cohen, *L<sub>3</sub> 26*, und Osmond und Cartaud, *L<sub>3</sub> 14*). Mügge (*L<sub>3</sub> 27*) hat durch Druck auf ähnlichen Spaltungsstücken von Eisen derartige Zwillinglamellen künstlich hervorgebracht und mittels kristallographischer Messungen genau verfolgt. Nach seinen Untersuchungen kann es als erwiesen gelten, daß die Formänderung unter Zwillingbildung in den Ferritkörnern des Eisens eintreten kann. Eine Erscheinung, wie sie sich auf geätzten Längsschiffen zerrissener Eisenstäbe häufig beobachten läßt und in Tafelabb. 49, Taf. X, in 1650facher Vergrößerung abgebildet ist, dürfte wohl auch auf Formveränderung des Eisenkornes unter Zwillingbildung zurückzuführen sein. Schräg durch das Korn  $a$  setzt sich von links oben nach rechts unten ein gestreiftes Band  $a'$  mit unvollkommen ausgebildeten Ätzfiguren. Sie sind anders gelagert als die quadratischen Ätzfiguren außerhalb des Bandes bei  $a$ . Die Streifung in dem Bande liegt nahezu parallel zur Diagonale dieser quadratischen Ätzfiguren, was mit den Beobachtungen Mügges bezüglich der Lage der Zwillingstreifung an Eisen ungefähr übereinstimmen würde. Auch in Stauchproben von Flußeisen finden sich unzählige Schlieren von der Art der in Tafelabb. 50, Taf. X, ( $V=900$ ) mit  $s$  bezeichneten. Sie dürften ebenfalls in das gleiche Gebiet zu rechnen und als Folge von Formänderung der Eisenkristalle unter Bildung von Zwillinglamellen zu betrachten sein.

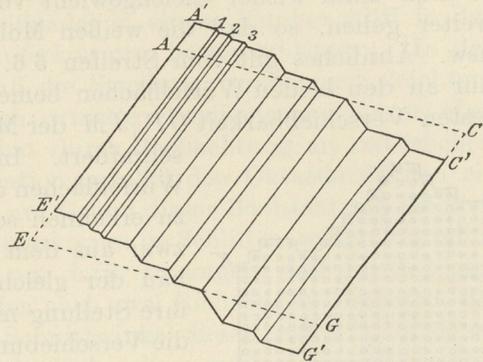


Abb. 215.

266. Bei der Formänderung

durch Zwillingbildung muß man zum Zwecke der Erklärung des Vorganges eine Drehung der Moleküle zu Hilfe nehmen. Es lassen sich aber auch noch andere Formveränderungen kristallisierter Körper ohne Drehung denken, und es sind solche auch tatsächlich von Mügge (*L<sub>3</sub> 28, 24, 27*) beobachtet worden. Wir denken uns z. B. durch einen Würfel, Abb. 216, parallel einer Würfel­fläche  $ABCD$  einen

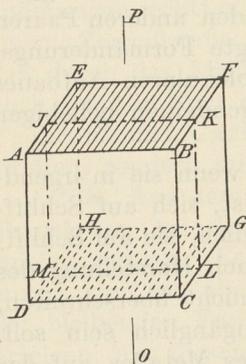


Abb. 216.

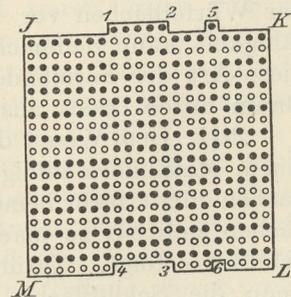


Abb. 217.

Schnitt  $JKLM$  gelegt. In dem so erhaltenen Quadrat, s. Abb. 217, denken wir uns parallel der senkrechten Quadratseite  $JM$  eine leichtere Verschiebbarkeit der Moleküle als in anderen Richtungen. Einzelne Molekültreihen sind in Abb. 217 schematisch durch schwarze und helle Kreisflächen dargestellt. Längs  $JK$  hat

ursprünglich im Quadrat eine schwarze wagerechte Reihe von Molekülen, unmittelbar darunter eine weiße Reihe gelegen usw. Es ist möglich, einen Streifen 1 2 3 4 um ein Vielfaches des gegenseitigen Abstandes zweier Molekülreihen zu verschieben, so daß jetzt weiße Moleküle in die nächste Reihe der schwarzen Moleküle gelangen; es muß dann wieder Gleichgewicht vorhanden sein. Die Verschiebung kann noch weiter gehen, so daß die weißen Moleküle wieder in eine weiße Reihe gelangen usw. Ähnliches gilt vom Streifen 5 6. Die Verschiebung der Streifen macht sich nur an den beiden Würfelflächen bemerkbar, die senkrecht zur Richtung der leichtesten Verschiebbarkeit  $OP \parallel JM$  der Moleküle liegen. Die Flächen sind in Abb. 216 schraffiert. Im Innern dagegen sowie auf den übrigen Würfelflächen darf am Kristall keine Spur der Verschiebung zu erkennen sein, weder optisch noch am Ätzgefüge, und zwar aus dem einfachen Grunde, weil der molekulare Aufbau der gleiche geblieben ist und nur einzelne Moleküle ihre Stellung mit anderen Molekülen vertauscht haben. Ist die Verschiebung der Lamelle sehr gering, so macht sie sich auf den beiden Würfelflächen, die senkrecht zur Verschiebungsrichtung liegen, nur durch zwei Streifen bemerkbar; bei sehr geringer Dicke der Lamelle können die beiden Streifen zu einem einzigen zusammenschrumpfen. Bewegen sich nun infolge äußerer Beanspruchung statt eines Streifens mehrere in der besprochenen Weise, so kann das Quadrat alle möglichen Formen annehmen, wie Abb. 218 zeigt, und

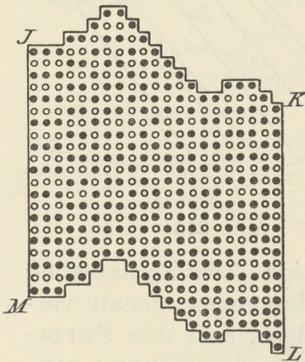


Abb. 218.

doch ist die Formänderung wiederum nur an den beiden zur Verschiebungsrichtung senkrechten, in Abb. 216 schraffierten Würfelflächen bemerkbar, die in beliebige durch Abstufung gebildete Flächen  $JK$  und  $ML$  umgewandelt werden können. Vielfach ist die Abstufung so fein, daß sie nur in Form von äußerst zarter, durch die Schraffur in Abb. 216 angedeuteter Streifung bemerkbar ist. Im Innern des Kristalles aber sowie auf seinen übrigen Begrenzungsflächen kann weder unter Zuhilfenahme optischer Hilfsmittel noch der Ätzfiguren etwas von der Formänderung bemerkt werden. Mügge hat diese Art der Formänderung mit dem Namen Translation belegt, die Streifung führt daher die Bezeichnung Translationsstreifung.

Wenn in einem Würfel die Translation einmal parallel zu einem Paar Würfelflächen erfolgen kann, so ist es wegen der kristallographischen Gleichwertigkeit der Würfelflächen wahrscheinlich, daß sie auch parallel den beiden anderen Paaren der Würfelflächen vor sich gehen kann. Die dadurch bedingte Formänderungsfähigkeit kann demnach einen Kristall, der infolge seines molekularen Aufbaues diese Art der Formänderung zuläßt, in den Stand setzen, irgendeinen beliebigen Raum unter Druck auszufüllen.

**267.** Dem Wesen der Translation entsprechend, kann sie, wenn sie in irgendeinem Metallkorn infolge äußerer Beanspruchung eingetreten ist, sich auf Schliefflächen nicht mehr bemerkbar machen. Wohl aber ist es möglich, sie auf Schliefflächen sichtbar zu machen, wenn die Formänderung erst nach Herstellung des Schliffes erfolgt. Natürlich darf sie dabei ein gewisses Maß nicht überschreiten, wenn die Schlieffläche noch mikroskopischer Beobachtung zugänglich sein soll. Es kann dann die Translationsstreifung in den Körnern des Metalles auf der Schlieffläche sichtbar gemacht werden, ein Verfahren, das zuerst von Ewing und Rosenhain ( $L_3$  29) angewendet worden ist, um die Grenzen der einzelnen Körner gegeneinander festzustellen. Ähnlich wie die Art der Ätzfiguren, so wechselt auch die Richtung der Translationsstreifen von Korn zu Korn. Besonders leicht gelingt es, diese Streifung in Kupferschliffen hervorzubringen, indem man den Schliff

parallel zur Schlißfläche in einem Schraubstock mäßig drückt. Tafelabb. 51, Taf. X, zeigt eine solche Translationsstreifung in 365facher Vergrößerung. Die Streifung setzt hierbei über 2 im Korn  $a$  eingelagerte Zwillinglamellen  $a'$  und  $a''$  hinweg. (Um Mißverständnis zu vermeiden, bemerke ich, daß diese Zwillinglamellen mit der Formänderung nichts zu tun haben, sie waren vor ihr bereits vorhanden). Es gelingt schon durch Einritzen mit einer Reißnadel in einem Kupferschliff in der Nähe des Ritzes die Streifung in den Kupferkörnern hervorzubringen. In der Art der Erscheinung liegt es begründet, daß die Streifung bereits nach leichtem Anätzen verschwindet; man kann sie durch erneute Formänderung dann aber beliebig oft wieder hervorbringen. Mügge hat durch Beobachtung an natürlichen Kupferkristallen festgestellt, daß die Translation parallel den Oktaederflächen erfolgt. Ich möchte darauf hinweisen, daß es auf Grund dieser Beobachtung möglich ist, genau die Lage der Schnittfläche eines Kupferkornes im Schliff zu seinen kristallographischen Achsen zu ermitteln. Man hat nur dafür zu sorgen, daß durch geeigneten Druck auf dem Korn Translationsstreifen nach zwei Richtungen auftreten, die dann Oktaederflächen parallel sind; aus dem Schnittwinkel dieser beiden Richtungen läßt sich die Lage des Schnittes zu den Oktaederflächen bzw. zu dem kristallographischen Achsenkreuz berechnen. Man hat also ein Mittel in der Hand, sich kristallographisch in einem Kupferkorn der Schlißfläche genau zu orientieren, so daß, wenn dieses Verfahren weiter ausgebaut wird, die metallographischen Untersuchungsmethoden den petrographischen wohl kaum mehr an Schärfe nachstehen dürften.

Ob beim Eisen ebenso wie beim Kupfer eine Formveränderung der Körner durch Translation möglich ist, geht aus Mügges Untersuchungen nicht zweifellos hervor. Seine Beobachtungen haben sich nur auf Spaltungsstücke offenbar verbrannten Eisens erstreckt, das sich ja in seinem physikalischen Verhalten, namentlich in seiner Formänderungsfähigkeit, vom normalen Eisen unterscheiden kann. Nach Ewings und Rosenhains Beobachtungen scheint aber doch eine Translation in den Eisenkörnern einzutreten, da sie eine der Translationsstreifung ähnliche Erscheinung auch auf Eisenschliffen hervorrufen konnten. Tafelabb. 52, Taf. XI, zeigt diese Streifung in 900facher Vergrößerung an einem Längsschliff eines ausgeglühten weichen Flußeisendrahtes. Die Streifen sind ähnlich wie in den Abbildungen Ewings und Rosenhains merkwürdig verbogen, was ich mir dadurch erkläre, daß die Translation in den Eisenkörnern erst bei verhältnismäßig hohen Beanspruchungen eintritt und ihr eine anders geartete Formänderung vorausgeht. Dem entspricht, daß nach meinen Versuchen die Schriffe ganz bedeutende Formänderungen erlitten hatten, bevor die Streifung merkbar wurde, und daß auf einem Zerreißstabe Fließfiguren (I, 107) bereits entwickelt waren, ohne daß in den durch das Fließen auf der polierten Oberfläche sichtbar gewordenen Körnern auch nur die Spur einer Streifung zu entdecken gewesen wäre. Nach Osmond, Frémont und Cartaud ( $L_3$  30) sind diese Streifen überhaupt keine Translationsstreifen, sondern mikroskopische Fließfiguren (Lüders Linien) I, 107.

