

ZEITSCHRIFT DES VEREINES DEUTSCHER INGENIEURE.

Nr. 16.

Sonnabend, den 21. April 1917.

Band 61.

Inhalt:

Veränderung der Korngröße und der Korngliederung in Metallen. Von J. Czochralski	345	Zeitschriftenschau	360
Maschinelle Schnellverstellung der Werkzeuge an modernen Großwerkzeugmaschinen. Von A. Schmidt	351	Rundschau: Untersuchungen über die Ermüdungserscheinungen der Arbeiter in englischen Fabriken. — Verschiedenes	361
Versammlung des Württembergischen Bezirksvereines am 18. März 1917 in Stuttgart aus Anlaß des 70sten Geburtstages des Hrn. C. von Bach.	355	Patentbericht	363
Bücherschau: Die Maschinenlehre der elektrischen Zugförderung. Von Dr. W. Kummer	359	Sitzungsberichte der Bezirksvereine	364
		Angelegenheiten des Vereines: Forschungsarbeiten auf dem Gebiete des Ingenieurwesens. Heft 191/92	364

Veränderung der Korngröße und der Korngliederung in Metallen.¹⁾

Von J. Czochralski, Berlin.

A) Veränderung der Korngröße und der Korngliederung bei der Kristallisation.

a) Korngröße.

Das Vermögen der Stoffe, »spontan« zu kristallisieren, d. i. freiwillig Kristallisationszentren zu bilden, und die lineare Kristallisationsgeschwindigkeit sind auf die Größe des Kornes eines im Schmelzfluß erstarrenden Kristallhaufwerkes von Einfluß. Die in den folgenden Abschnitten 1 bis 4 wiedergegebene Darlegung der Kristallisationsvorgänge verdanken wir insbesondere G. Tammann und seiner Schule²⁾; die ersten Messungen der Kristallisationsgeschwindigkeit führte bereits 1882 D. Gernez aus³⁾.

1) Beim Uebergang vom flüssigen in den Kristallzustand bilden sich aus der flüssigen Phase als neue Phase die Kristalle. Die Kristallbildung geht, worauf Gibbs zuerst hingewiesen hat⁴⁾, immer nur von einzelnen Punkten aus, die man als Kristallisationszentren und nach dem Erreichen sichtbarer Abmessungen als Kristallkerne bezeichnet. Die Abhängigkeit der Kernzahl (KZ), d. i. die Zahl der in der Raumeinheit während der Zeiteinheit bei gleichbleibender Temperatur sich bildenden Kristallisationszentren, von dem Grade der Unterkühlung der Schmelze ist für viele nichtmetallische Stoffe von Tammann unmittelbar durch Abzählen der Kerne unter dem Mikroskop bestimmt worden. Dabei ergab sich in allen Fällen das in Abb. 1 wiedergegebene Gesetz. Die Senkrechte gibt in Anlehnung an die bei den *c, t*-Diagrammen übliche Darstellung die Temperaturen, bis zu denen die Schmelze unterkühlt wurde, die Wagerechte die zugeordneten Kernzahlen wieder. Beim

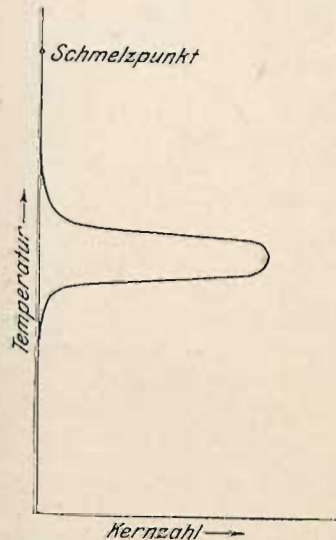


Abb. 1.

Abhängigkeit der Kernzahl von der Unterkühlung der Schmelze.

Schmelzpunkt ist die Kernzahl 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 größeren Unterkühlungen verlieren also viele Stoffe die Fähigkeit, neue Kristallisationszentren zu bilden, und man darf annehmen, daß dieses Verhalten ganz allgemein ist, obwohl man es nicht für jeden Stoff festzustellen vermag.

2) Aber auch die Geschwindigkeit, mit der sich das Wachstum der Kristalle von ihren Zentren oder Kernen aus vollzieht, ist für den Verlauf der Kristallisation von Wichtigkeit. Als Maßstab hierfür dient die lineare Kristallisationsgeschwindigkeit, d. i. die Strecke, um die sich in der Zeiteinheit die Grenze zwischen dem wachsenden Kristall und der Schmelze verschiebt. Sie wird in der Regel an der Fortbewegung der sichtbaren Kristallisationsgrenze in dünnen mit der unterkühlten Schmelze angefüllten und mit Teilung versehenen Glasröhrchen gemessen. Betreffs der Abhängigkeit der Kristallisationsgeschwindigkeit (KG) von der Unterkühlung haben Messungen der Bewegungsgeschwindigkeit der sichtbaren Kristallisationsgrenze ergeben, daß sie in den Hauptgebieten der Unterkühlung mit gleichförmiger Geschwindigkeit fortschreitet. Die gleichförmigen Geschwindigkeiten stellen sich aber erst ein, nachdem die Kristallisation einige Zeit im Gange gewesen ist.

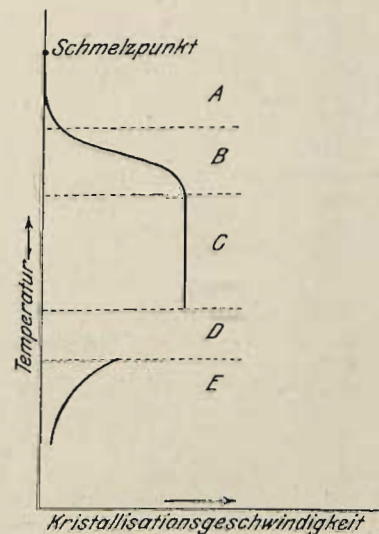


Abb. 2.

Abhängigkeit der Kristallisationsgeschwindigkeit von der Unterkühlung der Schmelze (für Stoffe mit einer Kristallisationsgeschwindigkeit von mehr als 5 mm/min).

Die Kristallisationsgeschwindigkeit kann in einem weiten Unterkühlungsgebiete nur unabhängig von der Unterkühlung der Schmelze sein, wenn an der Kristallisationsgrenze die Temperatur des Schmelzpunktes herrscht; mit der Aenderung der Temperatur an der Kristallisationsgrenze ändert sich auch die Kristallisationsgeschwindigkeit. Dies ist besonders im Anfangs- und Endstadium der Kristallisation sowie bei kleinen Kristallisationsgeschwindigkeiten der Fall.

¹⁾ Sonderabdrücke dieses Aufsatzes (Fachgebiet: Materialkunde) werden an Mitglieder des Vereines sowie Studierende und Schüler technischer Lehranstalten gegen Voreinsendung von 40 M postfrei abgegeben. Andere Besteller zahlen den doppelten Preis. Zuschlag für Auslandporto 5 M . Lieferung etwa 2 Wochen nach dem Erscheinen der Nummer.

²⁾ Siehe G. Tammann, Kristallisieren und Schmelzen, 1903.

³⁾ D. Gernez, Compt. rend. 1882 S. 1278.

