

Erstarren dagegen die Legierungen zu mehreren Kristallarten, wie z. B. die Legierungen von Blei und Antimon, so zeigen sich diese auch im Gefüge der erkalteten Legierung. Vgl. hierzu Tafelabb. 1—4, Taf. I, und die Erläuterung in 19. Die Legierungen bestehen aus Kristallkörnern des Bleis, zwischen die der zusammengesetzte Gefügebestandteil, das Eutektikum, eingelagert ist, oder aus Körnern des Antimons neben dem Eutektikum, oder ausschließlich aus dem Eutektikum, wenn die Legierung gerade die eutektische Zusammensetzung hat. Die Antimonkristalle zeigen vielfach bereits äußerlich an der nahezu regelmäßigen Umgrenzung ihren Charakter als kristallisierter Stoff. Die in Tafelabb. 6, Taf. I, abgebildete Bronze (250) läßt in den Mischkristallen *K* nach Ätzung mit ammoniakalischem Kupferammoniumchlorid an der Hand der Ätzfiguren erkennen, daß der die Mischkristalle aufbauende Stoff den inneren Aufbau von Kristallen besitzt, daß also der Name Mischkristalle gerechtfertigt ist. Tafelabb. 29, Taf. V, zeigt in 1650facher Vergrößerung die Ätzfiguren innerhalb solcher Mischkristalle *K*. Die Tafelabbildung entspricht zwar nicht derselben Bronze wie Tafelabb. 6, sondern einer Legierung von 5% Zinn, 8% Zink, Rest Kupfer. Das Gefüge ist aber ganz ähnlich.

## 5. Gefügebildung bei der Erstarrung und Abkühlung, bei der Wiedererhitzung und Abkühlung bzw. Abschreckung.

255. Der Aufbau eines Metalls oder einer Legierung, wie er sich während der Erstarrung vollzieht, ist von großem Einfluß auf das spätere Verhalten des Materials bei der Verwendung. Man kann die Erstarrung gewissermaßen mit der Geburt des Metalls oder der Legierung vergleichen. Fehler, die sich bei der Erstarrung des Materials einstellen, und die man als Geburtsfehler bezeichnen könnte, lassen sich teilweise durch die auf die Erstarrung folgende Nachbehandlung beseitigen oder mildern, zum Teil ziehen sie sich aber auch mit schädlichen Wirkungen durch das ganze spätere Leben des metallischen Stoffes hindurch, bis er wieder zum Umschmelzen gelangt und erforderlichenfalls einer geeigneten heilenden Behandlung beim Schmelzen unterworfen wird, was eine Neugeburt zur Folge hat.

Solche Geburtsfehler sind z. B. die Seigerung, Einschlüsse von Fremdkörpern (Gasblasen, oxydische und sulfidische Einlagerungen), ferner Hohlräume im Innern des Gusses, Entstehung von Flächen geringsten Widerstandes innerhalb der erstarrten Masse usw. Auf die Wirkung dieser Einflüsse wird noch später zurückzukommen sein.

Als nahezu unheilbarer Geburtsfehler zeigt sich die Seigerung (141—144). So ist z. B. der Fehler, welcher der in Tafelabb. 5, Taf. I, abgebildeten Blei-Antimon-Legierung anhaftet, nicht zu beseitigen, es sei denn, daß man die Legierung umschmilzt und durch raschere Abkühlung den Eintritt der Seigerung verhindert. Seigerungen in großen Flußstahlblöcken bleiben in den durch Schmieden oder Walzen daraus hergestellten Fertigerzeugnissen unverändert erhalten, selbst wenn die Verarbeitung bis herunter zu dünnem Draht erfolgt.

256. Der Erstarrung unmittelbar vorherzugehen scheint in der flüssigen Masse des Metalls oder der Legierung zunächst eine Art Zellenbildung, ähnlich wie sie bei amorphen Stoffen, wie Gelatine, Leim u. dgl., zu sehen ist. So stellt z. B. Tafelabb. 30, Taf. VI, (entlehnt der Arbeit von Osmond und Cartaud, *L<sub>3</sub> 15*) eine dünne Schicht eines amorphen Stoffes, z. B. flüssigen Walrats dar, die sich auf einer erwärmten Platte ausgebreitet hat, und deren freie Oberfläche mit der kälteren Luft in Berührung steht. Durch Bénard (*L<sub>3</sub> 16*) ist bewiesen, daß sich in einem solchen Falle die Schicht in ein System von Zellen zerteilt, in deren

jeder ein Wirbelstrom nach Art der Abb. 201 entsteht. In der Achse jeder Zelle ist die Flüssigkeit in Ruhe. Bringt man in die Flüssigkeit einen staubförmigen blättchenartigen Stoff und betrachtet die Flüssigkeitsschicht von der freien mit der Luft in Berührung stehenden Oberfläche 22 her, so werden die Blättchen in den wagerechten Zweigen der Wirbel mit ihrer breiten Fläche nach oben liegen und daher das Licht reflektieren, in den senkrecht abfallenden Teilen der Wirbel werden dagegen ihre breiten Flächen senkrecht gestellt, so daß wenig Licht reflektiert wird. Infolgedessen erscheinen die Zellen am Umfang dunkel, zwischen Umfang und Mitte hell, in der Mitte dunkel wie in Tafelabb. 30, Taf. VI. Die Zellen bilden sechsseitige Prismen, wenn der Beharrungszustand in der Temperaturverteilung eingetreten ist. Die Dicke dieser Säulen ist von derselben Größenordnung wie die Dicke der Flüssigkeitsschicht. Cartaud ( $L_3 17$ ) versuchte in flüssigen Metallschichten die Zellenbildung dadurch festzuhalten, daß er leichtflüssige Metalle, wie Blei, Zink usw., über eine geneigte Glasfläche goß. Er hoffte, daß dann die der Erstarrung vorausgehende Zellenbildung durch die plötzliche Erstarrung noch an der Oberfläche sichtbar festgehalten würde, und diese Erwartung hat sich bestätigt, wie z. B. Tafelabb. 31, Taf. VI, in 300facher Vergrößerung für in der angegebenen Weise behandeltes Blei dartut.

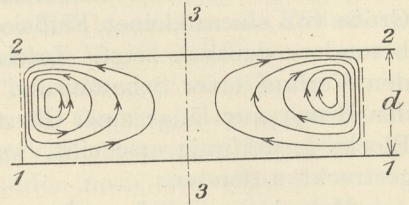


Abb. 201.

- $d$ : Dicke der Walratschicht  
 1 1: Erwärmte Metallplatte  
 2 2: Freie Oberfläche der Walratschicht  
 3 3: Achse der Zelle.

Bereits früher hat Quincke<sup>1)</sup> ( $L_3 18-20$ ) in seinen grundlegenden Untersuchungen über die Bildung von Schaumkammern (Zellen) öfter auf ähnliche Erscheinungen hingewiesen, und die späteren Arbeiten von Quincke und Cartaud haben manche gemeinsame Berührungspunkte.

Man darf es wohl nach dem derzeitigen Stand der Wissenschaft als zum mindesten sehr wahrscheinlich ansehen, daß der Kristallisation in flüssigen metallischen Stoffen die Bildung von Schaumkammern (Zellen) vorausgeht, und daß durch diese Unterteilung der Masse in verschiedene Kammern die spätere Unterteilung in Kristallkörner vorbereitet wird. Ob nun die Wände der Zellen (Schaumwände nach Quincke) unmittelbar die späteren Grenzen der Kristallkörner bilden, oder ob innerhalb des von ihnen eingeschlossenen Raums die Kristallisation von einem Keim aus beginnt und später über die Schaumwände hinweggreift, indem sich der Inhalt mehrerer Schaumkammern zu einem Kristall vereinigt, läßt sich vor der Hand noch nicht übersehen.

257. Nach Quincke pflegen sich in den Schaumwänden Fremdkörperchen, Gasblasen usw. anzureichern, so daß dann diese Schaumwände später in der völlig erstarrten Masse Flächen geringsten Zusammenhangs bilden können. Es kann ferner vorkommen, daß in der erstarrten Masse während der Erkaltung und der damit parallel gehenden Volumverminderung in jeder Schaumkammer Spannungen auftreten, die auf Trennung des Zusammenhangs längs der Schaumwände hinwirken (338). Wir wissen ja z. B., daß sich der Basalt bei der Abkühlung in sechsseitige Prismen absondert. Auch die Tafelabb. 32, Taf. VI, zeigt ähnliche zellenförmige Absonderung; sie entspricht einer erstarrten Martinofenschlacke in etwa  $\frac{2}{3}$  der natürlichen Größe. Genügen, wie dies bei den Metallen der Fall zu sein scheint, die auf Volumverminderung bei der Abkühlung wirkenden Kräfte nicht, um den Zusammenhang längs der Schaumwände zu überwinden, so kann die Lösung des Zusammenhangs längs dieser Wände doch eintreten, wenn noch außerdem äußere

1) Quincke nennt die Zellen Schaumkammern, die Zellwände Schaumwände.