268. Aus dem Gesagten geht hervor, daß sowohl Zwillingbildung als auch Translation bei der Formveränderung der Metalle und Legierungen eine Rolle spielen werden. Es bleibe dahingestellt, ob sie nebeneinander oder einzeln auftreten. Ich bin aber weit davon entfernt, anzunehmen, daß sämtliche Vorgänge der bleibenden Formänderung der Metalle, soweit sie ohne Teilung der Körner erfolgen, mit diesen beiden Vorgängen zu erklären sind. Ich habe früher schon ( $L_3$  23) darauf hingewiesen, daß auch gewöhnliche Biegungen in den Kristallkörnern deformierter Metallmassen auftreten müssen, und habe dies seinerzeit durch Tafelabbildungen belegt. Später zeigten auch Osmond, Frémont und Cartaud ( $L_3$  30) bei Versuchen an größeren einheitlichen Spaltungsstücken des Eisens, daß Fältelungen auftreten.

**269.** Bei Formänderungen, die zur vollkommenen oder teilweisen Trennung führen, kommt noch die Spaltung parallel bestimmten Kristallflächen in Frage, wie z. B. beim Steinsalz parallel den Würfelflächen. Auch im Eisen ist Spaltbarkeit beobachtbar, wie Tafelabb. 53, Taf. XI, in etwa doppelter Größe zeigt. Sie entspricht einem gespaltenen Stück Eisen, das nach dem Goldschmidtschen Thermitverfahren unter bestimmten Bedingungen hergestellt ist. Das Stück wurde auf *s* eingesehnt und dann gebrochen. Die Spaltflächen auf dem Bruch erinnern fast an Beiglanz. Nach Stead (*L<sub>3</sub> 12*) ist die Spaltbarkeit parallel den Würfelflächen der Kristalle. Derselbe Forscher hat auch festgestellt, daß in Eisensorten, die vorwiegend aus Eisenkörnern bestehen, der Bruch in der Regel nicht den Korngrenzen folgt, sondern in Form von Spaltflächen die Eisenkörner durchsetzt. Das gilt natürlich nur dann, wenn nicht etwa durch Schaumwände von der Erstarrung herrührende Flächen geringsten Widerstandes erzeugt sind, die den Bruch begünstigen, namentlich wenn in den Schaumwänden fremde Stoffe eingelagert sind, wie Gase, oxydische oder sulfidische Verbindungen usw. Ein solcher Fall liegt bei dem in Tafelabb. 33, Taf. VI, dargestellten kohlenstoffarmen Flußeisenblöckchen vor.

Bekannt ist auch die Spaltbarkeit bei Zink, Antimon, Wismut usw.

### b) Allgemeines über bleibende Formveränderungen in amorphen Stoffen und in Haufwerken von Kristallkörnern.

**270.** Wie früher gezeigt (*I, 107*), erhält man beim Zerreißen von Metallstäben vielfach die sogenannten Fließfiguren oder Lüdersschen Linien. Abb. 219

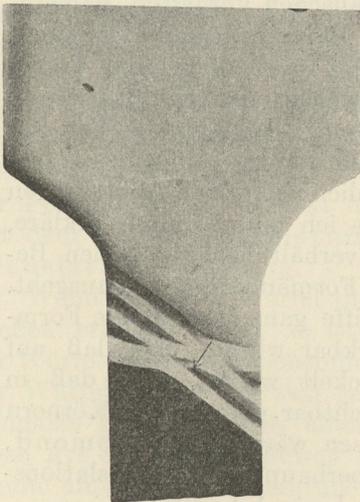


Abb. 219.

zeigt z. B. einen Teil eines Zerreißstabes von Flußeisen in etwa natürlicher Größe, der vor dem Zerreißen auf einer Seite poliert war. Er wurde einer allmählich gesteigerten Zugbeanspruchung ausgesetzt, bis eben die ersten Fließfiguren auftraten, worauf Entlastung erfolgte. Die Figuren zeigen den bekannten Verlauf: Parallele, zur Stabachse geneigte Streifen, die von anderen Streifen durchsetzt werden, die mit der Stabachse einen kleineren Winkel einschließen. Die Streifen zeigten die Form von flach verlaufenden Rinnen. Tafelabb. 54, Taf. XI, gibt die in Abb. 219 durch einen Pfeil angedeutete Stelle in 29facher Vergrößerung wieder und läßt erkennen, daß außerhalb der Fließfiguren (z. B. bei *p*) die ursprünglich glatt polierte Fläche noch unversehrt erhalten ist, daß aber innerhalb der Streifen die Oberfläche knittrig wurde. Dies wird dadurch bewirkt, daß die einzelnen Kristallkörner des Eisens sich mehr oder weniger aus der Oberfläche des Schliffs herausgedreht haben.

Die Fließfiguren sind jedenfalls dadurch verursacht, daß (Martens und Kirsch) die Spannungen nicht gleichmäßig über die ganze Länge des Stabes verteilt sind, sondern daß periodisch stärkere oder schwächere Spannungen abwechseln. Infolgedessen sind an den Stellen stärkerer Spannung bereits bleibende Formveränderungen aufgetreten, während an den dazwischenliegenden Stellen die Spannungen noch nicht den Grad erreicht haben, um Fließen herbeizuführen. Die Fließfiguren treten nicht nur bei Zerreißversuchen, sondern ganz allgemein in allen Fällen ein, bei denen Beanspruchung oberhalb der Streckgrenze stattfindet. Sie sind auch nicht auf Metalle und Legierungen beschränkt, die ein

Haufwerk von Kristallkörnern eines oder mehrerer Gefügebestandteile bilden, sondern ähnliche Erscheinungen sind auch beobachtbar bei amorphen Stoffen (z. B. Leim, Osmond, Frémont und Cartaud, *L*<sub>3</sub> 30). Sie entsprechen allgemeinen Gesetzen der Spannungsverteilung in zum Fließen gebrachten Stoffen unabhängig davon, ob sie amorph sind oder ein Aggregat von Kristallen bilden. Sie treten auch in einheitlichen Kristallen auf (mikroskopisch kleine Lüderssche Linien nach Osmond).

Übt man auf ein Metall oder eine Legierung, die als Haufwerk kleiner Kristalle aufzufassen sind, Kräfte aus, die zur bleibenden Formveränderung führen, so haben wir zu unterscheiden zwischen

- a) Formveränderungen infolge der allgemeinen Gesetze der Spannungsverteilung, die Fließfiguren, Fältelungen oder ähnliche Erscheinungen bewirken, und welche die Metalle und Legierungen mit den amorphen Stoffen gemein haben (banale Deformationen nach Osmond),
- b) Formveränderungen innerhalb der Kristallkörner, die kristallographisch bestimmten Richtungen folgen, wie Deformation unter Zwillungsbildung, Translation und Spaltung (Kristalldeformationen).

### c) Beispiele von bleibender Formveränderung in Metallen. Kaltrecken. Glühen nach dem Kaltrecken<sup>1)</sup>.

**271.** Unter Kaltrecken wollen wir bleibende Formveränderungen von Metallen und Legierungen verstehen, die durch Einwirkung von Kräften in der Nähe der atmosphärischen Temperatur herbeigeführt werden, ohne daß der Zusammenhang des Metalls stellenweise zerstört wird. Welcher Art diese Kräfte sind, ob Zug, Druck, Biegung, Verdrehung usw., ist gleichgültig. Gewöhnlich bezeichnet man diese Art der Formveränderung als Kaltbearbeitung. Ich will diesen Ausdruck nicht gebrauchen, weil er zweideutig ist und gelegentlich zu Verwechslung mit der Bearbeitung der Metalle mittels schneidender Werkzeuge (Drehen, Bohren usw.) Anlaß geben kann. Damit soll nicht etwa gesagt sein, daß bei dieser Bearbeitung mit schneidenden Werkzeugen nicht etwa Kaltrecken nebenher gehen kann.

Es ist zu erwarten, daß sich die Wirkung des Kaltreckens in Veränderungen des Kleingefüges widerspiegelt, daß es namentlich auf die Gestalt der Körner, auf ihre Größe und gegenseitige Anordnung Einfluß ausüben wird, wenn nicht die Beweglichkeit der kleinsten Teilchen der Masse des Metalls bei gewöhnlichen Wärmegraden bereits so groß ist, daß die zeitweise gereckten Körner sich zu neuen Kristallkörnern anordnen können, die die Spuren der Formänderung nicht mehr zeigen.

Wir wollen zunächst das Kaltrecken von Eisen und Kupfer betrachten, wo dauernde Veränderung des Kleingefüges eintritt, und später auf Fälle übergehen, wo, wie beim Zinn, die Spuren des Kaltreckens im Gefüge zum Teil wenigstens wieder verschwinden.

**272.** Bereits öfter ist es versucht worden, Näheres über die inneren Vorgänge, über die Verteilung der Spannungen usw. beim Kaltrecken von Metallen zu ermitteln. Man hat sich nach dem Verfahren von Tresca und Kick Probekörper aus verschiedenen gefärbten Tonschichten hergestellt und diese der Formveränderung unterworfen. Durch Analogieschlüsse hat man die Beobachtungsergebnisse auch auf die plastischen Metalle übertragen. In vielen Fällen, besonders bei gewalztem Flußeisen, aber auch bei Kupfer, ist dieser Umweg zur Lösung der Frage ent-

<sup>1)</sup> Darstellung nach E. Heyn (*L*<sub>3</sub> 23).

behrlich. In geätzten Längsschliffen gewalzten Flußeisens erkennt vielfach bereits das unbewaffnete Auge eine feine parallele Streifung in der Streckrichtung, wie in Abb. 220. Die Änderung in der Anordnung dieser Streifung auf einem nach dem Kaltrecken durch den Probekörper gelegten und geätzten Schliff gibt ein unmittelbares Bild der im Inneren stattgehabten Vorgänge an verschiedenen Stellen des Probekörpers. Auf die Ursache dieser Streifung wird später näher eingegangen werden. Sie beruht auf Seigerung. Dünne phosphorreichere Streifen liegen in der Grundmasse des Eisens parallel zur Walzrichtung. Sie werden durch Ätzung mit Kupferammoniumchlorid dunkel gefärbt. Ein solches dunkles Band ist in Tafelabb. 55, Taf. XI, in 123facher Vergrößerung wiedergegeben. Langgestreckte linsenförmige nichtmetallische Einschlüsse (oxydischer oder sulfidischer Art) liegen im Band. Wie man mit Hilfe dieser Streifung beispielsweise die inneren Formveränderungen von Stauchproben aus Flußeisen in den einzelnen Stadien der Stauchwirkung verfolgen kann, sollen die Abb. 220—223 in 3,15facher Vergrößerung zeigen. Sie stellen Radialschliffe parallel zur Stauchrichtung durch die Probekörper nach der Ätzung mit Kupferammonchlorid dar. In Abb. 221 ist der zylindrische Probekörper mit den ursprünglichen Abmessungen 20 mm Durchmesser und 20 mm Höhe um 5,1 mm gestaucht. Die Streifung ist gekrümmt; die Krümmung ist um so stärker, je größer der Abstand von der Zylinderachse. In dieser tritt eine Stauchung der Streifen ohne Krümmung ein. Mittels Maßstabes kann man die für jeden einzelnen Streifen eingetretene Verkürzung ermitteln. Nach einer Stauchung um 8,7 mm, Abb. 222, tritt eine neue Erscheinung hinzu. Von den Ecken des Schliffes aus gehen dunkle Diagonalen nach innen, die ein äußeres ringförmiges Stück mit keilförmigem Querschnitt abgrenzen. Innerhalb der Diagonalen erleiden die Streifen auf kurzer Strecke eine doppelte Krümmung, woraus auf eine besonders starke Beanspruchung des Materials in den Diagonalen geschlossen werden kann, zumal ja auch erfahrungsgemäß der Bruch dort zuerst erfolgt. Wird die Stauchung noch weiter getrieben, z. B. wie in Abb. 223 bis zu einer Höhenabnahme von 14 mm, so verbreitern sich die Diagonalen zu breiten gekrümmten Bändern, im übrigen ist aber die Erscheinung ähnlich wie vorher. Tafelabb. 56, Taf. XI, die aus der Diagonale einer Stauchprobe entnommen ist, erklärt die Entstehung der dunkleren Färbung der Diagonalen. Sie ist bei 365facher Vergrößerung aufgenommen und zeigt lauter nahezu parallele dunkle Furchen, die durch das Ätzmittel ausgefressen sind. Außerhalb der Diagonalen sind solche Furchen nicht zu beobachten. Durch die Furchung wird das auf den geätzten Schliff auffallende Licht zerstreut zurückgeworfen, und dies ist die Ursache dafür, daß die Diagonalen dunkler erscheinen als die Umgebung. Abb. 224 zeigt durch die

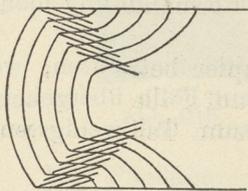


Abb. 224.