⁴⁾ J. W. Gibbs, Thermodynamische Studien, übersetzt von W. Ostwald.

Bei Stoffen mit einer höchsten Kristallisationsgeschwindigkeit von mehr als 5 mm/min kann man fünf Unterkühlungsgebiete unterscheiden, Abb. 2.

Im Unterkühlungsgebiet A, dicht unterhalb des Schmelzpunktes, ist die Kristallisationsgeschwindigkeit sehr klein.

Im Unterkühlungsgebiet B, einige Grade unterhalb des Schmelzpunktes, steigt die Kristallisationsgeschwindigkeit bereits sehr beträchtlich; in diesem Gebiet sowie in dem Gebiet A wird die Kristallisationsgeschwindigkeit um so mehr verkleinert, je langsamer die Kristallisationswärme abfließt, d. h. je geringer das Temperaturgefälle an der Kristallisationsgrenze ist.

Im Unterkühlungsgebiet C (nähere Temperaturgrenzen lassen sich nicht angeben) erreicht die Kristallisationsgeschwindigkeit ihren unveränderlichen höchsten, also von der Unterkühlung der Schmelze unabhängigen Wert. In diesem Gebiet ist zwischen den Kristallen an der Kristallisationsgrenze sporadisch noch Schmelze vorhanden, und deshalb stellt sich an der Kristallisationsgrenze die Temperatur des Schmelzpunktes immer wieder her.

Im Unterkühlungsgebiet D, dem der ungleichförmigen Geschwindigkeiten, erinnern die Verhältnisse an die bei explosionsartig verlaufenden Prozessen. Die Kristallisationswärme reicht nicht mehr hin, um die Temperatur der Kristallisationsgrenze ständig auf die des Schmelzpunktes zu heben.

Schließlich nimmt im Unterkühlungsgebiet E die Kristallisationsgeschwindigkeit mit abnehmender Temperatur schnell ab und fällt bald auf unmerklich kleine Werte, weil sie wie alle Umwandlungsgeschwindigkeiten mit sinkender Temperatur abnimmt.

Bei kleinen Kristallisationsgeschwindigkeiten (weniger als 3 mm/min) machen sich die Einflüsse der Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Gestalt der Kurve der Kristallisationsgeschwindigkeit in höherem Maße bemerkbar als bei größeren, weil die in der Zeiteinheit freiwerdende Wärmemenge klein ist und zur Herstellung der Temperatur des Schmelzpunktes an der Kristallisationsgrenze nicht mehr ausreicht; die Gebiete der gleichförmigen Kristallisationsgeschwindigkeit (C in Abb. 2) werden daher mit kleiner Kristallisationsgeschwindigkeit geringer oder schrumpfen auch zu einem Punkt zusammen, Abb. 3. Die unveränderliche höchste Kristallisationsgeschwindigkeit des Stoffes wird dann unter Umständen überhaupt nicht erreicht oder weit unterschritten.

3) Im Gebiet dicht unterhalb des Schmelzpunktes (A und B in Abb. 2) wird durch Wärmeentziehung die Kristallisationsgeschwindigkeit vergrößert; da nun in den Mittelzonen einer zylindrischen Form das Temperaturgefälle kleiner als an den Randzonen ist, so eilt die Kristallisationsgrenze in diesen Zonen der in jenen voran, die Kristallisationsgrenze bildet daher einen zur Schmelze hohlen Meniskus, Abb. 4.

Im Gebiet abnehmender Kristallisationsgeschwindigkeit (E in Abb. 2) wird die Kristallisationsgeschwindigkeit durch Wärmeentziehung verkleinert; da wieder an der Kristallisationsgrenze der Mittelzonen die Temperatur höher ist als die der Randzonen, so eilt jetzt die Kristallisationsgrenze im Innern einer zylindrischen Form voran, die Kristallisationsgrenze bildet also einen zur Schmelze gewölbten Meniskus, Abb. 5.

Im Gebiet abnehmender Kristallisationsgeschwindigkeit (E in Abb. 2) wird die Kristallisationsgeschwindigkeit durch Wärmeentziehung verkleinert; da wieder an der Kristallisationsgrenze der Mittelzonen die Temperatur höher ist als die der Randzonen, so eilt jetzt die Kristallisationsgrenze im Innern einer zylindrischen Form voran, die Kristallisationsgrenze bildet also einen zur Schmelze gewölbten Meniskus, Abb. 5.

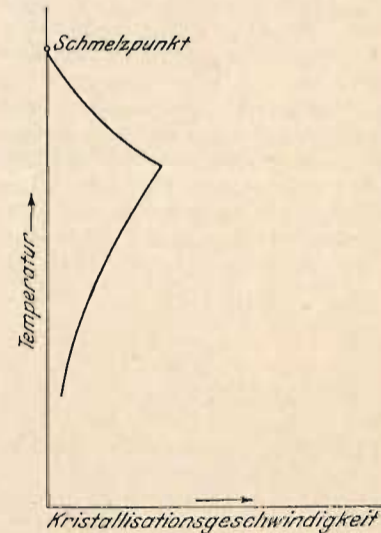


Abb. 3.

Abhängigkeit der Kristallisationsgeschwindigkeit von der Unterkühlung der Schmelze (für Stoffe mit einer Kristallisationsgeschwindigkeit von weniger als 3 mm/min).

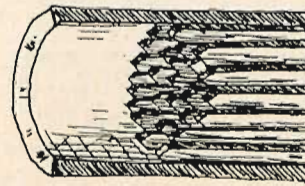


Abb. 4.

Kristallisationsgrenze im Gebiet zunehmender Kristallisationsgeschwindigkeit. (Dem Temperaturgefälle gemäß ist die Kristallisationsgrenze in den Randteilen vorgeeilt.)

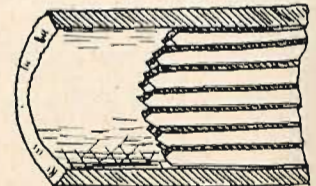


Abb. 5.

Kristallisationsgrenze im Gebiet abnehmender Kristallisationsgeschwindigkeit. (Dem Temperaturgefälle gemäß ist die Kristallisationsgrenze in den mittleren Teilen vorgeeilt.)

4) Bei den nichtmetallischen Stoffen geht die Bestimmung der Kernzahl in der Regel glatt von statten. Bei den Metallen gewinnt man infolge ihrer geringen Unterkühlbarkeit und ihrer Undurchsichtigkeit dagegen nur auf Hülfswegen einen mehr oder weniger zutreffenden Einblick in die Temperaturabhängigkeit der Kernzahl.

Die Unterkühlbarkeit eines Stoffes hängt nämlich von den Werten der Kristallisationsgeschwindigkeit und der Kernzahl sowie von der Art der gegenseitigen Abhängigkeit dieser Größen, d. i. von der gegenseitigen Lage der Kurve der Kristallisationsgeschwindigkeit und der Kernzahlkurve, vor allem aber von der Abkühlgeschwindigkeit ab; im Hinblick auf die geringe Unterkühlbarkeit müßte demnach das Vermögen der Metalle, freiwillig zu kristallisieren, sehr groß sein.