Kräfte hinzukommen. Wir können dann Bruch nach diesen Flächen erhalten. Hatten sich die Schaumkammern (Zellen) bei der Erstarrung senkrecht zu den Abkühlungsflächen angeordnet, wie dies in der Regel, wenigstens innerhalb einer Oberflächenschicht von bestimmter Dicke, der Fall ist, so erhält man einen stengligen Bruch, wie in Tafelabb. 33, Taf. VI, die in etwa  $\frac{8}{10}$  der natürlichen Größe von einem kleinen Flußeisenblock entnommen ist, der diese Brucherscheinung besonders deutlich zeigt. Tafelabb. 34, Taf. VII, zeigt im Schliff desselben Blocks den Verlauf einer Schaumwand in 117facher Vergrößerung (Ätzung K). Oft ist der Bruch nur längs einer Oberflächenschicht stenglig, während er im Innern des Blocks grobkörnig erscheint, weil die Schaumwände im Innern nicht mehr langgestreckt auftreten.

Man kann durch geeignetes Glühen des erstarrten Blocks (331—338) die in ihm infolge der Abkühlung entstandenen Spannungen, die auf Zerreißen längs der Schaumwände hinzielen, beseitigen, wenn natürlich auch die Flächen geringsten Zusammenhanges (die Schaumkammern) selbst unverändert bleiben.

Einfluß auf die Art dieser Flächen kann man erst nehmen, wenn der gegossene Block geschmiedet oder gewalzt wird, wobei dann die Flächen geringsten Zusammenhanges, die vom Guß her vorhanden waren, derartig vielfach gefaltet und durchgeknetet werden, daß ihr Einfluß vermindert oder ganz beseitigt wird. Hierin liegt der Grund, warum die mechanischen Eigenschaften des gegossenen Blocks durch Überschmieden (oder Walzen) verbessert werden können, und zwar um so mehr, je weiter die Querschnittsverminderung vom gegossenen Block aus durch diese Verfahren getrieben wird. Es ist aber hierbei von vornherein wahrscheinlich und auch durch die Erfahrung bestätigt, daß dieser Einfluß sich anfänglich in den Festigkeitseigenschaften sehr deutlich, bei immer weiter fortgesetzter Querschnittsverminderung aber immer weniger merkbar zu erkennen gibt, so daß also die Wirkung asymptotisch einem Grenzwert zustrebt. Zuweilen werden ursprünglich polygonale Schaumkammern beim Schmieden oder Walzen gestreckt und zeigen sich dann im Bruch in Form von Stengeln oder Fasern, wie in Tafelabb. 13, Taf. II. Zu bemerken ist noch, daß das gegossene Material die oben genannten Fehler (Schaumwände, Spannungen) haben kann, aber nicht notwendigerweise haben muß. Es kommt hier wesentlich auf die Art des zu gießenden Materials und die Art des Gusses an.

Tafelabb. 35, Taf. VII, (Vergr.  $1\frac{1}{2}$ ) ist ein Blöckchen einer eutektischen Legierung von Kupfer und Schwefelkupfer (mit 3,82%  $\text{Cu}_2\text{S}$ ) im Längsschliff nach Ätzung mit rauchender Salpetersäure. Senkrecht zu den Abkühlungsflächen (das Loch in der Mitte rührt von dem Pyrometerschutzrohr her) sind länglich gestreckte Körner bemerkbar, die man aber nicht als Kristallkörner bezeichnen darf, denn sie sind aus einem Gemenge von Kupfer und Kupfersulfür (dunklere Inselchen) aufgebaut, wie in Tafelabb. 36, Taf. VII, (Vergr. 350) gezeigt ist. Natürlich ist der Aufbau der einzelnen Teilchen von Kupfer und Kupfersulfür kristallisiert, aber das Ganze ist ein Aggregat. In der Tafelabb. 36 sind auch drei sich in einem Punkte treffende Linien *sss* zu erkennen, die wohl als Schaumwände gelten können. Längs dieser Linien sind gröbere Teilchen des Sulfürs eingelagert.

Ein unter gleichen Umständen wie oben im Tiegel erstarrtes Blöckchen von Kupfer, siehe Tafelabb. 37, Taf. VII, (Vergr.  $1\frac{1}{2}$ ), zeigt auch zellenartige Körnung. Die einzelnen Körner sind aber nicht langgestreckt, sondern mehr gleichachsig.

Tafelabb. 38, Taf. VII, zeigt in 7,2facher Vergrößerung nach Ätzung mit K/am das Gefüge einer Bronze mit 5% Zinn, 8% Zink, 87% Kupfer. Sie ist in grobe Körner unterteilt, die auch nicht Kristallkörner, sondern Körner von Kristallaggregaten sind. Es scheinen sich bei der Erstarrung grobe Schaumkammern gebildet zu haben, die wahrscheinlich mit den Umgrenzungen der Körner zusammenfallen.

Innerhalb dieser Kammern haben sich zuerst kupferreiche Mischkristalle abgeschieden, die ein Kristallskelett bilden. In Tafelabb. 39, Taf. VIII, sind Teile zweier aneinandergrenzender, durch die Grenze *kk* getrennter Kammern in 29facher Vergrößerung abgebildet. Das dunkle Skelett der kupferreichen Mischkristalle ist deutlich zu erkennen. Bei tieferer Temperatur hat sich dann der an Zinn angereicherte flüssige Rest der Legierung in Form von zinnreicheren Mischkristallen als Füllmasse zwischen die Maschen im Skelett der zuerst ausgeschiedenen Mischkristalle eingelagert; diese Füllmasse erscheint in Tafelabb. 39 hell. Die Unterteilung in die Körner ist in vielen Fällen, z. B. auch im vorliegenden, bereits an der Oberfläche des gegossenen Blöckchens zu beobachten, wie aus Tafelabb. 40, Taf. VIII, in 4facher Vergrößerung hervorgeht. Die Oberfläche ist hierbei weder geschliffen noch sonstwie zubereitet. Die schräge Linie *ll* von links oben nach rechts unten teilt zwei Körner voneinander ab. Die Grenze ist zackig. Die Skelette der kupferreichen Mischkristalle greifen zahnartig in das benachbarte Korn über. Wahrscheinlich ist die ursprünglich gebildete Schaumwand von dem Skelett durchstoßen worden, so daß jetzt die Umgrenzung die zackige Gestalt angenommen hat. (Ähnliche Beispiele geben hierfür Osmond und Cartaud, *L*<sub>3</sub> 14, 17.)

Zuweilen werden Schaumwände innerhalb der flüssigen Legierung durch feste Stoffe gebildet. Tafelabb. 41, Taf. VIII, zeigt z. B. in 365facher Vergrößerung nach dem Polieren ohne Ätzen einen Schliff durch eine Kupfer-Zinnbronze, die während des Schmelzens Sauerstoff aufgenommen hatte, der sich, wie später gezeigt wird, mit dem Zinn zu Zinndioxyd verband (*L*<sub>5</sub> 24). Diese Verbindung ist bei der Schmelztemperatur der Bronze noch fest; sie bildet in der flüssigen Legierung dünne Schaumwände, die im Lichtbild als dunkle Fäden erscheinen. Trotz des geringeren spezifischen Gewichts des Zinndioxyds gegenüber dem der Bronze hat es gar keine Neigung in der Flüssigkeit nach oben zu steigen. Beim Gießen ist jede Schaumkammer der flüssigen Masse eingehüllt von einer sackartigen Schaumwand des festen Oxydes. Dadurch wird die Legierung sehr dickflüssig. Nach dem Erstarren bleiben die Schaumwände bestehen, stören den Zusammenhang und verschlechtern die Festigkeitseigenschaften des Materials.