Schraffur die Lage der Furchen in bezug auf die Richtung der Diagonale und in bezug auf den Verlauf der Streifung in dieser. Derartige Furchen sind außerordentlich häufig in Längsschliffen durch zerrissene Probestäbe zu bemerken, wie Tafelabb. 57, Taf. XI, in 900facher Vergrößerung nach der Ätzung des Schliffes mit Kupferammonchlorid erkennen läßt. Die Furchen bestehen aus dicht aneinander gereihten, besonders tief ausgefressenen Ätzfiguren; ihre Richtung fällt im allgemeinen mit der Richtung der Zugkraft zusammen.

Das Auftreten der Furchen in den Diagonalen von Stauchproben und ferner auch die daselbst zu beobachtende Verlängerung der Ferritkörner in der Furchenrichtung lassen darauf schließen, daß innerhalb der Diagonale Zugkräfte gewirkt haben. Die Zugrichtung würde mit der Furchenrichtung zusammenfallen und ebenfalls durch die Schraffur in Abb. 224 gekennzeichnet sein. Tafelabb. 58, Taf. XII, ist eine Abbildung in 365facher Vergrößerung eines der hellen Streifen der Abb. 223. Die

**Stauchproben. Flußeisen. Radialschliffe parallel zur Stauchrichtung.**

Ätzung K. Lin. Vergr. 3,15.

Ursprünglicher Zustand.

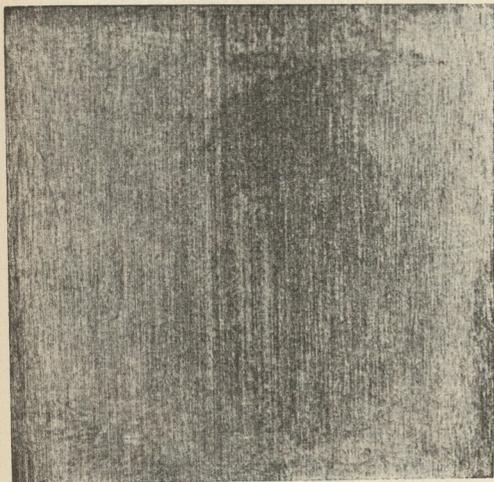


Abb. 220.

Höhenabnahme 5,1 mm.

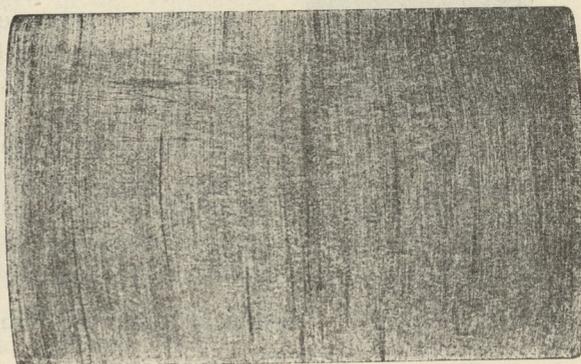


Abb. 221.

Höhenabnahme 8,7 mm.

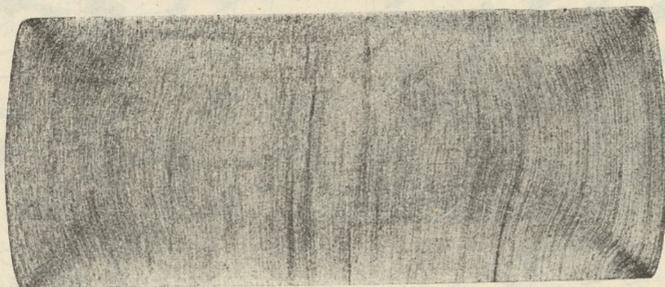


Abb. 222.

Höhenabnahme 14 mm.



Abb. 223.

ursprünglich gleichachsigen Körner sind durch die Stauchwirkung zu dünnen Platten umgewandelt. Bezeichnend für das Gefüge stark gestauchten Flußeisens sind die in der Abbildung dunkler erscheinenden, im wesentlichen senkrecht zur Stauchrichtung verlaufenden Schlieren (vgl. 265).

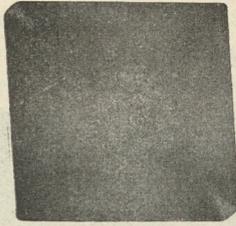


Abb. 225.

Querschliff durch einen kaltgereckten Vierkantstab aus Flußeisen. Ätzung K. Lin. Verg. 1.

273. Fällt der geätzte Schliff nicht in die Walzrichtung, so ist die oben gekennzeichnete Streifung nicht vorhanden und kann nicht mehr als Anhalt für die Beurteilung innerer Vorgänge beim Kaltrecken verwendet werden. Wohl aber vermag eine eingehendere Untersuchung noch Aufschlüsse zu gewähren, wie das folgende Beispiel zeigen soll. Ein Flußeisen mit 0,21 % C und 0,63 % Mn, das in Form eines gewalzten Rundeisens von 36 mm Durchmesser vorlag, wurde unter dem Dampfhammer kalt zu einem Vierkantstabe von 29 mm Seitenlänge ausgeschmiedet. Ein Querschliff wurde mittels Kupferammonchlorids geätzt, Abb. 225. Breite dunkle Bänder ziehen

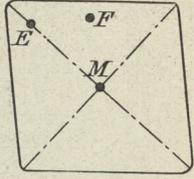


Abb. 226.

### Kaltgereckter Vierkantstab. Lin. Vergr. 300.

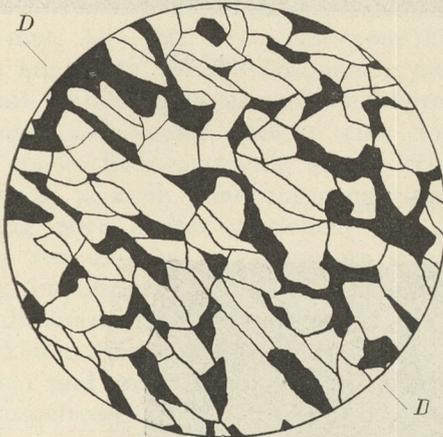


Abb. 227. Querschliff. Stelle E.

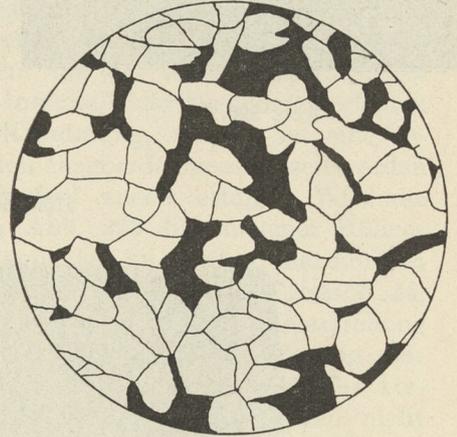


Abb. 229. Querschliff. Stelle M.

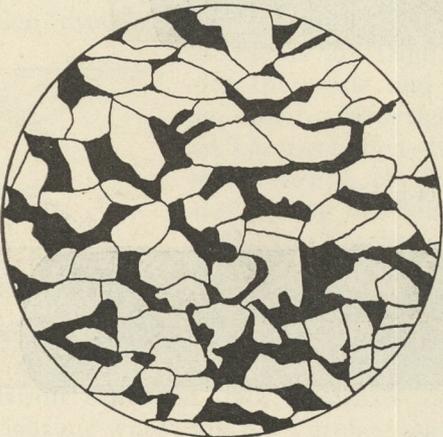


Abb. 228. Querschliff. Stelle F

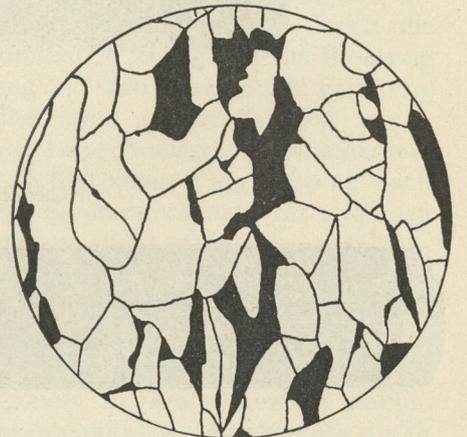


Abb. 230. Längsschliff. Stelle F.

↑  
Streckrichtung.

sich wieder von den Ecken diagonal nach innen. Sie sind wiederum die Begleiterscheinung einer dort stattgehabten stärkeren Beanspruchung. An den beiden abgerundeten Ecken links oben und rechts unten bemerkt man helle keilförmige Zwickel inmitten der dunkeln Umgebung, die wegen der Abrundung der Ecken eine geringere Beanspruchung zu ertragen hatten. Es zeigt dies, daß man sich auf diesem Wege auch ein Urteil über den Einfluß der Form der Probekörper auf die Vorgänge bei ihrer Formveränderung verschaffen kann. Es wurden nun an drei verschiedenen, in Abb. 226 eingezeichneten Stellen des Querschnittes,  $E$  = Stelle nahe einer Ecke in der Diagonale,  $F$  = Stelle nahe der Mitte einer Flachseite,  $M$  = Stelle mehr in der Mitte des Querschnittes, in 300facher Vergrößerung Handzeichnungen hergestellt, in denen der Perlit (251) schwarz, der Ferrit weiß dargestellt ist. Aus Abb. 227<sup>1)</sup>, die die Stelle  $E$  im Querschliff darstellt, geht eine Streckung der Ferritkörner nahezu in der Richtung der Diagonale  $DD$  hervor. Bei  $F$ , Abb. 228, und bei  $M$ , Abb. 229, zeigen die Ferritkörner im Querschliff kaum eine bevorzugte Längsrichtung. Legt man durch  $E$  und  $F$  noch Schriffe parallel zur Achse des Stabes, so findet man Streckung der Ferritkörner in dieser Richtung, wie aus Abb. 230 hervorgeht, die einem solchen Längsschliff bei  $F$  entspricht. Es ergibt sich hieraus, daß beim Kaltschmieden eines Rundstabes zu einem Vierkant die in den Diagonalen liegenden Körner nach zwei Richtungen, diagonal und achsial, gestreckt werden, daß sie sich also der Plattenform nähern. Bei  $F$  werden die Körner nur achsial gestreckt, sie nehmen also prismatische Form an. Die Folge davon ist, daß die Streckung der Teilchen innerhalb der Diagonale in achsialer Richtung geringer ist als z. B. an den Flachseiten bei  $F$ , daß also die diagonalen Teile in der Streckung zurückbleiben und die zwischen den Diagonalen liegenden Teile des Stabes bei der Streckung voreilen, was auch durch die Form des Kopfendes des Stabes, das in Abb. 231 abgebildet, bestätigt wird.

