

# GIESSEREI-ZEITUNG

Zeitschrift für das gesamte Giessereiwesen

Organ des Vereins Deutscher Giessereifachleute (E. V.)

Organ des Gesamtverbandes Deutscher Metallgiessereien

Hauptredakteur: Giesserei- und Maschinenbauingenieur Fr. Beck, geschäftsführendes Vorstandsmitglied des Vereins Deutscher Giessereifachleute

Verlag Rudolf Mosse, Berlin SW 19

Nr. 6

15. März 1921

XVIII. Jahrgang

Die Zeitschrift erscheint Anfang und Mitte jedes Monats. Jährlicher Bezugspreis 20 Mark, für das Ausland 40 Mark. Es bestehen durch persönliche Einreichung dieses Betrages an den Verlag der Giesserei-Zeitung, Berlin SW, Jerusalemstrasse 40-42, oder durch die Post (Postkonto des Postrevisionsamtes für 1921). Alle Zuschriften an redaktionellen Angelegenheiten sind zu richten an die „Schriftleitung der Giesserei-Zeitung, Berlin SW 19“. — Der *Insertionspreis* beträgt 1,50 M. und 20% Teuerungszuschlag für die dreimonatige Zeit nach Rudolf Mosses Normalsatz Nr. 14. Allseitige Inserenten-Ansicht *Annoncen-Expeditoren Rudolf Mosse*, Berlin SW, Bremen, Chemnitz, Dresden, Düsseldorf, Frankfurt a. M., Halle a. S., Hamburg, Hannover, Köln a. Rh., Leipzig, Magdeburg, Mannheim, München, Nürnberg, Stuttgart, Prag, Wien, Wetzlar, Zürich.

**INHALTS-VERZEICHNIS:** Der Gefügebau und seine Bedeutung für den Giessereibetrieb. Von Oberingenieur Czochralski in Frankfurt a. M. — Praktische Winke für das Enailieren von Gussteilen. — Umschau. — Handelsteil. — Marktbericht. — Patentschau. — Zeitschriftenschau. — Normungsarbeiten. — Vereins-Nachrichten.

## Der Gefügebau und seine Bedeutung für den Giessereibetrieb<sup>\*)</sup>.

Von Oberingenieur Czochralski in Frankfurt a. M.

### 1. Vorgänge beim Kristallisieren.

Es wird häufig versucht zu zeigen, welchen Wert theoretische Betrachtungen für die Praxis besitzen, aber nicht immer gelingt es, den Anschluss zwischen den beiden Gebieten zu schaffen. Auch die nachsichenden Ausführungen verfolgen den Zweck, diese beiden Gebiete zu überbrücken. Es wird nicht beabsichtigt, auf theoretische Abwege hinauszuleiten, daher sollen die wissenschaftlichen Erkenntnisse nur so weit berücksichtigt werden, als dies für das unbedingte Verständnis des ausgewählten Gebietes erforderlich ist. Es beginnt sich in neuerer Zeit eine berechtigte Skepsis gegenüber allzuweit schweifenden theoretischen Dingen bemerkbar zu machen. Eine gewisse Berührungsfäche wird aber zwischen beiden stets bleiben müssen. Es kann andernfalls leicht geschehen, dass sich beide ihre lebenswichtigsten Quellen verschliessen. In der Regel pflegt dann die Weiterentwicklung an diejenigen Stellen rückwirkend einzusetzen, an denen sie zweckwidrig unterbrochen wurde.

Bei den gewählten Beispielen handelt es sich durchweg um Dinge, die den Giessereifachmann auf Schritt und Tritt verfolgen und mit denen er sich doch eines Tages wird abfinden müssen. Allen diesen Fragen kommt technologisch gleich grosse Wichtigkeit zu.

In allererster Linie muss auf die Faktoren eingegangen werden, die die Korngrösse der Metalle bestimmen. Die grosse Bedeutung, die der Korngrösse für viele Zweige der Industrie und Technik zukommt, ist durch erfolgreiche Forschungen auf kolloid-chemischem Gebiete zur Genüge dargetan

worden. Auch in der Metallographie begnet man ähnlichen Verhältnissen. Die Korngrösse spielt in der Technologie der Metalle insofern eine wichtige Rolle, als sie deren Eigenschaften in hohem Masse zu beeinflussen vermag. Besonders für Arbeitgut von geringer Dicke, wie Spinnadhrähe, Druck- und Gravierbleche, wird sie daher schon von manchem Technologen als Wertmesser benutzt. Es soll daher auf diese Faktoren näher eingegangen werden.

Ueberlässt man eine Schmelze einer schnellen oder langsamen Abkühlung, so treten in der Nähe der Erstarrungstemperatur gewisse Veränderungen im Innern der Schmelze ein. Die auffälligste dieser Erscheinungen ist wohl das Vermögen des Stoffes, aus sich selbst heraus, oder wie man es wissenschaftlich nennt, „sponian“ zu kristallisieren. Die Kristallbildung geht von kleinen Zentren aus, die man als Kristallisationszentren bezeichnet. In unserer Abbildung 1 ist die Bildung derartiger Kristallisationszentren an Hand einer Photographie nach Tammann wiedergegeben, und zwar am Bzot. Neben ganz winzigen Kernen kann man bereits auch grössere beobachten. Die stärker ausgebildeten Kerne haben schon eine längere Wachstumsperiode hinter sich. Ganz ähnlich liegen die Verhältnisse bei den Metallen. Die Vorgänge entziehen sich aber der Beobachtung infolge der Undurchsichtigkeit der Schmelze.

Beim Uebergang vom flüssigen in den festen Zustand bilden sich also aus der

<sup>\*)</sup> Vortrag, gehalten auf der Hauptversammlung des V. D. G. am 26. Juni 1920 in Berlin.

flüssigen Phase als neue Phase die Kristalle. Die Kristallbildung geht immer nur von einzelnen Punkten aus. Nach welchen Gesetzen sie sich vollzieht, soll noch erörtert werden.

Zunächst seien die Gesetze behandelt, unter denen das Kristallwachstum vor sich geht.

#### *1. Kristallisationsgeschwindigkeit und Kernzahl.*

Es wurde soeben von einer Wachstumsperiode der Kristalle gesprochen. Bekanntlich besitzen die Kristalle die Fähigkeit, sich durch Angliedern neuer Stoffteilchen zu vergrößern, also zu wachsen. Die Geschwindigkeit, mit der diese Angliederung erfolgt, ist bei den Kristallen ausserordentlich gross. Man findet in der ganzen Natur wohl kein ähnliches Beispiel des Wachsens und Gedeihens. Während die am raschesten wachsenden Pflanzengattungen in der Sommerperiode Längenzunahmen von höchstens

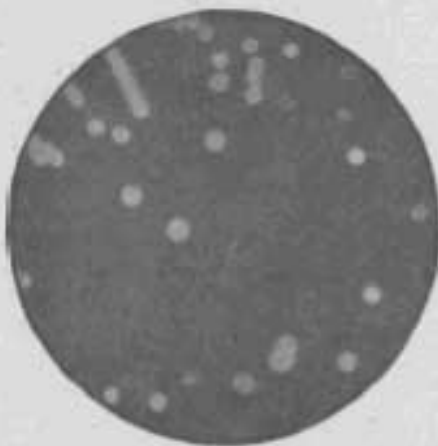


Abb. 1. Kristallisationskerne in BzO<sub>2</sub>.

einigen Metern erfahren, erreichen viele Kristalle dieselben Beträge in Zeiträumen von wenigen Minuten. Am Butylphenol können beispielsweise Kristallisationsgeschwindigkeiten von einem Meter in der Minute beobachtet werden. Aus diesen Zahlen geht hervor, dass die Wachstums- geschwindigkeit der Kristalle die in der organischen Welt üblichen Geschwindigkeiten um das Tausend-, ja Millionenfache übertrifft.