Ein ähnlicher Fall kann auch in Flußeisen eintreten, dem Aluminium zugesetzt wird, ehe die Desoxydation genügend durchgeführt ist. Das durch die Ver-

bindung des Aluminiums mit dem Sauerstoff entstehende Aluminiumoxyd ist in der flüssigen Eisenmasse wegen seiner Schwerschmelzbarkeit fest und bildet Schaumwände, die nach der Erstarrung noch sichtbar sind, wie aus Tafelabb. 42, Taf. VIII, in 29facher Vergrößerung hervorgeht. Die dunklen Linien und Pünktchen sind  $Al_2O_3$ . Ein Eisen, das nach der Erstarrung solche Schaumwände enthält, ist nicht schmiedbar, sondern wird beim Versuch, es bei Rotglut zu schmieden, zer-

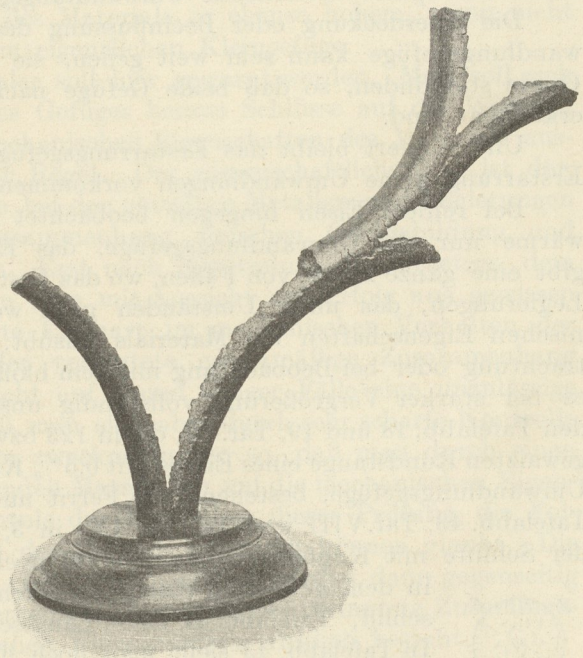


Abb. 202.

trümmert. Abb. 202 zeigt das Ergebnis des Versuchs, ein solches Material zu walzen; das Material riß und wickelte sich zum Teil auf die Ober-, zum Teil auf die Unterwalze. Es ist außerordentlich rotbrüchig.

258. Bei einer ganzen Reihe von Metallen und Legierungen treten nach der Erstarrung noch Umwandlungen auf, die ebenfalls von Kristallisation begleitet sind. Die Folge davon ist, daß das bei der Erstarrung gebildete Gefüge durch die neue Gefügebildung überdeckt wird, die sich bei niedrigerer Temperatur vollzieht. Das wichtigste Beispiel für diesen Fall bieten die Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, deren  $c, t$ -Bild in Abb. 48 dargestellt ist. Eine Legierung, deren Kennlinie zwischen  $H''$  und  $O''$  durchgeht, wird zunächst bei der Erstarrung Kristallkörner von Mischkristallen  $\alpha''$  bilden. Das so erhaltene Gefüge wollen wir als Erstarrungsgefüge bezeichnen. Bei weiterer Abkühlung tritt die Kennlinie in das Gebiet  $A + \alpha''$  ein, d. h. aus den vorhandenen Mischkristallen  $\alpha''$  scheiden sich Kristalle von reinem Eisen  $A$  ( $\alpha$  = Eisen nach Osmond, Ferrit) aus. Bei der eutektischen Temperatur (Schnittpunkt der Kennlinie mit  $NO''R$ ) schließlich wandelt sich die noch übrig gebliebene Grundmasse  $\alpha''$  in das Eutektikum um, das als Perlit bezeichnet wird (251). Bei gewöhnlicher Temperatur wird also ein Gefüge beobachtet, das aus Ferritkörnern und Perlitinseln besteht (251), und dieses infolge Umwandlung entstandene Umwandlungsgefüge überdeckt das Erstarrungsgefüge.

Ähnlich liegt der Fall bei der Erstarrung und Abkühlung der Kupfer-Zinnbronze (12% Zinn). Auch hier wird das Erstarrungsgefüge zum Teil verändert durch das später entstehende Umwandlungsgefüge.

Die Überdeckung oder Beeinflussung des Erstarrungsgefüges durch das Umwandlungsgefüge kann sehr weit gehen, sie kann aber auch nur in geringerem Grade stattfinden, so daß beide Gefüge nach der Erkaltung noch nebeneinander erkennbar sind.

Unverändert bleibt das Erstarrungsgefüge bei reinem Kupfer, weil nach der Erstarrung keine Umwandlungen vorkommen.

Bei reinem Eisen hingegen beobachtet man nach Abkühlung auf Zimmerwärme nur das Umwandlungsgefüge, das Erstarrungsgefüge ist überdeckt. Es gibt eine ganze Reihe von Fällen, wo das Erstarrungsgefüge der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, das unter Umständen ganz wesentlichen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften des Materials ausübt, nur noch bei makroskopischer Betrachtung oder bei Beobachtung mit dem bloßen Auge sichtbar erscheint, während es bei starker Vergrößerung vollständig unsichtbar wird. So erscheint z. B. in den Tafelabb. 18 und 19, Taf. IV, die in 123 bzw. 1650facher Vergrößerung von einer gewalzten Rundstange eines Eisens mit 0,5% Kohlenstoff aufgenommen sind, nur das Umwandlungsgefüge, bestehend aus Ferrit und Perlit. Dagegen kann man in den Tafelabb. 43, Taf. VIII und 44, Taf. IX, in 3,12facher Vergrößerung nach Ätzung der Schilfe mit Kupferammoniumchlorid noch die Reste des Erstarrungsgefüges

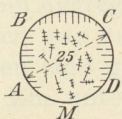


Abb. 203.

in dem gewalzten Rundstab erkennen. Tafelabb. 43 stellt einen Querschliff, Tafelabb. 44 einen Längsschliff durch denselben Rundstab vor. In Tafelabb. 43 sieht man noch links, rechts und oben Streifung nach Art der Abb. 203. Sie rührt her von der Erstarrung und den sich hierbei senkrecht zu den Abkühlungsflächen des erstarrenden Blocks langziehenden Schaumkammern. Tafelabb. 45, Taf. IX, gibt einen Teil des Querschliffes durch den zugehörigen gegossenen Block, aus dem der Rundstab gewalzt wurde, in 3,2facher Vergrößerung ebenfalls nach Ätzung mit Kupferammoniumchlorid wieder. Die im Lichtbild oben gelegene Kante entspricht einem Teil der Blockoberfläche  $BC$  in Abb. 204. Senkrecht zu dieser sind durch die hellen Ferritbänder langgestreckte Zellen abgegrenzt. In größerer Entfernung von der

Blockoberfläche (in Tafelabb. 45 nach unten zu) verliert sich die Ausbildung der langgestreckten Zellen; sie werden mehr körnig. Die Ecke rechts unten in Tafelabb. 45 entspricht ungefähr der Mitte des Blockes  $M$  in Abb. 204. Die von der Erstarrung herrührenden langgestreckten Schaumkammern senkrecht zu den Abkühlungsflächen des Blocks sind beim Auswalzen zum Rundstab gefaltet und verfilzt, wie es die Tafelabb. 43 und 44 erkennen lassen. Das Rundeisen ist nur aus der Hälfte des Blockes  $ABCD$  in Abb. 204 hergestellt, da der Block durch die Schnittebene  $AD$  vor dem Walzen längs geteilt wurde. Dementsprechend sind die Spuren der langgestreckten Schaumkammern im gewalzten Material nur an den drei Seiten  $AB$ ,  $BC$ ,  $CD$  sichtbar, wie Tafelabb. 43 in Übereinstimmung mit Abb. 203 dartut. Auf der vierten Seite  $AMD$  dagegen sind solche Spuren nicht vorhanden, weil diese Seite keiner Blockoberfläche entspricht<sup>1)</sup>.

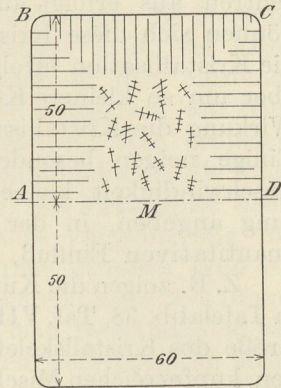


Abb. 204.  
Blockquerschnitt.

Aus dem Gesagten ist, wie bereits früher erwähnt (237), die Lehre zu ziehen, daß die Gefügeuntersuchung stets mit dem bloßen Auge und sodann mit den schwächsten Vergrößerungen zu beginnen hat. Verfällt man in den Fehler, alle Beobachtungen gleich mit den stärksten Vergrößerungen vorzunehmen, so gleicht man trotz des mit dem Mikroskop bewaffneten Auges einem Kurzsichtigen, der über den nächsten Umkreis nicht hinaussehen kann, und man übersieht dann die wichtigen Spuren des Erstarrungsgefüges, von dem oft die Festigkeitseigenschaften des Materials in ebenso hohem, wenn nicht höherem Maße abhängen, als von dem eigentlichen Kleingefüge.