Fällt die unveränderliche höchste Kristallisationsgeschwindigkeit in Gebiete kleiner Kernzahlen, dann ist es besonders schwer, ein feinkörniges Gefüge zu erhalten, und zwar um so schwerer, je größer die Kristallisationsgeschwindigkeit und je kleiner die Kernzahl ist, Abb. 6 I, weil durch den großen Wert der Kristallisationsgeschwindigkeit die Zeit für die Entstehung der Kristallisationszentren verringert wird; wenn aber die höchste Kernzahl außerhalb des Gebietes der unveränderlichen höchsten Kristallisationsgeschwindigkeit liegt, gleichgültig ob unterhalb oder oberhalb, dann ist es um so leichter, ein feinkörniges Gefüge zu erhalten, je größer die Kernzahl und je kleiner die Kristallisationsgeschwindigkeit ist, Abb. 6, II, weil die Entfernung der Kristallisationszentren verhältnismäßig klein ist und durch den kleineren Wert der Kristallisationsgeschwindigkeit die Zeit für die Entstehung der Kristallisationszentren vergrößert wird. Am günstigsten für die Kornverfeinerung werden demnach immer die Fälle sein, wo die Kernzahl recht groß und die Kristallisationsgeschwindigkeit recht klein ist. Ein kleines gleichmäßiges Korn deutet also auf große Kernzahl oder kleine Kristallisationsgeschwindigkeit, ein großes ungleichmäßiges dagegen auf eine geringe Kernzahl oder große Kristallisationsgeschwindigkeit; wäre es möglich, ein Metall, nachdem man es eine bestimmte Zeit auf einer Unterkühlungstemperatur gehalten hat, für die man die Anzahl der Kristallisationszentren bestimmen will, möglichst schnell auf eine Temperatur zu bringen, bei der die Kornzahl verschwindend klein ist, die Kristallisationsgeschwindigkeit aber noch groß genug, um ein schnelles Erstarren der Schmelze zu ermög-

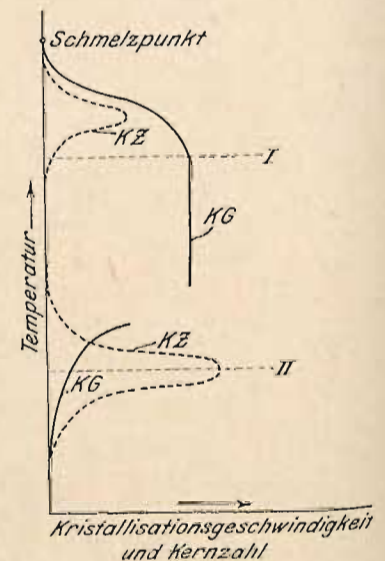


Abb. 6.

Abhängigkeit der Unterkühlbarkeit von der gegenseitigen Lage der Kurve der Kristallisationsgeschwindigkeit und der Kernzahlkurve.

lichen, so könnte man durch die Bestimmung der Zahl der Kristalle für die Raumeinheit die Kernzahlen der Metalle leicht ermitteln. Dieser Weg ist jedoch bei den Metallen nicht gangbar.

Die übliche Bestimmung der Anzahl der Kristalle für die Raumeinheit dagegen würde wohl eine Vorstellung von der Gesamtzahl der während der ganzen Erstarrung gebildeten Kristallisationszentren, nicht aber die wirklichen Werte der Kristallisationsgeschwindigkeit für die Zeit- und Raumeinheit bei gleichbleibender Temperatur ergeben.

Führt man aber mit gleichen Mengen desselben Stoffes eine Reihe von Versuchen aus, bei denen die Proben von gleich hoher Gießtemperatur mit verschiedener Geschwindigkeit abgekühlt werden, so kann die Bestimmung der Zahl der Kristalle für die Raumeinheit¹⁾ weitere, wenn nicht zahlenmäßige, so doch relative Anhaltspunkte für die der Temperaturabhängigkeit der Kernzahl und der Kristallisationsgeschwindigkeit ergeben:

Die Zahl der Kristalle wird mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze zunehmen, wenn mit sinkender Temperatur die relative Zunahme der Kernzahl die der Kristallisationsgeschwindigkeit überwiegt, und umgekehrt abnehmen, wenn mit sinkender Temperatur die relative Zunahme der Kristallisationsgeschwindigkeit die der Kernzahl übertrifft.

Darf man aber annehmen, daß in dem betreffenden Unterkühlungsgebiet die Kristallisationsgeschwindigkeit bereits ihren unveränderlichen höchsten Wert besitzt, so würde eine Zunahme oder Abnahme der Zahl der Kristalle mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit darauf hinweisen, daß nur die Kernzahl allein mit sinkender Temperatur zunimmt oder abnimmt.

Infolge der geringen Unterkühlbarkeit der Metalle (bei den technischen Metallen selten über 2° bei einer Zeitdauer von wenigen Sekunden) liegen aber Gründe zu der Annahme vor, daß bei den Metallen unter gewöhnlichen Bedingungen die höchste Kristallisationsgeschwindigkeit überhaupt nicht erreicht wird, und daß die Unterkühlung selten über das Gebiet zunehmender Kristallisationsgeschwindigkeit (*A* und *B* in Abb. 2) hinausgelangt; nur bei sehr hohen Abkühlgeschwindigkeiten oder außergewöhnlichen Versuchsbedingungen (s. den nächsten Abschnitt) scheint sich die Kristallisation mit ihrer höchsten unveränderlichen Geschwindigkeit zu vollziehen. Da die relative Abnahme der Kernzahl in diesem Gebiet wahrscheinlich in der Regel die der Kristallisationsgeschwindigkeit übertrifft, so ist in den meisten Fällen umso gröberes Korn zu erwarten, je geringer die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze ist. Die Auswertungsergebnisse derartiger Untersuchungen²⁾ können also ebenso gut Gebiete zunehmender Kristallisationsgeschwindigkeit betreffen und dürfen daher, solange eingehendere Untersuchungen fehlen, nicht als endgültig angesehen werden.

5) Ein Verfahren zur Messung der Kristallisationsgeschwindigkeit war für Metalle bisher nicht bekannt. Bei einer Untersuchung des Verfassers ergaben sich indes Ergebnisse, die zur unmittelbaren Messung der Kristallisationsgeschwindigkeit der Metalle verwertet werden konnten³⁾. Das Verfahren beruht auf der Messung der Höchstgeschwindigkeit, mit der man einen dünnen Kristallfaden des betreffenden Metalles aus seiner Schmelze dauernd ziehen kann, ohne daß er abreißt. Man kann auf diese Weise einheitliche Kristallfäden von beliebiger Länge mit Leichtigkeit herstellen.

In Zahlentafel 1 ist die höchste Kristallisationsgeschwindigkeit einiger Metalle in der Nähe des Schmelzpunktes wiedergegeben. Unterkühlungen wurden nur bei Zinn, und zwar nur in einem Falle, beobachtet; die Unterkühlung er-

streckte sich bis auf 2° unterhalb des Schmelzpunktes, eine Erhöhung der Kristallisationsgeschwindigkeit innerhalb dieses Gebietes war nicht zu beobachten.

Zahlentafel 1.