In welcher Weise man die Kristallisations- geschwindigkeit (K. G.) bis jetzt gemessen hat, soll hier nicht näher erörtert werden. Es genüge der Hinweis, dass sie in der Regel in Glassröhrchen gemessen wird, die mit einer Teilung versehen sind. Ein Verfahren zur Messung der K. G., das man auch für Metalle anwenden konnte, war bisher nicht bekannt. Untersuchungen des Vortragenden führten jedoch auf einen Weg, der unmittel-

bar zur Messung der K. G. verwendet werden konnte. Das Verfahren beruht auf der Messung der Höchstgeschwindigkeit, mit der man einen dünnen Kristallfaden des betreffenden Metalles aus seiner Schmelze stetig herausziehen kann, ohne dass er abreisst. Man kann auf diese Weise einheitliche Kristall- fäden von ziemlicher Länge mit Leichtigkeit herstellen. Die Vorrichtung ist in Abb. 2 wiedergegeben. Im wesentlichen besteht der Apparat aus einem Stativ *a*, einem Faden *b*, der mit einem Uhrwerk *c* in Ver- bindung steht, und einem Mitnehmer *d* aus Glas, der in ein Schälchen *e*, in dem sich die Schmelze befindet, eintaucht. Für die Ver- suchsausführung wird der Mitnehmer in das flüssige etwas überhitzte Metall getaucht und der Apparat, nachdem sich die Erstarrungs- temperatur eingestellt hat, in Tätigkeit ge- setzt. Infolge der Kapillarkraft zieht der Mitnehmer zunächst eine kleine Menge des flüssigen Metalles empor, das beim Passieren einer gewissen Abkühlungsgrenze erstarrt und neue Mengen des flüssigen Metalles nach sich zieht. Bei übereinstimmender Ge- schwindigkeit des Uhrwerkes und der K. G. werden lange zylindrische Fäden erzielt, während Unterschiede zwischen der Gang- geschwindigkeit und der K. G. beim Voreilen der K. G. ein Verdicken, beim Zurückbleiben ein Verjüngen und Abreissen des Kristallfadens zur Folge haben. Durch geeignete Ätzverfahren konnte nachgewiesen werden, dass es sich in der Tat um einheitliche langgestreckte Kristallnadeln handelt, die man als „Ein- kristalle“ bezeichnet. Als Massstab der K. G. dient die Strecke, um die sich in der Zeit- einheit die anfängliche Grenze zwischen dem wachsenden Kristall und der Schmelze verschiebt; sie wird in mm/min ausgedrückt.

Die K. G. ist aber nicht bei allen Tem- peraturen die gleiche. Bekanntlich gibt es Stoffe, die um mehrere Grad unter ihren Schmelzpunkt abgekühlt werden können, ohne dass eine Kristallisation einsetzt. Bei diesen Stoffen kann eine Abhängigkeit der K. G. von der Temperatur beobachtet werden, ge- mäss Abb. 3, links. Messungen haben ergeben: Beim Schmelzpunkt ist die K. G. unendlich klein, dann steigt sie schnell mit wachsender Unterkühlung bis zu einem Höchstwert, sinkt dann aber wieder und wird bei noch grösseren Unterkühlungen wieder unendlich klein. Diese Abhängigkeit besteht aber nur bei Stoffen, deren K. G. nur sehr gering ist und etwa 3 mm/min nicht übersteigt, während sie bei Stoffen mit hoher K. G. in den Haupt- gebieten der Unterkühlung mit gleichbleibender Geschwindigkeit fortschreitet (Abb. 3, rechts). Die gleichbleibenden Geschwindigkeiten

stellen sich aber erst ein, nachdem die Kristallisation einige Zeit im Gange gewesen ist.

Nun gehören zwar die Metalle zu den Stoffen mit hoher K. G.; bei ihnen muss die Abhängigkeit von der Temperatur der in

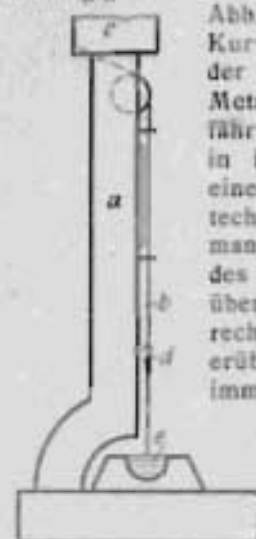


Abb. 2. Vorrichtung zur Messung der Kristallisationsgeschwindigkeit von Metallen.

Abb. 3, rechts dargestellten Kurve entsprechen. Infolge der geringen Neigung der Metalle zur Unterkühlung erfährt diese Schlussfolgerung in ihrer Anwendung aber eine Einschränkung. Bei den technischen Metallen wird man nach den Beobachtungen des Vortragenden wohl nie über die Zone *a* (Abb. 3, rechts) hinausgelangen. Es erübrigt sich daher, auf die immerhin nicht so ganz einfachen Verhältnisse des Kristallisationsvorganges in seiner gesamten Bedeutung einzugehen.

Ganz ähnlich liegen die Verhältnisse hinsichtlich der Bildung von Kristallisationszentren. Die Zahl der

in der Raumeinheit während der Zeiteinheit bei gleichbleibender Temperatur sich bildenden Kerne ist ebenfalls von dem Grade der Unterkühlung abhängig. Die Zahl, die dieses Verhältnis ausdrückt, wird als Kernzahl (K. Z.) bezeichnet. Sie ist bei der Erstarrungstemperatur, wie Abb. 4 zeigt, zunächst unendlich klein, dann steigt sie schnell mit wachsender Unterkühlung zu einem Höchstwert, sinkt dann wieder und wird bei noch grösseren Unterkühlungen wieder unendlich klein. Bei grossen Unterkühlungen verlieren die Stoffe also die Fähigkeit, neue Kristallisationszentren zu bilden.

## 2. Korngrösse.

Diese Betrachtungen führen schliesslich immer und immer wieder auf die Korngrösse der Metalle. Sie wird in der Regel mit dem griechischen Buchstaben  $\nu$  bezeichnet.

Setzt man die K. G. als konstant voraus, so wird zwischen der Kernzahl und der Korngrösse die in Abb. 5a wiedergegebene Beziehung bestehen. Die Korngrösse verhält sich zur K. Z. umgekehrt proportional. Dies ist auch ohne weiteres verständlich, denn je mehr Kristalle in der Volumeneinheit vorhanden sind, um so geringer wird die mittlere Korngrösse sein. Mit anderen Worten: Bei kleineren K. Z. wird im Mittel ein grosses Korn, bei grösseren K. Z. ein kleines Korn resultieren. Setzt man dagegen die K. Z. als

konstant voraus, so ergibt sich eine Gleichsinnigkeit zwischen Korngrösse und K. G., da die Korngrösse der K. G. direkt proportional ist. Abb. 5b zeigt diese Verhältnisse.

Es wird nun im einzelnen darauf ankommen, welche Lage die Kurven der K. G. und K. Z. zueinander einnehmen. Fallen die Gebiete der maximalen K. Z. in die Gebiete niedrigster K. G., so werden die Bedingungen für hohe Dispersität, d. i. Feinkörnigkeit, gegeben sein, da infolge der geringen Wachstumsgeschwindigkeit die Zeit bis zum völligen Erstarren bedeutend sein wird und in dieser Zeit um so mehr Kerne entstehen können. Umgekehrt werden bei geringer K. Z. und sehr hoher K. G. sehr grobe Kristalle entstehen können, da infolge der hohen Wachstumsgeschwindigkeit die Schmelze in kurzer Zeit erstarrt sein wird und diese Zeit nur für die Bildung weniger Kerne ausreicht. Zwischen diesen beiden Extremen werden sich alle möglichen Fälle zwischenliegender Korngrössen ergeben. Alle diese Verhältnisse lassen sich aus Abb. 6 ableiten.

Die soeben erörterten Beziehungen sind fürs erste nicht so einfach, um sofort eine Auswertung sämtlicher in ihnen enthaltenen bedeutenden Schlussfolgerungen zu gestatten. Ein einfaches Beispiel, das die Verhältnisse deutlicher veranschaulicht und mit dessen Hilfe man sich bequemer zurechtfinden kann, sei daher hier noch angeführt. Betrachtet man nämlich die Verhältnisse an irgendeinem Knollenpflanzenstock, beispielsweise an der Kartoffel, so ergibt sich ein gutes Analogon der Verhältnisse, wie sie in einer Metallschmelze auftreten. Die Zahl der Knollen

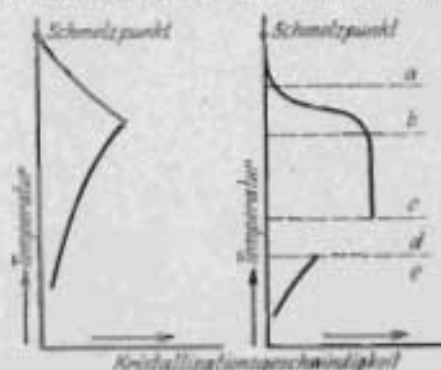


Abb. 3. Abhängigkeit der Kristallisationsgeschwindigkeit von der Unterkühlungstemperatur; links: bei geringer K. G., rechts: bei hoher K. G.