Vor einem häufig gemachten Fehler soll hier gewarnt werden. Man soll sich hüten, aus dem bloßen Aussehen des Gefüges heraus Schlüsse auf die Wirkung zu ziehen, die das Gefüge auf die mechanischen Eigenschaften des Materials ausübt. Hierbei täuscht man sich in der Regel. Der wissenschaftliche Weg ist der, daß man durch unmittelbare Versuche bei den einzelnen Metallen und Legierungen in verschiedenen Zuständen den Zusammenhang zwischen Gefügebildung und mechanischen Eigenschaften ermittelt. Erst nach Ermittlung des Gesetzes, dem dieser Zusammenhang unterliegt, kann man mit Aussicht auf Erfolg aus gewissen Kennzeichen im Gefüge auf bestimmte Eigenart im mechanischen Verhalten der Legierung schließen. Davon, daß der vermutete gesetzmäßige Zusammenhang auch tatsächlich besteht, und daß nicht auf Grund einiger Fälle eine unzulässige Verallgemeinerung gemacht wird, muß man sich aber durch sehr scharfe Kontrolle überzeugen. Man verfährt hierbei am zweckmäßigsten so, daß man durch einen Unbeteiligten die in Betracht kommenden Materialien auf die mechanischen Eigenschaften prüfen läßt und ohne Kenntnis der Ergebnisse dieser Prüfung die Folgerungen angibt, die man auf Grund des Gefüges ziehen zu können glaubt. Die Ergebnisse der mechanischen und der Gefügeuntersuchung werden dann gegenseitig ausgetauscht. Erst dann wird man erkennen, inwieweit der vermutete Zusammenhang zwischen Gefüge und mechanischen Eigenschaften wirklich besteht.

**259.** Die Größe der sich bei der Erstarrung oder der Umwandlung bildenden Kristallkörner ist unter sonst gleichen Umständen im wesentlichen abhängig von der Geschwindigkeit, mit der die Abkühlung während der Kristallisationsperiode vor sich geht. Je langsamer der Durchgang durch diese Temperaturzone ist, um so größer werden im allgemeinen die Kristallkörner und umgekehrt. Es gilt hier dasselbe Gesetz,

<sup>1)</sup> Ähnliche Untersuchungen sind zuerst ausgeführt worden von Siegfried Stein, *L<sub>3</sub> 21*.

das für die Kristallisation aus Lösungen, z. B. aus wässrigen Lösungen besteht. Je langsamer die Kristallisation vor sich geht, von um so weniger Kristallisationszentren aus erfolgt das Wachstum des kristallisierenden Stoffes, um so weiter können sich diese Kristalle ausbilden, bis sie sich gegenseitig stören; je schneller die Kristallisation erfolgt, von um so mehr Zentren aus setzt sie an, um so mehr, aber um so kleinere Körner werden erzielt. Selbstverständlich ist die quantitative Wirkung der Kristallisationsgeschwindigkeit bei verschiedenen Stoffen verschieden. Einige neigen besonders zu grober Kristallisation, andere ergeben bei derselben Geschwindigkeit kleinere Körner. Man kann also im allgemeinen nur die Richtung angeben, in der die Kristallisationsgeschwindigkeit wirkt, nicht aber den quantitativen Einfluß, den sie bei einem bestimmten Stoff ausübt.

Z. B. zeigen die Kupfer-Zinn-Legierungen mit etwa 12% Zinn Kornbildung wie in Tafelabb. 38, Taf. VII (vgl. 257). Die Größe der Körner wird bedingt durch die Größe des Kristallskeletts der sich zuerst aus der flüssigen Legierung ausscheidenden kupferreichen Mischkristalle. Je langsamer die Legierung durch die Kristallisationsperiode hindurchgeht, die durch den Abstand der übergeordneten Punkte im  $c, t$ -Bild angegeben wird, um so gröber wird dies Skelett und um so gröber werden die Körner. Bei rascher Abkühlung, z. B. in Metallformen (Kokillen), erhält man wesentlich feinere Körnung.

Nahezu kohlenstofffreies Eisen erstarrt etwas oberhalb 1500 C°. Das Erstarrungsgefüge und damit die Größe der bei der Erstarrung entstehenden Körner wird hierbei, wie oben gesagt, bedingt durch die Geschwindigkeit des Durchlaufens durch die Erstarrungstemperatur. Nach Abkühlung auf 900 C° tritt Umwandlung im Eisen ein, indem das Eisen aus der  $\gamma$ - in die  $\beta$ -Form übergeht (71); die letztere wandelt sich ihrerreits bei etwa 780 C° in die  $\alpha$ -Form um. Die Umwandlung  $\beta \rightarrow \alpha$  scheint, soweit sich bisher übersehen läßt, von keiner wesentlichen Änderung des Gefüges begleitet zu sein. Dagegen tritt bei 900 C° als Begleiterscheinung der Umwandlung  $\gamma \rightarrow \beta$  eine durchgreifende Umkristallisation im Eisen ein.

Es bildet sich eine neue Körnung, die die Erstarrungskörnung überdeckt und so der unmittelbaren Beobachtung im wesentlichen entzieht. Auch bei der Umwandlung bei 900 C° hängt die Größe der sich neubildenden Körner wesentlich von der Geschwindigkeit ab, mit der das Metall durch die Umwandlungstemperatur (oder bei Gegenwart von Kohlenstoff durch das Umwandlungsintervall) hindurchgeführt wird.

Abb. 205 gibt hierfür ein Beispiel. Zwei Probestücke gleicher Abmessungen aus einem sehr kohlenstoffarmen Kesselblechflußeisen wurden in gleicher Weise auf 1120 bis 1125 C° erhitzt und dann mit verschiedener Geschwindigkeit auf 680 C° abgekühlt. Bei der einen Probe erfolgte diese Abkühlung innerhalb  $1\frac{1}{4}$  Minute, bei der anderen in 7 Stunden 40 Minuten. Dementsprechend ist das

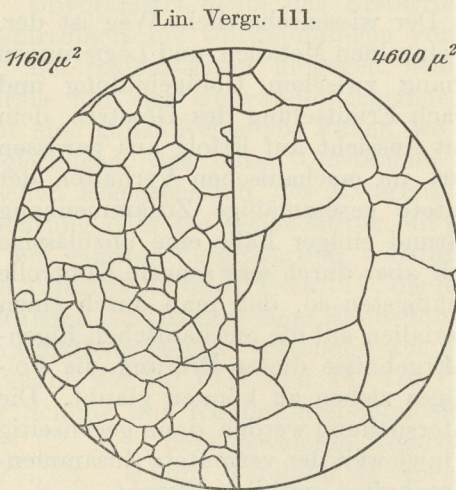


Abb. 205.

Erhitzung auf 1120—1125 C° in 50 Minuten.  
Abkühlung auf 680 C° in  
 $1\frac{1}{4}$  Min. | 7 Std. 40 Min.

bei 900 C° erzeugte Umwandlungsgefüge nach der schnellen Abkühlung feinkörnig (Abb. 205 links in 111facher Vergrößerung), das nach der langsamen Abkühlung gröber körnig (Abb. 205 rechts,  $V=111$ ). Die durchschnittliche Fläche eines Kornes ist im ersten Falle  $1160 \mu^2$ , im zweiten  $4600 \mu^2$  ( $1 \mu = 0,001 \text{ mm}$ ).

Zuweilen ist es für die Beurteilung der Vorbehandlung des Materials von Wichtigkeit, wenigstens vergleichsweise über die Geschwindigkeit des Durchgangs durch die Umwandlungstemperatur unterrichtet zu sein. Hierüber gibt die Messung der durchschnittlichen Korngröße Aufschluß. Sie erfolgt z. B. bei Eisen nach Ätzung mit Kupferammoniumchlorid. Dadurch werden in den einzelnen Körnern die Ätzfiguren sichtbar, und es lassen sich, wie früher angegeben, mit Hilfe der Ätzfiguren die Grenzen der Körner mit Sicherheit feststellen. Man projiziert mittels des Projektionsokulars einen bestimmten Teil des Schlibbildes in die Balgkammer, in der an Stelle der Mattscheibe eine durchsichtige, mit Pauspapier überspannte Glasscheibe eingesetzt ist. Man wählt eine schwache Vergrößerung, damit das Gesichtsfeld und die Zahl der zu messenden Körner ziemlich groß ist. In der Regel wähle ich eine Vergrößerung, die eine Korndicke von etwa 5—10 mm auf der Mattscheibe liefert. Auf dem Pauspapier zeichnet man freihändig so viel von den Korngrenzen nach, als bereits bei dieser schwachen Vergrößerung sichtbar sind. Diese Zeichnung ist nur als allgemeines Gerippe gedacht; in dieses wird dann unter Beobachtung mit dem Auge nach Zurückschieben der Balgkammer bei stärkerer Vergrößerung (bis zum deutlichen Erkennen der Ätzfiguren, wozu unter Umständen Verwendung von Ölimmersion erforderlich ist) die wirkliche Umgrenzung der Körner freihändig eingezeichnet, wie sie sich auf Grund des Ätzgefüges ergibt. Es kommt bei der Arbeit weniger auf genaue Zeichnung des Verlaufs der Korngrenzen an, als vielmehr darauf, daß die Anzahl der Körner der Wirklichkeit möglichst genau entspricht. Alsdann umgrenzt man das ganze Gesichtsfeld in der Pause so, daß nur ganze Körner von der Umgrenzung umschlossen werden, daß also die Umgrenzungslinie nicht durch Körner hindurchgeht; mittels des Planimeters mißt man die so umgrenzte Gesamtfläche  $F$  in qmm. Man zählt die einzelnen in der Fläche enthaltenen Körner aus, die Anzahl sei  $n$ . Bei der angewendeten linearen Vergrößerung  $V$  kommen dann auf ein Korn im Durchschnitt  $F/n$  qmm. Dies Maß hat man noch auf die natürliche Größe zurückzuführen, was durch Division mit  $V^2$  geschieht. Da man die Korngröße meist in der Einheit  $\mu^2 = 10^{-6}$  qmm angibt, erhält man die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$