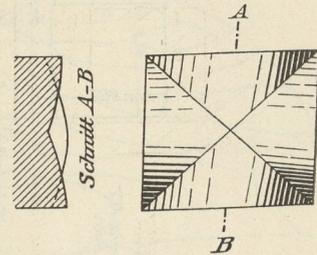


Abb. 231.

274. Eine Reihe von Untersuchungen wurde an Drahtmaterial vorgenommen. Es lag vor in Form von Walzdraht mit 5,2 mm Durchmesser, bezeichnet WI, und in verschiedenen daraus gezogenen Drähten. Die folgenden Ergebnisse beziehen sich nur auf einen gezogenen Draht von 3,7 mm Durchmesser, bezeichnet IDI. Das Material ist ein sehr kohlenstoffarmes Flußeisen, das nur geringfügige Mengen von Perlit enthält, also in der Hauptsache nur aus Ferritkörnern aufgebaut ist (seine Zusammensetzung ist C: 0,05; Si: 0,01; Mn: 0,29; P: 0,032; S: 0,056). Alle sich auf die Korngröße dieses Materials beziehenden Handzeichnungen sind in 300facher Vergrößerung angefertigt. Die Korngrößen wurden in der früher beschriebenen Weise (259) bestimmt. Auf dem Querschnitt des Materials zeigte sich in allen Stufen der Behandlung eine durch Seigerung bewirkte, scharfe Trennung in zwei Zonen, eine äußere hellere Randzone und eine innere dunklere Kernzone, deren Ursprung bis zum gegossenen Block zurückführt. Die Korngröße beider Zonen wies erhebliche Unterschiede auf. Abb. 232 gibt eine schematische Übersicht über Größe und Form der Körner in den verschiedenen Stufen der Behandlung des Materials. Hierbei ist der Einfachheit wegen die Gestalt der Körner auf eine prismatische mit gleichem Rauminhalt reduziert. Die Seite der quadratisch gedachten Kornfläche im Querschnitt der Drähte ist durch die Längen der wagrechten Grundlinien in Abb. 232 dargestellt. Die Länge der Körner in der Richtung der Achse des Drahtes ist schematisch durch

1) Die Aufstellung der Abbildungen entspricht genau ihrer Lage in Abb. 225 und 226.

die Höhen der Rechtecke wiedergegeben. Für Rand- und Kernzone ist das reduzierte Kornprisma getrennt ermittelt. Die in Abb. 232 oben gelegenen Parallelogramme entsprechen der Randzone, die unteren der Kernzone. Im ursprünglichen Walzdraht WI wird das reduzierte Kornprisma ein Würfel, d. h. die im Querschnitt im Längsschliff ermittelte durchschnittliche Fläche des Kornes ist die gleiche. Die Körner haben keine bevorzugte Längsrichtung. Nach dem Zerreißen des Walzdrahtes in der Zerreißmaschine sind die Körner in der Nähe der Bruchstelle erheblich langgestreckt; dementsprechend ist natürlich die im Querschliff gemessene Kornfläche kleiner als beim ursprünglichen Walzdraht, wie der Vergleich der Grundlinien der beiden Parallelogramme *a* und *b* ergibt. Das Volumen der Körner ist nach dem Zerreißen des Drahtes nahezu gleich demjenigen im ursprünglichen Zustande. Auffällig ist nun aber, daß in dem Draht IDI, der durch Kaltziehen aus WI erhalten wurde, sowohl in der Rand- wie in der Kernzone das Volumen der Körner erheblich kleiner geworden ist als im ursprünglichen Walzdraht (vgl. Parallelogramm *a* mit *c* und *a'* mit *c'*), daß also Zerteilen der Körner bei dem

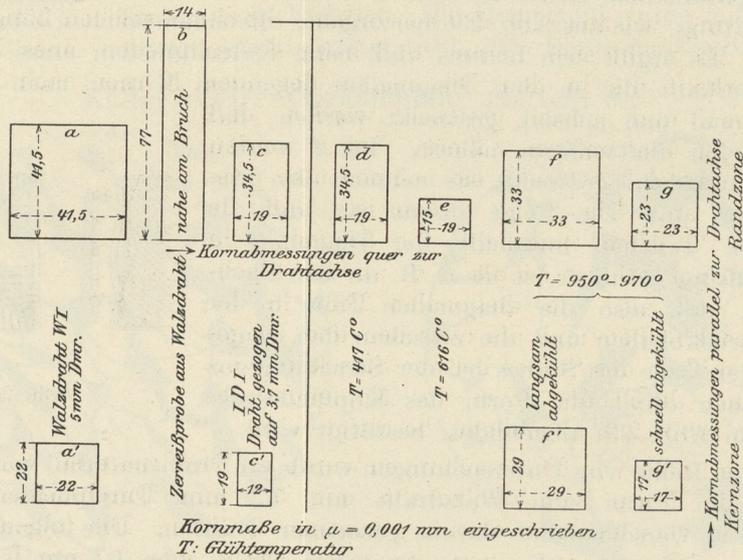


Abb. 232.

Ziehvorgange eingetreten ist. Die Körner haben deutlich ausgesprochene Längsrichtung, zeigen aber keineswegs die langgestreckte Form der Körner in der Zerreißprobe.

Die Abb. 232 gibt nur über die allgemeine Form und Größe der Körner in den verschiedenen Zuständen Aufschluß. Über ihre wirkliche Gestalt und Verkettung sollen die Handzeichnungen in den Abb. 233—239 Aufklärung geben. (Vgl. hierzu Tabelle I, S. 232.) Abb. 233 zeigt das Gefüge des ursprünglichen Walzdrahtes im Querschnitt in der Randzone. Die Körner sind nahezu gleichachsig. Der Längsschliff weist genau das gleiche Bild auf. Die durchschnittliche Fläche  $\varphi_m$  der Ferritkörner<sup>1)</sup> ergab sich zu etwa 1600 bis 1700  $\mu^2$ . Nach dem Zerreißen des Walzdrahtes in der Zerreißmaschine zeigte sich im Längsschliff nahe der Bruchstelle, und zwar wiederum in der Randzone, das in Abb. 234 wiedergegebene Gefügebild. Die Streckung der Ferritkörner in der Zugrichtung ist unverkennbar. Man ist nun geneigt, vorauszusetzen, daß nach dem Ziehen des Walzdrahtes in einem Ziehen bis auf 3,7 mm Durchmesser die Gefügebildung ähnlich wie in

<sup>1)</sup> Sie wurde an erheblich größeren Flächen ermittelt, als in den Abbildungen wiedergegeben.

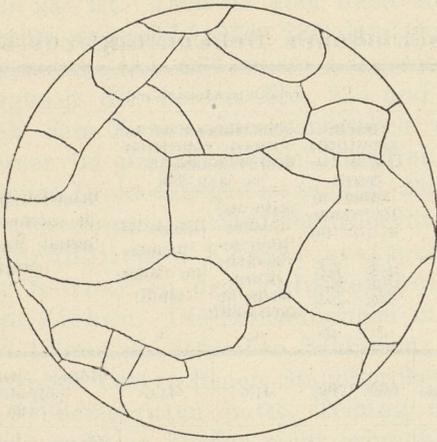


Abb. 233. Zustand *a*. Ursprünglicher gewalzter Draht WI von 5,2 mm Durchm. Querschliff. Randzone.  $\varphi_m = 1660 \mu^2$ .

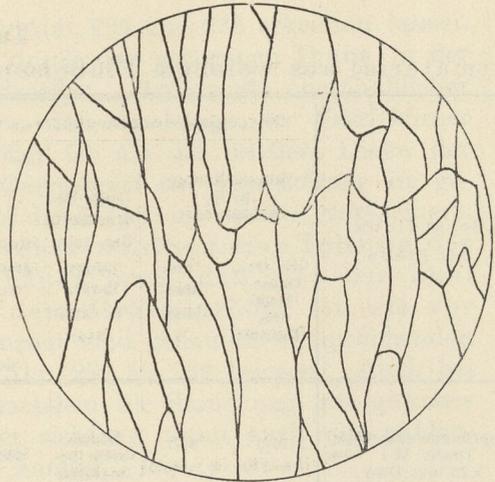


Abb. 234. Zustand *b*. Walzdraht WI nach dem Zerreißen in der Zerreibmaschine in der Nähe des Bruchs. Längsschliff. Randzone.  $\varphi_m = 1110 \mu^2$ .

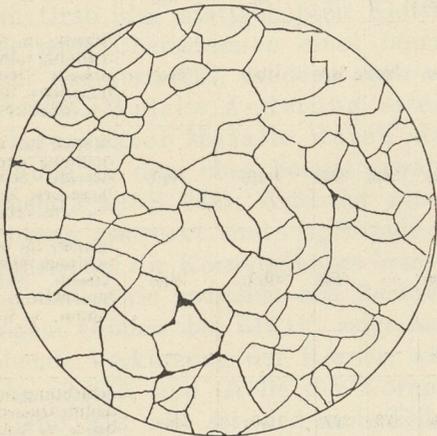


Abb. 235. Zustand *c*. Draht IDI (3,7 mm Durchm.), gezogen aus WI, in dem Zustand, in dem er das Zieheisen verläßt. Querschliff. Randzone.  $\varphi_m = 353 \mu^2$ .

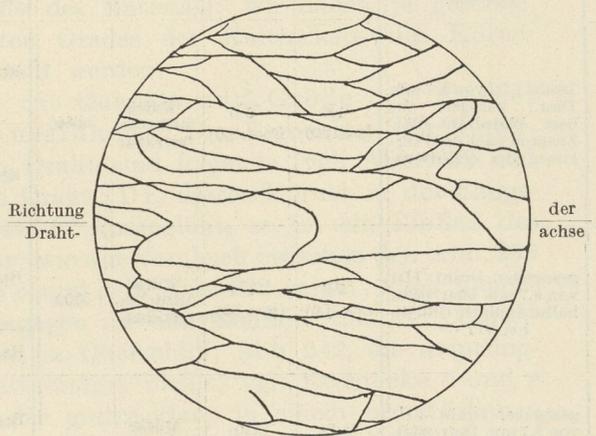


Abb. 236. Zustand *c*. Draht IDI (3,7 mm Durchm.), gezogen aus WI, in dem Zustand, in dem er das Zieheisen verläßt. Längsschliff. Randzone.  $\varphi_m = 650 \mu^2$ .

Richtung  
Draht-

der  
achse

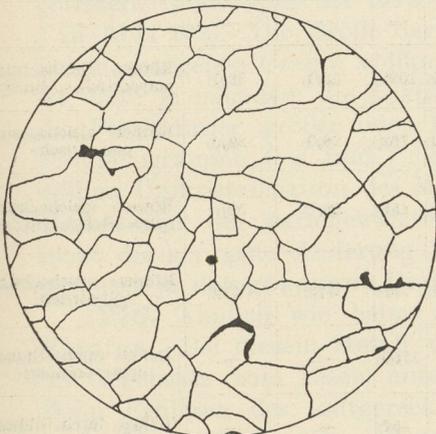


Abb. 237. Zustand *a*. Ursprünglicher gewalzter Draht WI von 5,2 mm Durchm. Querschliff. Kernzone.  $\varphi_m = 475 \mu^2$ .

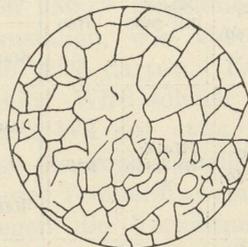


Abb. 238. Zustand *c*. Draht IDI (3,7 mm Durchm.), gezogen aus WI, in dem Zustand, in dem er das Zieheisen verläßt. Querschliff. Kernzone.  $\varphi_m = 144 \mu^2$ .