Metall	Schmelzpunkt °C	Kristallisationsgeschwindigkeit etwa mm/min	Durchmesser des zylindrischen Metallfadens mm	Länge der erhaltenen Kristallfäden mm
Zinn . . .	232	90	0,2 0,5 1,0	bis 150
Blei . . .	320	140	0,2 0,5 1,0	bis 120
Zink . . .	416	100	0,2 0,5 1,0	bis 190

6) Das Verhalten der Stoffe beim Kristallisieren würde, wenn die Unterkühlungsbereiche der Metalle sich auf größere Temperaturgebiete erstrecken würden, als dies in der Tat der Fall ist, den Technologen die erwünschte Möglichkeit darbieten, durch entsprechende Wahl der Unterkühlungstemperatur einerseits die Korngröße zu beeinflussen, andererseits aber auch die Erstarrung des Gusses beliebig zu regeln und so der Ausbildung von Lunkerstellen, Blasen u. dergl. entgegenzusteuern. Dazu müßte es aber möglich sein, erstens das Metall genügend schnell auf die Temperatur zu bringen, bei der das freiwillige Kristallisationsvermögen der Schmelze am größten ist, zweitens das Schmelzbad, nachdem es eine bestimmte Zeit auf dieser Temperatur festgehalten (»fixiert«) worden ist, durch weitere kräftige Wärmeabfuhr auf die Temperatur des absteigenden Astes (*E* in Abb. 2) der Kurve der Kristallisationsgeschwindigkeit abzukühlen, um das Zentrum der Kristallisation tunlichst ins Innere des Gußblockes zu verpflanzen (vergl. Absatz 3). Infolge der völligen Unkenntnis der Abhängigkeit der Kernzahl von der Temperatur sowie der äußerst geringen Neigung der Metalle zur Unterkühlung wird man die Gebiete abnehmender Kristallisationsgeschwindigkeit und zunehmender Kernzahl nur schwer praktisch zu beherrschen und auszunutzen verstehen; indes liegen manche praktische Ergebnisse hinsichtlich der Beeinflussung der Korngröße bereits vor (Schreckguß), wenn sie sich auch offenbar nur auf das Gebiet zunehmender Kristallisationsgeschwindigkeit (*A* bis *B* in Abb. 2) erstrecken. Außer der Erforschung der inneren Beziehungen für jedes Metall bei verschiedenen Temperaturen wäre auch ein planmäßiges Studium aller äußeren Bedingungen (Konstruktion und Temperatur der Gießformen usw.) notwendig; nur Versuche, bei denen auf alle diese Punkte von vornherein Rücksicht genommen wird, können einen endlichen Erfolg versprechen. Diese Aufgabe ist nicht leicht, aber immerhin aussichtsreich genug, um weitere Versuche in dieser Richtung lohnend erscheinen zu lassen; betragen doch die Verluste durch den »verlorenen Kopf« nicht selten 20 vH des Gießgutes und darüber.

b) Korngliederung.

1) An den Erstarrungswänden von Metallen können häufig geometrisch ähnlich angeordnete Kristallnadeln beobachtet werden. Insbesondere die Kristallnadeln der Randschichten sind einander fast parallel gerichtet. Es handelt sich hier um eine Erscheinung, die in der Mineralogie als strahliges Gefüge angesprochen wird, in der Technik am besten unter dem Namen »Einstrahlung« bekannt sein dürfte, deren kristallographisches Hauptmerkmal aber die »Transkristallisation« (kristallographisch-ähnliche Ordnung) ist.

2) Zur Erklärung der parallelen Anordnung der Kristalle senkrecht zu den Flächen größter Abkühlung kommen folgende Punkte in Betracht:

Die Erfahrung lehrt, daß die Unterkühlung der Schmelze vom größten Einfluß auf die Zahl der Begrenzungsebenen

¹⁾ Bezeichnet *n* die Zahl der Kristallfelder auf der Schliffebene *q* gemessen in qcm, so ergibt sich die Zahl *N* der Kristalle in 1 ccm zu

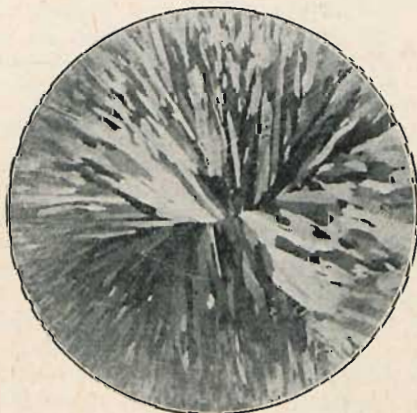
$$N = \frac{n^3}{q}$$

²⁾ s. z. B. E. Bekier, Zeitschrift für anorg. Chemie 1912 S. 325.

³⁾ »Ein neues Verfahren zur Messung der Kristallisationsgeschwindigkeit der Metalle«, Zeitschrift für physik. Chemie 1917. (Im Erscheinen).

der Polyeder ist ¹⁾. Hieraus folgt, daß durch diesen Faktor die Kristallisationsgeschwindigkeiten an den verschiedenen Begrenzungsflächen eines und desselben Kristalles in sehr verschiedener Weise beeinflusst werden. Während es vorkommen kann, daß in der Nähe des Schmelzpunktes die Wachstumsgeschwindigkeiten an den Begrenzungsflächen einander fast gleich sind, können bei der Unterkühlung neue Flächen mit neuen Geschwindigkeiten hervortreten und so die Ausbildungsform der Kristalle mehr oder weniger stark verändern. Solche Temperatureinflüsse allein würden wohl die kennzeichnende Nadelstruktur der Kristalle erklären, nicht aber auch ihre gemeinsame parallele Anordnung, da die Orientierung der Kristallkörner nach allen Richtungen in solchen Fällen stets verschieden ist. Da auch die Unterkühlbarkeit der Metalle äußerst gering ist, ist diese Erklärung auf Metalle nicht anwendbar.

Eine nähere Betrachtung des Kristallisationsvorganges führt zu dem Schluß, daß die Parallelanordnung und Nadelstruktur der Kristalle nur durch die besondere Art der Abkühlung der Schmelze, die starke Wärmeströmungen mit sich bringt, bedingt wird. An den kalten Formwänden wird die Schmelze zunächst abgekühlt, hier werden sich die Kristallisationszentren zuerst bilden, und auch die Kristallisationsgeschwindigkeit wird entsprechend ansteigen können, während sich in den Mittelschichten erst viel später die für die Kristallisation erforderliche Temperatur einstellt; vielfach sogar erst dann, nachdem bereits eine Berührung der strahlenförmig nach innen wachsenden Kristallsysteme in der Mitte stattgefunden hat, s. Abb. 7. Da die Fortbewegung der Kristallisationsgrenze gemäß dem Temperaturgefälle von den kälteren Formwänden nach dem Innern der Schmelze



$\frac{2}{3}$ natürlicher Größe.

Abb. 7.

Gefügeanordnung eines infolge ungleichförmiger Wärmeverteilung (hohe Abkühlgeschwindigkeit) nadelig kristallisierten Aluminiumbronzebarrens.

Geätzt mit 10 prozentiger Ammoniumpersulfatlösung.