$$\varphi_m = \frac{F}{n} \cdot \frac{10^6}{V^2} \quad \text{Einheit } \mu^2.$$

Verwendet man genügend große Gesichtsfelder und verläßt sich nie auf den Augenschein, sondern immer nur auf die durch das Ätzgefüge gekennzeichneten Korngrenzen, so wird der Wert  $\varphi_m$  bei wiederholter Bestimmung recht übereinstimmend gefunden, vorausgesetzt, daß nicht an verschiedenen Stellen des Schliffes infolge verschiedener Vorbehandlung des Materials die Körnung verschieden ist. In diesem Falle bietet gerade die Messung von  $\varphi_m$  ein Mittel, um die Unterschiede in der Körnung zahlenmäßig festzustellen.

Manchmal wechseln im Gefüge große und kleine Körner regellos miteinander ab, und es erscheint auf den ersten Blick, als ob die Messung der durchschnittlichen Korngröße wenig Wert haben könnte. Es ist jedoch hier, wie beim durchschnittlichen Lebensalter des Menschen; das Lebensalter ist bei den verschiedenen Menschen sehr verschieden; aber das aus einer genügenden Zahl von Einzelbeobachtungen berechnete durchschnittliche Lebensalter ist eine recht wenig schwankende Zahl, die für Versicherungsberechnungen von besonderem Wert ist.

Zuweilen kann man sich die Arbeit der Aufzeichnung der Körner erleichtern, indem man statt der Handzeichnung auf Pauspapier ein Lichtbild herstellt. In dieses kann man dann bei stärkerer Vergrößerung an der Hand des Ätzgefüges die tatsächlichen Korngrenzen einzeichnen. Für den Anfänger ist dieses Ver-



fahren vorzuziehen. Es hat nur den Nachteil, daß man den Schliff im mikrographischen Apparat so lange unberührt lassen muß, bis die Kopie des Lichtbildes fertig ist; in der Zwischenzeit ist aber der Apparat für andere Benutzung gesperrt.

Innerhalb einer erstarrten Eisenprobe kann man die Korngröße beliebig verändern, man kann sie sowohl vergrößern, als auch verkleinern. Man braucht nur das Material bis zu einer oberhalb der Umwandlungszone liegenden Temperatur zu erhitzen und dann mit entsprechender Geschwindigkeit die Abkühlung durch die betreffende Umwandlungszone hindurch vor sich gehen zu lassen.

Ähnliches kann man innerhalb jeder erstarrten Legierung oder jedes erstarrten Metalles bewerkstelligen, wenn unterhalb der Erstarrungstemperatur noch eine oder mehrere Umwandlungen stattfinden, die Umkristallisation bewirken. Dagegen besteht diese Möglichkeit nicht in solchen Metallen oder Legierungen, die unterhalb der Erstarrung keine solchen Umwandlungen erleiden, wie z. B. das Kupfer. Dann kann man die Größe  $\varphi_m$  (durchschnittliche Korngröße), die durch die Erstarrung bedingt worden ist, durch Änderung der Abkühlungsgeschwindigkeit des erstarrten Metalles nicht mehr verkleinern; man hat nur einen Einfluß darauf, sie zu vergrößern, wie später gezeigt werden soll.

**260.** Bisher sind die Einflüsse besprochen worden, die die Art der Abkühlung auf die Korngröße ausübt. Es handelt sich nun auch darum, zu erkennen, welcher Einfluß der Art der Erhitzung zukommt. Die bisherige Erfahrung führt zu folgendem Gesetz: Die Kristallkörner innerhalb eines Metalles oder einer Legierung streben dahin, daß bei gegebener Masse die Summe aller Begrenzungsflächen der Körner den kleinsten Wert annimmt. Das Endziel dieses Bestrebens würde bei einem reinen Metall sein, daß die gegebene Masse aus nur einem einzigen Kristall besteht; denn dann ist die Summe der Begrenzungsflächen am kleinsten. Können die Körner innerhalb eines metallischen Stoffes diesem Bestreben nachkommen, so heißt das mit anderen Worten, die durchschnittliche Korngröße wächst, und die Zahl der Körner nimmt ab. Hierzu ist aber eine gewisse Beweglichkeit der kleinsten Teilchen der Körner erforderlich, die mit steigender Temperatur im allgemeinen wächst. Das Wachsen der Körner kann also in um so kürzerer Zeit vor sich gehen, je höher die Temperatur des metallischen Stoffes ist. Bei niederen Temperaturen ist die Geschwindigkeit des Wachstums der Körner in vielen Fällen unendlich klein, so daß die Zeit, die zur meßbaren Vergrößerung der durchschnittlichen Korngröße erforderlich ist, unendlich groß wäre; d. h. mit anderen Worten, Wachstum tritt nicht ein. Bei gesteigerter Temperatur werden die Körner ihrem Wachstumsbestreben bis zu einem gewissen Grade nachkommen können. Die eintretende Änderung vollzieht sich um so schneller und deutlicher, je höher die Temperatur wird.

Wir können das in dem obigen Gesetz gekennzeichnete Bestreben der Körner als ein Streben nach einem Gleichgewichtszustand auffassen; aber nicht nach einem Gleichgewichtszustand im Sinne der Phasenlehre, denn diese sagt über die chemische Zusammensetzung der Phasen, nicht aber über ihre Verteilung und Umgrenzung etwas aus. Das obige Gleichgewicht ist somit nicht ein Phasengleichgewicht, sondern ein Gefügegenleichgewicht. Wir wollen es kurz als das Gleichgewicht der Korngröße bezeichnen.

Soweit sich die Erscheinungen bis jetzt überblicken lassen, gelangt man zu folgendem allgemeinen Schaubild (Abb. 206) über das Wachsen der Korngröße bei gesteigerter Temperatur. Hierbei ist zunächst vorausgesetzt, daß in dem erstarrten metallischen Stoff keine Umwandlungen eintreten. Die Zeit  $z$ , während der die Temperatur  $t$  einwirkt, ist als Abszisse, die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$ , die nach  $z$  Stunden Erhitzung bei Temperatur  $t$  erzielt wird, als Ordinate verwendet.

Die Zahl der Körner nimmt mit steigendem  $\varphi_m$  innerhalb eines gegebenen Volumens des metallischen Stoffes ab. Infolge einer bestimmten Durchgangsgeschwindigkeit durch die Erstarrungszone sei eine bestimmte anfängliche Korngröße  $\varphi_{m_0}$  erzielt (259), und diese ist bis zur gewöhnlichen Temperatur beibehalten worden. Unterhalb einer bestimmten Grenztemperatur  $t_1$ , die für verschiedene Metalle und Legierungen und auch für ein und denselben metallischen Stoff je nach der vorausgegangenen Vorbehandlung verschieden hoch liegen kann, ist die Änderung von  $\varphi_m$  als unendlich langsam vor sich gehend aufzufassen. Die Abhängigkeit der Größe  $\varphi_m$  von der Zeit würde also für Temperaturen unterhalb und gleich  $t_1$  im Schaubild durch die Wagerechte durch  $\varphi_{m_0}$  veranschaulicht. Wird diese Grenztemperatur  $t_1$  überschritten, so nimmt die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$  mit der Zeit etwas zu und nähert sich für jede Temperatur asymptotisch einem Grenzwert, etwa so wie es die Schaulinien  $t_2$  und  $t_3$  andeuten. Wird die Temperatur weiter gesteigert, z. B. auf  $t_4$ , so hat die Kurve ähnlichen Verlauf; der asymptotisch erreichte Grenzwert liegt aber höher usw. Das Wachsen von  $\varphi_m$  geht also um so schneller vor sich und bis zu einem um so höheren Grenzwert, je höher die Temperatur ist. Durch den Schmelzpunkt des Materials wird die höchste zur Verfügung stehende Temperatur nach oben abgegrenzt<sup>1)</sup>.

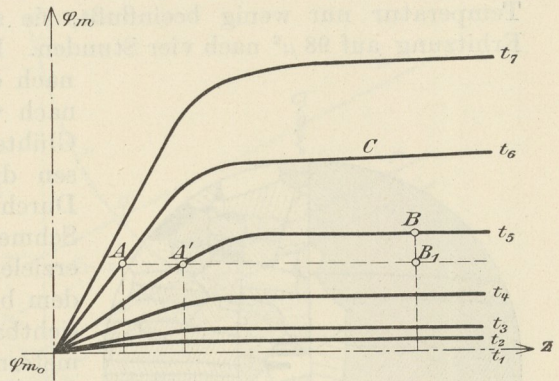


Abb. 206.