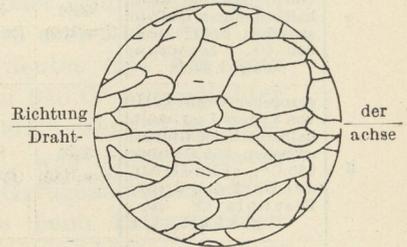


Abb. 239. Zustand *c*. Draht IDI (3,7 mm Durchm.), gezogen aus WI, in dem Zustand, in dem er das Zieheisen verläßt. Längsschliff. Kernzone.  $\varphi_m = 232 \mu^2$ .

Richtung  
Draht-

der  
achse

Tabelle I.

## Drahtmaterial aus weichem Flußeisen in verschiedenen Behandlungszuständen.

Bezeichnung der Zustände (s. Abb. 232—245)	Behandlung der Probe	Festigkeitseigenschaften				Gefügestand				Bemerkungen über die Anordnung und Gestalt der Ferrit- körner	
		Bruchdehnung in % bezogen auf		Lage des Knickes in der Dehnungs- kurve (s. Abb. 245)	Bruch- grenze $\sigma_B$	Durch- schnittliche Fläche der Ferrit- körner in $10^{-6}$ qmm $= 1 \mu^2$ im	Abmessungen der zu Prismen reduzierten Kornvolumina in $\mu$ s. Abb. 232		Länge des Prismas im Längs- schliff		
		die Ge- sam- länge des Drahtes	die Meß- länge b				Quer- schliff $\mu^2$	Längs- schliff $\mu^2$			Seite der quadra- tisch ge- dachten Korn- fläche im Querschliff $\mu$
				at	$\mu$	$\mu$					
a	ursprünglicher gewalzter Draht WI von 5,22 mm Dmr.	15,9 ( $l = 170$ )	24,7 ( $b = 68,5$ )	Knick nicht bemerkbar	3690	Randzone	1660	1790	41,5	41,5	Körner gleichachsigt, polyedrisch, s. Abb. 233
						Kernzone	464	487	22,0	22,0	Körner gleichachsigt, polyedrisch, s. Abb. 237
b	gewalzter Draht WI nach dem Zerreißen in der Zerreißmaschine. In der Nähe des Bruches.	—	—	—	—	Randzone	—	1110	14,4	77,1	Körner in der Zugrichtung stark gestreckt, s. Abb. 234
						Kernzone	—	—	—	—	—
c	Draht IDI von 3,7 mm Dmr., gezogen aus dem Walzdraht WI. Zustand nach dem Verlassen des Zieheisens.	1,3 ( $l = 150$ )	5,0 ( $b = 50$ )	Knick nicht bemerkbar	6880	Randzone	353	648	19,0	34,5	Körner in der Zugrichtung schwach gestreckt. Schichtung. Linsenart. Kornform. s. Abb. 235 u. 236
						Kernzone	144	232	12,0	19,0	Körner in der Zugrichtung schwach gestreckt. Schichtung. Linsenart. Kornform. s. Abb. 238 u. 239
d	gezogener Draht IDI von 3,7 mm Dmr. nach halbstündigem Glühen bei 417 C°	5,0 ( $l = 150$ )	9,5 ( $b = 50$ )	Knick nicht bemerkbar	6300	Randzone	—	602	19,0	34,5	Körner in der Zugrichtung schwach gestreckt. Schichtung. Linsenartige Kornform. s. Abb. 240.
						Kernzone	—	—	—	—	—
e	gezogener Draht IDI von 3,7 mm Dmr. nach halbstündigem Glühen bei 616 C°	14,3 ( $l = 150$ )	31,0 ( $b = 50$ )	Knick nicht bemerkbar	3850	Randzone	373	297	19,0	15,4	Schichtung im Längsschliff. Querschliff wie bei c. s. Abb. 241 u. 242
						Kernzone	—	—	—	—	—
h	gezogener Draht IDI von 3,7 mm Dmr. nach halbstündigem Glühen zwischen 710 C° und 810 C°	22,5 ( $l = 150$ )	32,7 ( $b = 50$ )	Knick bei 2750 at	3780	Randzone	497	469	22,0	22,0	Körner gleichachsigt, polyedrisch, wie bei g; s. Abb. 244
						Kernzone	—	—	—	—	—
f	gezogener Draht IDI von 3,7 mm Dmr. nach halbstündigem Glühen zwischen 954 C° und 969 C°, langsam abgekühlt	22,6 ( $l = 150$ )	33,4 ( $b = 50$ )	Knick bei 2600 at	3700	Randzone	1135	1025	33,0	33,0	Körner gleichachsigt, polyedrisch, s. Abb. 243
						Kernzone	850	762	29,0	29,0	Körner gleichachsigt, polyedrisch
g	gezogener Draht IDI von 3,7 mm Dmr. nach halbstündigem Glühen zwischen 935 C° und 950 C°, schnell an der Luft auf einer Eisenplatte abgekühlt	20,2 ( $l = 150$ )	30,0 ( $b = 50$ )	Knick bei 2850 at	3960	Randzone	545	456	22,7	22,7	Körner gleichachsigt, polyedrisch, s. Abb. 244
						Kernzone	266	328	17,2	17,2	Körner gleichachsigt, polyedrisch
i	Draht im Zustande f, 1/2 Std. bei 600 C° ge- glüht	—	—	—	—	Randzone	—	1150	—	—	Gefüge durch Glühen nicht verändert
k	Draht im Zustande g, 1/2 Std. bei 610 C° ge- glüht	—	—	—	—	Randzone	—	457	—	—	Gefüge durch Glühen nicht verändert

Abb. 234 ist. Dem ist aber nicht so, wie die Abb. 235 und 236 erkennen lassen. Hierbei entspricht Abb. 235 dem Querschliff durch den gezogenen Draht in der Randzone, Abb. 236 einem Längsschliff ebendasselbst. Bereits ein oberflächlicher Vergleich der beiden Abb. 233 und 236 zeigt, daß die Länge der Ferritkörner nach dem Ziehen durchschnittlich nicht größer ist als die mittlere Dicke der Körner im ursprünglichen Walzdraht. Der Querschnitt der Ferritkörner im gezogenen Draht dagegen ist (s. Abb. 235) etwa auf den 5. Teil ( $q_m = 353 \mu^2$ ) verkleinert. Es geht daraus unzweifelhaft hervor, daß durch das Ziehen eine Teilung der ursprünglichen Körner stattgefunden haben muß, daß also die Zahl der Körner in der Volumeinheit nach dem Ziehen größer ist als vor dem Ziehen. Die Erscheinungen in der Kernzone sind genau die entsprechenden und führen zu denselben Schlüssen, wie die Abb. 237 bis 239 belegen. Auch bei den oben besprochenen Stauchproben war, nachdem die Stauchung ein gewisses Maß überschritten hatte, Teilung der Körner sichtbar, wenn auch ein zahlenmäßiger Beleg hierfür nicht erbracht werden konnte.

Aus Obigem geht hervor, daß die Streckung der Körner in einer Richtung ein Kennzeichen für stattgehabtes Kaltrecken des Materials darstellt. Das Kennzeichen ist aber nur qualitativ. Quantitative Schlüsse sind daraus nicht ohne weiteres zu ziehen, denn der Grad der Streckung der Körner ist nicht proportional dem Grad des stattgehabten Kaltreckens des Materials; wir haben ja gesehen, daß nach Überschreiten eines bestimmten Grades des Kaltreckens die Körner nicht nur gestreckt, sondern auch unterteilt werden.

**275.** Welche Änderung erleidet die Gestalt und Größe der Körner kaltgereckter Metalle durch das Ausglühen? Die Ergebnisse der Untersuchung an dem oben bereits erwähnten Draht sind folgende (vgl. Abb. 232 und Tabelle I auf S. 232): Wird der gezogene Draht IDI, dessen Körner in der Längsrichtung gestreckt sind,  $\frac{1}{2}$  Stunde bei  $417\text{ C}^\circ$  ausgeglüht, so ist ein Einfluß des Glühens auf die Körnung kaum bemerkbar, wie der Vergleich zwischen den Abb. 236 und 240 sowie zwischen den Rechtecken *c* und *d* in Abb. 232 zeigt. Nach gleichlangem Glühen bei  $616\text{ C}^\circ$  zeigt sich dagegen im Längsschliff, Abb. 241, durchgehende Verkürzung der Körner, während im Querschliff, Abb. 242, die ursprüngliche Gestalt und Größe der Körner unverändert bleibt; vgl. Rechtecke *c* und *e* in Abb. 232. Es ist demnach Teilung der gestreckten, in einem unnatürlichen Zustande befindlichen Körner durch das Glühen erzielt worden. Dabei ist im Längsschliff immer noch deutliche Schichtung der kürzer gewordenen Körner parallel der Drahtachse übrig geblieben. Nach halbstündigem Ausglühen bei etwa  $950\text{ C}^\circ$  bis  $970\text{ C}^\circ$  ist dagegen im Gefüge des Drahtes eine durchgreifende Änderung eingetreten. Jede Spur der Streckung oder Schichtung ist verwischt (Abb. 243 und *f* in Abb. 232). Die Größe der Ferritkörner ist von der der Körner im ursprünglichen gezogenen Drahte vollkommen unabhängig geworden, was dadurch bewiesen ist, daß, je nachdem die Abkühlung von  $950\text{ C}^\circ$  langsamer oder schneller erfolgt, die Ferritkörner größer oder kleiner ausfallen, wie Abb. 243 und 244 sowie die Parallelogramme *f*, *g* und *f'*, *g'* in Abb. 232 dartun. Es deutet dies auf eine völlige Umkristallisation des Materials hin. Wird solcher bei  $950\text{ C}^\circ$  ausgeglühter Draht oder der warmgewalzte Walzdraht WI auf etwa  $600\text{ C}^\circ$  erhitzt, so tritt nicht die geringste Änderung im Gefüge ein (vgl. Tabelle I), was bemerkenswert ist, weil ja der gezogene Draht bei dieser Temperatur eine Gefügeänderung erlitt.

**276.** Ähnlich wie beim Eisen liegen die Verhältnisse beim kaltgereckten Kupfer. Bei diesem Metall überschauen wir die Verhältnisse leichter, weil hier im Gegensatz zum Eisen unterhalb der Erstarrung keine Umwandlung auftritt. Beim Erhitzen des kaltgereckten Materials (z. B. kaltgezogener Draht) gibt es auch hier eine Grenztemperatur  $t_r$ , bis zu der Erhitzen keinen Einfluß auf die

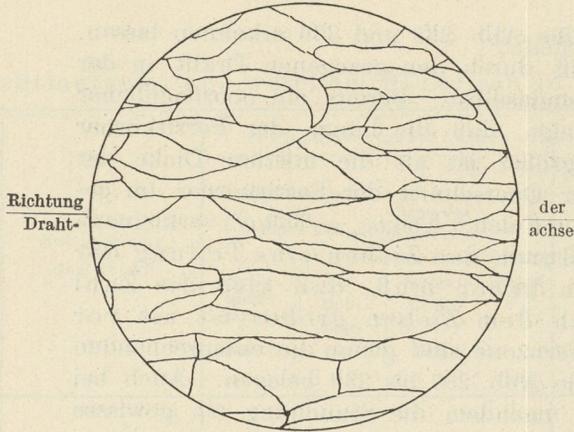


Abb. 240. Zustand *d*. Gezogener Draht IDI nach  $\frac{1}{2}$ stündigem Glühen bei  $417\text{ C}^\circ$ . Längsschliff. Randzone.  $\varphi_m = 600\ \mu^2$ .