entspricht der K. Z., ihre Bildungsgeschwindigkeit der K. G. Nimmt man ferner an, dass sich dieser Wachstumsvorgang in einem begrenzten Raum abspielt, so ist es leicht ersichtlich, dass die mittlere

Grösse der Knollen um so geringer sein wird, je mehr Knollen bei geringer Wachstumsgeschwindigkeit gebildet werden. Umgekehrt wird die mittlere Grösse der Knollen um so grösser sein, je weniger Knollen bei hoher Wachstumsgeschwindigkeit zur Ausbildung gelangen, da infolge der hohen

hängen, auf denen sich das Diagramm aufbaut, stets gegenwärtig sind, so muss er mindestens die in diesem Diagramm zum Ausdruck gebrachten Verhältnisse völlig beherrschen. Es bildet daher die Grundlage, auf der der an planmässige Arbeit gewöhnte Giessereifachmann aufbauen muss. Auf der Senkrechten sind die Korngrössen abgetragen, während die beiden Horizontalen wachsenden Werten der K. G. und der K. Z. entsprechen. Die Fläche, die die Körnigkeitszahlen miteinander verbindet, nimmt gemäss den bisherigen Schlussfolgerungen um so steileren Verlauf, je grösser die K. G. und je kleiner die K. Z. ist.

Um demnach einem Metall eine bestimmte Korngrösse zu verleihen, z. B. entsprechend dem Punkte c, so müsste man die Erstarrung bei der zwangsweise einander zugeordneten K. G. (a) und K. Z. (b) vor sich gehen lassen. Diese Werte der K. G. und K. Z. entsprechen gleich-

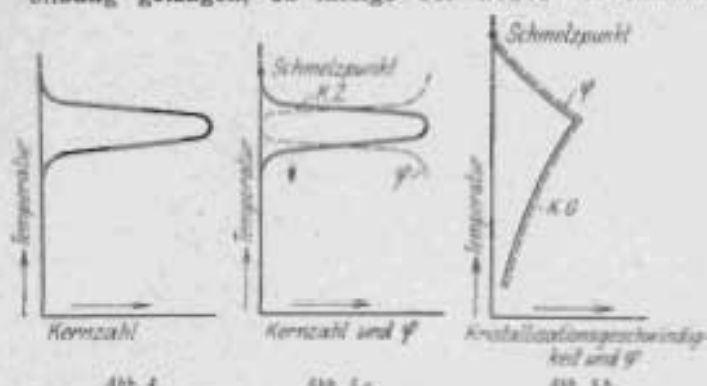


Abb. 4.

Abb. 5a.

Abb. 5b.

Abb. 4. Abhängigkeit der Kernzahl von der Unterkühlungstemperatur. Abb. 5a. Kernzahl und Korngrösse als Funktion der Unterkühlungstemperatur. Abb. 5b. Kristallisationsgeschwindigkeit und Korngrösse als Funktion der Unterkühlungstemperatur.

Bildungsgeschwindigkeit der Knollen bald der verfügbare Raum erfüllt sein wird, und in dieser kurzen Zeit der Zuwachs an neuen Keimen nur ein geringerer sein wird als im ersten Beispiel. Da sowohl die Knollenbildung als auch die Wachstumsgeschwindigkeit in gewissen Jahreszeiten bevorzugt wird, so besteht auch eine Analogie hinsichtlich der Lage der Kurve der K. G. und der K. Z. zueinander.

Fallen die Zeiten starker Knollenbildung und geringer Wachstumsgeschwindigkeit zusammen, so werden zahlreiche, aber doch kleine Knollen gebildet, und umgekehrt bei einer geringen Knollenbildung und einer hohen Wachstumsgeschwindigkeit.

### 3. Beziehungen zwischen K. G., K. Z. und $\tau$ .

Abb. 6. Verschiedene Lagen der Kurven der K. G. und K. Z. zueinander.

Fasst man diese einzelnen Ergebnisse zusammen, so gelangt

man zu einem Raumdiagramm, entsprechend Abb. 7, das die gesamten Verhältnisse in eindeutiger Weise wiedergibt.

Der Giessereifachmann kann aus ihm alle Einzelheiten herauslesen, die für ihn von Bedeutung sind. Wenn auch nicht verlangt werden kann, dass ihm alle Zusammen-

zeitig auch einer bestimmten Unterkühlungstemperatur. Diese bildet indes kein eindeutiges Kriterium für die Erstarrungsvorgänge und die Bemessung der Korngrösse, da bei der Unterkühlung häufig die Kernbildung völlig ausbleiben kann. Als primäre Faktoren für die Kristallisationsvorgänge sind die K. G. und die K. Z. anzusehen. Sie sind aus diesem Grunde auch für die Aufstellung des Diagrammes verwendet worden. Sofern jedoch Verzögerungen in der Kernbildung nicht berücksichtigt zu werden brauchen, kann auch die Unterkühlungstemperatur als Kriterium für die resultierende Korngrösse benutzt werden, da jeder Unterkühlungstemperatur eine bestimmte K. G. und eine bestimmte K. Z. zugeordnet ist. Sind diese Beziehungen bekannt, so genügt die Kenntnis

Vol. volumen dm <sup>3</sup>	Anzahl der beobacht. Kristalle	$\tau$ min	Dauer der Erstarrung min	K. G. cm/min	K. Z. dm <sup>3</sup> /min
1	8	5	5	1	1,6
	1000	1	1	1	1000
	8000	0,5	1/2	1	16000
Metall		K. G. cm/min		K. Z. dm <sup>3</sup> /min	
Sn		90		9	
Zn		100		10	
Pb		140		3,8	

$$\frac{V}{\text{Vol.}} \cdot Z = K \quad \begin{matrix} Z = \text{Anzahl der Kristalle} \\ V = \text{K. G.} \\ K = \text{K. Z.} \end{matrix}$$

Zahlentafel 1. Berechnung der K. Z. aus K. G. und  $\tau$ .

dieser Faktoren allein, um den Gussmaterialien die gewünschte Korngröße zu verleihen.

Dies in räumlicher Darstellung wiedergegebene Kristallisationsdiagramm ist allerdings nicht auf konkreten Zahlen aufgebaut,

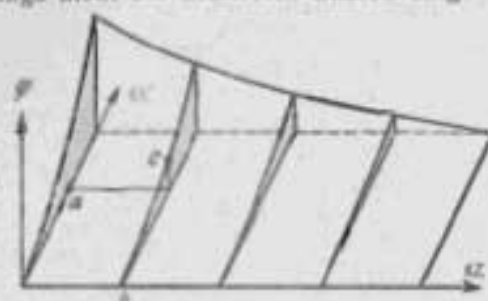


Abb. 7. Kristallisationsdiagramm: Beziehungen zwischen Kristallisationsgeschwindigkeit, Kornzahl und Korngröße bei einem beliebigen Metall.

sondern es drückt nur die grundsätzlichen Verhältnisse aus. Die einzigen konkreten Zahlen, die bis jetzt bekannt sind, wurden vom Vortragenden 1916 festgestellt.

Sie betragen: für Zinn 90 mm/min, für Zink 100 mm/min, für Blei 140 mm/min.

Auch über die K. Z. der Metalle war man bis jetzt völlig im unklaren. Erst neuerdings hat der Vortragende einen Weg gefunden, der die Ableitung der ersten konkreten Werte der K. Z. bei den drei Metallen Zinn, Zink, Blei gestattet. Die Berechnung beruht einfach darauf, dass man aus der K. G. und der Korngröße die K. Z. ableiten kann, sofern die Erstarrung bei einer konstanten Temperatur erfolgt. Man kann dann nämlich die Ueberlegung anstellen, dass beispielsweise bei Zink ein Kristall von 100 mm Länge zu seinem Wachstum die Zeitdauer von einer Minute erforderte, also muss ein Kristall von etwa 10 mm in 0,1 Minute ausgebildet worden sein. Da 10 mm Durchmesser etwa die praktisch maximal erreichbare Korngröße des Zinks ist, so müssen bei einem Volumen der Schmelze von 1000 ccm etwa 1000 Kristalle in dem erstarrten Metallkörper enthalten sein. Daraus ergibt sich die Zahl der Kerne mit 10000 je Liter/min. Da die K. Z. in der Regel auf 1 cm<sup>3</sup>/min bezogen wird, so ergibt sich daraus eine K. Z. von 10 je cm<sup>3</sup>/min. Die K. Z. der beiden übrigen Metalle sind etwa von der gleichen Größenordnung. In nebenstehender Zahlentafel 1 sind diese Ergebnisse zusammengestellt.