Hat der metallische Stoff durch genügend lange Dauer der Erhitzung beispielsweise bei  $t_6$  den dieser Temperatur entsprechenden Grenzwert erreicht, so vermag darauffolgendes Glühen bei Temperaturen unterhalb  $t_6$  keine Änderung der Korngröße mehr hervorzubringen. Änderung ist erst möglich bei Überschreiten der Temperatur  $t_6$ . Hat aber das Glühen bei  $t_6$  nicht genügend lange angehalten, so daß z. B. erst die durch den Punkt A angedeutete Wirkung erreicht ist, so ist es sehr wohl möglich, durch genügend langes Glühen z. B. bei  $t_5$  weiteres Wachstum der Körner herbeizuführen, da ja der Punkt B auf der Kurve  $t_5$  höher liegt, als der Punkt A auf der Linie  $t_6$ .

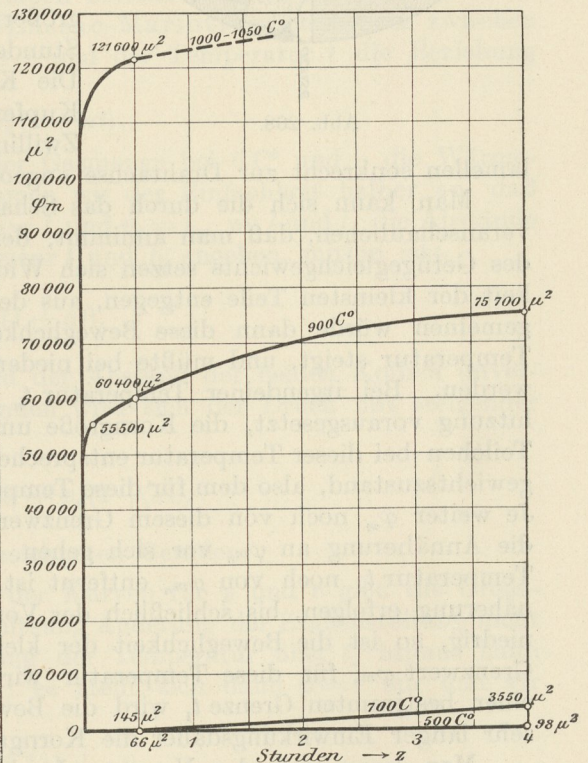


Abb. 207.

Zur Bestätigung des Gesagten sei folgendes Beispiel (Abb. 207), das einer nicht veröffentlichten Arbeit des Materialprüfungsamtes entnommen ist, angeführt.

<sup>1)</sup> Es ist wahrscheinlich, daß nicht nur die beiden Veränderlichen  $z$  und  $t$  die Korngröße  $\varphi_m$  beeinflussen, sondern daß auch die Abmessungen des erhitzten Probestücks eine Rolle spielen.

Die Bezeichnung in Abb. 207 ist dieselbe wie in Abb. 206. Ein ursprünglich kaltgezogener Kupferdraht von 4 mm Durchmesser wurde verschieden lang bei verschiedenen Temperaturen geglüht. Bei etwa  $500\text{ C}^\circ$  ist die Wirkung des Kaltziehens beseitigt. Die Korngröße wird durch lange fortgesetztes Erhitzen bei dieser Temperatur nur wenig beeinflusst, sie steigt von etwa  $66\ \mu^2$  nach halbstündiger Erhitzung auf  $98\ \mu^2$  nach vier Stunden. Bei  $700\text{ C}^\circ$  ist die Wirkung schon kräftiger;

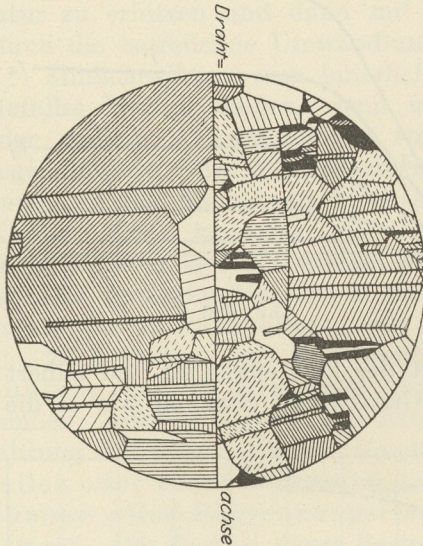


Abb. 208.

nach einer halben Stunde ist die Korngröße  $145$ , nach vier Stunden  $3550\ \mu^2$ . Je höher nun die Glüh Temperatur steigt, um so schneller wachsen die Körner und um so größer wird  $\varphi_m$ . Durch andauerndes Glühen dicht unter dem Schmelzpunkt des Kupfers kann man Körner erzielen, die auf der Drahtoberfläche bereits mit dem bloßen Auge ohne vorausgegangene Ätzung sichtbar sind, und deren Größe mit dem Millimetermaßstab festgestellt werden kann.

Tafelabb. 22, Taf. IV, gibt bei 365facher Vergrößerung die Körnung des Drahtes im Querschliff (nach Ätzung mit ammoniakalischem Kupferammoniumchlorid) nach halbstündiger Erhitzung bei  $500\text{ C}^\circ$ . Abb. 208 zeigt bei 29facher Vergrößerung rechts den eine halbe, links den  $2\frac{1}{2}$  Stunde bei  $1015\text{ C}^\circ$  geglühten gleichen Draht. Die Körner sind außerordentlich grob. Für Kupfer kennzeichnend ist hierbei die vielfache Zwillingsbildung, wobei die einzelnen Zwillings-

lamellen senkrecht zur Drahtachse angeordnet sind (E. Heyn, *L*<sub>3</sub> 22).

Man kann sich die durch das Schaubild 206 verkörperte Sachlage dadurch veranschaulichen, daß man annimmt, dem Wachsen der Körner unter Anstreben des Gefügegleichgewichts setzen sich Widerstände infolge der geringen Beweglichkeit der kleinsten Teile entgegen, aus denen die Körner aufgebaut sind. Im allgemeinen würde dann diese Beweglichkeit um so größer werden, je höher die Temperatur steigt, und müßte bei niederen Temperaturen als sehr gering geschätzt werden. Bei irgendeiner Temperatur  $t_n$  müßte sich dann, genügend lange Erhitzung vorausgesetzt, die Korngröße um ein bestimmtes, der Beweglichkeit der Teilchen bei dieser Temperatur entsprechendes Maß dem endgültigen Gefüge-Gleichgewichtszustand, also dem für diese Temperatur  $t_n$  geltenden Grenzwert  $\varphi_{m_n}$  nähern. Je weiter  $\varphi_m$  noch von diesem Grenzwert  $\varphi_{m_n}$  entfernt ist, um so schneller muß die Annäherung an  $\varphi_{m_n}$  vor sich gehen. Je weniger  $\varphi_m$  bei der gleichbleibenden Temperatur  $t_n$  noch von  $\varphi_{m_n}$  entfernt ist, um so langsamer wird die weitere Annäherung erfolgen, bis schließlich der Vorgang unendlich langsam verläuft. Ist  $t_n$  niedrig, so ist die Beweglichkeit der kleinsten Teilchen entsprechend gering, der Grenzwert  $\varphi_{m_n}$  für diese Temperatur wird daher sehr niedrig liegen. Unterhalb einer bestimmten Grenze  $t_1$  wird die Beweglichkeit so klein sein, daß selbst bei sehr langer Einwirkungs dauer die Korngröße  $\varphi_m$  nicht merkbar wächst.

Man kann sich den Vorgang durch folgenden Vergleich grob versinnlichen, wobei aber bemerkt werden muß, daß der Vergleich natürlich nicht in unbeschränktem Maße verwendbar ist. Das Bestreben der Metallkörner, die Grenzen so zu verschieben, daß das zur Verfügung stehende Metallvolumen möglichst nur aus einem einzigen Korn gebildet wird, ist vergleichbar mit dem Bestreben eines Gases, den größtmöglichen Raum einzunehmen. In einem Zylinder (Abb. 209) mögen zwei Kolben  $a$  und  $a'$  spielen. Zwischen ihnen befinde sich eine bestimmte

Menge eines Gases. Zwischen der Zylinderwand und dem Kolben herrsche die Reibung  $r$ , die mit steigendem Wärmegrad nach dem in Abb. 210 durch die Linie  $r$  dargestellten Gesetz abnehmend vorausgesetzt werde. Dies wäre z. B. dann denkbar, wenn die Dichtung zwischen Zylinder und Kolben mittels pechartiger Stoffe bewirkt würde, die bei niedrigerer Temperatur hart sind, also große Reibung  $r_t$  hervorrufen, bei höheren Temperaturen dagegen weich werden und geringere Reibung lie-

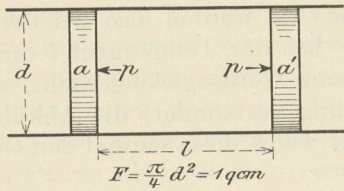


Abb. 209.