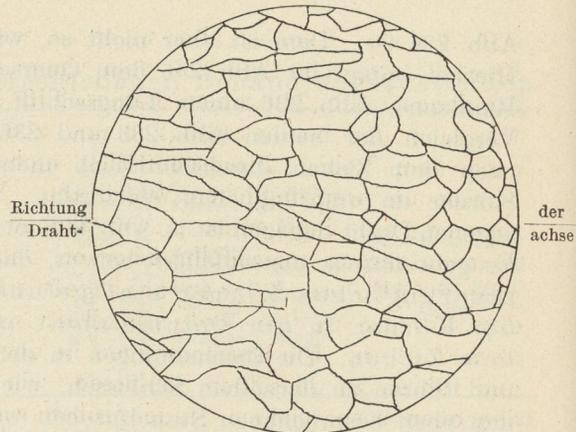


Abb. 241. Zustand *e*. Gezogener Draht IDI nach  $\frac{1}{2}$ stündigem Glühen bei  $616\text{ C}^\circ$ . Längsschliff. Randzone.  $\varphi_m = 297\ \mu^2$ .

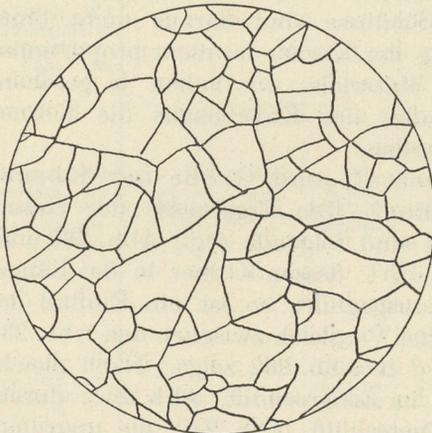


Abb. 242. Zustand *e*. Gezogener Draht IDI nach  $\frac{1}{2}$ stündigem Glühen bei  $616\text{ C}^\circ$ . Querschliff. Randzone.  $\varphi_m = 373\ \mu^2$ .

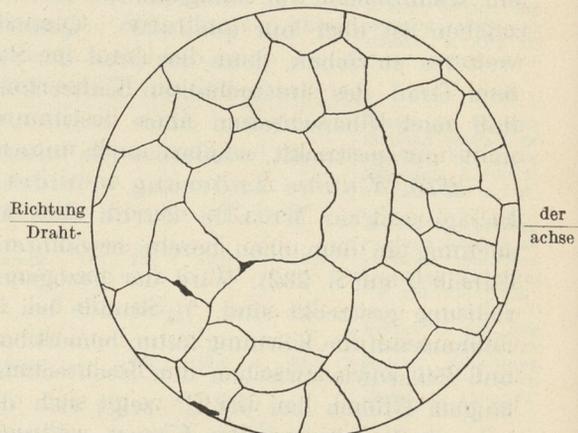


Abb. 243. Zustand *f*. Gezogener Draht IDI nach  $\frac{1}{2}$ stündigem Glühen bei  $954$  bis  $969\text{ C}^\circ$ . Langsam abgekühlt. Längsschliff. Randzone.  $\varphi_m = 1100\ \mu^2$ .

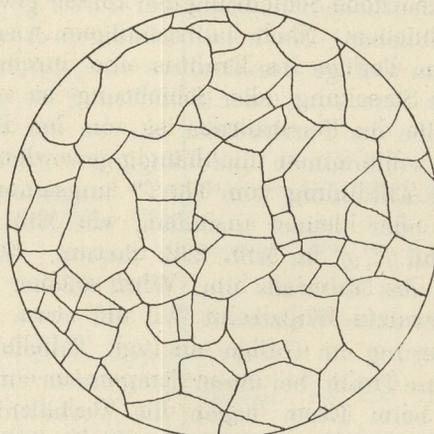


Abb. 244. Zustand *g*. Gezogener Draht IDI nach  $\frac{1}{2}$ stündigem Glühen bei  $935$  bis  $950\text{ C}^\circ$ . Schnell an der Luft auf Eisenplatte abgekühlt. Querschliff. Randzone.  $\varphi_m = 545\ \mu^2$ .

Gestalt der gereckten Körner ausübt. Erst wenn diese Grenztemperatur  $t_r$  erreicht oder überschritten wird, findet durchgreifende Änderung statt; die langgestreckten Körner werden gleichachsig wie beim Eisen und wachsen bei fortgesetzter Erhitzung, und zwar wächst die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$  von der Grenztemperatur  $t_r$  ab in derselben Weise, wie es die Abb. 207 zeigt. Während beim kaltgereckten Eisen die Grenztemperatur  $t_r$  bei etwa  $600\text{ C}^\circ$  lag, ist sie bei Kupfer niedriger. Bei sehr reinen Kupfersorten (Elektrolytkupfer) z. B. bereits bei etwa  $220\text{ C}^\circ$ , bei weniger reinen Kupfersorten entsprechend höher bis zu etwa  $500\text{ C}^\circ$ .

Wir können allgemein sagen, daß die Temperatur  $t_1$  (Abb. 206), bei der Wachstum der Korngröße erzielt werden kann, durch das Kaltrecken herabgesetzt wird, und daß der Grenzwert  $t_r$  dieser herabgesetzten Grenze  $t_1$  entspricht. Bei Metallen ohne Umwandlung unterhalb der Erstarrung besteht somit die Möglichkeit, die durch irgendeine vorausgehende Behandlung erzielte durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$  zu vermindern, darin, daß man das Metall kaltreckt. Hierdurch werden die

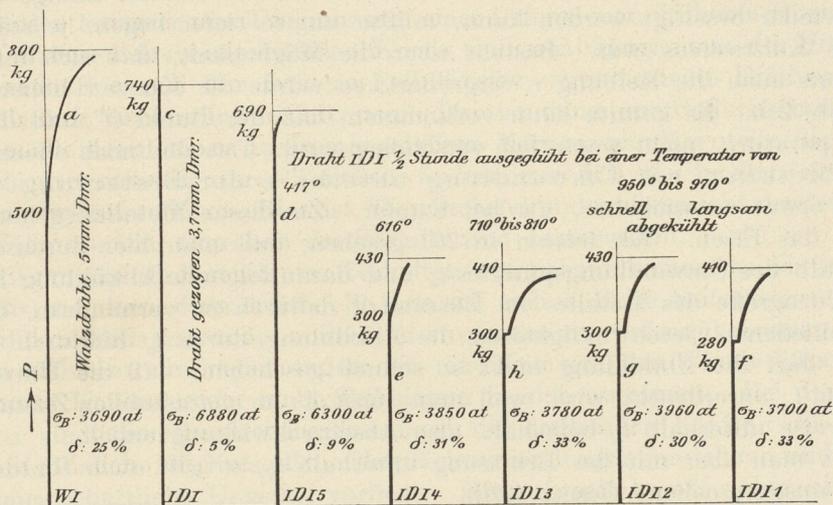


Abb. 245.

Körner gestreckt bzw. verkleinert. Beim nachträglichen Erhitzen bis auf  $t_r$  wird die Streckung der Körner beseitigt und es beginnt von neuem Wachstum der Kristallkörner nach dem in 260 angegebenen Gesetz.  $t_r$  würde dann dem untersten Grenzwert entsprechen, bei dem überhaupt durch andauerndes Erhitzen Vergrößerung der Körner möglich ist.

Ist die Korngröße durch Erhitzen auf eine bestimmte Temperatur  $t_n$ , die größer als  $t_r$  ist, während genügend langer Zeit auf das der Temperatur  $t_n$  entsprechende Höchstmaß  $\varphi_{m_n}$  gebracht, so ist die Grenztemperatur  $t_1$  für das Metall in diesem Zustande auf  $t_n$  gesteigert. Erhitzung unterhalb  $t_n$  hat dann keine Wirkung, wohl aber Erhitzung oberhalb  $t_n$ .

Auch dies können wir uns an der Hand der in 260 gemachten Überlegungen veranschaulichen. Wir stellen uns vor, daß das Metall vor dem Kaltrecken die Korngröße  $\varphi_{m_0}$  entsprechend dem Abstand  $l_0$  der beiden Kolben in Abb. 209 besaß. In diesem Falle würde die Grenztemperatur  $t_1$  durch die Abszisse des Punktes O in Abb. 210 angegeben. Die Wirkung des Kaltreckens besteht, wie wir gesehen haben, darin, die Zahl der Körner zu vergrößern, also die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$  zu vermindern, nach dem Kaltrecken wird also  $\varphi_m'' < \varphi_{m_0}$ , und somit

$l'' < l_0$  sein. Der Druck der zwischen den Kolben eingeschlossenen Gasmenge muß bei Verringerung des ihr zur Verfügung stehenden Raumes steigen, und zwar von  $p_0$  auf  $p_0''$ . Solange die Reibung größer ist als der Druck, bleibt  $l$  unverändert, und bei der Erwärmung muß sich der Druck nach der Geraden  $p''$  ändern. Der Schnittpunkt  $O''$ , dessen Abszisse nun die untere Grenztemperatur  $t_r$  angibt, von der ab Vermehrung der Korngröße eintreten kann, liegt weiter nach links,  $t_r$  ist also kleiner als  $t_1$ .

Wir haben bei dieser Betrachtung angenommen, daß sich die Reibung  $r$  infolge des Kaltreckens nicht ändert, also auf das Gefügegleichgewicht übertragen, daß die Beweglichkeit der kleinsten Teilchen der Körner durch das Kaltrecken nicht beeinflußt wird. Ob dies wirklich der Fall ist, läßt sich aus den bisherigen Versuchen nicht ohne weiteres erkennen. Wenn sie sich nicht wesentlich ändert, so müßte man aus Abb. 210 folgendes schließen. Mit wachsendem Grade des Kaltreckens müßte  $p_0''$  steigen, und dadurch würde der Schnittpunkt  $O''$  weiter nach links rücken, mithin die Grenztemperatur  $t_r$  nach unten verschoben. Das heißt aber, die Grenztemperatur, bei der die Deformation der Körner infolge des Kaltreckens wieder beseitigt werden kann, müßte um so tiefer liegen, je stärker der Grad des Kaltreckens war. Besteht aber die Möglichkeit, daß sich infolge des Kaltreckens auch die Reibung  $r$  vergrößert, so würde die Kurve  $r$  höher rücken, als in Abb. 210. Es könnte dann vorkommen, daß der Punkt  $O''$  und damit die Grenztemperatur  $t_r$  nicht wesentlich verschoben wird. Das sind noch offene Fragen.

Bei Metallen mit Umwandlung unterhalb der Erstarrung wird die Sachlage etwas verwickelter, als bei Kupfer. Zu diesen Metallen gehört ja bekanntlich das Eisen. Wir hatten in 261 gesehen, daß man hier durch Erhitzen bis oberhalb des Umwandlungspunktes  $t_u$  und darauffolgende Abkühlung imstande ist, die Korngröße des Metalles im Zustand  $A$  dadurch zu vermindern, daß man mit verschiedenen Geschwindigkeiten die Abkühlung durch  $t_u$  hindurch bewirkt; allerdings darf die Abkühlung nicht so schnell geschehen, daß die Umwandlung  $A' \rightarrow A$  bei  $t_u$  unterdrückt wird, weil man sonst  $A'$  im metastabilen Zustand ganz oder teilweise unterhalb  $t_u$  beibehält, also Abschreckwirkung erzielt.

Bleibt man aber mit der Erhitzung unterhalb  $t_u$ , so gilt auch für das Eisen das oben ausgesprochene Gesetz (276).

277. Eine Erscheinung ist noch zu besprechen. Wir hatten gesehen (275), daß die infolge Kaltreckens langgestreckten Körner in dem Eisendraht beim Erhitzen von  $t_r = 616 \text{ C}^\circ$  ab zunächst nicht wachsen, sondern daß im Gegenteil infolge Unterteilung zunächst Vermehrung der Kornzahl und damit Verminderung der durchschnittlichen Korngröße eintritt (vgl. die beiden Körner  $d$  und  $e$  in Abb. 232). Erst bei weiterem Erhitzen findet dann Wachstum in der gesetzmäßigen Weise entsprechend den Gesetzen in 260 statt.