#### 4. Abhängigkeit der Festigkeits- und Dehnungseigenschaften von der Korngröße.

Es kann immerhin noch zweifelhaft erscheinen, ob der Korngröße wirklich eine so grosse Bedeutung für die Metalle zu-

kommt. Auf diese Frage kann durch die nachfolgenden zwei Beispiele am besten geantwortet werden. Abb. 8 gibt die Abhängigkeit der Festigkeits- und Dehnungseigenschaften der Gussmetalle von der Korngröße wieder. In ihrem grundsätzlichen Verlauf ist die Abhängigkeit in der Schaulinie Y-Z wiedergegeben. Die Festigkeit erreicht im Punkt Z ihren Höchstwert, zugleich aber auch die Dehnung ihren Niedrigstwert, umgekehrt im Punkt Y. Die wiedergegebene Schaulinie ist nur unter der Voraussetzung gleichförmigen mechanischen Verhaltens des Materials gültig. Bei den feinkörnigen Metallen ist diese Voraussetzung erfüllt, dagegen nicht bei den grobkörnigen Metallen. Man spricht im letzten Falle von mangelnder Quasisisotropie. Hier ist ungleichförmiges Verhalten die Regel. Am grössten sind die Einflüsse innerhalb eines Kristallkornes selbst, da ja bekanntlich die Festigkeits- und Dehnungswerte in den verschiedenen Achsenrichtungen der Kristalle in weiten Grenzen schwanken.

Der Grenzfall, dass der Körper nur aus einem einzigen Kristall bestehe, ist durch den Punkt Y veranschaulicht. In diesem Falle kann seine Festigkeit und Dehnung zwischen den Punkten a und b schwanken, entsprechend den Achsenrichtungen. Besteht der Querschnitt des Körpers aus mehreren Kristallen, so wird der Abstand dieser äussersten Punkte kleiner sein, etwa gleich  $a_1 b_1$ , und wird mit wachsender K. Z. immer mehr abnehmen ( $a_2 b_2$ ), bis die Punkte endlich mit der Mittellinie Y-Z im Punkte Z zusammenfallen, ihr Abstand also Null wird. Verbindet man die Höchst- und die Niedrigst-

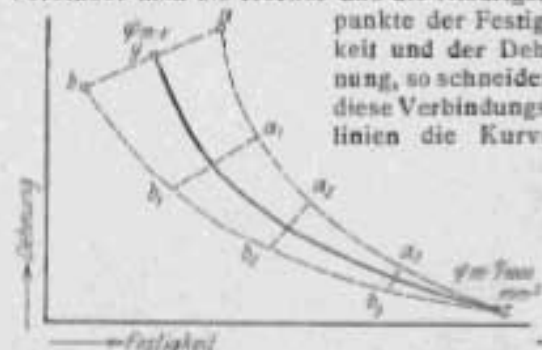


Abb. 8. Abhängigkeit der Festigkeits- und Dehnungseigenschaften von der Korngröße.

Y-Z im rechten Winkel. Verbindet man ferner alle links und rechts gelegenen Endpunkte  $a_1, a_2, a_3$  und  $b_1, b_2, b_3$  untereinander, so erhält man eine langgestreckte dreieckig begrenzte Fläche, die für ein Versuchsstück von bestimmter Grösse alle möglichen Gebiete mangelnder Quasisisotropie umfasst.

Der Einfluss der mangelnden Quasilisotropie kann beseitigt werden, wenn man den Querschnitt sehr reichlich bemisst. Etwa zehn Körner auf eine Linie des Querschnittes bilden die Mindestzahl.

### 5. Abhängigkeit der Oberflächenbeschaffenheit von der Korngrösse.

Wenn man auf diese Weise die mechanischen Mängel des Arbeitsgutes beseitigen kann, so verlangen doch wohl begründete Forderungen, die von der Technik an das Verhalten der Materialien bei Beanspruchung gestellt werden, dennoch eine obere Begrenzung der wirklichen Korngrösse. Sie ist äusserst scharf gezogen und darf in der Regel  $0,001 \text{ mm}^3 - 0,1 \text{ mm}$  Durchmesser nicht übersteigen. Es beginnen sich sonst beim Recken des Materials Erscheinungen bemerkbar zu machen, die man unter der Bezeichnung „krispelig, knittrig, narbig“ und dergleichen zusammenfasst. Die Abb. 9 veranschaulicht diese Verhältnisse. Rechts ist ein grobkörniges, links ein feinkörniges Metall nach dem Reckvorgang wiedergegeben. Während das rechts wiedergegebene Metall grobnarbig wurde, zeichnet sich die zweite Probe durch einwandfreie Oberflächenbeschaffenheit aus. Die Abbildungen geben die unbehandelten Oberflächen wieder. Wenn es sich hierbei auch nur um eine Forderung rein okularer Art handelt, so muss ihr schon deswegen Rechnung getragen werden, weil der Konsument die Abnahme getriebener Hohlkörper u. dgl., die diese Fehler aufweisen, verweigert. Dem Fabrikanten entstehen aber durch die Beseitigung dieses Übels durch Schleifen, sofern dies überhaupt möglich ist, grosse Mehrkosten.

### 6. Kornverfeinerungsverfahren.

Welche Handhabe besitzt nun der Giessereifachmann, um die Korngrösse bewusst in die angemessenen Grenzen zu zwingen? Eine rein zahlenmässige Lösung dieser Frage ist heute noch nicht möglich. Die Untersuchungen sind eben bis an die Grenze gelangt, wo an eine praktische Auswertung der Ergebnisse

zielbewusst herangegangen werden kann, wofür diese Ergebnisse dem modernen Giessereifachmann die erste Handhabe geben. Zurzeit ist es nur üblich, durch mehr oder weniger schnelle Abkühlung die Korngrösse der Metalle zu beeinflussen.

Mit besserem Erfolg kann schon die Erstarrungszeit als Wertmesser für die Korngrösse benutzt werden. Das ist die Zeit vom Ausguss bis zum vollständigen Festwerden des Metalles. Sie ist geeignet, über die Angemessenheit der Wärmebehandlung, die ja im wesentlichen die Korngrösse beeinflusst, Aufschluss zu geben. Allgemein gültige Zahlenangaben lassen sich indes auch für diesen Faktor nicht machen, da er von den Abmessungen, der Gussformen des jeweiligen Gussteiles sowie von der Zusammensetzung und der Temperatur der Legierung abhängig ist. Hat man aber für ein bestimmtes

Metal und ein bestimmtes Konstruktionsstück einmal die günstigste Erstarrungszeit ermittelt, so hat man damit ein Wertmass der Korngrösse. Dies hängt damit zusammen, dass der Wärmeinhalt dieses geschmolzenen Metalles eine verschiedene Erstarrungsgeschwindigkeit bedingt und so den Kristallisationsverlauf wesentlich be-

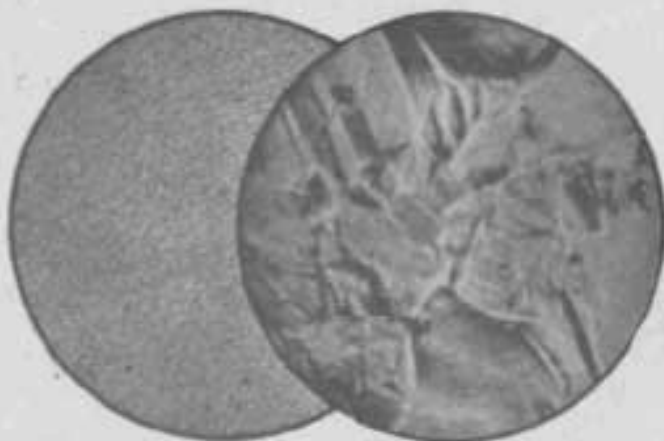


Abb. 9. Abhängigkeit der Oberflächenbeschaffenheit von der Korngrösse.

einflusst. — In bestimmten Grenzen kann die Erstarrungszeit auch noch künstlich beeinflusst werden, indem die Giessform von aussen oder bei Verwendung eines metallischen Hohlkernes dieser durch einen Wasserstrahl abgekühlt wird. Bei Sandguss kann von diesen Massnahmen nur bei einer Verwendung von Hohlkernen Gebrauch gemacht werden.