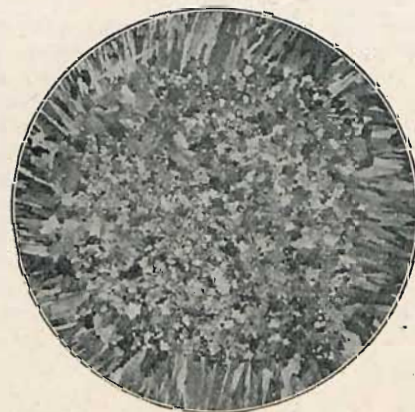
und nur ungehemmt entgegengesetzt zu der Richtung des größten Wärmeabfalles erfolgen kann, ist die Wachstumsbevorzugung der einzelnen Kristalle nach Maßgabe der längeren Wachstumszeit in dieser Richtung am größten.

3) Diese Ueberlegung gibt eine vollkommene Erklärung für die parallele Anordnung der Kristalle. Die Kristalle dürfen aber auch in diesem Falle trotz ihrer parallelen Anordnung nicht kristallographisch ähnlich gelagert sein. In dieser Richtung angestellte Versuche des Verfassers über den Symmetriegrad der Kornlagerung führten jedoch zu folgenden bemerkenswerten Ergebnissen, die in der Tat zugunsten der weitestgehenden Transkristallisation sprechen. Diese Anordnung der Kristalle beruht auf dem Umstand, daß beim Erstarren der Schmelze die Lagerung der Kristalle durch Wärmeströmungen in hohem Maße beeinflusst wird, und zwar derart, daß sich die Kristalle der regulären Metalle mit ihren Hauptachsen senkrecht zur Richtung des Wärmestromes einstellen; die Lage der Nebenachsen wird dagegen durch die Wärmeflußlinien scheinbar nicht beeinflusst. Daraus kann

¹⁾ G. Tammann, Lehrbuch der Metallographie 1914 S. 18.

aber weiter nur geschlossen werden, daß auch gesetzmäßige Beziehungen zwischen den Wärmeströmungen und der Anordnung der kleinsten Elementarteilchen beim Kristallisieren bestehen müssen.

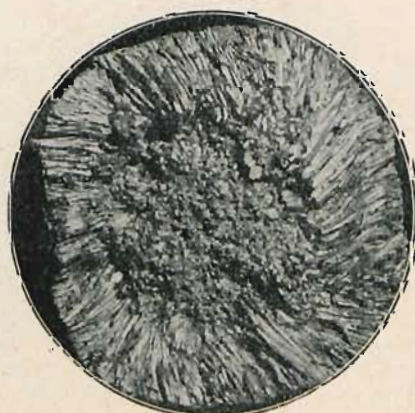
Wird die Ausbildung von starken Wärmeströmungen unterdrückt, so daß die Kernbildung etwa zu gleicher Zeit in allen Punkten der Schmelze einsetzen kann, so erscheinen die Kristalle, wovon man sich an Hand beliebiger Gußstücke leicht überzeugen kann, geometrisch und kristallographisch



$\frac{2}{3}$ natürlicher Größe.

Abb. 8.

Gefügeanordnung eines mittlerer Abkühlgeschwindigkeit zufolge nur in den Randschichten nadelig kristallisierten Aluminiumbronzebarrens. Geätzt mit 10 prozentiger Ammoniumpersulfatlösung.



$\frac{2}{3}$ natürlicher Größe.

Abb. 9.

Aluminiumbronze, wie in Abb. 7; Warmbruch als Folge der kristallographisch ähnlichen Kornlagerung der Randschichten. Ungeätzt.



$\frac{2}{3}$ natürlicher Größe.

Abb. 10.

Gefügeanordnung eines infolge gleichförmiger Wärmeverteilung (geringe Abkühlgeschwindigkeit) im ganzen Querschnitt körnig kristallisierten Aluminiumbronzebarrens.

Geätzt mit 10 prozentiger Ammoniumpersulfatlösung.

willkürlich gelagert und zeigen auch keine axiale Bevorzugung. In Abb. 8 ist der Querschnitt eines langsam abgekühlten Aluminiumbronzebarrens wiedergegeben; während der Rand des Stückes noch radiale Korngliederung aufweist, zeigt der Kern ein gleichmäßig körniges Gefüge. Abb. 9 gibt einen Aluminiumbronzebarren von ähnlicher Korngliederung wieder, der seiner Zusammensetzung nach vorzüglich warm walzbar sein müßte, infolge seiner transkristallinen Gefügeanordnung¹⁾ beim Walzen aber zwischenkristallin brach. Bei der in Abb. 10 wiedergegebenen Aluminiumbronzeprobe reichte die Abkühlgeschwindigkeit dagegen nicht mehr aus, um eine ungleichförmige Erstarrung des Gusses hervorzurufen, das Metall zeigt daher im ganzen Querschnitt ein gleichmäßiges Korn.

Wenn durch eine verlangsamte Abkühlung die Gefahr für die Ausbildung eines transkristallinen Gefüges sowie von Lunkerräumen verringert wird, so können, was nicht übersehen werden darf, andererseits aber durch zu langsame Abkühlung unerwünschte Entmischungen auftreten, und zwar um so leichter, je mehr sich die einzelnen Bestandteile in ihren spezifischen Gewichten unterscheiden. Auch etwa vorhandene Verunreinigungen können durch sehr langsame Abkühlung leicht als Häute zwischen den Kristallen ausgestoßen werden.

4) Die Transkristallisation ist als »allgemeinste Gußkrankheit« in ihrer technologischen Bedeutung nicht zu unterschätzen. Die oft bemerkte Brüchigkeit von scheinbar gesundem Metallguß gegenüber Walzgut dürfte insbesondere durch sie bedingt sein. Selbst Metallguß, der von andern Störungen (Entmischungen, Lunkerräumen, zwischenkristallinen Verunreinigungen, Unterquasliotropie usw.) frei ist, kann infolge der groben durch die Transkristallisation bedingten mechanischen Widerstandsunterschiede viele Gefahren mit sich bringen²⁾.

Die nadeligen Kristallsysteme, die sich büstenartig senkrecht zu den Abkühlflächen ausbilden, treffen an den Kanten des Metallstückes in Flächen zusammen, die die Kantenwinkel halbieren. Hier werden auch bei gleichförmiger Beanspruchung, beispielsweise normalem Seitendruck, infolge der mechanischen Widerstandsunterschiede Brüche besonders leicht auftreten können; darauf sind auch in erster Linie die Schwächen kantiger Gußstücke zurückzuführen. Man versucht diesem Mißstand durch Abrunden der Kanten allgemein zu begegnen, wodurch infolge radialer Anordnung des Kornes wenigstens die Unterschiede der entgegengerichteten inneren Widerstände gemildert werden³⁾. Aber selbst wenn diese gänzlich fehlen, werden sich transkristalline Kristallhaufwerke stets in ihren Hauptschnitten mechanisch verschieden verhalten.

Es hat zwischen Fachleuten viel »Für und Wider« hinsichtlich einer besondern »Gußkristallinität« gegeben; mit der Erforschung der Transkristallisation dürfte hier ein neuer Weg der Erklärung angebahnt sein.

B) Veränderung der Korngröße und der Korngliederung bei der Rekristallisation.

a) Korngröße.