Danach ist das Gefügegleichgewicht nicht nur durch die Größe der Körner, sondern auch durch ihre Gestalt bedingt. Wir haben also außer einem Gefügegleichgewicht der Korngröße noch ein solches der Korngestalt. Im allgemeinen haben Metalle, wie Eisen, Kupfer usw., das Bestreben Kristallkörner zu bilden, die keine bevorzugte Wachstumsrichtung haben, wenn sie in ihrem Wachstum nicht durch besondere Umstände beeinflußt werden. Es entstehen dann Körner, die nach den drei Richtungen im Raume nahezu gleiche Abmessungen haben, und die wir kurz als gleichachsige bezeichnen wollen. Nach obigem entsprechen nur die gleichachsigen Körner dem Gefügegleichgewicht der Gestalt. Werden die Körner durch äußere Kräfte, wie z. B. durch das Kaltrecken gezwungen, langgestreckte Form anzunehmen, so sind sie nicht im Gleichgewicht; sie streben danach, gleichachsige zu werden. Diesem Bestreben können sie bei geringer Beweglichkeit der kleinsten Teilchen, also großem Wert von  $r$ , nicht nach-

kommen. Sie können dies erst, wenn durch Erhitzen auf  $t_r$  die Beweglichkeit genügend gesteigert wird; aber nicht unter Beibehaltung ihres ursprünglichen Volumens, sondern unter Teilung der gestreckten Körner in gleichachsige.

Soweit sich bis jetzt übersehen läßt, ist dieser Übergang aus der gestreckten Form der Körner in die gleichachsige, die von einer bestimmten Grenztemperatur  $t_r$  ab stattfindet, von weitergehenden Änderungen der mechanischen Eigenschaften begleitet, als der Übergang von gleichachsigen Körnern geringerer zu solchen größerer Abmessungen.

Die Streckung der Körner durch Kaltrecken ist nicht gleichbedeutend mit etwaigem säuligen Aufbau der Körner beim Übergang aus dem flüssigen in den festen Zustand (257). Auf diese säulig entwickelten Körner oder Zellen dürfen wir obige Gesetze nicht anwenden.

278. Wie hat man sich nun das Wachstum der Körner innerhalb erstarrter Metalle infolge Erhitzung vorzustellen, wenn wir zunächst nur Metalle ins Auge fassen, die unterhalb der Erstarrung keine Umwandlung erleiden? Entweder vereinigen sich die benachbarten Körner zu einem größeren Korn, so daß die Umgrenzung des letzteren der Umgrenzung einer Gruppe von früheren Körnern folgt, oder die Grenzen des neugebildeten Kornes sind unabhängig von der Umgrenzung der früheren Körner. Der letztere Fall scheint, soweit meine Erfahrung reicht, in Wirklichkeit vorwiegend einzutreten. Das ist dann nur dadurch möglich, daß die zu einem neuen Korn zusammengefaßten Körner oder Korntheile die kristallographische Orientierung ihrer Teilchen ändern, so daß sie in dem neuen Korn alle gleich orientiert sind. Dies ist überraschend und widerspricht der landläufigen Anschauung von der Starrheit der Metalle und Legierungen,

Der Vorgang erinnert an das Verhalten von Schaumkammern, wie es namentlich von Quincke erforscht ist. So können sich z. B. in Seifenschaum die einzelnen durch Schaumwände voneinander getrennten Schaumkammern zu einer größeren Kammer vereinigen, indem die eine Kammer ihre Wände öffnet und die benachbarte Kammer oder einen Teil davon in sich aufnimmt. Bei den Schaumkammern sind die Oberflächenspannungen die treibenden Kräfte. Es ist zu erwarten, daß auch bei Kristallen Oberflächenspannungen bestehen, und also hier eine gemeinschaftliche Ursache vorliegt. Hierauf soll in 281 näher eingegangen werden.

279. Man kann sich den Fall vorstellen, daß der Schnittpunkt  $O$  der Abb. 210 wie in Abb. 246 links von der Ordinatenachse liegt, seine Abszisse also kleiner als  $0\text{ C}^\circ$  ist. Das würde bedeuten, daß auch bei gewöhnlicher atmosphärischer Temperatur die Beweglichkeit der kleinsten Teilchen des Metalles so groß ist, daß die Körner ihrem Bestreben zu wachsen bis zu einem gewissen Grade nachkommen können. Die Grenztemperatur  $t_1$  ist dadurch unterhalb des Nullpunktes gerückt. Es ist dann aber auch zu erwarten, daß bei gewöhnlicher Temperatur die Beweglichkeit ausreicht, um den durch Kaltrecken gestreckten Körnern zu gestatten, das Gefügeggleichgewicht der Gestalt zu erreichen, also sich zu gleichachsigen Körnern umzuwandeln oder zu unterteilen. Die Folge davon müßte sein, daß dann bei gewöhnlicher Temperatur gar keine gestreckten Körner durch das Kaltrecken erzielt werden können, daß also durch das Kaltrecken nur Verkleinerung der Korngröße, aber keine Streckung eintritt.

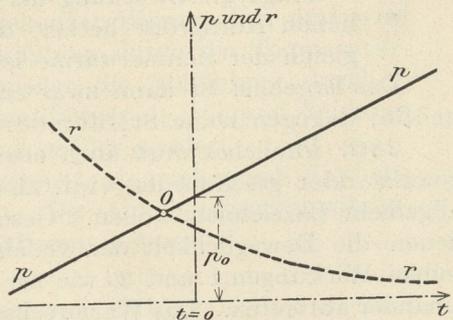


Abb. 246.

Dies trifft tatsächlich bei manchen Metallen, z. B. beim Blei und beim Zinn zu. Abb. 247a zeigt in 117facher Vergrößerung das Gefüge einer kaltgewalzten Zinnfolie nach Ätzung mit alkoholischer Salzsäure. Die Folie wurde aus einem

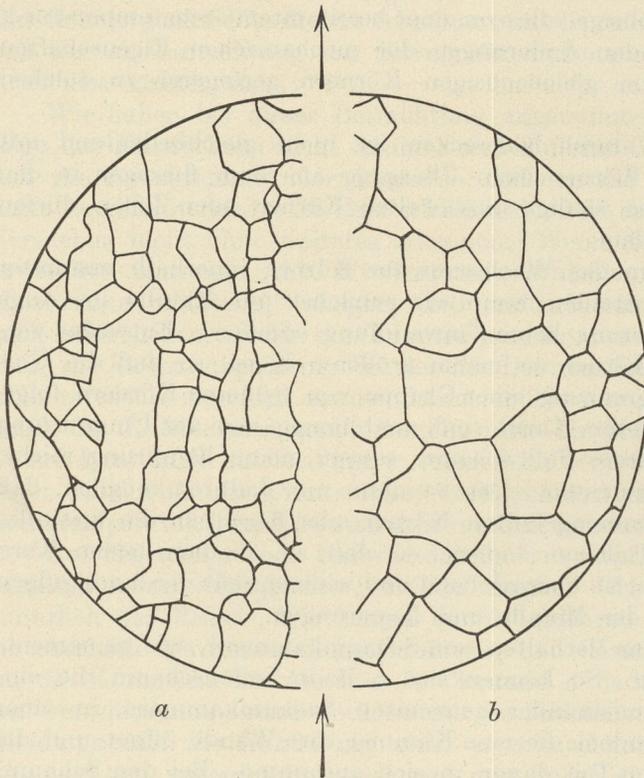


Abb. 247.  
Lin. Vergr. 117.

Stück gegossenem Zinn von einer Dicke von 7 mm auf eine Dicke von 0,04 mm bei Zimmerwärme (20 C°) gewalzt. Es wurde darauf Bedacht genommen, daß das Metall während des Walzens auf dieser Temperatur erhalten wurde. Die Ätzung geschah unmittelbar nach dem Walzen. Die Walzrichtung ist in Abb. 247 durch Pfeil angedeutet. Die Körner sind gleichachsiger und zeigen keine Streckrichtung. Beim nachfolgenden Glühen war unterhalb 200 C° keine wesentliche Veränderung der Korngröße zu erzielen. Wurde das kaltgewalzte Zinn bei dieser Temperatur während drei Stunden erhitzt, so stieg die durchschnittliche Korngröße von  $2130 \mu^2$  im kaltgereckten Zinn auf  $5700 \mu^2$  (s. Abb. 247 b, Vergrößerung 117, kaltgerecktes Zinn glüht).

Die Wirkung des Kaltwalzens kann man sich in diesem Falle zerlegt denken:

1. in eine Wirkung, die Zerkleinerung und Strecken der Körner hervorbringt, und
2. in die Wirkung des Glühens, das hier bei Zimmerwärme geschieht. Sie beseitigt die Streckung der Körner und führt den Wert der durchschnittlichen Korngröße herbei, der als Grenzwert für die Glüh Temperatur, die gleich der Zimmerwärme ist, gilt.

Das Ergebnis ist dann zwar eine Störung des Gefügleichgewichts der Korngröße, dagegen keine Störung des Gefügleichgewichts der Korngestalt.

**280.** Ähnliches muß auch erwartet werden, wenn z. B. Kupfer in Glühhitze gewalzt oder geschmiedet wird, also beim Warmrecken, wie wir diese Vorgänge allgemein bezeichnen wollen. Geschieht das Warmrecken bei Wärmegraden, bei denen die Beweglichkeit der Teilchen bereits genügend groß ist, so können dieselben Wirkungen 1 und 2, wie sie im vorigen Absatz angegeben wurden, nebeneinander auftreten. Das Warmrecken wird Zerkleinerung und Streckung der Körner anstreben. Dem entgegen wirkt der Einfluß der Temperatur, der die Streckung der Körner beseitigt und ihr Volumen zu vergrößern sucht. Das Endergebnis muß ein Haufwerk gleichachsiger Körner sein. Geht man mit der Temperatur des Warmreckens herab, so kann die Wirkung 1 gegenüber der von 2 stärker hervortreten, bis schließlich 1 überwiegt und so die Wirkung des Kaltreckens erzielt wird. Der Übergang von Warmrecken zum Kaltrecken ist sonach allmählich und ununterbrochen.

Bei der üblichen Walztemperatur (Rotglut) gewalztes Kupfer zeigt tatsächlich keine Streckung der Körner in der Walzrichtung; die Körner sind vollständig gleichachsigt.

Beim nachträglichen Glühen des warmgereckten Kupfers treten dieselben Erscheinungen auf, wie in 260 besprochen. Auch hier wird Vergrößerung der Körner abhängig von der angewandten Temperatur und Glühdauer erzielt. Die Grenztemperatur  $t_1$ , bei der sich die Wirkung bemerkbar zu machen beginnt, hängt ab von der durch das Warmrecken erzielten Korngröße. Ist diese z. B. größer als die, welche man durch genügend langes Glühen bei  $t_6$  (Abb. 206) erhalten wird, so hat Glühen unterhalb  $t_6$  keinen Einfluß. Liegt sie aber unterhalb dieses Grenzwertes, so wird bei  $t_6$  die Korngröße vermehrt. Je nach dem Grade des Warmreckens wird sonach die untere Grenztemperatur  $t_1$  verschoben.