Allen diesen Ergebnissen die gebührende Beachtung zu schenken und sie systematisch auszubauen, ist die Aufgabe des modernen Giessereifachmannes. Die Giesserei ist gleich einer Hutzuckerfabrik ein Kristallisierbetrieb; denn das Giessen erfolgt nur zum Zwecke der Kristallisation. Aus diesem Grunde müssten diese Betriebe in erster Linie den Vorgang der Kristallisation theoretisch wie praktisch beherrschen.

(Fortsetzung folgt.)

Schlussfolgerung aus den obigen Zahlen. Der Giessereileiter soll nicht nur nach prozentualer chemischer Zusammensetzung, sondern auch nach physikalisch-chemischer Beschaffenheit des zu verwendenden Materials legieren (Späne, Lunkerabfälle usw.). Je nach dem er mit ganz alten Abfällen bis zu ganz neuem Metall arbeitet, erhält seine Legierung entsprechende grundverschiedene Eigenschaften, die schädlich oder nützlich

sein können. Wird viel oder nur Abfall verwendet, so bleibe er sich der geänderten Qualität bewusst, die eine andere, besonders sorgfältige Fabrikation in allen Betriebsrichtungen verlangt (beim Giessen, Walzen, Glühen usw.). Jedenfalls halte er sich beim Verwenden von Abfällen an eine konstante Menge, z. B.  $\frac{1}{4}$  neu oder  $\frac{1}{2}$  neu, damit die Qualitätsänderungen nicht störend bei der Kundschaft auffallen.

## Der Gefügeaufbau und seine Bedeutung für den Giessereibetrieb.

Von Oberingenieur Czochralski in Frankfurt a. M.

(Schluss von S. 74.)

### II. Korngliederung.

Etwa von gleich grosser Bedeutung wie die Kristallisationsvorgänge sind für den Giessereifachmann die Gesetze, die den Gefügeaufbau der Metalle beherrschen, ein Umstand, der immer noch nicht die ge-

anzupassen versuchen, und zwar in der Art, dass sie in der Regel die Formen der den Widerstand bildenden Flächen annehmen. Genau so liegen die Verhältnisse in den Kristallschmelzen. An irgendeiner Stelle wird der im Wachstum befindliche Kristall mit seinem Nachbar zusammenstossen, und damit wird die Wachstumsmöglichkeit an dieser Stelle erschöpft sein. Nur an den Stellen, an denen der Kristall keinen Widerständen begegnet, wird seine Weiterausbildung erfolgen. Infolge der Kristallnatur der Metalle müsste erwartet werden, dass die einzelnen Körner durch ebenmässige Flächen begrenzt werden. Es könnten Zweifel erhoben werden, ob die Haufwerkskristalle, die von keinen ebenmässigen Flächen begrenzt sind, einen gesetzmässigen Kristallaufbau besitzen.

### 2. Kristallaufbau.

Dies lässt sich aber leicht nachweisen. Der gesetzmässige Aufbau



Abb. 10. Idiomorphe Kristalle in einer mehrphasigen Legierung. Geätzt durch Verdunsten eines Tropfens Salzsäure auf der Schleiffläche. (Lineare Vergr. 180.)

nügende Beachtung findet. Vielerlei mechanische Schwächen des Gusses lassen sich auf Grund des Gefügeaufbaues erklären. Eine Auswahl von Beispielen, die in den Grundzügen die wichtigsten Fälle umfassen, sei im folgenden gegeben.

### 1. Allotriomorphie.

Es ist bemerkenswert, dass die Metallkristalle nach dem Erstarren in der Regel durch unebenmässige Flächen begrenzt sind, wie Abb. 17 zeigt. In der Mineralogie werden derartige Kristalle als allotriomorph bezeichnet. Zur Erklärung dieser Erscheinung lässt sich wieder das Beispiel mit den Knollenpflanzen verwenden. Es ist allgemein bekannt, dass die Fruchtknollen und Wurzeln bei allen Pflanzen sich den Widerständen

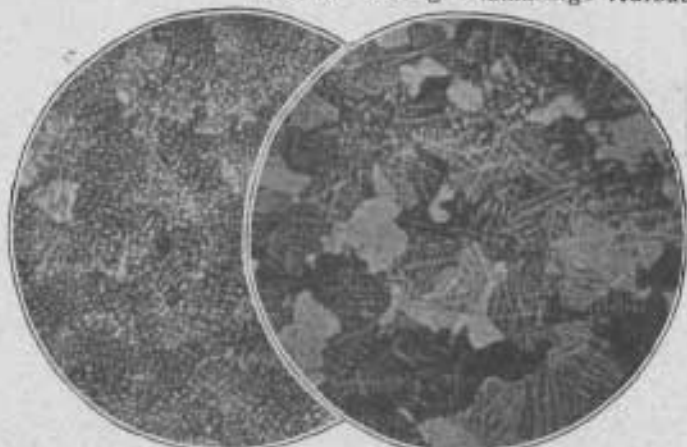


Abb. 11a und b. Ungleichmässig zusammengesetzte Mischkristalle, geätzt. (Lineare Vergr. etwa 100.)

kann nämlich durch die sogenannten Aetzfiguren mit Leichtigkeit erkannt werden

(Abb. 14). Ueber die ganze Kristallfläche hin sind hier sehr zahlreiche kongruente quadratische Aetzfiguren verteilt, welche diesen gesetzmässigen Aufbau anzeigen. Be-

### 3. Metamorphie.

Wie aus den Betrachtungen hervorgeht, wird die Ausbildung der ebenmässigen Kristallflächen nur durch die besonderen



Abb. 12. Detail aus Abb. 14.  
Linse Vergr. 200.

merkwürdig sind an der Abbildung noch die dunklen Adern, die den Kristall durchziehen. Es ist vermutet worden, dass wenigstens an diesen Stellen der gesetzmässige Aufbau der Metalkristalle gestört sei. Ein Detail des Lichtbildes in stärkerer

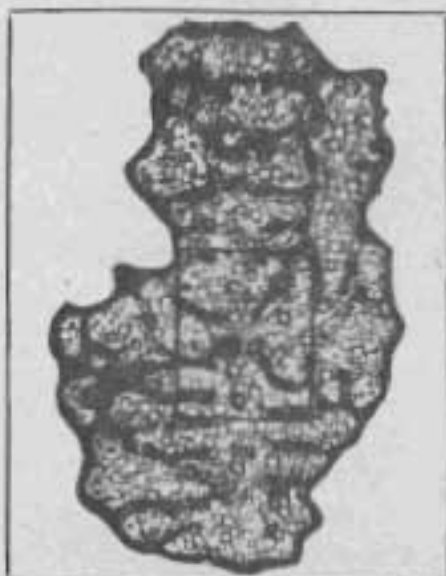


Abb. 14. Kupferkristall mit Aetzfiguren. Geätzt mit Ammoniumperarsulfat. Linse Vergr. 60.

Kristallisationsbedingungen verhindert. Gelangen in einer Schmelze mehrere Kristallarten nacheinander zur Ausscheidung, so dass die anfänglich ausgeschiedenen Kristalle sich in der Schmelze frei entwickeln können, so erhält man, wie Abb. 10 zeigt, auch Kristalle,



Abb. 13. Dendritische Kristallausbildung auf Gebrauchsgegenständen.

Vergrößerung (Abb. 12) zeigt aber, dass auch diese Adern genau den gleichen Gefügeaufbau aufweisen wie die hellen Partien. Die Ursache der Bildung von derartigen Adern wird noch erörtert.

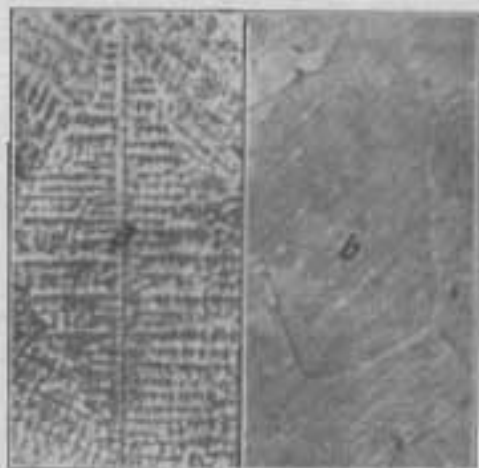


Abb. 15a. Ungleichmässig zusammengesetzter (dendritischer) Kupfer-Zink-Mischkristall. Geätzt mit Ammoniak. Linse Vergr. 20.

Abb. 15b. Gleichmässig zusammengesetzter (homogenisierter) Kupfer-Zink-Mischkristall. Geätzt mit Ammoniak. Linse Vergr. 20.

die eine ebenmässige Ausbildung der Oberfläche aufweisen. Die durch solche Flächen

begrenzten Kristalle bezeichnet man nach dem Vorgehen der Mineralogie als *idiomorph*.