Ähnlich wie bei der Kristallisation sind auch bei der Rekristallisation das freiwillige Kristallisationsvermögen und die lineare Kristallisationsgeschwindigkeit auf die Größe des Kornes eines nach stattgehabter Verlagerung rekristallisierten Metalles von Einfluß. Da die Vorgänge in mancher Hinsicht von denen der Kristallisation abweichen, werden sie als Rekristallisationsvorgänge besonders gekennzeichnet. Ueber die Abhängigkeit der Korngröße von der Rekristallisation fehlten bis vor kurzem jegliche Angaben; die Untersuchungen des Verfassers⁴⁾ ergaben erst einige Anhaltspunkte, die für die Erforschung der inneren Beziehungen verwertet werden konnten. Die übrigen, mit der Gefüge-

beobachtung in Widerspruch stehenden Auffassungen der Rekristallisationsvorgänge¹⁾ müssen, da sie von den allgemeinen Richtlinien abweichen, hier unberücksichtigt bleiben.

1) Die Abhängigkeit der Rekristallisationsgeschwindigkeit von der Temperatur kann durch Messung der Bewegungsgeschwindigkeit der durch Aetzen sichtbaren Rekristallisationsgrenze bestimmt werden. Messungen der Rekristallisationsgeschwindigkeit haben ergeben, daß sie in der Nähe des Schmelzpunktes am größten ist und mit abnehmender Temperatur alsbald auf unmerklich kleine Werte sinkt. Außer der Temperatur ist die Rekristallisationsgeschwindigkeit, wenn auch in geringerem Maße, aber auch von dem Grade der Verlagerung abhängig. In Abb. 11 ist in räum-

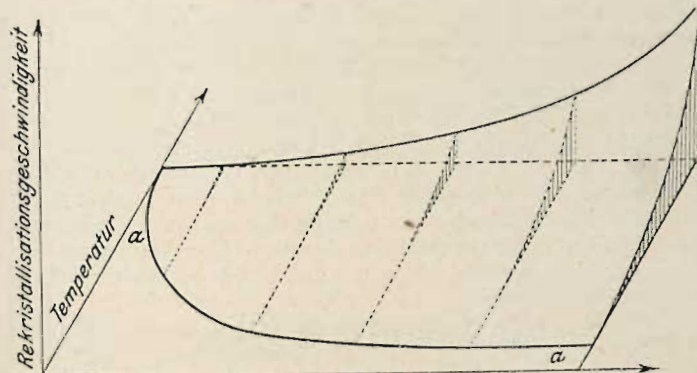


Abb. 11.

Abhängigkeit der Rekristallisationsgeschwindigkeit von der Temperatur und von dem Grade der Verlagerung.

licher Darstellung die Abhängigkeit der Rekristallisationsgeschwindigkeit von der Temperatur und dem Grade der Verlagerung (= Höhenabnahme beim Stauchen) wiedergegeben. Bei den höchsten Verlagerungs- und Wärmegraden ist die Rekristallisationsgeschwindigkeit ziemlich groß (bei Zinn etwa 10 mm/min), sinkt dann aber besonders mit abnehmender Temperatur sehr schnell zu kaum merklichen Beträgen herab. Unterhalb einer bestimmten Grenztemperatur (Kurve aa in Abb. 11) ist die Rekristallisation als unendlich langsam vor sich gehend aufzufassen; diese »untere« Rekristallisationstemperatur liegt um so höher, je weniger das Metall verlagert ist.

2) So leicht es gelingt, die Rekristallisationsgeschwindigkeit der Metalle unmittelbar zu messen, so schwer ist es, Anhaltspunkte für die Abhängigkeit der »Kernzahl« von der Temperatur und von dem Grade der Verlagerung bei der Rekristallisation zu gewinnen; doch läßt sich vorläufig mit Sicherheit zeigen, daß sie mit dem Grade der Verlagerung

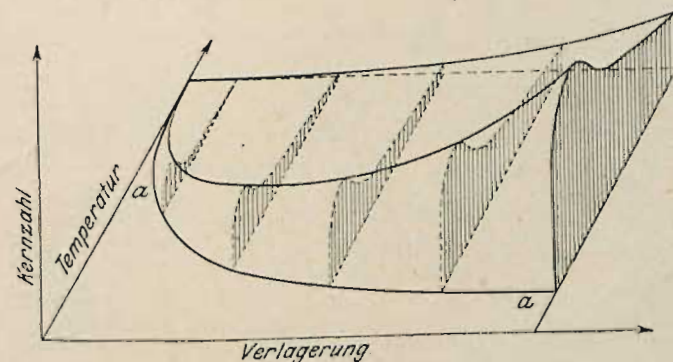


Abb. 12.

Abhängigkeit der Kernzahl von dem Grade der Verlagerung und von der Rekristallisationstemperatur.

stark zunimmt und auch mit der Temperatur kurz nach dem Beginn der Rekristallisation erst einen Höchstwert erreicht und dann bis zum Erreichen des Schmelzpunktes wahrscheinlich sehr schnell zurückgeht, s. Abb. 12.

¹⁾ Der Barren war außerdem mit 0,1 vH Zink verunreinigt.

²⁾ J. Czoehalski, »Stahl und Eisen« 1916 S. 864.

³⁾ S. C. Desch, Metallographie, übersetzt von Caspari 1914 S. 104.

⁴⁾ J. Czoehalski, Intern. Zeitschrift für Metallographie 1916 S. 1 bis 43; »Metall und Erz« 1916 S. 338.

¹⁾ S. u. a. C. Chappell, »Ferrum« 1915 S. 18.

Im Gegensatz zu den Kristallisationszentren, die sich in der Schmelze frei entwickeln können, werden bei der Rekristallisation infolge des Spannungsausgleiches zwischen den noch verlagerten und den bereits rekristallisierten Anteilen des Querschnittes die jeweilig neu gebildeten Rekristallisationszentren aber immer wieder vernichtet. Der gesamte Spannungszustand des Metalles und damit auch die Kernzahl wird also sowohl mit zunehmender Glühzeit als auch mit zunehmender Glühtemperatur bis zu einem bestimmten Grenzwert fallen, da ja die Rekristallisation einerseits mit ziemlich geringer Geschwindigkeit vor sich geht, andererseits aber der endgültige molekulare Gleichgewichtszustand eines Metalles in Abhängigkeit von der höchsten erreichten Glühtemperatur steht. In seinem Zustand unterscheidet sich ein unvollständig rekristallisiertes Metall bekanntlich nicht nennenswert von einem mehr oder weniger stark kalt gereckten Arbeitsgut. Bei unvollständiger Rekristallisation werden demgemäß stets »Restspannungen« in dem Metall zurückbleiben, die bei genügender molekularer Beweglichkeit neue Veränderungen im Innern des Metalles hervorzurufen bestrebt sein werden. Durch weitere Steigerung der Glühdauer oder der Glühtemperatur wird daher immer wieder eine Veränderung eintreten können, und zwar solange, bis entweder im Innern des Metalles sämtliche »Restspannungen« zur Auslösung gelangt sind¹⁾ oder die Rekristallisation nur noch unendlich langsam fortschreitet.

Wie die Gefügebeobachtung lehrt, verändert sich das Gefüge eines Metalles bei der Rekristallisation unausgesetzt; punktförmige Rekristallisationszentren und Kerne entstehen zuerst in der verlagerten Phase, die sie unter Vergrößerung des Gefüges bald aufzehren, sich dann zu größeren Kristallen auswachsen, um bald von andern vielfach in denselben Kristallen gebildeten winzigen neuen Kernen entgegen jeder Regel hinsichtlich der Größe und der Richtung der Kristalle solange immer wieder aufgezehrt zu werden, bis sich ein hinreichend stationärer Gefügezustand einstellt. Die unmittelbare Beobachtung der Vorgänge bietet keinerlei Schwierigkeiten, läßt sich aber durch Lichtbilder nur unvollkommen ersetzen²⁾.