Die Abkühlungsgeschwindigkeit nach dem Warmrecken kann bei Kupfer keinen erheblichen Einfluß auf die sich einstellende Korngröße ausüben. Es wäre ja denkbar, daß die oben geschilderte Wirkung 2 gegenüber der Wirkung 1 etwas verstärkt wird, wenn die Abkühlung von der Temperatur des Warmreckens sehr langsam geschieht. Dieser Einfluß könnte sich namentlich bei schweren Walzstücken bemerkbar machen, die wegen ihrer großen Masse zur Abkühlung sehr lange Zeit benötigen. Es wäre hier nicht ausgeschlossen, daß durch plötzliches Abschrecken in Wasser der fortgesetzte Einfluß der Wirkung 2 abgeschnitten wird, so daß zwischen langsam und schnell abgekühltem Material ein kleiner Unterschied in dem Verhältnis der beiden Wirkungen 1 und 2 bestehen bleibt. Bei kleinen Werkstücken habe ich bisher noch keinen Unterschied feststellen können. Den Einfluß bei großen Werkstücken zu beobachten, hatte ich bisher noch keine Gelegenheit. Jedenfalls wird der Hauptzweck, den man mit dem Abschrecken des gewalzten Kupfers in Wasser in der Praxis verfolgt, der sein, daß der Glühspan abgeschüttet und so bei weiter fortgesetztem Recken in der Wärme oder Kälte das Hineinarbeiten des Glühspans in das Material vermieden wird.

Bei Eisen- und Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, wie überhaupt bei allen metallischen Stoffen, die unterhalb der Erstarrung Umwandlungen durchmachen, werden die soeben für Kupfer geschilderten Verhältnisse verschoben. Sobald das Warmrecken oberhalb der Umwandlungstemperatur bzw. des Umwandlungsbereiches  $t_u$  vor sich geht, bei der die Form  $A'$  stabil ist, so ergeben sich dieselben Gesetze wie beim Kupfer; sie beziehen sich aber alle auf die Kristallkörner der Form  $A'$ . Wird nun das Werkstück von der Temperatur des Warmreckens abgekühlt, so erfolgt bei  $t_u$  der Übergang von  $A'$  in  $A$ , und damit vollständige Umkristallisation. Diese ist nun unabhängig von dem vorausgehenden Warmrecken und wird nur beeinflußt durch die Geschwindigkeit der Abkühlung durch die Temperaturzone  $t_u$  entsprechend dem Gesetz in 259. Je schneller die Abkühlung durch  $t_u$  hindurch geschieht, um so kleiner werden die Kristallkörner  $A$ , während bei langsamer Abkühlung durch  $t_u$  die Körner entsprechend größer werden.

Wird unterhalb der Temperaturzone  $t_u$  warmgereckt, so spielen sich ähnliche Vorgänge wie beim Warmrecken des Kupfers ab. Die Abkühlungsgeschwindigkeit ist dann ohne Einfluß auf die Größe der erhaltenen Körner.

#### d) Betrachtungen über Gefügegleichgewichte und Oberflächenspannung.

281. Bei Betrachtung der Phasengleichgewichte (21—140) war der Einfachheit wegen die Wirkung der Kapillarkräfte ausgeschaltet worden. Wird diese aber mitberücksichtigt, so stellen sich noch zusätzliche Gleichgewichtsbedingungen ein, die die Größe und die Gestalt der einzelnen Phasen betreffen.

Gelingt es, zwischen dem u-förmig gebogenen Draht  $a'aa'$  und dem Draht  $bb$  in Abb. 248 ein Flüssigkeitshäutchen, z. B. von Seifenlösung, dadurch auszuspannen, daß man die Drähte in der Flüssigkeit einander nähert und sie dann auseinander zieht, so hält die Flüssigkeitshaut einem bestimmten Gewicht  $P$  das Gleichgewicht (Dupré und van der Mensbrugghe), wenn der Draht  $aa$  festgehalten wird. Die getragene Kraft  $P$  ist proportional der Länge  $l$  des Häutchens. Das Häutchen kann, auf die Einheit der Länge bezogen, das Gewicht  $P/l$  tragen. Da das Häutchen zwei Oberflächen hat, ergibt sich für eine Oberfläche der Betrag  $\sigma = \frac{P}{2l}$ , meist ausgedrückt in dyn/cm.

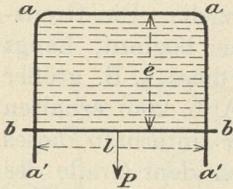


Abb. 248.

Diese Größe wird als die Oberflächenspannung an der Grenzfläche zwischen Flüssigkeit und Luft bezeichnet.

Zu bemerken ist, daß  $P$  unabhängig von  $e$  ist. Das Häutchen verhält sich nicht wie ein elastischer Körper, bei dem die Kraft zur Anspannung mit der Verlängerung wächst.

Die Arbeit, die erforderlich ist, um das Häutchen so weit auszudehnen, daß der Abstand zwischen den beiden Drähten gleich  $e$  wird, ist  $Pe$ . Führt man den Wert der Oberflächenspannung ein, so ergibt sich diese Arbeit für eine der beiden Grenzflächen des Häutchens zu  $\sigma \cdot l \cdot e = \sigma f$ , wenn mit  $f$  die eine der beiden Grenzflächen des Häutchens gegenüber der Luft bezeichnet wird. Die Größe  $\sigma f$  nennt man die Oberflächenenergie. Um die Grenzfläche des Flüssigkeitshäutchens von Null auf den Wert  $f$  zu bringen, ist die Arbeit  $\sigma f$  aufzuwenden. Die Oberflächenspannung der Grenzfläche ist abhängig von der Art der Flüssigkeit und dem Medium, das in der Grenzfläche an die Flüssigkeit angrenzt, in diesem Falle also die Luft.

Oberflächenspannung besteht in jedem Falle, wenn sich zwei Stoffe in bestimmten Grenzflächen berühren (vgl. hierüber Freundlich,  $L_3$  31).

Kann sich ein Flüssigkeitshäutchen z. B. als Grenzfläche einer Seifenblase bilden, und sehen wir von der geringen Wirkung der Schwerkraft ab, so nimmt die Seifenblase Kugelgestalt an. Sucht man die Gestalt der Blase künstlich zu ändern, so geht sie immer wieder in die Kugelgestalt zurück, wenn die äußere Einwirkung aufhört.

Dies folgt aus einem allgemeinen Gesetz, das zuerst von Gibbs ( $L_1$  8) thermodynamisch abgeleitet wurde. Es besagt, daß Gleichgewicht nur dann herrscht, wenn die Summe der Oberflächenenergien einen Mindestwert besitzt. Da nun bei einer Kugel die kleinste Oberfläche den verhältnismäßig größten Raum umspannt, so wird die Oberflächenenergie einen Mindestwert annehmen, wenn die Oberfläche am kleinsten ist, also wenn die Seifenblase Kugelform hat.

Aus gleichen Gründen nimmt ein in einer Flüssigkeit  $F_1$  schwebender Tropfen einer mit  $F_1$  nicht mischbaren zweiten Flüssigkeit  $F_2$  Kugelform an.

Man hat sich nun Oberflächenspannung nicht nur in der Grenzfläche von Flüssigkeiten, sondern auch an der Grenzfläche von festen Stoffen und Flüssigkeiten, ja sogar an den Grenzflächen zwischen festen Stoffen zu denken.

Steht ein Kristall in Berührung mit einer gesättigten Mutterlauge, so bildet sich an der Grenzfläche beider Spannung aus. Würde die Oberflächenspannung auf allen möglichen Grenzflächen, die sich etwa einstellen könnten, gleich sein, so müßte der Kristall auf Grund des obigen Gesetzes Kugelform annehmen. Aus der Erfahrung, daß die Kristalle von ebenen regelmäßigen Kristallflächen begrenzt zu werden pflegen, ist zu schließen, daß bei den kristallisierten Stoffen die Oberflächenspannung auf den verschiedenen denkbaren Flächen verschieden ist. Es werden sich dann die Flächen ausbilden, die die kleinste Oberflächen-

spannung besitzen, und das sind eben die Kristallflächen. Der Bedingung, daß  $\Sigma\sigma f$ , die Summe der Oberflächenenergien, den Kleinstwert haben muß, wenn Gleichgewicht bestehen soll, entspricht dann eine von der Kugelform abweichende Begrenzung durch ebene Flächen. Diese Betrachtungsweise ist von P. Curie (*L*<sub>3</sub> 32) entwickelt.

Nimmt man an, daß bei einem bestimmten Stoffe die kleinste Oberflächenspannung auf den Würfelflächen herrscht, so wird der Stoff in Würfelform kristallisieren. Auf allen Würfelflächen ist die Oberflächenspannung gleich. Wird der Würfel durch irgendeine äußere Kraft zu einem Prisma bleibend lang gestreckt (nicht elastisch, denn dann ist es selbstverständlich, daß er wieder seine ursprüngliche Form anzunehmen bestrebt ist), so ist er nicht mehr im Gleichgewichtszustand. Das Prisma hat gegenüber dem ursprünglichen Würfel größere Oberfläche, und damit ist bei dem Prisma  $\Sigma\sigma f$  größer als bei dem raumgleichen Würfel. Der gestreckte Kristall wird bestrebt sein, in die Gleichgewichtslage zurückzugehen, also wieder Würfelgestalt anzunehmen, vorausgesetzt, daß die Beweglichkeit seiner Teilchen unter den bestehenden Bedingungen dies zuläßt.

Damit haben wir aber das früher besprochene Gefügegleichgewicht der Gestalt. Dies erklärt auch, warum in kaltgereckten metallischen Stoffen langgestreckte Körner bei genügender Erwärmung ihrem Bestreben, gleichachsige Körner zu bilden, nachkommen (277).

Stellen wir uns nun ein Haufwerk von Kristallkörnern vor, wie wir es bei metallischen Stoffen finden. Eine gegebene Masse des Stoffes ist in  $n$  Körner unterteilt. Längs jeder Grenzfläche zwischen den Körnern haben wir eine Oberflächenspannung anzunehmen. Die Summe der Oberflächenenergien  $\Sigma\sigma f$  hängt von der Anzahl der Grenzflächen  $f$  ab. Diese wird um so größer sein, je weiter die Masse in Körner unterteilt, je größer also  $n$  und damit je kleiner die durchschnittliche Korngröße ist. Die Größe der Grenzflächen wird dann den Mindestwert haben, wenn die ganze gegebene Masse des Stoffes nur aus einem Korn besteht. Dann ist auch  $\Sigma\sigma f$  am kleinsten. Solange dieser Zustand nicht erreicht ist, befindet sich das System nicht im Gleichgewicht; es wird dann suchen, sich diesem Gleichgewicht zu nähern, soweit es die Beweglichkeit der Teilchen zuläßt. Damit kommen wir auf das früher besprochene Gefügegleichgewicht der Korngröße.

## 7. Das Gefüge als Mittel zur Feststellung der Vorbehandlung des Materials.

282. Wie in dem Vorausgegangenen gezeigt wurde, hinterläßt die Vorbehandlung, die ein metallischer Stoff durchgemacht hat, in einer ganzen Reihe von Fällen Kennzeichen im Gefüge. Dadurch wird auf der anderen Seite auch die Möglichkeit an die Hand gegeben, aus dem Gefüge Rückschlüsse auf die vorausgegangene Behandlung des Materials zu ziehen. Hierdurch ist die Forschung um ein wertvolles Hilfsmittel bereichert, das überraschende Aufschlüsse und vor allen Dingen einen tieferen Einblick in das Wesen der metallischen Stoffe gestattet.

Die Entwicklung der Gefügelehre und der Verfahren, das Gefüge der metallischen Stoffe sichtbar zu machen, ist zurückzuführen auf Männer wie Sorby, Martens, Osmond, Tschernoff, Roberts-Austen, Heycock und Neville, Charpy, Stead, Howe, Sauveur, Arnold, Wedding usw.<sup>1)</sup> Die Arbeiten Sorbys über das Kleingefüge sind die älteren, sie stammen bereits aus dem Jahre 1863. Sie blieben zunächst unbekannt, bis Martens unabhängig davon seit 1878 seine grundlegenden Arbeiten veröffentlichte, die mit dem bewußten

<sup>1)</sup> Über die geschichtliche Entwicklung der Metallographie vgl. O. Bauer (*L*<sub>3</sub> 34).