#### 4. Dendriten.

Eine Erscheinung, die fast bei allen Gusskristallen auftritt, ist in den folgenden Abbildungen wiedergegeben. In der Abb. 15a (nach Desch) ist sie schematisch gezeigt, während die beiden anderen Bilder die Erscheinungen an geätzten Schliffen wiedergeben, und zwar Abb. 11a in stärkerem Masse als Abb. 11b. In allen drei Bildern sind farakrautartige Gebilde zu beobachten, die sich in den Schliffbildern als dunkle bzw. helle Bestandteile von anders gefärbtem Untergrund abheben. Sie rühren daher, dass bei Mischkristallen gemäss einer alten Erfahrungsregel sich zunächst Kerne der höher

Durch Glühen kann ein Ausgleich in der Zusammensetzung der Legierung erfolgen. Die Abbildung 15 veranschaulicht beide Fälle. Abb. 15a zeigt Kristalle von dendritischem Aufbau, in Abb. 15b sind kelaertei

Gefüge-Verschiedenheiten mehr zu sehen; die Kristalle sind völlig homogen. Ähnliche Gefügeausbildung kann aber auch bei reinen Metallen beobachtet werden, z. B. bei Kupfer, mit geringfügigen Verunreinigungen. So enthält das Kupfer stets etwas Kupferoxydul, mit dem es ein Eutektikum bildet. Dieses er-

starrt, nachdem bereits die Kupferkristalle abgeschieden sind. Auch in diesem Falle besteht die Möglichkeit zur dendritischen Ausscheidung der Kupferkristalle. Die dunklen

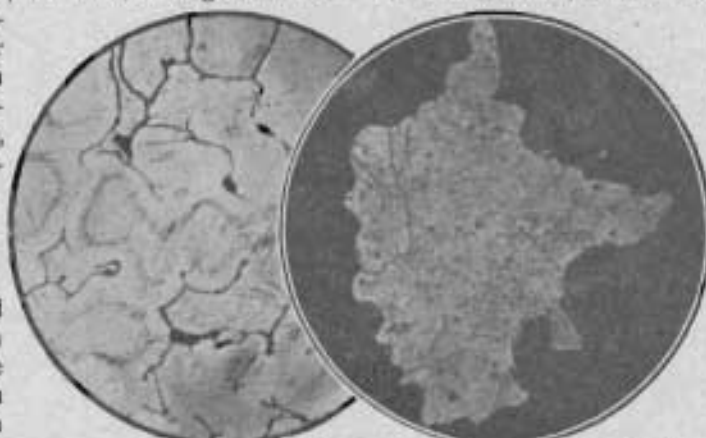


Abb. 16. Fadenartige Hohlräume in Rotguss. Geätzt mit Ammoniak. *Lineare Vergr. 60*

Abb. 17. Allotriomorphe Haufwerkskristalle von Kupfer in uneingeformtem Guss. Geätzt mit Ammoniak. *Lineare Vergr. 40*

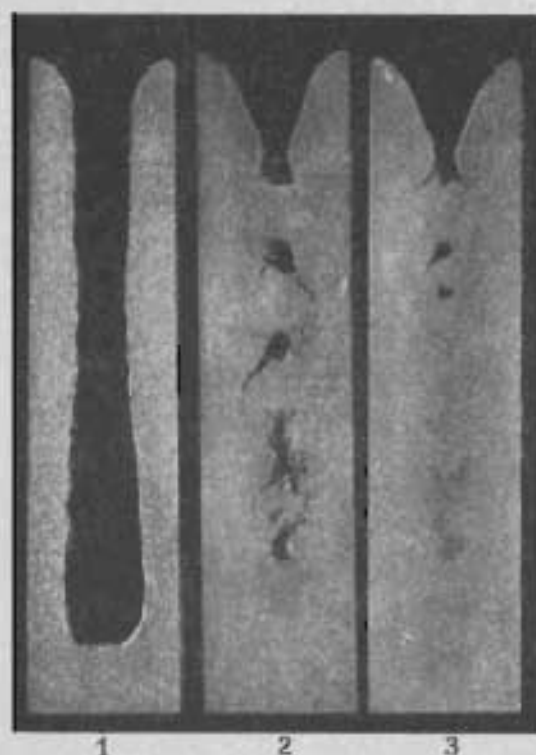


Abb. 18. Lunkerräume in Aluminium-Gussblöcken.  $\frac{1}{2}$  nat. Grösse.

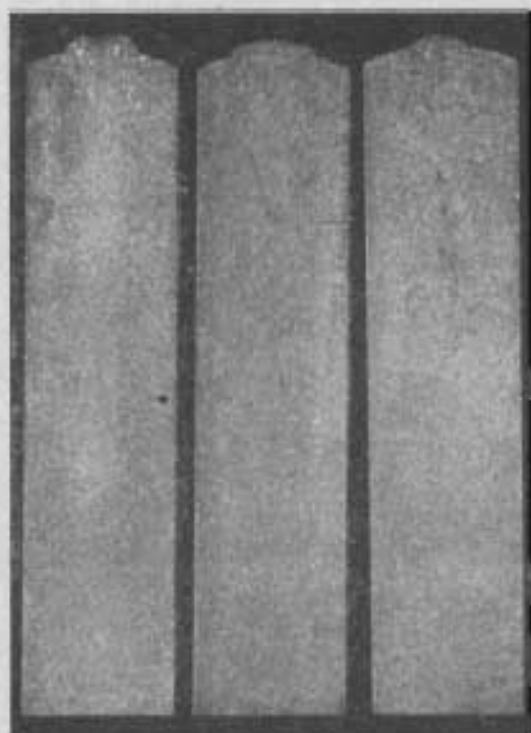


Abb. 19. Zweckmässig gegossene, fast lunkerfreie Aluminiumblöcke.  $\frac{1}{2}$  nat. Grösse.

schmelzenden Komponente ausscheiden. Das System befindet sich nicht im Gleichgewicht.

Adern des in der Abb. 12 wiedergegebenen Kristalles sind auf diese Weise entstanden

Der farnkrautartige Aufbau des Gefüges kann in einzelnen Fällen erwünscht, in anderen Fällen dagegen sehr störend sein. Beispielsweise müssen Rotgusslager stets einen dendritischen Aufbau aufweisen. Das in Abb. 15b wiedergegebene homogene Metall ist für Lagerzwecke unbrauchbar. Abb. 13 veranschaulicht dagegen den Fall, in dem die Ausbildung farnkrautartiger Kristalle sich als ausserordentlich schädlich erweist. Wie aus der Abbildung hervorgeht, handelt es sich um einen Suppenlöffel. Infolge der mechanischen Widerstandsunterschiede des Gefüges hat sich an der Oberfläche des Löffels ein Flachrelief ausgebildet. Der Gegenstand hat dadurch an Ansehnlichkeit stark verloren. Diese Erscheinung kann an Neusilberbestecken od. dgl. häufig beobachtet werden.

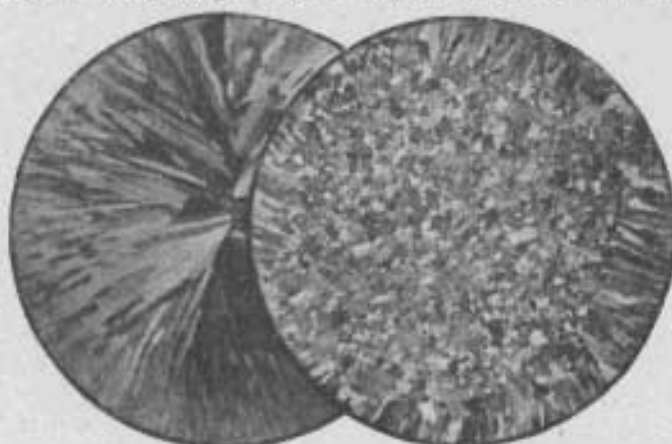


Abb. 20. Gefügeanordnung eines infolge ungleichförmiger Wärmeverteilung nadelig kristallisierten Aluminumbronzebarrens. a) Hohe Abkühlungsgeschwindigkeit; Nadeliges Gefüge bis ins Zentrum. b) Mittlere Abkühlungsgeschwindigkeit; Nadeliges Gefüge nur in den Randschichten. Geätzt mit Ammoniumpersulfat.  $\frac{1}{2}$  nat. Grösse.

zeigen eine farnkrautartige Ausbildung der Begrenzungsflächen. Nehmen Lunkerbildungen dieser Art nur sehr geringen Umfang an, so kann es vorkommen, dass man im Gefüge nur fadenartige Hohlräume findet, wie sie Abb. 16 zeigt. Sie können leicht mit Zinnsäureeinschlüssen (Zinnsäurefäden) verwechselt werden. Bei der Auswertung von Schliffbildern muss daher diesem Umstand stets Rechnung getragen werden.