3) Sofern man bei einer verlagerten Kristallphase von einem Körnungsgrad überhaupt sprechen darf, würde bis zur Aufzehrung der primär verlagerten Phase der gesamte Körnungsgrad des Metalles erst zunehmen, alsdann aber immer mehr abnehmen, und zwar bis zu einem bestimmten Grenzwert; die Größe der Kristallisationszentren und der Kerne selbst aber von Anfang an steigen.

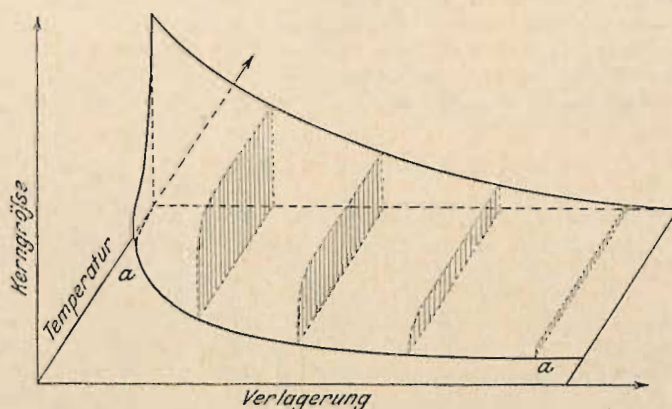


Abb. 13.

Einfluß des Glühens nach stattgehabter Verlagerung auf die effektive Korngröße.

Abb. 13 veranschaulicht in räumlicher Darstellung, welche Änderung die Größe der neugebildeten Kristalle durch das Ausglühen erleidet, wenn die Körner ihre endgültige Größe angenommen haben, d. i. die Rekristallisations-

zeiten so gewählt werden, daß die Kristallgröße sich durch darauffolgendes Weitererwärmen bei der zuletzt angewandten höchsten Glühtemperatur nicht mehr nennenswert ändert. Wie aus dem Schaubild hervorgeht, nimmt das Korn beim Ueberschreiten der unteren Rekristallisationstemperatur die der Temperatur- und Verlagerungskurve zugeordnete mittlere Größe an; erst durch weitere Temperatursteigerung ist es möglich, eine Vergrößerung des Kornes herbeizuführen.

Daraus folgt als allgemein gültige Regel: Die effektive Korngröße eines verlagerten Metalles nimmt mit steigender Rekristallisationstemperatur zu, und zwar um so mehr, je geringer die Zahl der Rekristallisationskerne ist. Durch geeignete Wahl von Glühtemperatur und Verlagerungsgrad ist man an Hand eines vorhandenen Schaubildes imstande, einem Metall innerhalb gewisser Grenzen jede beliebige Korngröße zu verleihen, es also in einen bestimmten mechanisch-physikalischen Zustand zu versetzen¹⁾. Aus der Konstruktion des Diagrammes geht umgekehrt ohne weiteres hervor, daß auch die Korngröße zur Beurteilung der Glühtemperatur und des Grades der Verlagerung dienen kann, wenn diese nicht bekannt sind. Indem man das Metall nach der Bestimmung der Korngröße einer nachträglichen Glühung unterwirft, die jedoch bei höheren Wärmegraden erfolgen muß als die zuletzt angewandten, kann man durch erneute Bestimmung der Korngröße zunächst den Grad der vorausgegangenen Verlagerung ermitteln und weiter an Hand dieses Wertes und des Wertes der ursprünglichen Korngröße aus dem Zustandsdiagramm die fragliche Glühtemperatur ableiten. Der Grad der Verlagerung kann dagegen aus der effektiven Korngröße eines bei gleichbleibender Temperatur rekristallisierten Metalles unmittelbar aus dem Schaubild abgelesen werden.

4) Die ursprüngliche Korngröße steht mit dem Körnungsgrad des rekristallisierten Metalles nur in einem bedingten Zusammenhang; die Beziehungen, die zwischen Körnungsgrad vor und nach stattgehabter Rekristallisation bestehen, seien im folgenden schematisch wiedergegeben. Wir gehen von der ursprünglichen Korngröße K_1 aus, die auch nach dem Verlagern (Kaltrecken) unverändert beibehalten worden ist. Bei der Rekristallisation kann nun die relative Korngröße nach Maßgabe der vorangegangenen Verlagerung entweder rasch abnehmen:

$$\text{Verlagerungsgrad} > CK_1,$$

worin C einen Proportionalitätswert bedeutet, oder auch zunehmen:

$$\text{Verlagerungsgrad} < CK_1.$$

Nur in einem bestimmten Einzelfall:

$$\text{Verlagerungsgrad} = CK_1,$$

bleibt die relative Korngröße trotz der völligen Neugruppierung des Gefüges unverändert.

Umgekehrt wird das Verhältnis, wenn statt des Verlagerungsgrades die Glühtemperatur mit der ursprünglichen Korngröße in Beziehung gesetzt wird.

b) Korngliederung.

Auch an rekristallisierten Querschnitten können gelegentlich parallel angeordnete Kristallnadeln beobachtet werden. Die parallele Anordnung der Kristalle ist auch hier auf die gleichen Ursachen, wie sie bei der Kristallisation eingehend erläutert wurden, zurückzuführen; nur steht hier die Parallelgliederung nicht mit der Wärmeverteilung sondern mit dem inneren Spannungsverlauf des Metalles in Zusammenhang. Es konnte gezeigt werden²⁾, daß die Rekristallisation stets von Stellen höherer Spannung nach solchen geringerer Spannung verläuft. An den am stärksten verlagerten Stellen werden sich also bei Temperatursteigerung die Rekristallisationszentren zuerst bilden und die Rekristallisation mit verhältnismäßig hoher Geschwindigkeit einsetzen können, während an den weniger verlagerten Stellen erst später die für die Rekristallisation erforderliche viel höhere Temperatur erreicht wird. Die Fortbewegung der Rekristallisationsgrenze wird (beispielsweise bei einem gebogenen Stab) den

¹⁾ s. J. Czoehrski, Intern. Zeitschrift für Metallographie 1916 S. 29; ebenda W. Deutsch S. 44.

²⁾ s. J. Czoehrski, Intern. Zeitschrift für Metallographie 1916 S. 39.

¹⁾ s. J. Czoehrski, »Stahl und Eisen« 1916 S. 865.

²⁾ J. Czoehrski, Intern. Zeitschrift für Metallographie 1916 S. 36.

Spannungslinien gemäß vom Rande nach dem Innern des Stabes erfolgen. Die Wachstumsbevorzugung der einzelnen Kristalle wird analog den Wärmefflußlinien in der Richtung senkrecht zu den Spannungslinien am größten sein, Abb. 14. Ob die Rekristallisationsvorgänge auch von Transkristallisation begleitet werden, konnte durch Versuche zunächst nicht bestätigt werden; dagegen wurde festgestellt,



$\frac{1}{6}$ natürlicher Größe.

Abb. 14.