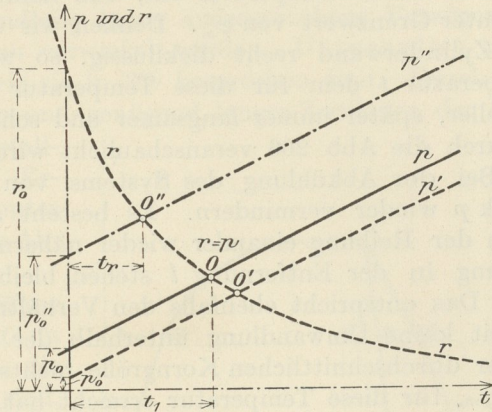


Abb. 210.

fern. In dem Raum zwischen den Kolben herrsche der mit der Temperatur veränderliche Druck  $p$ ; außerhalb der Kolben bestehe Luftleere, also  $p=0$ . Bei einer Temperatur  $t$  muß nach dem Gay-Lussac-Mariotteschen Gesetz zwischen dem Druck  $p$ , dem Volumen des Gases  $v$  und der Temperatur  $t$  die Beziehung bestehen:

$$pv = p_0 v_0 (1 + \alpha t),$$

worin  $p_0$  und  $v_0$  Druck und Volumen der Gasmenge bei  $0\text{ C}^\circ$  und  $\alpha$  die Wärmeausdehnungszahl des Gases bedeuten. Nehmen wir der Einfachheit halber an, daß die Kolbenfläche  $1\text{ qcm}$  beträgt, so ist  $v=l$  und  $v_0=l_0$ , wo  $l$  und  $l_0$  die Abstände der Kolben voneinander bei der Temperatur  $t$  und  $t_0$  angeben, mithin ist:

$$p = \frac{p_0 l_0}{l} (1 + \alpha t).$$

Bei Temperaturen, bei denen  $r > p$ , wird der Abstand der beiden Kolben unverändert  $l_0$  bleiben. Unter diesen Umständen wird sich der Druck mit steigender Temperatur wie folgt ändern:

$$p = \frac{p_0 l_0}{l_0} (1 + \alpha t) = p_0 (1 + \alpha t),$$

entsprechend der in Abb. 210 mit  $p$  bezeichneten Geraden.

Die Abszisse des Schnittpunktes  $O$  der Kurven für  $p$  und  $r$  gibt die Grenztemperatur  $t_1$  an, bis zu welcher die Erhitzung Änderung der Kolbenstellung nicht zu erzielen vermag. Erst bei Steigerung der Temperatur über  $t_1$  hinaus kann der Druck  $p$  die Reibung  $r$  überwinden; es stellt sich dann  $p=r$  ein und wird erhalten:

$$p = r = \frac{p_0 l_0}{l} (1 + \alpha t),$$

$$l = \frac{p_0 l_0}{r} (1 + \alpha t).$$

Steigt die Temperatur  $t$ , so wächst in dieser Gleichung rechts der Zähler, während die Reibung  $r$  abnimmt, mithin wird mit steigender Temperatur  $l$  größer, und jeder Temperatur entspricht ein bestimmter Wert von  $l$ .

Auf das Wachstum der Kristallkörner übertragen, ergibt sich das oben ausgesprochene Gesetz. Unterhalb einer gewissen Grenztemperatur  $t_1$  bleibt  $l$ , d. h. die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$ , unverändert. Vergrößerung von  $\varphi_m$  tritt erst oberhalb dieser Temperatur ein, und dann entspricht jeder Temperatur  $t$  ein bestimmter Grenzwert von  $\varphi_m$ . Denken wir uns das Schmiermittel zwischen Kolben und Zylinderwand recht dickflüssig, so wird sich  $l$  und damit auch  $\varphi_m$  für die Temperatur  $t$  dem für diese Temperatur geltenden Grenzwert von  $\varphi_m$  anfangs schneller, später immer langsamer und schließlich unendlich langsam nähern, wie es durch die Abb. 206 veranschaulicht wird.

Bei der Abkühlung des Systems von der Temperatur  $t$  aus wird sich der Druck  $p$  wieder vermindern. Es besteht aber keine Kraft, die die Kolben entgegen der Reibung einander wieder nähern könnte. Sie werden also bei der Abkühlung in der Entfernung  $l$  stehen bleiben, die bei der Temperatur  $t$  erreicht war. Das entspricht ebenfalls den Verhältnissen beim Gefügegleichgewicht, da ja (soweit keine Umwandlung unterhalb der Erstarrung stattfindet) die Abkühlung an der durchschnittlichen Korngröße nichts ändert, wenn diese einmal den Grenzwert  $\varphi_m$  für diese Temperatur erreicht hat.

Anders ist es dagegen, wenn bei der Erhitzung auf eine bestimmte Temperatur, z. B.  $t_6$  in Abb. 206, die Zeit  $z$  nicht ausreichend war, um den der Temperatur  $t_6$  zukommenden Höchstwert der Korngröße entsprechend dem Punkte  $C$  zu erzielen, daß beispielsweise nur die durch Punkt  $A$  dargestellte Korngröße erreicht ist. Alsdann kann während genügend langsamer Abkühlung von  $t_6$  nach  $t_5$  während einer Zeit, die z. B. der Abszisse von  $B$  entspricht, Annäherung an den Wert  $B$  erfolgen. Dieser Punkt liegt höher als  $A$ ; es würde also während der Abkühlung noch weitere Steigerung der Korngröße möglich sein.

Unmöglich ist dagegen die Steigerung der Korngröße während der Abkühlung, wenn während der Erhitzung bei  $t_6$  der Grenzwert  $C$  erreicht wurde. Dann hat die Abkühlung, wenn unsere Überlegung in allen ihren Folgerungen richtig ist, keinen Einfluß mehr. Die Abkühlung, gleichgültig ob sie schnell oder langsam vor sich geht, ändert nichts an dem Gefügegleichgewicht, das durch den Punkt  $C$  ausgedrückt wird.

Die Grenztemperatur  $t_1$ , bei der die Möglichkeit besteht, die durchschnittliche Korngröße  $\varphi_m$  zu steigern, ist, wie bereits Seite 213 angedeutet, nicht unveränderlich für denselben metallischen Stoff. Sie hängt von der vorausgegangenen Vorbehandlung desselben ab. Denn der Abstand  $l_t$  der beiden Kolben, der nach der Erhitzung auf  $t$  erreicht wurde, bleibt während der Abkühlung (abgesehen von dem soeben verzeichneten Ausnahmefall) unverändert. Erhitzen wir aufs neue, so ist statt des früheren Wertes  $l_0$  jetzt der Grenzwert  $l_t$  einzusetzen. Damit ist auch der Druck  $p_0$  bei der Temperatur 0 kleiner geworden, als der frühere Wert  $p_0$ . Die Änderung des Druckes bei unverändertem Volumen wird nun dargestellt durch die punktierte Linie  $p'$  in Abb. 210. Der Schnittpunkt der Linien  $p'$  und  $r$  liegt bei höherer Temperatur als  $t_1$ , entsprechend der Abszisse von  $O'$ . Erst nach Überschreiten dieser kann weitere Vergrößerung der Körner erfolgen. Die untere Grenze  $t_1$  erscheint also um so höher gerückt, je weiter durch die vorausgehende Erhitzung die Korngröße bereits gesteigert worden ist. Die Korngröße kann nicht nur durch vorausgehendes Glühen, sondern auch durch die Erstarrung auf ein bestimmtes, dem Wert  $l_t$  entsprechendes Maß gebracht werden.  $l_t$  ist um so kleiner, je rascher die Erstarrung vor sich ging, und je kleiner damit die ursprüngliche Korngröße ist. Je kleiner  $l_t$ , um so niedriger liegt die Grenztemperatur  $t_1$ . Ist infolge langsamer Erstarrung  $l_t$  sehr groß, so rückt  $t_1$  sehr hoch und man kann daher erst durch Glühen bei sehr hohen Temperaturen Steigerung der Korngröße erzielen.