In diesem Zusammenhang soll auch die Frage der Lunkerbildung noch vom

allgemeinen Gesichtspunkte kurz gestreift werden. Die Lunkerbildung ist stets auf die Volumenverminderung der Schmelze beim Erstarren zurückzuführen. Man wird also bestrebt sein müssen, die Lunkerräume möglichst aus dem Innern nach der Peripherie der Gussblöcke zu verpflanzen. Dies wird auf



Abb. 21a. Intergranularer Warmbruch an Weichblei. Ungeätzt. Lineare Vergr. 1,9



Abb. 21b. Intergranularer Kaltbruch an Weichblei. Ungeätzt. Lineare Vergr. 1,9

### 5. Lunker.

Eine weitere Erscheinung, die mit der Dendritenbildung in Zusammenhang steht, ist die Ausbildung von dendritischen Hohlräumen. In Abb. 22 ist diese Erscheinung an Rotguss wiedergegeben. Die Hohlräume

verschiedene Art zu erreichen versucht. — Abb. 18 gibt einige instructive Beispiele dieser Art wieder. Längsschnitt 1 zeigt die Ausbildung der ersten Erstarrungsschichten im Gussblock; die noch flüssige Schmelze war nach kurzer Erstarrungsdauer

ausgegossen worden. In dem unteren Teile ist infolge immer neuer Wärmezufuhr durch das einströmende heiße Metall die Kristallisation zurückgeblieben, so dass der Hohlraum an dieser Stelle eine Ausbauchung aufweist. Um die Lunkerbildung in das Kopfende zu verpflanzen, musste die Erstarrung des Gussblocks so geregelt werden, dass sie, von dem Fussende beginnend, allmählich nach dem Kopfende fortschreitet. Bei der Probe 3 ist dies dadurch erreicht worden, dass die Form im unteren Teil durch einen kräftigen Wasserstrahl gekühlt wurde. Die Lunkerbildung konnte dadurch in der Tat auf die oberen Partien beschränkt werden. Wird diese Massnahme nicht befolgt, so kann eine Lunkerbildung bis in die unteren Teile, wie dies die Probe 2 veranschaulicht, beobachtet werden.

In Abb. 19 sind Gussblöcke wiedergegeben, die unter Einhaltung dieser Vorschriften



Abb. 22. Dendritische Hohlräume im Rotguss. Geätzt mit Ammoniak. *Lösung: Feig. 130.*

hergestellt wurden. Sie zeigen in eindeutiger Weise, welche Vorteile durch Beachtung dieser giesstechnischen Massnahmen erzielt werden können.

Ein weiterer Weg zur Bekämpfung der Lunkerbildung ergibt sich aus Vorgängen bei der Kristallisation. Wäre es möglich, die Metalle so weit zu unterkühlen, dass das Maximum der Kristallisationsgeschwindigkeit schon überschritten ist (vgl. Abb. 3), so würde die Erstarrung an den Stellen des Gusses beginnen, die sich durch die höchste Temperatur auszeichnen, also in den Mittelzonen, weil an den kälteren Stellen des Gusses die Kristallisationsgeschwindigkeit mit dem Grade der Unterkühlung eine Verminderung erfährt. In Abb. 30b ist dies veranschaulicht, und zwar an Proben von Salzschnmelzen, während Abb. 30a die Kristallisationsgrenze im Gebiet zunehmender Kri-

stallisationsgeschwindigkeit wiedergibt. Infolge der geringen Unterkühlbarkeit der Metalle dürfte jedoch kaum die Möglichkeit bestehen, diese Verhältnisse auch bei ihnen je zu verwirklichen. Versuche, die der Vor-



Abb. 23. Intergranulare Kaltbrüche in Rohzink. Geätzt mit zehnprozentiger Chromsäurelösung. *Lösung: Feig. 1,3.*

tragende in dieser Richtung vor einigen Jahren anstellte, waren ohne jeglichen Erfolg.

#### 6. Kalt- und Warmbruch.

Von ganz anderer Art ist eine Eigenschaft der Metalle, die für den Giessereifachmann von grosser Bedeutung ist: die Kalt- und Warmbrüchigkeit. Wird ein Metall bei gewöhnlicher Temperatur beansprucht, so kann stets beobachtet werden, dass die Bruchflächen nicht den Kristallkonturen folgen, sondern die einzelnen Kristalle durchqueren. In Abb. 23 ist dies an Zink veranschaulicht.

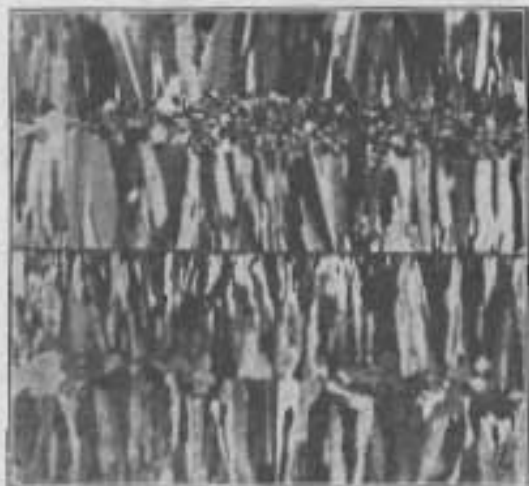


Abb. 24. Nadeliges, uniaxialgeformtes Gussgefüge von Aluminiumbronze. Geätzt mit Ammoniumpersulfat. *0,5 nat. Grösse.*

Bei Warmbruch verläuft dagegen die Bruchbildung stets entlang den Begrenzungsflächen der Kristalle, wie dies in Abb. 21 a

zu sehen ist. Zum Vergleich ist an der gleichen Probe auch ein Kaltbruch erzeugt worden gemäss Abb. 21b. Beide Versuche wurden an Weichblei ausgeführt.

#### 7. Strahliges Gefüge.

Eine weitere Erscheinung, die sich bei Weiterverarbeitung der Metalle unter Umständen als sehr schädlich erweisen kann, ist die Ausbildung nadliger Kristalle, wie sie Abb. 24 veranschaulicht. Nach einer bekannten Regel nehmen die Nadeln stets eine zu den Abkühlungsflächen senkrechte Lage ein. In Abb. 20 sind die gleichen Verhältnisse an den Rundbarren wiedergegeben. In der linken Abbildung reichen die nadligen Kristalle bis zu der Mitte des Barrens, während rechts nur ein Kranz nadliger Kristalle zu sehen ist. Durch schnelles Abkühlen ist es allgemein möglich, die Neigung der Metalle, Kristallnadeln auszubilden, zu verringern, doch kommt es im

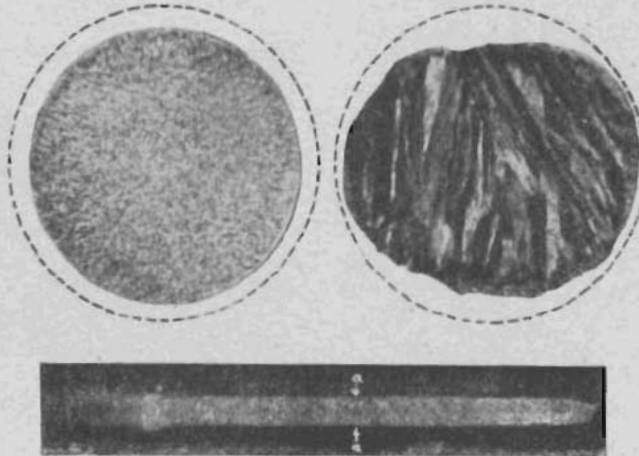


Abb. 25. Zerreißstäbe aus Aluminiumbronze.

Links: Querschnitt eines Zerreißstabes. Infolge hinreichender Quasizotropie ist der Querschnitt des Stabes beim Zerreißen kreisrund geblieben. Der punktierte Kreis gibt die Grösse des Querschnittes vor dem Recken wieder.

Grätzt mit Ammoniumpersulfat. Lineare Vergr. 1,7.