Gefügeanordnung eines infolge ungleichförmiger innerer Spannungsverteilung nadellig rekristallisierten Zinnstabes.

Geätzt mit Kaliumchlorat-Salzsäurelösung 1:1000.

daß nadliges, aber nicht transkristallines Gefüge »die Korngestalt an sich«, keinen nennenswerten Einfluß auf das mechanische Verhalten eines Metalles ausübt.

Zusammenfassung.

Der Körnungsgrad der gegossenen Metalle wird, wie Tamman gezeigt hat, durch das freiwillige Kristallisationsvermögen und durch die lineare Kristallisationsgeschwindigkeit bestimmt. Ein neues Verfahren zur direkten Messung der Kristallisationsgeschwindigkeit von Metallen und einige Versuchszahlen werden mitgeteilt. Die Korngliederung und Richtung der Kristalle eines gegossenen Metalles steht in Zusammenhang mit der Verteilung der Wärmefflußlinien; kristallographisch ähnliche Anordnung der Kristalle (Transkristallisation) erweist sich als eine der allgemeinsten Gußkrankheiten. Es wird gezeigt, daß auch die Rekristallisationsvorgänge durch die gleichen Umstände (Faktoren) beherrscht werden und daß ein gesetzmäßiger Zusammenhang zwischen der Korngliederung eines rekristallisierten Metalles und den Spannungslinien besteht. Nach Möglichkeit ist überall auf die praktische Anwendbarkeit der Erkenntnisse hingewiesen.

Maschinelle Schnellverstellung der Werkzeuge an modernen Großwerkzeugmaschinen.¹⁾

Von Oberingenieur Arthur Schmidt, Berlin-Niederschöneweide.

Vor Beginn der Arbeit müssen Werkzeug und Werkstück in bestimmte gegenseitige Stellung gebracht — »angestellt« — werden. Das kann erfolgen durch Näherung des Werkzeuges an das festliegende Werkstück, durch Näherung des Werkstückes an das festliegende Werkzeug oder durch gegenseitige Näherungsbewegung von Werkstück und Werkzeug. Je schwerer und größer das zu bearbeitende Werkstück ist, um so mehr ist danach zu streben, die Anstellbewegung dem Werkzeug zu erteilen. Im Großwerkzeugmaschinenbau bildet daher die Anstellung des Werkzeuges die Regel.

Bei der Anstellung können weiterhin zwei Arten unterschieden werden, die »feine« und die »grobe« Anstellung. Die Feinanstellung erfolgt stets von Hand, kennzeichnend sind für sie der kleine Weg und die geringe Geschwindigkeit der Bewegung, entsprechend der Forderung größter Genauigkeit für die zurückzulegende Wegstrecke. Die Grobanstellung ist gekennzeichnet durch großen Weg und hohe Geschwindigkeit der Bewegung; sie erfolgt von Hand, soweit die körperliche Arbeitsfähigkeit des bedienenden Mannes dafür ausreicht. Das hohe Gewicht des Querbalkens von großen Hobelmaschinen und Karusselldrehbänken führte deshalb frühzeitig zur Einführung der maschinellen Verstellung dieser Teile, die als grobe Anstellung im weitesten Sinne betrachtet werden kann.

Mit den ständig wachsenden Abmessungen der Werkzeugmaschinen wurden die Gewichte der von Hand anzustellenden Werkzeugschlitten immer größer, die Verschiebungswege immer länger — die grobe Handverstellung mußte mehr und mehr der maschinellen Verstellung weichen. Die wirtschaftliche Entwicklung mit stets höher werdenden Löhnen bedingte ferner eine stetige Steigerung der Verschiebegeschwindigkeit, um die Ausgaben für unproduktive Arbeiten möglichst niedrig zu halten. Die maschinelle Schnellverstellung wurde daher die Forderung des Tages.

Die zur Feineinstellung dienenden Vorrichtungen sind durch den Gesamtaufbau der Werkzeugmaschine und die Anstellmöglichkeit der Werkzeuge oder des Werkstückes be-

dingt und daher ursprünglich vorhanden. Es dient hierzu entweder die Schraubenspindel oder Schnecke und Schneckenrad in Verbindung mit einer Zahnstange. In beiden Fällen lassen sich bei Bewegung von Hand alle praktisch erforderlichen kleinsten Bewegungsgrößen erreichen. Um so weniger geeignet sind diese Bewegungsvorrichtungen für die grobe Anstellung mit ihren Forderungen. Bei Handverstellung ermüdet bei großen Bewegungswegen der Arbeiter rasch, und die erzielte Verschiebegeschwindigkeit bleibt infolge der großen Uebersetzungen sehr klein. Diese Umstände drängten einerseits zur Einführung besonderer Triebwerke für die grobe Handverstellung, anderseits zur maschinellen Betätigung der groben Verstellung.

Für die grobe Handverstellung ließ sich bei Vorhandensein einer Schraubenspindel die kleine Verschiebegeschwindigkeit dadurch beseitigen, daß für die Handschnellverstellung eine Zahnstange vorgesehen wird, wobei Ratsche oder Handrad unmittelbar auf der Zahnstangenritzelwelle angeordnet wird; bei schwererem Werkzeugschlitten wird dann noch eine kleine Räderübersetzung vorgeschaltet. Die Schraubenspindel wird hierbei durch Mutter ausgetrickt, die geöffnet werden kann. Bei Schnecke und Schneckenrad in Verbindung mit Getriebe und Zahnstange werden die beiden ersten für die Grobanstellung am zweckmäßigsten ausgeschaltet und das auf der Schneckenradwelle sitzende Ritzel unmittelbar vom Handrad oder der Ratsche betätigt, bei schwerem Werkzeugschlitten außerdem eine zweckmäßig gewählte Räderübersetzung vorgeschaltet.

Für die maschinelle Betätigung der groben Anstellung lag nun der Gedanke nahe, die Schaltbewegung der Werkzeuge zu benutzen, um den konstruktiven Aufbau der Werkzeugmaschine so einfach wie möglich zu erhalten. Möglich ist dies jedoch nur bei Maschinen mit ununterbrochener Schaltbewegung. Maschinen mit Schaltung in Zeitabständen, wie Hobelmaschinen, Senkrecht- und Wagerechtstoßmaschinen müssen daher von den Schaltungen vollständig unabhängige maschinelle Verstellung erhalten.

Der ununterbrochenen Schaltbewegung haften jedoch zwei Eigenschaften an, die ihre Verwendung für die maschinelle Verstellung überhaupt, insbesondere aber für die maschinelle Schnellverstellung sehr erschweren. Ihre Geschwindigkeit ist außerordentlich veränderlich und besonders in den unteren Grenzwerten außerordentlich klein. Beispielsweise kann bei einer Spitzenbank von 600 mm Spitzenhöhe der minutliche Vorschub zwischen 0,34 mm und 534 mm

¹⁾ Sonderabdrücke dieses Aufsatzes (Fachgebiet: Metall- und Holzbearbeitung) werden an Mitglieder des Vereines sowie Studierende und Schüler technischer Lehranstalten gegen Voreinsendung von 35 $\frac{1}{2}$ postfrei abgegeben. Andre Bezieher zahlen den doppelten Preis. Zuschlag für Auslandsporto 5 $\frac{1}{2}$. Lieferung etwa 2 Wochen nach dem Erscheinen der Nummer.