**261.** Wir wollen jetzt die Voraussetzung aufheben, daß die metallischen Stoffe unterhalb der Erstarrung keine Umwandlung mehr durchmachen, und ein Metall betrachten, das unterhalb der bei  $T$  erfolgten Erstarrung bei der Temperatur  $t_u$  eine Umwandlung aus der Modifikation  $A'$  in die Modifikation  $A$  erfährt. Vorausgesetzt werde, daß diese Umwandlung keine ausgesprochene Verzögerung erleide, damit die Verhältnisse nicht allzu verwickelt werden. Unterhalb  $t_u$  kann das Metall denselben Gesetzen folgen, wie sie in 260 besprochen sind. Durch Erhitzen bei genügend hohem Wärmegrade und genügend langer Zeitdauer der Einwirkung kann die Korngröße der  $A$ -Kristallkörner gesteigert werden. Sind durch Erhitzung die  $A$ -Körner auf ein bestimmtes Maß gebracht, so läßt sich dieses bei der Abkühlung nicht wieder verringern.

Geht man jedoch mit der Erhitzung über  $t_u$  hinaus, etwa nach der Linie  $ABC$  in Abb. 211, worin die Zeiten als Abszissen, die Temperaturen als Ordinaten verwendet sind, so werden bei  $B$  die Körner der  $A$ -Form verschwinden und durch Körner der  $A'$ -Form ersetzt. Diese gehorchen nun ebenfalls den Gesetzen, die in 260 dargelegt sind. Sie wachsen bei genügend langer und genügend hoher Erhitzung. Kühlt man nun ab, etwa nach der Linie II in Abb. 211, so wird sich über  $CB_2$  die Korngröße der  $A'$ -Kristalle nicht ändern (abgesehen von dem Fall, daß bei  $C$  der für diese Temperatur gültige Grenzwert von  $\varphi_m$  noch nicht erreicht und so noch eine gewisse Steigerung der Korngröße während der Abkühlung möglich ist). Bei  $B_2$  findet der Übergang  $A' \rightarrow A$  mit völlig neuer Kristallisation statt, die die ursprüngliche Kristallisation von  $A'$  überdeckt. Diese Kristallisation unterliegt nun dem in 259 mitgeteilten Gesetz. Je schneller der Durchlauf durch  $t_u$  ist, um so kleiner werden die Kristalle von  $A$  sein, und umgekehrt. Man wird also die kleinste Körnung bekommen, wenn man sehr rasch abkühlt, etwa nach I in Abb. 211, etwas gröbere Körnung wird bei der Abkühlung nach II und noch gröbere bei der nach III erzielt.

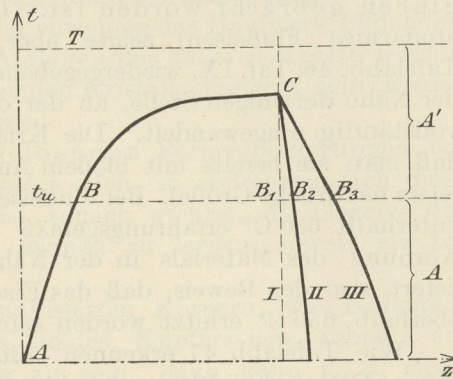


Abb. 211.

Im vorliegenden Falle können wir sonach die Korngröße der  $A$ -Kristalle auf ein beliebiges Maß bringen, und zwar ein größeres oder kleineres als im Anfangszustand, der dem Koordinatenanfang  $A$  entspricht. Dies ist aber nur dadurch möglich geworden, daß wir bei der Erhitzung über die Grenze  $t_u$  hinausgegangen sind. Der Fall ist ganz analog dem, bei welchem man ein Metall über seinen Schmelzpunkt hinaus überhitzt und es dann der Abkühlung überläßt. Je nach der Geschwindigkeit des Durchlaufs durch die Erstarrungstemperatur kann man die Korngröße beliebig beeinflussen.

Ein Fall, wie ihn Abb. 211 darstellt, ist beim Eisen verwirklicht, das ja unterhalb der Erstarrung (etwa  $1510\text{ C}^\circ$ ) zwischen  $900$  und  $780\text{ C}^\circ$  die Umwandlung aus  $\gamma$ - in  $\beta$ -Eisen und aus  $\beta$ - in  $\alpha$ -Eisen erleidet. Wie in 259 gezeigt, kann man je nach der Abkühlungsgeschwindigkeit durch diese Umwandlungszone die Korngröße beliebig ändern. Bleibt man aber unter dieser Zone  $t_u$ , so kann man durch Erhitzen, gleichgültig, ob darauf langsame oder schnelle Abkühlung erfolgt, nur Vergrößerung der Körner von  $\alpha$ -Eisen, niemals aber Verminderung erreichen.

**262.** Die bisher besprochenen Gesetze über Gefügleichgewicht sind mehrfacher Anwendung fähig. Wir werden später sehen, daß sie beim Nachweis stattgehabter Überhitzung und ihrer Folgewirkung auf die mechanischen Eigenschaften

des Materials eine wichtige Rolle spielen. Sie ermöglichen auch den Nachweis, ob ein Material bei seiner Verarbeitung oder während seiner Benutzung höheren Wärmegraden ausgesetzt gewesen ist, wenn man die untere Grenze  $t_1$  kennt, bei der das Wachstum der Kristalle möglich ist. Sie gestatten den Nachweis verschieden schneller Abkühlung von Eisen und Eisenlegierungen an verschiedenen Stellen eines und desselben Werkstücks usw. Zur Erläuterung seien nur zwei Beispiele herausgegriffen:

a) Nachweis, daß ein ausgebeultes Kesselblech im Kessel zum Erglühen gebracht worden ist. Die in Betracht kommende Blechtafel (kohlenstoffarmes Flußeisen) zeigte über den größten Teil ihrer Ausdehnung das in Tafelabb. 46, Taf. IX, wiedergegebene feinkörnige Gefüge (etwa natürliche Größe). In der Nähe derjenigen Stelle, an der das Kesselblech ausgebeult war, war das Gefüge vollständig umgewandelt. Die Kristallkörner des Eisens sind derartig gewachsen, daß man sie bereits mit bloßem Auge sehen kann, wie Tafelabb. 47, Taf. IX, zeigt (etwa natürliche Größe). Bei Flußeisen findet eine wesentliche Änderung der Körnung unterhalb  $650\text{ C}^\circ$  erfahrungsgemäß nicht statt. Der Vergleich der verschiedenen Körnung des Materials in der Nähe und in größerer Entfernung von der Beule liefert also den Beweis, daß das Eisen nahe der Beule örtlich auf eine Temperatur oberhalb  $650\text{ C}^\circ$  erhitzt worden sein muß.

Wie Tafelabb. 47 erkennen läßt, sind unten im Bilde die Kristalle durch die ganze Dicke des Bleches grobkörnig ausgebildet; oben dagegen sind sie nur längs der Blechoberflächen grob, in der Mitte des Blechs dagegen feinkörniger. Diese Art des Wachstums findet man häufig; das Wachstum beginnt an den freien Oberflächen und setzt sich nach innen fort.

b) Erglühen von Kupferblech in einer Feuerkiste. Auch hier zeigte sich, daß das Blech an gewissen Stellen so grobe Körner zeigte, wie sie nur durch Erhitzen oberhalb der Temperatur von  $500\text{ C}^\circ$  im Kupfer erzeugt werden können. Tafelabb. 48, Taf. X, natürliche Größe.

**263.** In allen Fällen, bei denen es gelingt, nach Erhitzung bis oberhalb einer Umwandlungstemperatur  $t_u$  mittels sehr rascher Abkühlung (Abschrecken, z. B. im Wasser oder anderen Flüssigkeiten) die Umwandlung bei  $t_u$  während der Abkühlung ganz oder teilweise zu unterschlagen, kann das Metall durch diese Behandlung in einen Zustand mit wesentlich anderen Eigenschaften übergeführt werden als bei langsamer Abkühlung, falls seine Eigenschaften in der oberhalb  $t_u$  beständigen Form sich wesentlich von denen der unterhalb  $t_u$  beständigen unterscheiden.

Dies ist z. B. bei den Eisen-Kohlenstoff-Legierungen der Fall. Eine solche mit  $0,95\%$  Kohlenstoff besteht oberhalb  $t_u = 700\text{ C}^\circ$  aus homogenen Mischkristallen, zerfällt dagegen bei langsamer Abkühlung bei  $700^\circ$  in ein inniges Gemenge von Eisen und Karbid (Eutektikum = Perlit). In dem diesem Gefüge entsprechenden Zustande ist die Legierung verhältnismäßig weich, so daß sie gefeilt werden kann. Erhitzt man dagegen auf Temperaturen oberhalb  $700^\circ$  und schreckt plötzlich in Wasser ab, so wird die Umwandlung bei  $700\text{ C}^\circ$  während der Abkühlung verhindert; der Zerfall der homogenen Mischkristalle in den Perlit unterbleibt, und man erhält Körner eines Gefügebestandteils, der entweder vollkommen glatt ohne Kennzeichen weiterer Unterteilung, oder aus kleinen sich kreuzenden Nadelchen aufgebaut ist. Zeigt der Stahl dieses Gefüge, so ist er hart, nicht feilbar. Vgl. II B, 19.