Rechts: Querschnitt a-a des Zerreißstabes (Abb. 28 unten). Infolge kristallographisch ähnlicher (transkristallinischer) Gefügeanordnung ist der Querschnitt des Stabes beim Zerreißen elliptisch geworden. Der punktierte Kreis gibt die Grösse des Querschnittes vor dem Recken wieder. Grätzt mit Ammoniumpersulfat. Lineare Vergr. 1,7.

Unten: Zerreißstab aus Aluminiumbronze, ungeätzt.  $\frac{1}{10}$  nat. Grösse.

Es können Fälle eintreten, dass gerade durch Abschrecken das Gegenteil erreicht wird. Offenbar scheint dies bei Hartguss der Fall zu sein. In welcher Weise sich der nadlige

Aufbau des Gefüges als schädlich erweisen kann, gibt die Abbildung 26 an einem Aluminium-Bronzebarren wieder. Die Barren liessen sich infolge starker Kantenrissigkeit nicht verarbeiten. Es kann leicht vorkommen, dass ganze Schmelzen derartiger Legierungen bei dem Verarbeiten verworfen werden müssen.

#### 8. Transkristallisation.

Die Fähigkeit der Kristalle, kristallographisch ähnliche Orientierung anzunehmen, mineralogisch die Trans-

kristallisation, ist an Metallen zuerst vom Vortragenden beobachtet worden. Derartige Kristallaggregate pflegen sich in der Regel ähnlich wie Einzelkristalle zu verhalten. Abb. 25 veranschaulicht dies an der

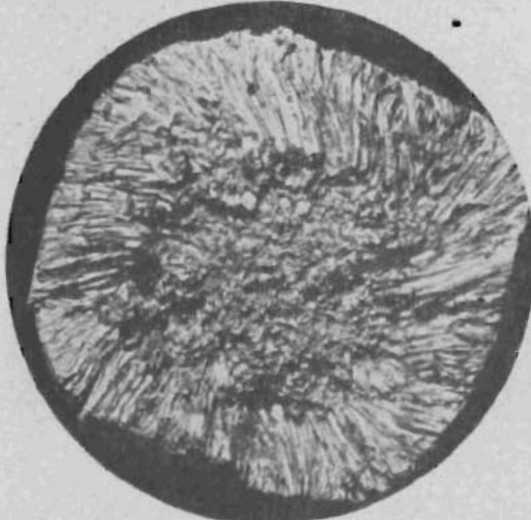


Abb. 26. Intergranularer Warmbruch an Aluminiumbronze. Ungeätzt.  $\frac{1}{10}$  nat. Grösse.



Abb. 27. Nadeliges Gussgefüge in einem Aluminiumbronzebarren mit abgerundeten Kanten. Geätzt mit Ammoniumpersulfat.  $\frac{0,75}{10}$  nat. Grösse.

allgemeinen darauf an, welche Lage die Kurven, die die Abhängigkeit der Kernzahl und der Kristallisationsgeschwindigkeit von der Unterkühlung wiedergeben, einnehmen.

Hand von Zerreißproben. Während der Zerreißstab links, bei dem das Gefüge normalen Aufbau zeigt, seinen kreisrunden Querschnitt beibehält, hat der Zerreißstab

rechts einen elliptischen Querschnitt angenommen. Dies rührt daher, dass der ganze Probestab (Abb. 25 unten) sich wie ein einheitlicher Kristall verhält und daher in der

Kanten abgerundet und dadurch eine andere Anordnung der Kristalle gemäss Abb. 29 b (nach Desch), erhält. Dass diese theoretisch abgeleiteten Verhältnisse auch in Wirklichkeit zu-



Abb. 28. Dendritischer Kristallaufbau nach Desch (schematisch).

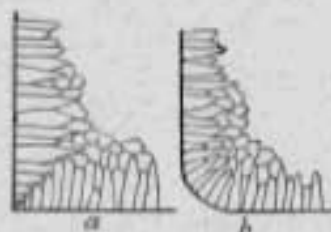


Abb. 29. Anordnung der Kristalle in einem Gussstück nach Desch (schematisch):

- a) Gussstück mit rechteckigem Querschnitt.  
b) Gussstück mit abgerundeten Kanten.

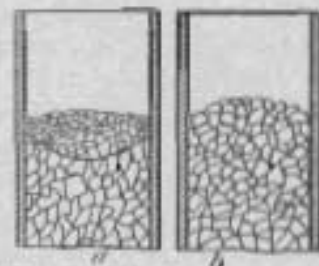


Abb. 30 a. Kristallisationsgrenze im Gebiet zunehmender Kristallisationsgeschwindigkeit.

Abb. 30 b. Kristallisationsgrenze im Gebiet abnehmender Kristallisationsgeschwindigkeit.

Hauptachsenrichtung einen anderen Druckwiderstand besitzt als in der Querrichtung. Dies kann besonders bei Gussstücken mit rechteckigem Querschnitt, wie Abb. 29 a (nach Desch) zeigt, zu Störungserscheinungen insofern führen, als an den Flächen, die den Winkel halbieren, leicht Bruchbildungen eintreten können. Man versucht dies bekanntlich dadurch zu bekämpfen, dass man die scharfen

treffen, zeigt Abb. 27. Aus diesen wenigen Beispielen dürfte hervorgehen, welche Vorteile der Giessereifachmann aus der Betrachtungsweise der Metallkunde schon heute ziehen kann. In Anbetracht der Erstlingserfolge dieser Wissenschaft steht zu erwarten, dass in der Zukunft noch viele weitere Versuchsergebnisse dieser Art nutzbringende Verwertung finden werden.

## Umschau.

**Glühen von Stahlguss mit Staubkohle.** Auf der letzten Tagung der American Foundrymen's Association berichtete C. H. Gale über die Ergebnisse des Glühens von Stahlguss mit Staubkohle.

0,287 v. H. C und 0,052 v. H. S. Die verwendete Kohle hatte einen Schwefelgehalt von 2,45 bis 2,80 v. H. Zur Feststellung der Wirkung wiederholten Glühens unterwarf man die Abgüsse dreimal diesem Ver-

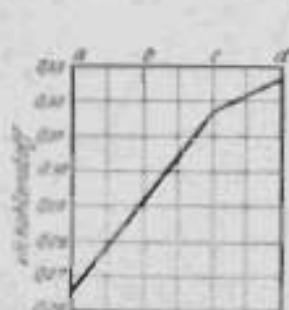


Abb. 1. Zunahme des Kohlenstoffes nach wiederholtem Glühen mit Staubkohle.

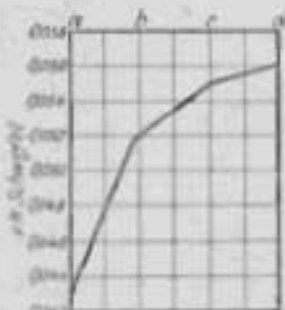


Abb. 2. Zunahme des Schwefels nach wiederholtem Glühen mit Staubkohle.

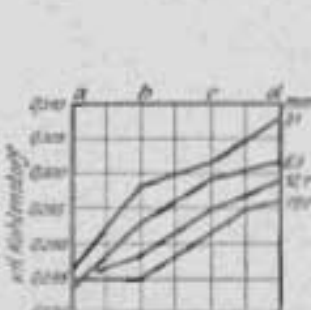


Abb. 3. Kohlenstoffgehalte in verschiedenen Tiefen nach dem Glühen mit Staubkohle.

a) vor dem Ausglühen, b) nach dem ersten, c) nach dem zweiten, d) nach dem dritten Ausglühen.

Insbesondere war eine Verbesserung der Zugfestigkeit, der Dehnung und Querschnittsverminderung an behandeltem Stahlguss, zugleich aber eine Abnahme der Bruchfestigkeit festgestellt worden. Genaue Untersuchungen ergaben als Ursache dieser Erscheinungen eine erhebliche Zunahme des Schwefel- und Kohlenstoffgehaltes; so zeigte ein Stahl, der vor dem Glühen 0,262 v. H. C und 0,042 v. H. S enthalten hatte, nach dem Glühen

fahren und erzielte damit die nachstehenden Wirkungen (S. 110):

Wie diese Zahlen und noch deutlicher wie die Abbildungen 1 und 2 zeigen<sup>1)</sup>, war die Zunahme des Schwefelgehaltes am stärksten bei dem ersten Glühen, beim zweiten Glühen war sie wesentlich geringer und beim dritten fast ganz

<sup>1)</sup> Die Abbildungen 1 bis 4 entstammen der Foundry 1921 1. Januar, S. 29.